

7.73 — ośrodki niejednorodne, kompozyty

5.54 — beton zbrojny

Janusz Kasperkiewicz

STRUKTURA WEWNĘTRZNA
A PROCESY PĘKANIA
W KOMPOZYTACH Z KRUCHĄ MATRYCĄ

39/1983

Prace habilitacyjne

P 269a

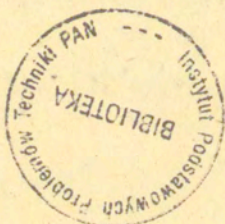


WARSZAWA 1983

Praca habilitacyjna

Praca wpłynęła do Redakcji dnia 19 września 1983 r.

56998



Na prawach rękopisu

Instytut Podstawowych Problemów Techniki PAN
Nakład 180 egz. Ark. wyd. 12. Ark. druk. 15.
Oddano do druku w październiku 1983 r.
Nr zamówienia 660/83 M - 13.

Warszawska Drukarnia Naukowa, Warszawa,
ul. Śniadeckich 8

<http://rcin.org.pl>

Spis treści

	str.
1. Wstęp	
1.1. Przedmiot i zakres pracy	5
1.2. Cel pracy	8
1.3. Układ pracy	9
2. Matryce kruche i ich struktura wewnętrzna	
2.1. Pojęcie kruchości materiału	13
2.2. Obserwacje struktury wewnętrznej	15
2.3. Przykłady matryc kruchych	21
- Cementowe matryce betonopodobne	21
- Matryce ze spieków ceramicznych	28
2.4. Cechy matryc kruchych	31
3. Opisy ilościowe matryc kruchych	
3.1. Charakterystyki mechaniczne i ich pomiar	33
3.2. Opisy struktury matryc	58
3.3. Modele strukturalne betonu	72
3.4. Podsumowanie i wnioski dotyczące opisu matryc kruchych	84
4. Koncepcja niejednorodności ciągłych i jej podstawy	86
5. Model zniszczenia próbki z materiału o niejednorodności ciągłej	
5.1. Warunek propagacji rysy	96
5.2. Opis rozciągania próbki prostopadłościennej	101
5.3. Przykład numeryczny	105
6. Struktura uzbrojenia w kompozytach	
6.1. Uzbrojenie i jego współpraca z matrycą kruchą	109
6.2. Ujęcia stereologiczne i opis wyidealizowanych struktur uzbrojenia	111
6.3. Parametry stereologiczne a właściwości mechaniczne kompozytów włóknistych	119
7. Przegląd opisów analitycznych kompozytów włóknistych z matrycą kruchą	
7.1. Prawa mieszanin	126
7.2. Teoria EBM	134
7.3. Teoria ACK	137
8. Zastosowanie koncepcji niejednorodności ciągłych do kompozytu włóknistego	
8.1. Warunek propagacji rysy w kompozycie włóknistym	149
8.2. Opis rozciągania próbki prostopadłościennej	156
8.3. Wnioski z porównania rozmaitych opisów analitycznych	162

	str.
9. Właściwości fibrobetonu na podstawie badań	
9.1. Ogólne informacje o fibrobetonie	164
9.2. Badania fibrobetonu na rozciąganie i zginanie - opis badań i wyniki	166
9.3. Porównanie uzyskanych wyników eksperymentalnych z proponowanym opisem analitycznym	175
10. Wnioski końcowe i sugestie dalszych badań	178
Zestawienie cytowanych publikacji	183
Załączniki:	
I. Zestawienie ważniejszych oznaczeń stosowanych w pracy	199
II. Zestawienie wybranych definicji	202
III. Metody obserwacji struktury wewnętrznej materiałów konstrukcyjnych	208
IV. Modele fenomenologiczne betonu	213
V. Wzory uzyskane przez Hirscha	234
English Summary	237

1. Wstęp

1.1. Przedmiot i zakres pracy

Przedmiotem pracy są kompozyty, utworzone z kruchej, niejednorodnej matrycy i z ubrojenia włóknistego, ich struktura oraz opis zachowania w niektórych stanach obciążenia.

Tradycyjna mechanika stosowana tworzyw inżynierskich zajmowała się najczęściej ośrodkami izotropowymi i jednorodnymi, reprezentującymi tylko w ograniczonym zakresie rzeczywiste materiały konstrukcyjne. Zachowanie rzeczywistych materiałów analizowano więc w oparciu o rozmaite modele idealne, np. teorii sprężystości, plastyczności czy lepkosprężystości. Zachowanie wszelkich takich modeli wykazuje nieuniknione rozbieżności z obserwacjami doświadczalnymi, związane w dużej mierze z pominięciem efektów anizotropii i niejednorodności oraz z innymi aspektami idealizacji. W teorii sprężystości na przykład nie ma ograniczenia wielkości naprężeń pomimo, że potrzeba narzucenia podobnych ograniczeń jest intuicyjnie oczywista. Akceptuje się przeto osobliwości występujące w uzyskiwanych rozwiązaniach - np. w punkcie przyłożenia siły skupionej lub przy wierzchołku szczeliny. W teorii plastyczności wyróżniane są tzw. stany graniczne, jednak trudno jest zidentyfikować je jednoznacznie na rzeczywistych wykresach doświadczalnych.

Stosowane powszechnie opisy tworzyw konstrukcyjnych wystarczają na ogół przy obliczeniach wytrzymałościowych materiałów tradycyjnych oraz w klasycznych zastosowaniach teorii konstrukcji. Są one niewystarczające przy projektowaniu, a zwłaszcza optymalizacji kompozytów, w których - w zakresie obciążeń użytkowych - występują lokalne przekroczenia granicznych wartości naprężeń lub odkształceń, propagują się mikrororysy, itd. Możliwości optymalizowania materiału są bardzo ograniczone jeśli przyjąć, że stanowi on jednorodną, nierozdzieloną mieszaninę rozmaitych składników. W kompozytach nie tylko dobór ale i układ poszczególnych faz, tj. struktura wewnętrzna, powinny wynikać z przewidywanego przeznaczenia materiału. Tak rozumiane zagadnienia optymalizacji spotyka się jednak w inżynierii materiałowej dość rzadko.

Kompozyty są to materiały składające się z więcej niż jednej fazy, w których składniki współdziałające nie tracą swojej odrębności. Choć nauka o kompozytach jest stosunkowo nowa, wytwarzane były już od tysiącleci, np. w Starożytnym Egipcie - w postaci połączenia gliny z ciętą słomą [175]. Te kompozyty uważane są zazwyczaj wytwory działalności ludzkiej, produkowane w celu uzyskania wybranych cech materiałowych, których nie posiada żaden ze składników oddzielnie. Szersza definicja powinna jednak - np. wg Broutmana i Krocka [142] - obejmować również materiały naturalne, jak drewno lub niektóre skały. Wydaje się, że stanowisko takie jest racjonalne, m.in. z uwagi na głębokie analogie zachodzące między zachowaniem mechanicznym skał i betonu; w związku z tym przyjęte zostało ono w niniejszej pracy.

Dwie podstawowe dla tej pracy grupy materiałów stanowią kompozyty z wypełniaczami /particulate composites/ oraz kompozyty włókniste /fibrous composites/ [142]. Nie wyczerpuje to wszystkich możliwości: istnieją jeszcze laminaty, struktury jednowymiarowe /np. kable/, plecionki oraz inne odmiany kompozytów, nie związane z podjętym tematem.

Z uwagi na zastosowania inżynierskie ważne są kompozyty stanowiące połączenie dwóch odmian wymienionych powyżej, zawierające zarówno ziarna jak i włókna. Przykładem ich jest tzw. fibrobeton, tj. beton uzbrojony rozproszonymi włóknami. W fibrobetonie włókna zbroją niejednorodną matrycę, która sama jest kompozytem złożonym z ciągłego spoiwa /zaczynu lub zaprawy/ z wypełnieniem /piaskiem lub drobnym kruszywem/. Występujące tu matryce są określane jako "kruche", przy czym ścisła definicja "kruchości" nie istnieje, i pojęcie to ma charakter względny. W uproszczeniu można powiedzieć, że materiały kruche wykazują podatność na zniszczenie przy nieznacznych odkształceniach i bez deformacji plastycznych. Jako inne przykłady matryc kruchych wymienić można szkło, gips i spieki ceramiczne; wszystkie one mogą być wzmacniane włóknami uzbrojenia rozproszonego.

Niniejsza praca zawiera propozycję opisu analitycznego szczególnej odmiany kompozytów. Porównanie przyjętego opisu z wynikami eksperymentów wykazuje przydatność zaproponowanego modelu.

Oprócz propozycji nowego opisu analitycznego, w pracy omówiono zagadnienie struktur wewnętrznych matryc kruchych, ich związków z właściwościami mechanicznymi, a także zamieszczono przegląd rozmaitych modeli stosowanych do betonu, który jest przykładem matrycy kruchej najobszerniej dotychczas przebadanej.

Sprawie struktury wewnętrznej poświęcono w pracy szczególnie wiele miejsca. Jeżeli wymiary ziaren są wyraźnie mniejsze od długości występujących obok nich włókien, to wewnętrzną budowę tego samego kompozytu można analizować na dwóch przynajmniej poziomach strukturalnych. Wybór wielkości tzw. elementu reprezentacyjnego /RVE/ oraz określenie poziomów strukturalnych na jakich należy prowadzić analizę, są na ogół dość umowne; samo wspomniane określenie /RVE/ ma najczęściej również charakter opisowy.

W materiale można zawsze wyróżnić strukturę na poziomie atomowym, której analiza stanowi przedmiot fizyki lub chemii ciała stałego. Rozważania na tym poziomie mają ograniczoną przydatność w mechanice kompozytów, chociaż w ramach inżynierii materiałowej są prowadzone. W dalszym ciągu pracy, przy opisywaniu struktur wewnętrznych mowa jest na ogół o strukturach, których wymiary charakterystyczne przekraczają znacznie odpowiednie wymiary sieci atomowej. Są to tzw. struktury makro, mezo i mikro, zróżnicowane w zależności od sposobu prowadzenia obserwacji /w niektórych publikacjach, w podobnych sensie stosowane jest określenie "tekstura" - [183] /.

W pracy zwrócono szczególną uwagę na sposób powiązania informacji o makrostrukturze kompozytu z niektórymi procesami mechanicznymi zachodzącymi w kompozycie pod obciążeniami zewnętrznymi.

W Polsce tematyka kompozytów jest rozwijana w skali ograniczonej, a podstawowe definicje nie są uzgodnione - por.: [95, 106, 182, 191, 228]. W związku z tym w pracy poświęcono nieco uwagi terminologii. Odpowiednie sformułowania w języku polskim dopiero powstają, dlatego przy określeniach polskich podano często odpowiedniki angielskie; piśmiennictwo angielskie jest bowiem w tej dziedzinie najobszerniejsze.

1.2. Cel pracy

Celem pracy jest uzyskanie takiego opisu kompozytów, który uwzględniałby ich strukturę wewnętrzną, i był zgodny z wynikami obserwacji doświadczalnych. W związku z tym autor przedstawia rezultaty własnych badań zarówno struktur wewnętrznych jak i właściwości mechanicznych wybranej grupy kompozytów.

Odnosnie struktur wewnętrznych materiałów konstrukcyjnych istnieje dużo prac opisowych, o charakterze jakościowym, jednak brakuje opracowań ilościowych. W rezultacie związku pomiędzy różnymi miarami struktury a właściwościami materiałów pozostają najczęściej nieznanymi. Nie można zaliczyć tu rozmaitych prac z zakresu technologii betonu, które stanowią raczej recepty typu "know-how", poświęcone sprawom praktycznego projektowania mieszanek. Nawet gdy określa się w nich proporcje składników, co ma ścisły związek ze strukturą wewnętrzną, ta ostatnia na ogół nie występuje w ogóle w rozważaniach. Stąd, zamiast racjonalnej optymalizacji, postępowanie przy projektowaniu sprowadza się do metody prób i błędów.

Celem zamieszczenia w pracy porównawczego zestawienia wybranych informacji o rozmaitych matrycach kruchych, jest uzasadnienie opinii autora, że we wszystkich tych przypadkach można się spodziewać analogii w zachowaniu pod obciążeniami. Wobec tego można je rozpatrywać i opisywać łącznie.

Opracowanie istniejących informacji na temat opisów analitycznych, zarówno samych matryc kruchych jak i kompozytów, zamieszczono w pracy celem wykazania ograniczeń istniejących w publikowanych ujęciach.

Informacje o opisach ilościowych struktury wewnętrznej kompozytów włóknistych stanowią z jednej strony przygotowanie narzędzia niezbędnego w dalszej części pracy, z drugiej zaś wykazują praktyczną przydatność uzyskanych w ten sposób parametrów do opisu właściwości wytrzymałościowych materiału. Przy przewidywaniu wytrzymałości kompozytu równie przydatny jest opis struktury matrycy nieuzbrojonej; prace z tego zakresu należą do rzadkości.

Celem zaproponowanego w pracy opisu niejednorodności matrycy z pomocą nowej koncepcji niejednorodności ciągłych, było

wyjaśnienie dość rzadkich, chociaż bardzo ważnych obserwacji doświadczalnych, poczynionych w odniesieniu do jednej z matryc kruchych - betonu. Materiał ten, mimo iż znana jest jego niska wydłużalność graniczna oraz struktura wewnętrzna nie sprzyjająca odkształceniom plastycznym, zachowuje się przy rozciąganiu w sztywnej maszynie wytrzymałościowej w sposób quasi-plastyczny. Również w przestrzennych stanach naprężenia materiał ten może znosić bez utraty spójności odkształcenia przekraczające kilkanaście razy jego odkształcalność graniczną przy obciążaniu osiowym /Bałowadze [114] /. W pracy wykazano ponadto, że ten sam opis jest przydatny w odniesieniu do kompozytów włóknistych.

1.3. Układ pracy

Praca zawiera 10 rozdziałów, i składa się z trzech głównych części. Dotyczą one struktur wewnętrznych kompozytów /rozdziały 2,3,4 i 6/, propozycji nowego modelu kompozytów z matrycą kruchą /rozdziały 4,5 i 8/ oraz wyników weryfikacji doświadczalnej /rozdział 9/.

Pierwsze dwie z wymienionych powyżej części mają charakter ogólny. Uwagi o strukturze i o modelach nie są związane z żadnym szczególnym rodzajem matrycy kruchej, ani też z żadnym szczególnym rodzajem uzbrojenia, jakkolwiek podawane przykłady dotyczą na ogół materiałów betonopodobnych. Natomiast przy weryfikacji doświadczalnej w części trzeciej, w przykładach zamieszczonych w rozdziałach 5 i 8, a w szczególności w rozdziale 9, ograniczono się do fibrobetonu z włóknem stalowym, który stanowił przedmiot badań doświadczalnych przeprowadzonych przez autora.

Rozdział 2 poświęcony jest sprecyzowaniu jakiego rodzaju materiałów dotyczy niniejsza praca. Zdaniem autora, pomiędzy różnymi tworzywami określanymi jako "matryce kruche", zachodzi szereg analogii, zarówno co się tyczy struktury wewnętrznej jak i odnośnie właściwości mechanicznych. We wszystkich tych materiałach, w temperaturze pokojowej i przy obciążeniach doraźnych deformacje plastyczne są pomijalnie małe. We wszystkich również występują wyraźne niejednorodności struktury.

Załączono uwagi na temat sposobów obserwacji takich struktur. Omówiono bliżej przykłady stwardniałego zaczynu cementowego oraz spieku ceramicznego, które niezależnie od różnic w składzie chemicznym, zastosowaniach, stanie badań itd., mogą - zdaniem autora - być opisywane z pomocą tego samego aparatu pojęciowego przedstawionego w pracy.

W rozdziale 3 omawiane są właściwości mechaniczne matryce kruchych i sposoby ich opisywania. Tu również starano się podkreślić specyfikę materiałów będących przedmiotem pracy. Większość omawianych wyników obserwacji właściwości mechanicznych oraz opisów struktury wewnętrznej dotyczy zaczynów, zapraw i betonów cementowych. Zdaniem autora opis analityczny, który okaże się przydatny do betonu, będzie zarazem dostatecznie ogólny, aby móc z jego pomocą opisać również i inne matryce kruche /uwzględniając oczywiście różnice wartości występujących parametrów materiałowych/.

Z uwagi na szczególne znaczenie miary energii powierzchniowej pęknięcia γ_f , która stosowana jest wielokrotnie w dalszej części pracy, szerzej potraktowano zagadnienia mechaniki pęknięcia, stanowiące przedmiot oddzielnej publikacji autora [122]. Zamieszczono przegląd modeli strukturalnych betonu. Modele te tylko fragmentarycznie opisują zachowanie się tworzywa pod różnymi oddziaływaniami zewnętrznymi. Z drugiej strony, bardziej znane modele fenomenologiczne /omówione w Zał. IV/ nie mówią nic o dającej się kształtować strukturze wewnętrznej kompozytu.

W rozdziale 4 przedstawiono zasadniczą dla całości pracy koncepcję niejednorodności ciągłych. Zestawiono kilka obserwacji eksperymentalnych, które potwierdzają słuszność takiej właśnie koncepcji. Obserwacje te pochodzą z wyników badań betonów i skał. Autor zaproponował posłużenie się do opisu niejednorodności betonu cosinusową funkcją niejednorodności. Uzasadnieniem wyboru takiej właśnie funkcji jest dogodność przeprowadzania na niej operacji analitycznych. Jaki powinien być opis rzeczywistych niejednorodności betonu czy innych matryc kruchych na razie nie wiadomo. Musi on wynikać z dalszych obserwacji i rozważań strukturalnych.

Zaproponowaną koncepcję wyzyskano w rozdziale 5, do wyznaczenia zależności pomiędzy wydłużeniem a obciążeniem próbki prostopadłościennej, rozciąganej w sztywnej maszynie wytrzymałościowej. Wprowadzenie funkcji energii powierzchniowej pęknięcia pozwala uzyskać krzywą zależności między obciążeniem a wydłużeniem próbki, o kształcie zgodnym jakościowo z zachowaniem rzeczywistego, niejednorodnego materiału kruchego, jakim jest beton. Przedstawiony w tym rozdziale przykład [126] pokazuje, że quasi-plastyczne zachowanie betonu przy rozciąganiu można wyjaśnić na drodze uwzględnienia jego struktury wewnętrznej. Wydaje się, że w sposób naturalny, uwzględnienie niejednorodności materiału pozwoliło by wyjaśnić zachowanie się betonu także i w innych stanach obciążenia, np. przy ściskaniu.

Rozdział 6 zawiera omówienie wybranych elementów opisu ilościowego struktury kompozytów włóknistych w oparciu o stereologię. Wyjaśnienie podstaw samej stereologii opisano gdzieś indziej - por. [125,176,204]. Szczegóły wyprowadzeń analitycznych opublikowane były już przez autora uprzednio - [112,119,120,125,127]. Przedstawione przykłady wskazują, że odpowiednio pomyślane mierniki stereologiczne nadają się bezpośrednio do opisu właściwości wytrzymałościowych jednego z kompozytów włóknistych z matrycą kruchą, mianowicie - fibrobetonu z włóknem stalowym.

Ilościowa charakterystyka struktury ma podstawowe znaczenie przy opisie zachowania się całego kompozytu, czego przykład zamieszczony jest w rozdziale 8. Rozstaw włókien uzbrojenia określa mianowicie graniczny wymiar defektu, powyżej którego przy propagacji rysy następuje ważna, jakościowa zmiana w zachodzących procesach zniszczenia.

Rozdział 7 dotyczy opisów analitycznych kompozytów włóknistych z matrycą kruchą. Zamieszczono tu przegląd opisów dotyczących głównie kompozytów betonopodobnych. Autorowi nie są znane podobnie rozbudowane modele matryc ceramicznych z uzbrojeniem włóknistym.

W rozdziale 8 przedstawiono nawiązujący do rozwiązania z rozdz.5 przykład, dotyczący rozciąganego elementu z matrycy kruchej zawierającej włókna uzbrojenia. Przyjęto, że identycznie jak w rozdz.5 opisana matryca, uzbrojona jest włóknem

zlinearyzowanym w kierunku działania naprężeń rozciągających.

Rozdział 9 poświęcono wynikom doświadczalnym z badań fibrobetonu z włóknem stalowym. Wyniki te, uzyskane przez lub przy współudziale autora, szczegółowo opisane były gdzie indziej [7,9,10,38,73,118,124]. Celem wprowadzenia podano podstawowe informacje o fibrobetonie, również opracowane w szerszej postaci uprzednio [31,33,113,121]. Z uzyskanych wyników badań przedstawiono tylko wybrane informacje, które wiążą się bezpośrednio z przykładami rozważanymi w rozdziałach 5 oraz 8. Na końcu zamieszczono porównania pomiędzy wynikami eksperymentalnymi i analitycznymi.

Z zamieszczonych porównań wynika zgodność jakościowa proponowanego opisu z doświadczeniem oraz, w pewnej mierze, również zgodność ilościowa. Ta ostatnia dotyczy wzmacniającego kompozyt efektu obecności włókien uzbrojenia, których charakterystyki ilościowe określone były w niezależnych eksperymentach: w badaniach przyczepności włókien danego typu do matrycy, w pomiarach rzeczywistej zawartości włókien w kompozycie, itd.

Rozdział 10 zawiera podsumowanie oraz wnioski do dalszych badań. Uzyskane wyniki wykazują słuszność zaproponowanej w pracy koncepcji. Natomiast rozwiązania przedstawione w pracy mają jedynie charakter ilustracyjny.

Wyniki uzyskane w pracy stanowią zaledwie pierwszy etap badań. Przed praktycznym wyzyskaniem przedstawionej koncepcji, np. przy optymalizacji struktury kompozytów, konieczne jest przeprowadzenie dalszych studiów z zakresu analizy statystycznej rzeczywistych struktur wewnętrznych oraz adaptowanie odpowiednich metod numerycznych.

W oddzielnych załącznikach do pracy zamieszczono zestawienie ważniejszych określeń i definicji, zestawienie używanych symboli, przegląd metod doświadczalnych obserwacji struktur wewnętrznych w materiałach konstrukcyjnych oraz przegląd modeli fenomenologicznych betonu, co stanowi pewne uzupełnienie do rozdz.3.

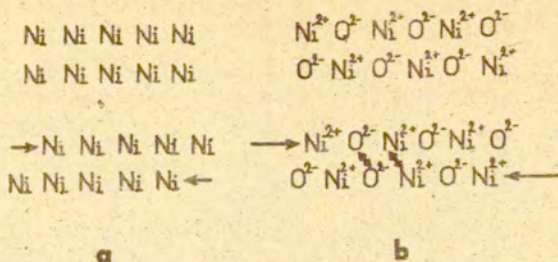
2. Matryce kruche i ich struktura wewnętrzna

2.1. Pojęcie kruchości materiału

"Kruchość" materiału jest pojęciem potocznym i opisowym, dla którego brak jest ściśle określonej miary. Niekiedy, jako miara kruchości przyjmowane bywają współczynniki znane z mechaniki pękania: wartość krytyczna współczynnika intensywności naprężenia K_{Ic} , krytyczna wartość współczynnika wyzwania energii sprężystej G_{Ic} , energia powierzchniowa pękania γ_f . Jednak współczynniki te określane są w sposób nie znormalizowany, a niezależnie od tego nie zawsze wystarczają do scharakteryzowania jak podatny jest materiał na kruche zniszczenia.

Cechą charakterystyczną pękania kruchego konstrukcji jest to, że następuje ono przy poziomie naprężeń średnich znacznie poniżej wytrzymałości materiału. Przykłady tego samego zjawiska zaobserwować można przy zniszczeniu przedmiotów kryształowych lub szklanych. Mniej trywialne przykłady kruchych zniszczeń budowli inżynierskich, konstrukcji okrętowych i lotniczych opisywane były wielokrotnie, i są wymieniane w monografiach mechaniki pękania - np. [187]. Łatwym do stwierdzenia cechami materiałów ogólnie uznawanych za kruche są też: znaczna różnica pomiędzy ich wytrzymałością na ściskanie i na rozciąganie oraz czułość na koncentrację naprężeń [174]. Jednocześnie są to na ogół te materiały, odnośnie których badania w temperaturze pokojowej nie wykazują pod obciążeniami doraźnymi widocznych deformacji plastycznych.

Z uwagi na okoliczność, że deformacje plastyczne związane są z poślizgami w sieciach krystalicznych /przechodzenie przez szereg bliskich sobie stanów równowagi/, różnie podatności na kruche pęknięcie można spodziewać się już przy analizie na poziomie atomowym, np. przy porównywaniu wiązań jonowych z metalicznymi. Monokryształ tlenku metalu wykazuje większy opór na ścianie i mniej płaszczyzn możliwego poślizgu niż podobny monokryształ metalu czystego - rys.1 [122]. O zwiększonym oporze przeciw odkształceniom plastycznym można mówić również w przypadku struktur bezpostaciowych /np. szkło/. Bezpostaciowość jest tu nieuniknionym rezultatem procesu technologicznego -



Rys.1. Różne mechanizmy poślizgu na płaszczyznach międzyatomowych w metalicznym niklu /a/ oraz w tlenku niklu /b/, wg. [222]. W przypadku /b/ poślizg wymaga przewyciężenia sił najpierw wzajemnego przyciągania jonów różnoznacznych a potem wzajemnego odpychania jonów jednoznacznych; w przypadku /a/ istnieje w sieci krystalicznej więcej niż w przypadku /b/ różnych, możliwych płaszczyzn poślizgu.

nazbyt prędkiej zmiany stanu skupienia, co uniemożliwia odpowiednie uporządkowanie się atomów w sieć krystaliczną.

Podobne efekty stwierdzić można przy bardzo rozdrobnionej strukturze polikrystalicznej. W spiekach ceramicznych wielkość ziaren jest zazwyczaj niewielka, występują liczne powierzchnie kontaktowe, a te utrudniają ewentualne ruchy dyslokacji^{*}. Wobec zależności ruchliwości dyslokacji od temperatury, również stal i inne metale wykazywać mogą znaczną kruchość po oziębieniu. Z drugiej strony zarówno szkło jak i spieki ceramiczne, po odpowiednim podgrzaniu mięknią i wówczas trudno w ogóle mówić o kruchości. W niniejszej pracy ograniczono się do tych materiałów, które można określić jako "krucho" w temperaturze pokojowej.

Jako przykłady matryc kruchych można wymienić szkła różnego gatunku, wypalane gliny, a w szczególności porcelanę, gips,

^{*} W związku z tym Stokes rozróżnia trzy typy kruchości spieków ceramicznych [208]. Większość spieków wspomnianych dalej w rozdz.2.3 jest wg tego rozróżnienia zupełnie kruchymi/completely brittle/. W spiekach pół-kruchych /semi-brittle/ występować może w temperaturze pokojowej ruch dyslokacji, np. w MgO, który jednak ograniczony jest do oddzielnych ziaren. Właściwości spieków ciągliwych /ductile/ są mało zbadane, a przykładem jest tu AgCl [208].

zaczyn i zaprawy cementowe, beton, skały, spieki ceramiczne oraz rozmaite porowate materiały konstrukcyjne impregnowane tworzywami sztucznymi lub siarką. Pewne zbliżone cechy stwierdzić można nawet w niektórych żywicach syntetycznych, zwłaszcza w polimerach silnie usieciowanych /highly cross linked polymers. [84,142] / oraz w polimerach zawierających liczne obszary mikrokryształizacji. Poza przykładami w rozdz.2,3 i w tabl.2, wszystkie te materiały nie są tu bliżej omawiane.

W niniejszej pracy określenie "matryce kruche" dotyczy dość licznej rodziny materiałów występujących jako matryce niektórych kompozytów włóknistych.

2.2. Obserwacje struktury wewnętrznej

Stwierdzenie, że właściwości mechaniczne materiałów kompozytowych zależą bezpośrednio od ich struktury wewnętrznej oznacza, że zależą one od kształtu, rozmieszczenia i właściwości poszczególnych składników, a nawet poszczególnych faz. Poznanie owej struktury ma zasadnicze znaczenie we wszelkich studiach z zakresu inżynierii materiałowej.

Przy badaniu kompozytu, w odróżnieniu od badania poszczególnych jego składników oddzielnie, możliwa jest identyfikacja rozmaitych obiektów wewnętrznych, zależnie od sposobu prowadzenia obserwacji. Co innego można zauważyć okiem nieuzbrojonym, patrząc przez lupę, stosując mikroskop, ewentualnie posługując się metodami pośrednimi - np. dyfrakcją rentgenowską. Nazwy dotyczące skali obserwacji przyjęto w niniejszej pracy w zależności od stosowanej aparatury:

- | | |
|---------------|---|
| skala makro | - obserwacje okiem nieuzbrojonym, |
| skala mezo | - obserwacje za pomocą lup i mikroskopów optycznych, |
| skala mikro | - obserwacje za pomocą mikroskopów elektronowych, |
| skala atomowa | - obserwacje metodami pośrednimi, w oparciu o analizę teoretyczną struktury molekularnej. |

Podział ten jest dość przypadkowy, i nie musi odpowiadać podziałom mogącym mieć znaczenie dla opisu zachowania się kompo-

zytu pod obciążeniami zewnętrznymi. Możliwe są przy tym od-
mienne umowy odnośnie terminologii. Np. Staub i Olewicz makro-
skopowymi nazywają obserwacje przy powiększeniach do 25x, a
mikroskopowymi - przy powiększeniach 50x i więcej [203].
Kwestia racjonalnego powiązania tych czy innych poziomów stru-
kturalnych z globalnym zachowaniem całego materiału jest w me-
chanice kompozytów zupełnie otwarta.

Oprócz identyfikacji, równie duże znaczenie ma ocena właś-
ciwości mechanicznych składników, a także stref przejściowych
między składnikami. Nie zawsze jest ona możliwa, ponieważ nie-
które fazy nie występują oddzielnie, tzn. poza kompozytem.
Konieczne jest wówczas szacowanie odpowiednich właściwości na
podstawie danych o zachowaniu materiałów pokrewnych, lub tych
samyh składników ale w innym stanie. Informacje uzyskuje się
także poprzez tzw. badanie mikrotwardości [28], zakładając
przy tym, że cechy mechaniczne składników nie ulegają większym
zmianom po ich wbudowaniu w kompozyt. Jest to istotne uprosz-
czenie, jak na to wskazuje przykład betonów żywicznych.
W tych kompozytach, w wyniku oddziaływań typu np. sił van der
Waalsa, następuje zorientowanie polimeru grupami polarnymi w
kierunku powierzchni kruszywa, na odległościach ocenianych na
od ułamka do setek mikronów [50]. W ten sposób makro i mezo
struktura wpływają także na strukturę atomową, i polimer tęże-
jący w materiale zawierającym stosunkowo duże pory może mieć
inne właściwości mechaniczne, niż wówczas gdy pory takie są
małe.

Czasami zarówno wybór skali obserwacji zastosowanej przy
opisie, jak i same właściwości danej fazy są dość oczywiste.
Przykładami mogą być struktura uziarnienia grubego w betonie
oraz struktura uzbrojenia włóknistego w postaci cienkich dru-
tów stalowych. Jedną i drugą obserwować można gołym okiem na
szlifach materiału kompozytowego /betonu oraz fibrobetonu/, a
jednocześnie znane są cechy mechaniczne zarówno kamieni jak i
stali, a zwłaszcza ich odkształcalność i wytrzymałość. Niektó-
re szczegółowe informacje o rozmaitych sposobach badania,
zwłaszcza zaś o obserwacji wizualnej rozmaitych struktur ma-
teriałów konstrukcyjnych zamieszczono w Załączniku II.

Możliwości stwierdzenia wewnętrznych niejednorodności materiału konstrukcyjnego zależą m.in. od wyboru skali obserwacji. Np. zaczyn cementowy w skali makro może przedstawiać się jako ośrodek zupełnie jednorodny. Błędem byłoby oparcie się na takiej przesłance przy opisie całego kompozytu, ponieważ w świetle doświadczeń wiązałyby się to z przyjęciem jednej z alternatyw: albo materiał jest jednorodny, liniowo sprężysty /na to wskazywałyby wyniki prostych prób rozciągania/, przypominający np. szkło, albo jest on jednorodny, ale o pewnych cechach plastycznych. Tymczasem żaden z tych przypadków może nie mieć miejsca, bowiem odkształcalność i wytrzymałość zaczynu związane są faktycznie z obecnością i propagacją rozmaitych defektów, powstających na krawędzi porów lub w strefach międzyfazowych, a nie z deformacjami plastycznymi. Obiekty te - pory, szczeliny wokół ziaren - można obserwować dopiero przy znacznym powiększeniu. A zatem, aby móc w sposób racjonalny opisać materiał kompozytowy, a także niejednorodną matrycę kruchą, należy odpowiednio wybrać skalę obserwacji.

Podstawę wszelkiej analizy struktury stanowi dokumentacja materialna. Mogą stanowić ją obrazy mikroskopowe szlifów, a zwłaszcza ich fotografie, zdjęcia rentgenowskie oraz szkice. Szkic bardziej niż fotografia podatny jest dalszej obróbce bezpośredniej lub automatycznej - np. za pomocą urządzenia o nazwie Image Analyser [149], /por. także automatyczne analizatory obrazu mikroskopowego w [176]/, która daje ilościowy opis kompozytu. Należy przed tym pamiętać, że podczas wykonywania szkicu odbywają się intelektualnie uwarunkowane procesy idealizacji, upraszczania i wyboru obrazu. Ważne jest, aby nie doprowadziły one do uzyskania nieprawdziwej reprezentacji struktury.

Przepis na to jak wykonać poprawny szkic nie istnieje, i odpowiednie postępowanie obarczone jest zawsze dużą dowolnością. W następnym rozdziale zamieszczono kilka szkiców, stanowiących pewną ilustrację występujących trudności - rys.2 i 4.

Przy analizie obrazu struktury /szlif, zdjęcie rentgenowskie/ zachodzi wspomniany proces intelektualny wyboru przedstawianych obiektów. Występuje przy tym sprzężenie zwrotne:

nie zauważonego obiektu nie można co prawda nazwać, ale również nie nazwanego obiektu można "nie zauważyć", przynajmniej w sensie opisu i pomiaru. Sprawa jest prosta gdy z różnych względów badane elementy struktury są zarówno łatwe do zauważenia jak i wyraźnie wyróżniające się z całości obrazu /o wyraźnych granicach/. Przykładem "wyraźnych" elementów struktury mogą być pory /pęcherzyki/ powietrzne, widoczne w specjalnie napowietrzonym betonie /air-entrained concrete/. Podobnie dogodnie analizuje się "wyraźną" strukturę polikrystaliczną - por. np. szkice na rys. 4a i c. Niestety w przypadku większości matryc kruchych, o jakich mowa w tym rozdziale, rzeczywistość nie ułatwia analizy. Przy ustalonej skali obserwacji niektóre składniki występują w odmianach dość mało różniących się od siebie, tak że nasuwa to myśl o ciągłym przechodzeniu jednej fazy w drugą. Ogólna teoria i sposób postępowania przy analizie struktur tego rodzaju czekają dopiero na opracowanie.

Pośrednich informacji o budowie wewnętrznej materiałów dostarczają proste badania porowatości. Kilka uwag na ten temat zamieszczono również w Załączniku II.

Duże znaczenie w analizie struktur wewnętrznych ma sprawa obserwacji rys, szczelin, i podobnych defektów. Kruchosc materiałów przejawia się najbardziej wtedy, gdy występują w nich tzw. koncentratory naprężenia. Najczęściej są to ostro zakończone szczeliny, np. pochodzenia skurczowego.

Ważne spostrzeżenia na temat takich rys skurczowych w otoczeniu ziaren kruszywa w betonie poczynił Hsu [93]. Zarówno z jego rozważań analitycznych [92] jak i z obserwacji doświadczalnych wynika, że wokół sztywniejszej inkluzji mogą - zależnie od procesu wysychania, a także stygnięcia materiału - powstawać pęknięcia. Mogą one stanowić początek tych rys, których propagację stwierdza się i obserwuje w materiale pod obciążeniami zewnętrznymi. Podobne pęknięcia wokół ziaren występują także i w innych matrycach kruchych.

Koncentracja naprężeń przy wierzchołku szczeliny zależy od jej "ostrości"; oznacza to zależność od promienia krzywizny u wierzchołka [122]. Wydaje się, że w materiałach o niejednorodnej strukturze wewnętrznej, zmiany promienia krzywizny w wierzchołku szczeliny nie mają większego znaczenia dla wytrzymałości

ci elementu, o ile tylko wymiar tego promienia jest mniejszy od pewnej wartości granicznej. Odnosnie betonu nieuzbrojonego stwierdzili to już Wright i Byrne w 1964 roku, którzy badali na osłowe rozciąganie próbki z centralnym otworem poprzecznym w kształcie koła, kwadratu, rombu albo elipsy, wywołując koncentracje naprężeń od 40 do 80 razy, [230]. W takim zakresie obecność otworów nie wpływała na nośność próbki.

Z drugiej strony inne badania wykazały [32], że nawet beton uzbrojony włóknom stalowym /SFRC - materiał ten w porównaniu z betonem nie jest kruchy/ wykazuje czułość na obecność koncentratorów /notch sensitivity/: wytrzymałość zginanej próbki z SFRC, nie zawierającej nacięcia, jest wyższa niż wytrzymałość analogicznej próbki z nacięciem. We wzmiankowych badaniach późniejsze zmiany wielkości nacięcia nie wykazały już istotnego wpływu na wytrzymałość [32].

Powyższe spostrzeżenia odnośnie rys κ / w ośrodkach niejednorodnych, do jakich zaliczyć można większość matryc kruchych, oparte są na badaniach wytrzymałościowych. Na podstawie obserwacji wzrokowej czy mikroskopowej dość trudno byłoby zaproponować sposób rozróżniania rys i szczelin.

W niektórych kompozytach obecność szczelin jest zjawiskiem naturalnym, tzn. w praktyce materiały te nie występują bez pierwotnych szczelin, które można obserwować a nawet mierzyć przy obserwacji na poziomie mikro, mezo, a czasem i makro. W szczególności dotyczy to wszystkich matryc kompozytów betonopodobnych.

Strukturę zarysowania pierwotnego można obserwować pod mikroskopem optycznym, można posługiwać się metodami radiograficznymi jak Shah, Slate, Olsefski i in. [195], a w bardzo ograniczonym zakresie można również stosować metody badań nieniszczących. Te ostatnie w materiałach niejednorodnych i zawierających liczne nieciągłości są mało przydatne. Analizę ilościową stanu zarysowania można prowadzić w zasadzie jedynie metodami stereologicznymi [206].

*/ W niniejszej pracy przyjęto nazwę szczelina dla płaskiej nieciągłości, lub spłaszczonej pustki, istniejącej pierwotnie w danym materiale. Rysa jest natomiast szczeliną w procesie propagacji, przy czym propagacja może odbywać się wg jednego lub równocześnie kilku znanych schematów [44,122,229].

Stosowane sposoby opisu struktury wewnętrznej materiałów kompozytowych mają na ogół charakter jakościowy. Także w pracach na temat spieków ceramicznych parametry strukturalne wprowadzane są w sensie opisowym. Przykładowo, parametry w postaci tzw. przeciętnej średnicy ziaren /average grain diameter/ oraz wzajemnej odległości powierzchni ziaren krystalicznych [66, 183], wprowadzone zostały celem łatwiejszego objaśnienia efektów technologicznych. Być może, że jest to związane ze znaczną liczbą występujących czynników, ale konkluzje mają zdecydowanie jakościowy charakter. Na przykład w [183] przytoczone są wnioski Lacha, odnośnie optymalnej struktury wewnętrznej izolatorów porcelanowych: udział kwarcu powinien być niewielki, jego ziarna małe, udział porów mały, masa podstawowa powinna być drobnokrystaliczna. Brakuje ocen ilościowych.

Jako rzadkie przykłady prac poświęconych związkowi ilościowym pomiędzy strukturą, a ściślej - pomiędzy parametrami opisu struktury, a właściwościami użytkowymi kompozytów, wymienić można następujące trzy opracowania.

Thaulow ze swoimi współpracownikami opublikował niedawno kolejną pracę [214], z której wynika możliwość dość dokładnego szacowania wytrzymałości na ściskanie betonu na podstawie obrazów szlifów materiału, obserwowanych w skali mezo oraz analizy stereologicznej. Wspomniana analiza służyła w tym wypadku do oceny porowatości kapilarnej, a co za tym idzie do oceny wskaźnika wodno-cementowego oraz do oceny zawartości powietrza w większych porach; pustki powietrzne w zaczynie obniżają jego wytrzymałość.

Pidek [173], wprowadził pewnego rodzaju analizę stereologiczną obrazów w skali mikro stwardniałego zaczynu cementowego w betonach keramzytowych. Analiza umożliwiła ocenę ilościową występujących w mikrostrukturze form włóknistych i form ziarnistych. Stwierdzono, że ze wzrostem zawartości w zaczynie form włóknistych /i spadkiem zawartości mikroziaren/, wzrasta wytrzymałość zmęczeniowa materiału.

Fagerlund [71] zajmował się zagadnieniem średniego odstępu swobodnego pomiędzy ziarnami kruszywa lub porami powietrznymi w betonie. Ponieważ od zawartości kruszywa zależy m.in. wytrzymałość betonu, a od zawartości porów nie tylko wytrzymałość ale

także np. mrozoodporność, badania takie prowadzą do oceny właściwości materiału na podstawie jego obrazów stereologicznych. Analiza zawartości powietrza w betonie na podstawie obserwacji mikroskopowych jest zresztą sposobem od dawna znanym i stosowanym. Istnieją dla tych celów całe systemy komputerowe, sprzężone z mikroskopem, wykonujące pewne usystematyzowane pomiary automatycznie /quantimetry/.

2.3. Przykłady matryc kruchych

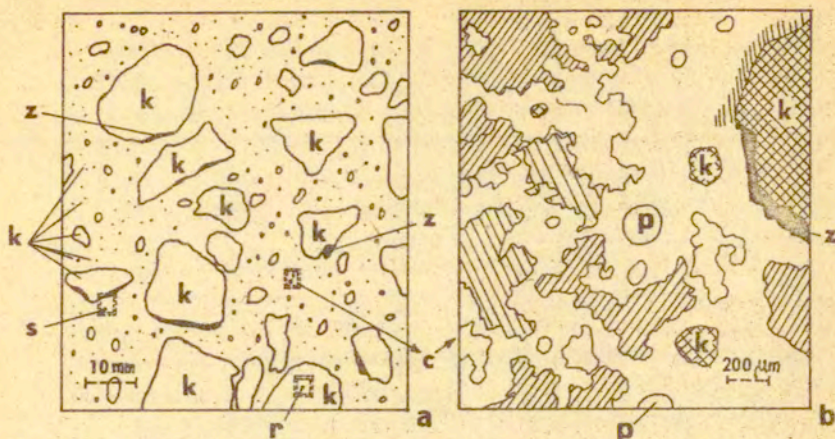
Poniżej omówiono przykłady dwóch różnych matryc kruchych, których dotyczyć ma ten sam, proponowany w pracy opis. Wszelkie odmiany zaczynu cementowego, zaprawy cementowej itd., różnią się znacznie od rozmaitych spieków ceramicznych. Różnice dotyczą składu chemicznego, typu wiązań molekularnych, porowatości, odporności na oddziaływania zewnętrzne, technologii wykonania, a także rzędu liczb charakteryzujących wytrzymałość. Tym niemniej obie te grupy materiałów można - zdaniem autora - zaliczyć do wspólnej grupy niejednorodnych matryc kruchych, i można je rozważać z pomocą tego samego pojęcia "niejednorodności ciągłych", przedstawionego w rozdz.4.

Cementowe matryce betonopodobne

Najczęściej spotykanym przykładem matrycy tego typu jest zwyczajny beton konstrukcyjny. Podstawową część wypełnienia stanowi w nim kruszywo o średnicy ziaren powyżej 1 mm. Z ogólniejszego punktu widzenia beton taki sam jest jednocześnie kompozytem ziarnistym, w którym matrycą jest zaprawa cementowa. Podobnie odmianą kompozytu ziarnistego jest zaprawa, zawierająca jako matrycę zaczyn cementowy, itd.

Strukturę stwardniałego betonu analizuje się na podstawie obserwacji przełomu lub szlif elementu; w przypadku przełomu pewne elementy struktury mogą nie być widoczne. Dodatkowe informacje można uzyskać stosując rentgenoskopię, do czego konieczne jest jednak występowanie wyraźnej różnicy gęstości kruszywa i matrycy.

Obraz szlif betonu w skali makro pokazano na rys.2a. Nawet bez dodatkowych zabiegów w rodzaju trawienia powierzchni lub



Rys.2. Schematy struktur obserwowanych w skalach makro i mezo na szlifie próbki betonowej. a - obserwacja w skali makro - powiększenie 1x, b - obserwacja w skali mezo - powiększenie 50x obszaru zaznaczonego "c" na rysunku a, z - rysy spowodowane skurczem lub efektami grawitacyjnymi przy mieszaniu składników, k - przykładowo zaznaczone ziarna piasku lub grubszego kruszywa, r - podobszar, który przy obserwacji w skali mezo ma strukturę odpowiadającą macierzystej skale kruszywa, p - pustki i raki /większe pustki/ powstałe w wyniku schwywania powietrza podczas mieszania składników masy betonowej, s - podobszar do obserwacji strefy kontaktowej; na podst. [90,161,170].

specjalnego oświetlenia widać, że materiał ten ma strukturę silnie niejednorodną. Głównymi elementami niejednorodności są ziarna kruszywa oraz rozmaite pustki, pory i szczeliny, otoczone przez jednorodną na pozór matrycę, którą stanowi zaprawa, tzn. zaczyn z piaskiem, albo sam zaczyn cementowy. Charakterystyczną dla wszystkich kompozytów betonopodobnych jest duża zmienność struktury wewnętrznej w zależności od rodzaju, zawartości objętościowej i sposobu łączenia wszystkich składników: cementu, wody, piasku oraz kruszywa. W przypadku polimerobetonów /np. PIC^z/, występuje jeszcze możliwość częściowego lub całkowitego wypełnienia poszczególnych pustek polimerem - por. [50,134].

^z/ PIC - Polymer Impregnated Concrete-beton impregnowany polimerem.

Obraz przy obserwacji w skali mezo, którego przykład pokazano na rys.2b, zależy będzie od wyboru analizowanego podobszaru. Zupełnie odmienne struktury widoczne będą np. przy powiększeniu podobszarów oznaczonych jako c, s lub r na rys.2a. Na rys.2b pokazany jest szkic, przy obserwacji w skali mezo, podobszaru c, odpowiadającego "jednorodnej" zaprawie cementowej.

Wbrew pozorom, łatwiejsze stosunkowo obserwacje w skali mezo zapraw i zaczynów cementowych, są publikowane i analizowane rzadziej niż obserwacje samego zaczynu w skali mikro - zob.np. [140,225]. Wydaje się, że poziom mezo był zbyt dokładny dla inżynierów i zbyt mało interesujący dla fizyków i chemików materiałów budowlanych. Przy powiększeniu rzędu 200x szlif stwardniałego zaczynu cementowego przedstawia się jako trudny do opisanie ośrodek niejednorodny, złożony z obszarów oddzielonych niewyraźnymi granicami, tzn. przechodzących w siebie w sposób niemalże ciągły, pozornie różniących się co najwyżej kolorem i intensywnością zabarwienia. Występujące ziarna drobnego piasku /"drobnego" w znaczeniu polskiej normy PN-54/B-02480; jeszcze mniejsze ziarna, tzn. poniżej 0,25 mm ma tylko tzw. piasek pylasty/ przedstawiają się jako większe obszary jednorodne, o dość wyraźnej granicy, otoczone matrycą, w której można ewentualnie zauważyć cząstki pyłów, nieshydrytowane ziarna cementu oraz pustki rozmaitego kształtu. W skali mezo można jednakże dokonywać oceny ilościowej defektów pierwotnych, obecnych w materiale. Można także śledzić drogę propagacji rysy, czego przykłady pokazano w.[87,159], a co pozwala m.in. na ocenę pola powstającej w przełomie próbki powierzchni swobodnej materiału. Można wreszcie analizować strukturę najdrobniejszych frakcji wypełnienia.

Zastosowanie powiększenia ok. 1000x, pozwala na rozróżnienie niektórych elementów mikrostruktury zaczynu, mimo że obraz pozostaje nadal w skali mezo. Analiza uwidaczniającej się struktury jest jednak niemożliwa i celem jej przeprowadzenia trzeba obniżyć jeszcze bardziej skalę obserwacji, stosując np. mikroskop skaningowy.

Przy obserwacji w skali mikro obserwować można całe bogactwo form występujących w zaczynie cementowym: pory, żel, kry-

sztaly, nieshydrytowane ziarna cementu itd. Wydaje się niewątpliwe, że właśnie kształt tych form i ich właściwości fizyczne decydują o wytrzymałości, a prawdopodobnie również i o większości innych cech użytkowych stwardniałego zaczynu.

Z uwagi na wspomnianą różnorodność nie sposób prowadzić analizy na poziomie mikro abstrahując od składu chemicznego i identyfikacji poszczególnych form. W zaczynie cementowym ma to znaczenie większe niż w innych odmianach matryc kruchych. Nie wchodząc w szczegóły dotyczące metod eksperymentalnych uzyskiwania poszczególnych informacji, poniżej przedstawiono ważniejsze informacje dotyczące budowy zaczynu cementowego.

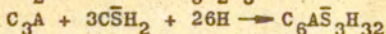
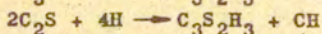
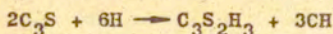
Skład chemiczny cementu, tj. częściowo bezpostaciowego a częściowo krystalicznego materiału, powstającego w wyniku zmielenia dokładnie uprzednio wymieszanych i wypalonych w temperaturze 1300-1400°C /temperatura spiekania/ materiałów wapienistych, gliniastych oraz zawierających tlenki niektórych metali, jest - pomijając kilka składników drugorzędnych - jak następuje [161,198,201]:

krzemian trójwapniowy	C_3S - 50%	/30+65%/
krzemian dwuwapniowy	C_2S - 25%	/15+46%/
glinian trójwapniowy	C_3A - 12%	/5 +15%/
żelazoglinian czterowapniowy	C_4AF - 8%	/5 +15%/
gips	CSH_2 - ok. 3, 5%	

Przybliżone wartości podano tu w procentach wagowych; w nawiasach wymieniono wartości skrajne spotykane w rozmaitych odmianach cementów produkowanych w USA [201]. Skorzystano z przyjętej w chemii cementu notacji: C = CaO, S = SiO₂, A = Al₂O₃, F = Fe₂O₃, \bar{S} = SO₃, H = H₂O; przykładowo: $C_3S=3CaO.SiO_2$ /. Powyżej zestawione związki występują na ogół w postaci zanieczyszczonej, przy czym zanieczyszczenia te wpływają również na właściwości cementu.

Po wymieszaniu cementu z wodą rozpoczyna się, w zależności od proporcji wody i cementu oraz od warunków pielęgnacji - częściowy lub całkowity proces hydratacji /uwodnienia/. Jednocześnie zachodzi kilka różnych reakcji. Prędkości przebiegu hydratacji, ilość wytwarzanego ciepła itp. poszczególnych składników są niejednakowe i były przedmiotem wielu badań [36,201].

Trzy najważniejsze reakcje mają postać:



Większą część powstającej w ten sposób substancji, bo aż ok. 50-70% objętościowo, stanowi uwodniony krzemian wapniowy. W przybliżeniu - bo występuje tu kilka zbliżonych produktów reakcji - jest to $C_3S_2H_3$, oznaczany dalej skrótowo jako C-S-H. Materiał ten nazywano żelazem krzemianowym [36], żelazem cementowym [167], a nawet tobermorytem, z uwagi na podobieństwo do minerału o takiej właśnie nazwie [168]. Żel C-S-H określany jest jako słabo krystaliczny /poorly crystalline/. Oznacza to, że faktycznie nie ma on budowy ani krystalicznej ani bezpostaciowej. Struktura jest bardzo rozdrobniona. Cząsteczki nie przekraczają wymiarem 1 μm , w związku z czym materiał ma ogromną powierzchnię właściwą - rzędu 250-450 m^2/g oraz znaczną porowatość - nie mniej niż 0,26 [224]. Rozróżniane są przy tym dwie podstawowe odmiany C-S-H: CSH/I/ - o budowie wstążkowo-płytkowej oraz CSH/II/ - o budowie drobnowłóknistej. Morfologia odmiany pierwszej nie jest pewna. Wymiary włókienek /długość x średnica/ w odmianie drugiej oceniane są na ok. $1 \times 0,1 \mu m$ [161].

Okolo 20% objętości zaczynu zajmuje wodorotlenek wapniowy CH, posiadający budowę krystaliczną. Jego obecność zapewnia zaczynowi zasadowość /pH 12,5/; chroni to stal zbrojeniową przed korozją, ale powoduje zarazem, że sam zaczyn jest podatny na ataki kwasowe. Kryształy CH narastają w nieco późniejszej fazie hydratacji, w formie igieł o długościach sięgających 0,01-0,1 mm, powstających w pustkach kapilarnych dostępnych wewnątrz zaczynu.

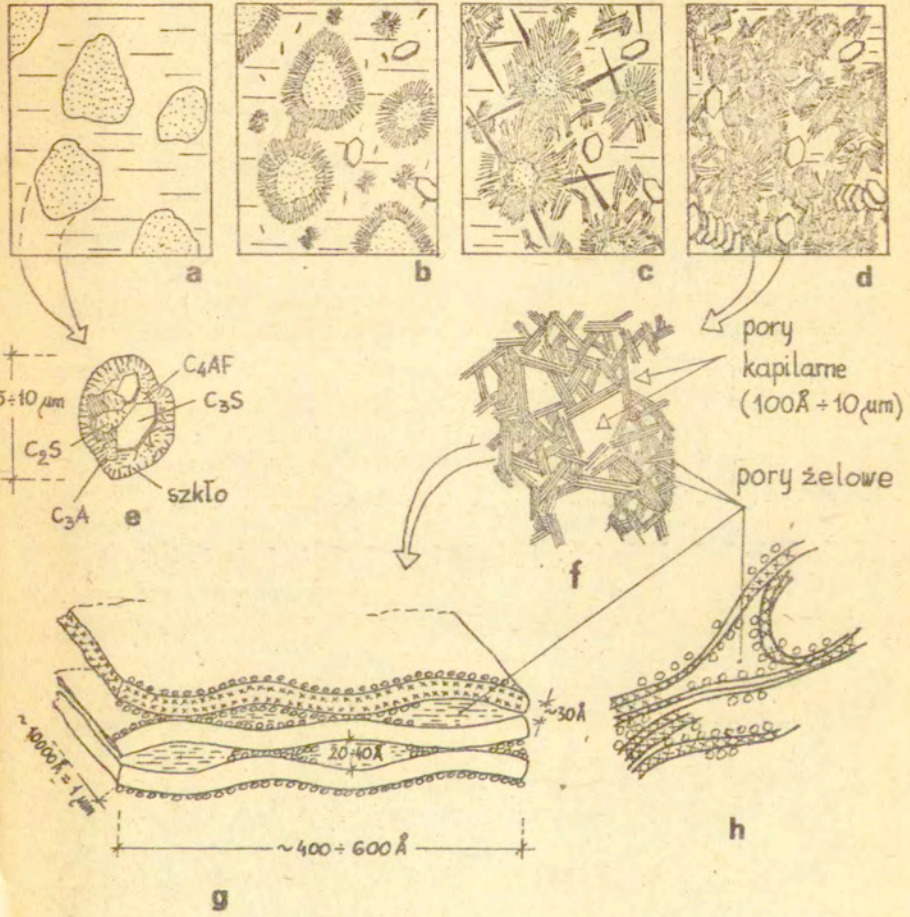
Największe kryształki można niekiedy dostrzec gołym okiem wewnątrz pustek w betonie, a identyfikacja ich pod mikroskopem optycznym nie sprawia trudności [161]. W wyniku zakłóceń swobodnego wzrostu, np. z powodu obecności nieshydratyzowanych ziaren cementu, właściwości tej fazy mogą być różne od właściwości "czystego" wodorotlenku wapniowego.

W stwardniałym zaczynie występują ponadto inne substancje, np. etryngit - $C_6\bar{A}S_3H_{32}$ /w postaci wydłużonych igieł przyzma-

tycznych $10 \times 0,5 \mu\text{m}$ [161], żelaziany, gliniany /przyjmujące postać nieregularnych płytek sześciokątnych $1 \times 1 \times 0,1 \mu\text{m}$ /, nieuwodnione ziarna cementu oraz nie związana woda pod rozmaitą postacią.

Ostatecznie w wyniku hydratacji tworzy się bardzo skomplikowana struktura, której właściwości wynikają z cech poszczególnych składników, ich proporcji, rozmieszczenia, orientacji itd. Proces powstawania tej struktury ilustruje rys.3. Interesujący zestaw fotografii odpowiadających częściowo pokazanym szkicom, zamieszczono w [51]. Zachowanie się betonu uwarunkowane jest współdziałaniem wszystkich faz jakie można zaobserwować na poszczególnych poziomach obserwacji. Szczególnie ważne są w związku z tym właściwości i zjawiska występujące w strefach kontaktowych - np. na granicy kruszywa i zaczynu.

Rys.3. Struktura zaczynu a przebieg hydratacji cementu.
a - ziarna cementu natychmiast po zamieszaniu z wodą /faktycznie, czego nie uwidoczniło na rysunku, ziarna cementu występują w znacznie większej koncentracji, tak że znaczenie mają występujące między nimi siły van der Waalsa; wg Powersa świeży zaczyn można uważać bądź za zawieszinę wodną cząstek cementu, bądź za słabe, porowate ciało stałe, zawierające ciągłą sieć kapilar wypełnionych roztworem wodnym [179], b - stan po upływie 1^{h} ; w wyniku hydrolizy powstaje przesycony roztwór, w którym tworzą się igły etryngitu i kryształki CH, a ziarna cementu pokrywają się gęstą warstwą C-S-H, co chwilowo opóźnia dalszą hydratację /dormant period/, c - stan po 24^{h} : po rozerwaniu powłok z C-S-H hydratacja przebiega dalej, a jej produkty wypełniają przestrzeń między pierwotnymi ziarnami cementu; pojawiające się punkty kontaktu usztywniają mieszaninę, igły etryngitu powiększają się, porowatość szybko spada, tzw. koniec wiązania, d - stan po 28^{d} : koniec głównego okresu twardnienia zaczynu; skutkiem braku swobodnych jonów siarczanowych metastabilny etryngit przechodzi w siarczan, nieshydratyzowane pozostałości cementu prawdopodobnie nigdy już nie ulegną hydratacji, struktura zaczynu jest ostatecznie ustalona, e - ziarno klinkieru cementowego, f - schemat struktury żeluz C-S-H wg Powersa, g - schemat struktury kryształków żeluz C-S-H wg Ishai, h - schemat struktury żeluz C-S-H wg Feldmana i Seredy: o - oznaczenie wody adsorbowanej, x - oznaczenie wody absorbowanej. Na podstawie [100,161,168,201,224].



Matryce ze spieków ceramicznych

Do tworzyw ceramicznych tradycyjnie zaliczano takie materiały jak szamot, porcelana, fajans, itp. [198], jednak tu uwaga zwrócona jest na tzw. spieki /engineering ceramics, special ceramics [103] /, należące do materiałów konstrukcyjnych stosunkowo nowych, których rozwój nastąpił głównie po II Wojnie Światowej [215]. W rozmaitych zastosowaniach technicznych wprowadzane są one w ograniczonym zakresie oraz intensywnie badane [54,66]. Szeroko natomiast stosowane są w elektrotechnice i w elektronice [183]. Ogólnie biorąc jest to jednak grupa najdawniejszych znanych tworzyw, jako że wypalanie gliny stosowanow różnych postaciach już od czasów neolitu [103].

Zarówno dawne wyroby ceramiczne jak i nowoczesne spieki są, z punktu widzenia chemii, nieorganicznymi związkami pierwiastków metalicznych i niemetalicznych, zwłaszcza rozmaitych tlenków metali, tlenku krzemu, związków wapnia itp. Wstępnym etapem wykonania spieku jest wymieszanie sproszkowanych składników w odpowiednich proporcjach oraz nadanie im określonego kształtu.

Odmienne niż w wypadku metali, a także tworzyw na spoiwach powietrznych lub hydraulicznych, nie ma mowy o odlewaniu spieków. Nie stosuje się również obróbki plastycznej na zimno, a jedynym zabiegiem zmieniającym wymiary gotowego elementu może być szlifowanie.

Najbardziej rozpowszechnionymi składnikami tworzyw ceramicznych są niektóre czyste tlenki: glinu / Al_2O_3 /, cyrkonu / ZrO_2 /, manganu / MgO /, berylu / BeO /, toru / ThO_2 /, tytanu / TiO_2 /. Często spotyka się ponadto azotek krzemu / Si_3N_4 / oraz węgliki, zwłaszcza węgiel krzemu / SiC /. We wszystkich spiekach metoda wytwarzania jest dość podobna, zaś uzyskiwany materiał charakteryzuje się dużą twardością i wysoką temperaturą topnienia, rzędu 2000-3000°C [153]. Dwie podstawowe technologie produkcji polegają na wypiekaniu odpowiednio przygotowanej masy bez udziału lub z udziałem wysokiego ciśnienia zewnętrznego. Zabieg doprowadzania materiału do temperatury bliskiej temperaturze topnienia składników nazywany jest spiekaniem; stąd nazwa "spieki".

Łączone proszki zwilża się początkowo wodą lub innymi substancjami /alkohol, rozpuszczalne woski/, celem ułatwienia formowania. Poprzedzającemu wypalaniu suszeniu wyrobów do stanu określanego "green hard" towarzyszą odkształcenia objętościowe. Suszenie należy prowadzić z zachowaniem ostrożności, aby nie spowodować wystąpienia rys skurczowych. O ile przy tradycyjnych wyrobach ceramicznych wystarczało stosowanie temperatur rzędu 1000-1500°C, o tyle niektóre spieki wypala się w temperaturach ponad 2000°C. Stosowane jest także wypiekanie w specjalnej atmosferze azotowej lub argonowej. Najwartościowsze spieki uzyskuje się przy jednoczesnym działaniu wysokiej temperatury oraz ciśnienia ponad 100 MPa /1000 atm/ [103,215].

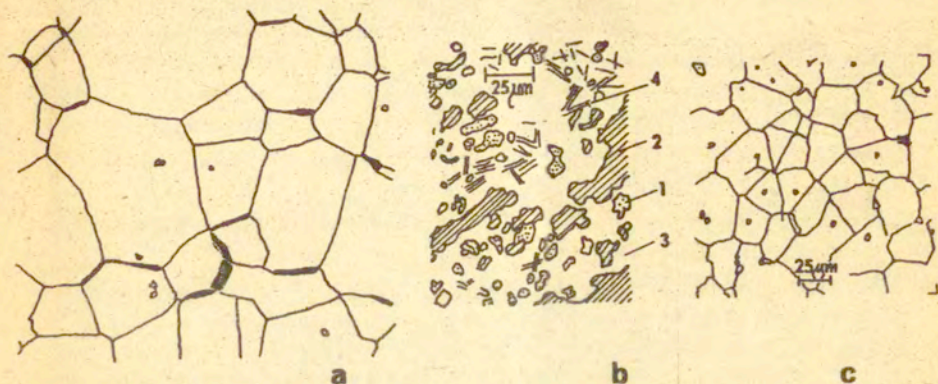
W trakcie spiekania proszków, których ziarna mają średnice od kilku do kilkudziesięciu mikronów [153], następuje szereg złożonych procesów łączenia się ziaren. Występują zjawiska parowania i kondensacji, dyfuzji powierzchniowej i objętościowej, a także płynięcia plastycznego. Poszczególne cząsteczki dążą do takich konfiguracji, którym odpowiada najmniejsza energia swobodna. W efekcie następuje transport masy, zamykanie się pustek i wzrost gęstości materiału. Ziarna krystaliczne występujące w łączonych proszkach nie ulegają stopieniu ale zostają połączone fazą szklistą, tworzącą się na brzegach ziaren. W wielu spiekach pozostające poza fazą szklistą obszary o strukturze krystalicznej stanowią około 90% materiału/dla porównania: w metalach - 100%, w polimerach o wysokiej wytrzymałości - średnio 70% [84] /. Powstająca struktura spieków ceramicznych na poziomie mezo i mikro jest prostsza niż w wypadku zaczynu cementowego, nie mniej jednak urozmaicona i trudna do opisanania.

Przy obserwacji pod mikroskopem można na ogół wyróżnić w spiekach poszczególne ziarna, a przynajmniej ich pozostałości, a także pustki /voids/. Charakter wiązań jakie przeważają na poziomie atomowym jest zasadniczo różny niż w metalach, są to bowiem wiązania kowalentne /np. w SiC/ lub jonowe /np. MgO, Al₂O₃ - por. też rys.1/ [84]. Wiąże się z tym okoliczność, że cechy plastyczne i pełzanie zaczynają spieki wykazywać dopiero w temperaturach znacznie podwyższonych.

Wartość energii powierzchniowej γ związków występujących w spiekach charakteryzuje się liczbami rzędu kilku $N.m^{-1}$. W wyrobach spieki występują w postaci polikryształów, których energia powierzchniowa jest - w porównaniu ze wspomnianymi związkami - o rząd wielkości wyższa. Różnica związana jest z tym, że o ile w monokryształach pękanie następuje wzdłuż powierzchni krystalizacji /cleavage failure/, o tyle w polikryształach pękanie może przebiegać bądź podobnie /pękanie śródziarniste - inter-granular/, bądź przeciwnie - z ominięciem ziaren /pękanie międzyziarniste - trans-granular/. W związku z tym praca zniszczenia γ_f mierzona w większości eksperymentów, zależy także od kształtu i usytuowania ziaren, obecności zanieczyszczeń w warstwach międzyfazowych oraz porowatości. Zależność powierzchniowej energii pęknięcia od średnicy ziarna jest skomplikowana. Z doświadczeń wynika, że zarówno γ_f , jak i niezależnie mierzona wytrzymałość f_f , mogą maleć wraz ze zmniejszaniem się średnicy oraz z jej zwiększaniem. Rezultaty dotyczące badań $MgTi_2O_5$ zamieszczone w [186] pokazują np., że wspomniane cechy osiągają maksimum przy wymiarze ziarna pomiędzy 6 a 50 μm .

Na rys.4 pokazano przykłady struktur spieków ceramicznych, obserwowanych w skali mezo.

Pomiędzy opisywanymi poprzednio spoiwami cementowymi a spiekami ceramicznymi występują istotne różnice natury chemicznej i fizycznej. Jednak sposób w jaki reagują te materiały na obciążenia zewnętrzne wykazuje liczne analogie. Dotyczy to np. względnie niskiej w porównaniu z wytrzymałością na ściskanie wytrzymałości na rozciąganie. W spiekach wytrzymałość na rozciąganie jest 8-20 razy niższa [54], w betonie około 10 razy. I w jednych i w drugich materiałach ważnym parametrem jest porowatość. Również jedne i drugie występują jako matryce w kompozytach włóknistych. Zaczyn cementowy stanowi składnik matrycy w betonie i w różnych odmianach fibrobetonu. Natomiast przykładami kompozytów, w których matrycę stanowią spieki ceramiczne mogą być Al_2O_3 uzbrojony włóknem węglowym, MgO uzbrojony włóknami z ZrO_2 , jak również spieki uzbrojone włóknami metalowymi - np. MgO z włóknami niklowymi, Al_2O_3 z włóknami z wolframu lub molibdeny [58].



Rys.4. Przykłady struktur spieków ceramicznych obserwowanych w skali mezo. a - nieporowaty /fully dense/ tlenek magnezu MgO w trakcie rozciągania w temp.1200°C; widać tworzenie się rys kontaktowych między ziarnami; wielkość ziarna ok.25 μm;wg [54], b - szkic typowej struktury wielofazowej, wg fotografii spieku mullitowego [84]; oznaczenia: 1 - Al₂O₃, 2 - pory, 3 - faza szklista, 4 - zatopione w fazie szklistej kryształki /igły/ mullitu, c - Al₂O₃ - przykład spieku jednoskładnikowego, w stanie nie obciążonym; wg [84].

2.4. Cechy matryce kruchych

Powyżej wyjaśniono sposób rozumienia przez autora sformułowania "matryce kruche". W literaturze z zakresu kompozytów lub inżynierii materiałowej pojęcie to bywa stosowane, jednak bez bliższego opisu. Autor nie podając definicji ilościowej przedstawia opisową charakterystykę tych materiałów.

Z omówionych przykładów wynika w szczególności, że matryce kruche różnią się znacznie od metali. Chociaż właściwości metali są także zależne od struktury, a ta jest najczęściej również niejednorodna, jednak niejednorodność metali nie wpływa na ich właściwości w sposób równie drastyczny. Wiadomo, że w miarę wzrostu obciążenia, w krystalicznej strukturze metalu rozpoczyna się ruch dyslokacji, które obserwowane są ostatecznie jako deformacje plastyczne. M.in. mogą one doprowadzić do

rozładowania powstających koncentracji naprężeń. Wiadomo na czym polega istota deformacji plastycznych, a model przesuwających się po sobie warstw atomów jest prosty i pasuje do wyników obserwacji [84,222].

Tymczasem w przypadku zaczynu cementowego i spieków ceramicznych sytuacja wygląda odmiennie, z różnych zresztą powodów. Na ogół nie oczekuje się tu deformacji plastycznych, nawet wtedy gdy występują deformacje nieodwracalne. W spiekach nieobecność deformacji plastycznych jest wynikiem odmiennej natury wiązań międzyatomowych /jonowe lub kowalentne/. Energia tych wiązań jest stosunkowo wysoka, a ruch dyslokacji w strukturze krystalicznej staje się możliwy jedynie po silnym podgrzaniu materiału, lub też lokalnie, w bardzo złożonych stanach naprężeń /np. w bezpośredniej bliskości wciskanego ostrza [23, 152] /. Niszczeniu materiału towarzyszą często w spiekach pęknięcia przebiegające na granicach ziaren, w związku z czym warunki propagacji rysy związane są ze strukturą uziarnienia.

W zaczynie cementowym wiązania międzyatomowe mają również charakter odmienny niż w metalach; m.in. znaczenie tu mają siły van der Waalsa. Jednak przede wszystkim przy zniszczeniu zaczynu propagacja rysy nie zachodzi w jednym materiale, ani nawet w jednego typu warstwie między ziarnami, ale jednocześnie w wielu różnych elementach struktury. Następuje łamanie "kwiatów" stwardniałego zaczynu, rozrywanie rurek i wstążek, rozłupywanie kryształów $Ca(OH)_2$, pęknięcie nieshydrytowanych ziaren cementu itd.

Scisły opis mikrostruktury, zarówno zaczynu cementowego jak i spieków ceramicznych, wydaje się niekonieczny dla celów tej pracy. Natomiast wiele rozmaitych materiałów określanych tu jako matryce kruche wykazuje, w temperaturze pokojowej i przy obciążeniach doraźnych, dwie istotne cechy wspólne:

- podobnie skomplikowaną budowę wewnętrzną, którą można obserwować a nawet opisywać ilościowo,
- nieobecność deformacji plastycznych lub ich pomijalną wielkość.

Mimo licznych różnic, wszystkie te materiały można zdaniem autora opisywać z pomocą tego samego aparatu pojęciowego, przedstawionego dalej w rozdz.4.

3. Opisy ilościowe matryc kruchych

3.1. Charakterystyki mechaniczne i ich pomiar

Właściwości mechaniczne tworzyw konstrukcyjnych opisywane są najczęściej za pomocą niewielkiej liczby parametrów, o których założono, że w obszarze danego ciała mają ustaloną wartość, tak jak w przypadku materiału idealnie jednorodnego. Od czasów Galileusza i Hooke'a właściwości materiałów określano podając wartości współczynnika sprężystości $/E/$ oraz wytrzymałości na rozciąganie $/f_t/$. Później opis wzbogacono o współczynnik Poissona $/\nu/$, granicę plastyczności przy rozciąganiu $/\sigma_Y/$, itd. Zestaw tych kilku parametrów wystarczał do rozmaitych celów projektowych, chociaż rozwijane przez badaczy opisy analityczne ulegały stopniowo komplikacji /por. Zał. IV/.

Niemetaliczne materiały kruche trzeba było charakteryzować w inny sposób, ponieważ poprawne zrealizowanie próby rozciągania osiowego jest w tych materiałach technicznie trudne, a stwierdzane wówczas rozrzuty wyników - bardzo znaczne. Granica plastyczności nie występuje w ogóle. Dlatego, a także i z uwagi na specyfikę zastosowań, przyjęto określać jakość skał, zapraw, betonu itd., głównie przez ich wytrzymałość na ściskanie osiowe $/f_c/$. Co prawda w publikacjach pojawiają się dość często określenia "wytrzymałość betonu na rozciąganie", "wytrzymałość skał na rozciąganie" /tensile strength/, ale dotyczą one na ogół wytrzymałości przy rozłupywaniu /splitting strength/ albo wytrzymałości na rozciąganie przy zginaniu /flexural strength, modulus of rupture/, i z faktyczną wytrzymałością na rozciąganie osiowe $/f_t/$ mają związek dość odległy.

Powyżej wymienione przykładowo wielkości $/E, \nu, f_t, f_c, \sigma_Y/$ związane są w gruncie rzeczy z budową atomową materiału. Z budową atomową związane są również pewne charakterystyki pośrednie, łatwe w pomiarze, z których pomocą można oceniać wartości parametrów podstawowych, potrzebnych przy projektowaniu. Z uwagi na możliwości obserwacji struktury materiałów, ważną taką charakterystyką jest twardość /hardness/, określana za pomocą wciskania w materiał standardowych ostrzy lub kulek, obciążanych siłą o ustalonej wartości, z późniejszym po-

miarem powstałego odcisku [28,53]. W ten sposób możliwa jest także analiza struktury matryc kruchych na poziomie mezo oraz identyfikacja występujących w kompozycie składników. Wyniki podobnych badań strukturalnych w odniesieniu do matryc kruchych są jednak nieliczne. W wypadku betonu, jedne z pierwszych pomiarów twardości w strefie kontaktowej matryca-kruszywo wykonane były przez Liubimovą i Pinusa [31]. Nowsze, interesujące wyniki opublikowali Kedlacek i Dohnalek [131]. Metoda ta daje się stosować do najróżniejszych materiałów, jak szkło, diament, węgiel kamienny itd. [53,96].

Innymi przykładami pośrednich sposobów oceny właściwości materiałowych są badania sklerometryczne, badania odporności na penetrację, i pomiary prędkości fal ultradźwiękowych [137, 167]. Na ogół nie nadają się one do obserwacji struktury, a jeśli tak - to tylko w skali makro.

W miarę rozwoju mechaniki opisy stanu naprężenia materiału stawały się coraz bardziej złożone [217]. W miejsce charakteryzujących materiał wytrzymałości f_c lub f_t , o których była mowa powyżej, zaproponowano szereg mniej lub bardziej skomplikowanych kryteriów wyężeńiowych. Nie mają one charakteru ogólnego i tylko przy odpowiednich ograniczeniach oraz w rozmaitym stopniu nadają się do poszczególnych klas materiałów konstrukcyjnych. Obiektywność opisu materiału wymaga m.in., aby tzw. kryteria wyężeńiowe dawały się wyrazić przez niezmienniki tensora odkształcenia i naprężenia, spełniały pewne warunki symetrii, etc.

W najprostszych i najdawniejszych kryteriach wyężeńiowych przyjmowano, że zniszczenie materiału nastąpi wówczas, gdy zostanie przekroczona pewna graniczna wartość główna tensora naprężenia /kryteria Galileusza, Leibnitza, Naviera, Lamégo, Clapeyrona, Rankine'a, Clebscha/ lub tensora odkształcenia /kryteria Saint-Venanta, Naviera, Ponceleta/. Bardziej złożone kryteria opierają się na wyzyskaniu niezmienników innych niż wartości główne tensorów. Np. w kryterium Hubera-von Misesa-Hencky'ego miernikiem jest wartość energii odkształcenia postaciowego, stanowiąca w materiale sprężystym funkcję dwóch pierwszych niezmienników tensora naprężenia. Opisy podstawowych hipotez wyężeńiowych, których w sumie jest kilkadziesiąt,

można znaleźć w monografiach z zakresu mechaniki stosowanej - np. [74, 77, 80, 156, 202].

Niektóre ze wspomnianych kryteriów proponowane były z myślą o materiałach kruchych typu skał lub betonu. Odmienne niż w przypadku metali muszą one uwzględniać m.in. niejednakową wytrzymałość na ściskanie i rozciąganie; wynika stąd np. konieczność zastosowania nieparzystych niezmienników tensora naprężenia.

Posługiwanie się niektórymi kryteriami wyężeniowymi nie jest łatwe. Przykładowo, w wypadku stosowanego do opisu betonu kryterium Caquot [151], w którym uwzględnia się wytrzymałość na czyste ścinanie τ_0 oraz na czyste rozciąganie σ_0 , aby ocenić stan materiału trzeba najpierw wyznaczyć nachylenie powierzchni przekroju, któremu odpowiada maksymalna wartość wyrażenia:

$$\frac{|\sigma_n|}{\sigma_0} + \left(\frac{\tau_n}{\tau_0}\right)^{1,5}$$

a następnie porównać tę wartość z jednością. W powyższym wyrażeniu σ_n i τ_n są wielkościami składowych normalnej i stycznej wektora naprężenia działającego w danym przekroju materiału.

Bardziej ogólna, a przydatna w odniesieniu do betonu, jest tzw. uogólniona hipoteza Mohra [151], w której wprowadzono współczynnik liczbowy, charakteryzujący właściwości plastyczne materiału. Przy pewnej wartości wspomnianego współczynnika hipoteza ta sprowadza się do hipotezy Hubera-von Misesa-Hencky'ego. Przy innej wartości otrzymuje się hipotezę Beltrami'ego.

Jakkolwiek poszczególne kryteria okazały się użyteczne w przeszłości, i są w wielu wypadkach nadal stosowane w projektowaniu konstrukcji, próby posługiwania się nimi w odniesieniu do klasy materiałów kruchych dają wyniki niezadowolające. W początku stulecia Voigt stwierdził, że żadne ze znanych kryteriów nie opisuje wyników doświadczeń przeprowadzonych na szkle i na kryształach NaCl. Również badając monokrystały NaCl Joffe stwierdził, że rozpuszczenie w gorącej wodzie warstwy powierzchniowej materiału nie tylko nie obniża wytrzymałości ale podwyższa ją o trzy /1/ rzędy wielkości [208, 217].

Ce ważniejsze, począwszy od połowy ubiegłego stulecia wielokrotnie obserwowane były wypadki katastrof konstrukcji metalowych, w których naprężenia nie powinny - jak się wydawało - przekraczać granicy plastyczności.

W pewnym uproszczeniu można powiedzieć, iż przekonano się, że rzeczywistości fizycznej nie opisuje wyczerpująco pochodząca jeszcze z XVI w. od Galileusza koncepcja, wg której wytrzymałość materiału, w sensie maksymalnej, przenoszonej wartości naprężenia, jest stałą materiałową, taką samą jak moduł sprężystości lub współczynnik Poissona [44]. W ten sposób zaczęto uświadamiać sobie różnice pomiędzy tzw. wielkościami niezależnymi i zależnymi od struktury /structure insensitive i structure sensitive properties/.

Zasadnicze znaczenie dla wyjaśnienia opisanych trudności ma praca Griffitha z r. 1921 [82]. Griffith przeanalizował teoretycznie, a wyniki poparł odpowiednimi doświadczeniami, zjawisko propagacji rysy w rozciąganych elementach szklanych. Początkowo praca Griffitha przeszła niezauważona, ponieważ wydawało się, że odnosi się ona wyłącznie do materiałów idealnie kruchych, takich właśnie jak szkło. Ogromną i trwającą do dziś popularność uzyskały jego koncepcje po II Wojnie Światowej. Było to wynikiem uświadomienia sobie powiązań pomiędzy wynikami owej pracy a możliwością wyjaśnienia szeregu poważnych katastrof, jakie odnotowano w konstrukcjach mostowych, maszynowych, morskich i lotniczych, tj. w konstrukcjach wykonanych z materiałów wykazujących pewną ciągliwość.

Nastąpiło jakby odwrócenie sytuacji i początkowo - w latach 1950-1970 - mniej prac z zakresu mechaniki pękania poświęcano właściwościom matryc kruchych /spieków ceramicznych, niektórych polimerów, szkła itd./, aniżeli właściwościom rozmaitych metali. W ostatnich latach zainteresowanie mechaniką pękania materiałów kruchych wzrosło ponownie. W szczególności, odnośnie mechaniki pękania samego tylko betonu i innych kompozytów betonopodobnych, ukazało się już ponad 300 publikacji [158]. Liczne są także prace z zakresu pękania spieków ceramicznych, szkieleń itd.

Na zagadnienie pękania Griffith spojrział w sposób następujący [82]. Jako przedmiot rozważań wziął sprężystą tarczę o

jednostkowej grubości /zagadnienie płaskie/, zawierającą w początku układu współrzędnych szczelinę o długości $2c$. Powierzchnia nieciągłości określona jako zbiór punktów $\{(x_1, x_2, x_3) : |x_1| \leq c; x_2 = 0\}$ nazywana jest szczeliną Griffitha.

Tarcza rozciągana jest w nieskończoności naprężeniem p , skierowanym w kierunku osi x_2 , tj. w kierunku prostopadłym do płaszczyzny szczeliny. W porównaniu z analogicznie rozciąganą tarczą bez szczeliny, energia odkształceń sprężystych tarczy jest mniejsza o pewną wielkość ΔU , którą można obliczyć całkując gęstość energii sprężystej $(\sigma_{ij} \epsilon_{ij}/2)$ po całym rozważanym obszarze. Różnica ta wynosi:

$$\Delta U = \text{const}_{(1)} c^2 p^2 / E,$$

przez E oznaczono tu współczynnik sprężystości materiału tarczy. Przy ustalonej wartości naprężenia p , w miarę zwiększania wymiaru szczeliny c , energia sprężysta tarczy maleje proporcjonalnie do wyrażenia:

$$/1/ \quad -G = \frac{\partial \Delta U}{\partial c} = \text{const}_{(2)} \frac{cp^2}{E}.$$

Jednocześnie wzrasta wartość energii nowo utworzonej powierzchni swobodnej - powierzchni przełomu, która w przypadku szczeliny o długości $2c$ równa jest $T = 4c\gamma$; przez γ oznaczono wartość jednostkowej energii powierzchniowej. Ponieważ:

$$/2/ \quad \frac{\partial T}{\partial c} = \text{const}_{(3)} \gamma$$

zatem z porównania wyrażeń /1/ i /2/ można wyznaczyć związek pomiędzy wielkościami c, p, γ i E w stanie granicznym. W tym stanie ilość wyzwalanej energii sprężystej równa jest ilości nowo powstającej energii powierzchniowej. Wynika stąd zależność:

$$/3/ \quad p = \text{const} \sqrt{E \gamma / c}.$$

Podobne rozumowanie można także przeprowadzić dla każdej tarczy skończonej. Wówczas występująca tu stała /const/ będzie zależała w skomplikowany sposób od kształtu i wymiarów ciała oraz

od konfiguracji obciążenia. W analizowanej przez Griffitha tarczy nieskończonej: $\text{const} = \sqrt{2/\pi}$. W szczególności wzór /3/ wiąże "wytrzymałość" tarczy z wielkością istniejącego w niej defektu, tj. z wymiarem szczeliny c , i okazuje się, że wielkość γ stanowi nową miarę wytrzymałości materiału na rozciąganie.

Zdaniem autora energia powierzchniowa γ - w odróżnieniu od szeregu konwencjonalnych mierników wytrzymałości materiału, takich jak wytrzymałość na ściskanie, zginanie i rozciąganie - jest niezależna od struktury. W szczególności jest niezależna od defektów struktury widzialnych w skali makro.

Trzeba w tym miejscu zaznaczyć, że takie sformułowanie zawiera element niejednoznaczności. Jednorodność materiałów, a kompozytów w szczególności, stwierdza się tylko przy odpowiedniej skali obserwacji. Stosując powiększenia i przechodząc z analizą ze skali makro do mezo, lub ze skali mezo do mikro, wykrywa się faktycznie istniejące niejednorodności. Propagacja rysy przebiega oczywiście w rzeczywistej strukturze materiału, tzn. niezależnie od sposobu postrzegania przez obserwatora różnych poziomów tej struktury. Otóż energia powierzchniowa jest wielkością niezależną od struktury w skali makro, a przynajmniej za taką może być uważana. Zarazem jest ona wielkością mierzalną w skali makro, lub nawet w skali mezo. Aktualna wartość energii powierzchniowej przy obserwacjach w skali makro wynika jednak z niejednorodności, które można by stwierdzić dopiero przy dokładniejszej obserwacji. A zatem - przypuszczalnie - na podstawie obserwacji w skali mezo lub mikro można oceniać ciągłą zmienność energii powierzchniowej pęknięcia w skali makro. Jest to tzw. koncepcja niejednorodności ciągłych. Ten punkt widzenia rozwinięty jest dalej w rozdz.4.

Wykonując doświadczenia na szklanych zbiornikach obciążanych niszczącym ciśnieniem wewnętrznym p , zawierających szczeliny c rozmaitej, zmierzonej długości c , Griffith stwierdził, że wartość wyrażenia $\sqrt{p^2 c}$ jest w przybliżeniu stała. Ponieważ wg postulowanej teorii powinna być ona proporcjonalna do iloczynu γE , zatem istotnie wielkość γ można przyjąć jako nową stałą materiałową. Podobnie spostrzeżenie, że wytrzymałość rozciąganych osiowo prętów szklanych rośnie wraz ze

zmniejszaniem średnicy, zgodne jest z postulowaną teorią: cieńsze pręty mogą zawierać co najwyżej mniejsze defekty. Teoria Griffitha pozwala w ten sposób wyjaśnić charakterystyczny dla materiałów kruchych efekt skali. Podobnie teoria ta wyjaśniła wspomniany powyżej efekt zauważony przez Joffe: zabieg rozpuszczenia wierzchniej warstwy kryształu NaCl w istotny sposób zwiększa wytrzymałość próbki ponieważ jednocześnie usuwa istniejące pierwotnie defekty powierzchniowe.

W ważnych dla mechaniki pękania pracach Irwina i Orowana, uwagę skierowano na wielkość G ze wzoru /1/, nazwaną współczynnikiem wyzwalań energii sprężystej /albo energii potencjalnej; na ogół stosowany jest termin: elastic energy release rate/. Zapoczątkowany proces pękania może przebiegać samoczynnie, i wówczas jest to pęknięcie "kruche", nawet jeśli materiał nie jest kruchy, jak np. w przypadku metali. Zmagazynowana w ciele energia sprężysta pochłaniana jest przy zniszczeniu nadal lokalnie /tj. w obszarze otoczenia szczeliny/, ale nie wyłącznie na utworzenie nowej powierzchni swobodnej /odpowiada temu wielkość energii 2γ - na jednostkę pola powierzchni szczeliny przypadają bowiem dwie jednostki pola powierzchni swobodnej/, ale również na pracę pewnych deformacji niesprężystych γ_p . Jest to wspomniany poprzednio przypadek pęknięcia quasi-kruchego. Warunek ograniczenia procesów niesprężystych do niewielkiego otoczenia szczeliny jest istotny. W przypadku gdyby uplastycznieniu ulegało całe ciało, ilość energii sprężystej odkształcenia nie wystarczałaby do podsyceń samoczynnego przebiegu zniszczenia. W wypadkach takich nie zachodzi pęknięcie kruche. Wielkość:

$$/4/ \quad G_c = 2\gamma + \gamma_p,$$

nazywana jest wartością krytyczną prędkości wyzwalań energii sprężystej /critical elastic energy release rate/.

Wielkość G i podobnie G_c można na podstawie lewej strony wzoru /1/ określać doświadczalnie. W tym celu obserwuje się zmiany podatności /compliance/ próbki /k/, w zależności od zmiany wymiaru szczeliny /c/. Ważne jest, że badanie zależności $k = k(c)$ prowadzić można zarówno analitycznie jak i empi-

pirycznie, często bez konieczności wyznaczania i całkowania pól tensorów naprężeń i odkształceń. Przykładowo, obciążając stałą siłą F próbkę o grubości b , ilość wyzwolonej energii przypadającej na jednostkę szczeliny określa się z prostego wzoru [122]:

$$G = \frac{F^2}{2b} \left(\frac{\partial k(c)}{\partial c} \right)_{F=\text{const.}}$$

We wzorze /4/, proces w wyniku którego następuje pochłanianie energii odpowiadającej składnikowi γ_p^* nie jest określony. Mogą to być deformacje plastyczne /small scale yielding - płynięcie bliskiego zasięgu/ lub zjawiska mikropęknięcia /micro-cracking, microfracture/. Przykład obserwacji faktycznego rozluźnienia struktury piaskowca przy wierzchołku rysy, co powoduje zwiększoną przenikalność impregnującej materiał żywicy epoksydowej, pokazano w [89].

Zagadnienie propagacji rysy Irwin ujął od strony koncentracji naprężeń przy wierzchołku szczeliny. W ramach teorii sprężystości zadanie, którym zajmował się Griffith, prowadzi do pól naprężeń zawierających osobliwości: w punktach o współrzędnych $/c, 0/$ i $/-c, 0/$, składowa naprężenia $\sigma_{22}(x_1, 0)$ równa jest nieskończoności: założenia liniowej teorii sprężystości nie wykluczają tej ewentualności. Chcąc pozostać w zgodzie z doświadczeniem należy albo zrezygnować ze stosowania opisu zgodnego z zasadami teorii sprężystości albo przyjąć, że faktycznie szczelina ma w wierzchołku skończoną wartość promienia krzywizny, tzn. nie jest szczeliną Griffitha. Nb. w swoich rozważaniach Griffith oparł się na rozwiązaniu Inglisa, dotyczącym koncentracji naprężeń wokół szczeliny eliptycznej; idealnie płaska szczelina Griffitha powstaje ze szczeliny eliptycznej przy granicznym przejściu z jednym z wymiarów elipsy do zera.

Irwin zachował zarówno założenia teorii sprężystości jak i postulat, że w materiale istnieć mogą szczeliny Griffitha. Uznał natomiast, że ponieważ w takim wypadku, nawet przy dowolnie niskiej, różnej od zera wartości naprężenia rozciągającego $/p/$, wartości naprężeń na krańcach każdej takiej szczeliny są nieskończenie wielkie, a zarazem rzeczywiste ciała nie

tracą swojej spójności, zatem o stanie wyłączenia materiału musi decydować nie wartość graniczna naprężeń, ale charakter występującej osobliwości. Niezależnie od konfiguracji obciążeń odległych od wierzchołka szczeliny, osobliwość można opisać za pomocą skończonej wielkości, wyrażającej się wzorem [122] :

$$/5/ \quad K_1 = \lim_{x_1 \rightarrow c^+} \left[\sigma_{22}(x_1, 0) \sqrt{2 \eta(x_1 - c)} \right].$$

W oryginalnym ujęciu Irwina nie występował pod pierwiastkiem mnożnik η , który obecnie jest powszechnie stosowany. Wielkość K_1 nazywana jest współczynnikiem intensywności naprężenia /stress intensity coefficient/ i zależy zarówno od kształtu ciała jak wielkości i konfiguracji obciążenia.

Wg koncepcji Irwina stan naprężenia, a także odkształcenia i przemieszczeń przy wierzchołku szczeliny, jest w zupełności scharakteryzowany przez wartość K_1 . Tzn. jeśli wartości K_1 dla różnych szczelin Griffitha są takie same, to naprężenie i odkształcenie dostatecznie blisko ich wierzchołków opisywane są tymi samymi wzorami. Będzie tak niezależnie od tego czy całe ciało poddawane jest np. zginaniu, ścisłaniu mimośrodowemu czy rozciąganiu. Przy pewnej granicznej intensywności $K_1 = K_{1c}$, rozpocznie się propagacja rysy, tzn. samoczynny wzrost szczeliny. W danym materiale stan ten nie zależy od sposobu obciążania całego ciała.

To, czy proces propagacji szczeliny będzie dalej kontynuowany czy też ulegnie zahamowaniu, związane jest z uzależnieniem wielkości K_1 od kształtu ciała, w szczególności od długości szczeliny. Przy odpowiedniej konfiguracji /por. np. konfiguracje na rys. 5 d, f, g, i, l/, pomimo ruszenia z miejsca rysa ulec może wkrótce zatrzymaniu, tzn. nie nastąpi kruche zniszczenie całego elementu. Przy tym opisie wartość K_{1c} charakteryzuje opór materiału przeciw propagacji pęknięcia.

Przy próbach posługiwania się kryterium K_1 w metalach stwierdzono, że przy rozciąganiu płaskich tarcz ze szczeliną następuje często pewnego rodzaju wyboczenie materiału z płaszczyzny obciążania, czemu towarzyszą poślizgi plastyczne [122]. Odpowiednie doświadczenia wykazują wówczas stosunkowo wysokie

wartości krytyczne K_{Ic} . Natomiast katastrofy i awarie, przy których doszło do kruchej /raptownej/ propagacji pęknięcia, następowały przy przewadze stanu odkształcenia płaskiego lub zbliżonego do płaskiego. Przy wierzchołku szczeliny, z wyjątkiem cienkich warstw przypowierzchniowych, występuje wówczas stan rozciągania hydrostatycznego, sprzyjający rozerwaniu materiału bez poślizgów plastycznych. Współczynnik intensywności dotyczący płaskiego stanu odkształcenia wyróżniany jest niekiedy cyframi rzymskimi. Odpowiednio K_{Ic} określa krytyczną wartość współczynnika intensywności naprężenia przy rozerwaniu w płaskim stanie odkształcenia. Normy amerykańskie i brytyjskie podają minimalną grubość standardowej próbki stalowej, gwarantującą przebieg pęknięcia w płaskim stanie odkształcenia. Grubość ta powinna wynosić przynajmniej $2,5(K_{Ic}/\sigma_Y)^2$, tu σ_Y oznacza granicę plastyczności danej stali.

Jak można oczekiwać, jeżeli materiał jest idealnie kruchy, to wszystkie trzy ujęcia oparte na analizie wielkości γ , K_c oraz G_c dają się wzajemnie utożsamić. Wyrażając stan naprężeń i przemieszczeń w bezpośrednim otoczeniu wierzchołka szczeliny przez odpowiednie funkcje współczynnika intensywności naprężenia K oraz rozważając pracę zamknięcia szczeliny na nieskończonym odcinku δc można łatwo wykazać, że zachodzi następująca równość:

$$/6/ \quad 2\gamma = G_c = K_c^2 (1 - \nu^2)/E,$$

tu ν - współczynnik Poissona; praca ta równa jest energii wyzwalanej przy propagacji szczeliny - por. wz. /1/.

Jeżeli materiał wykazuje cechy plastyczne albo efekty mikro-pęknięcia, to zamiast lewej strony w równaniu /6/ występowałaby wartość wg /4/. W dalszym ciągu stosowane będzie oznaczenie:

$$/7/ \quad \gamma_f = G_c/2 = \gamma + \gamma_p/2.$$

Wielkość γ_f stanowi energię powierzchniową pęknięcia albo powierzchniową energię efektywną /fracture surface energy, effective surface energy/. W odróżnieniu od γ nie można jej uważać za energię swobodną cząstek na powierzchni ciała. Wielkość γ_f uzyskiwana może być doświadczalnie, w wyniku pojednego

rozerwania próbki danego materiału w sposób kontrolowany, tzn. uzyskując pełny wykres zależności obciążenie - przemieszczenie punktu przyłożenia obciążenia, pomiaru wykonanej pracy /pole pod krzywą na wykresie/, a następnie podzielenia tej pracy przez pole powierzchni powstałego przełomu. W większości matryc kruchych $\gamma_f \gg \gamma_p$, ponieważ w niejednorodnych, porowatych, kruchych materiałach powierzchnia faktycznego przełomu jest często znacznie większa od przekroju poprzecznego próbki, a ponadto zachodzą wspomniane już procesy mikropęknięcia [89, 159].

Wielkość γ_p nie była nigdy oddzielnie rozważana w materiałach kruchych i nie będzie o niej również mowy w dalszej części tej pracy.

Przebieg pęknięcia w materiałach kruchych jest w ogóle mniej zbadany niż w metalach. M.in. stosunkowo mało wiadomo o efekcie niepłaskiego stanu odkształcenia, por.[122]. Być może, że zachodzą tu różnice w porównaniu z pękaniem metali, ponieważ w matrycach kruchych występowanie poślizgów w temperaturach pokojowych jest mało prawdopodobne.

W mechanice pęknięcia rozróżnia się tradycyjne możliwości propagacji rys wg trzech tzw. schematów /modes/: rozrywania, który to przypadek analizował Griffith /oznaczenie I; cleavage albo opening mode/, ścinania w płaszczyźnie propagacji szczeliny /oznaczenie II; sliding mode/ oraz ścinania z płaszczyzny propagacji szczeliny, tzw. stan anti-płaski /oznaczenie III; anti-plane shear albo tearing mode/. Intensywność naprężeń charakteryzowana jest w tych schematach odpowiednio współczynnikami K_I , K_{II} , K_{III} .

Zaletą koncepcji współczynnika intensywności naprężenia jest możliwość sumowania wartości współczynników odpowiadających różnym stanom obciążenia /superponowania/. W ogólnym przypadku, przy nakładaniu się efektów propagacji rysy wg wszystkich trzech schematów jednocześnie, wyrażenie na prędkość wyzwalamia energii sprężystej /lub potencjalnej/ ma postać [133]:

$$/8/ \quad EG = (1 - \nu^2) K_I^2 + (1 - \nu^2) K_{II}^2 + (1 + \nu) K_{III}^2.$$

Kwestia wartości krytycznych, i ogólnie - pewnego kryterium wyciężenia - jest przy takim sumowaniu mało oczywista. Dopiero w ostatnich latach pojawiają się publikacje na ten temat. Ponadto, o ile istnieje wiele opracowań poświęconych eksperymentalnemu wyznaczaniu wartości K_{I0} większości materiałów konstrukcyjnych, o tyle mało wiadomo jakie są wartości K_{IIIc} , K_{III0} i podobnie G_{IIc} oraz G_{IIIc} .

Co się tyczy energii powierzchniowej, to wartość γ nie może oczywiście wiązać się z żadnym konkretnym schematem propagacji rysy, i musi być od sposobu powstawania nowej powierzchni przełomu niezależna. Natomiast wydaje się, że energia powierzchniowa pękania γ_f związana być może ze schematem propagacji pęknięcia. Prawdopodobnie w sposób czysto formalny można na podstawie wzoru /8/ zdefiniować wielkość energii powierzchniowej pękania w przypadku ogólnym, jako $G_c/2$. Brak jednakże dotychczas teorii, która wyjaśniałaby sens fizyczny takiej wielkości.

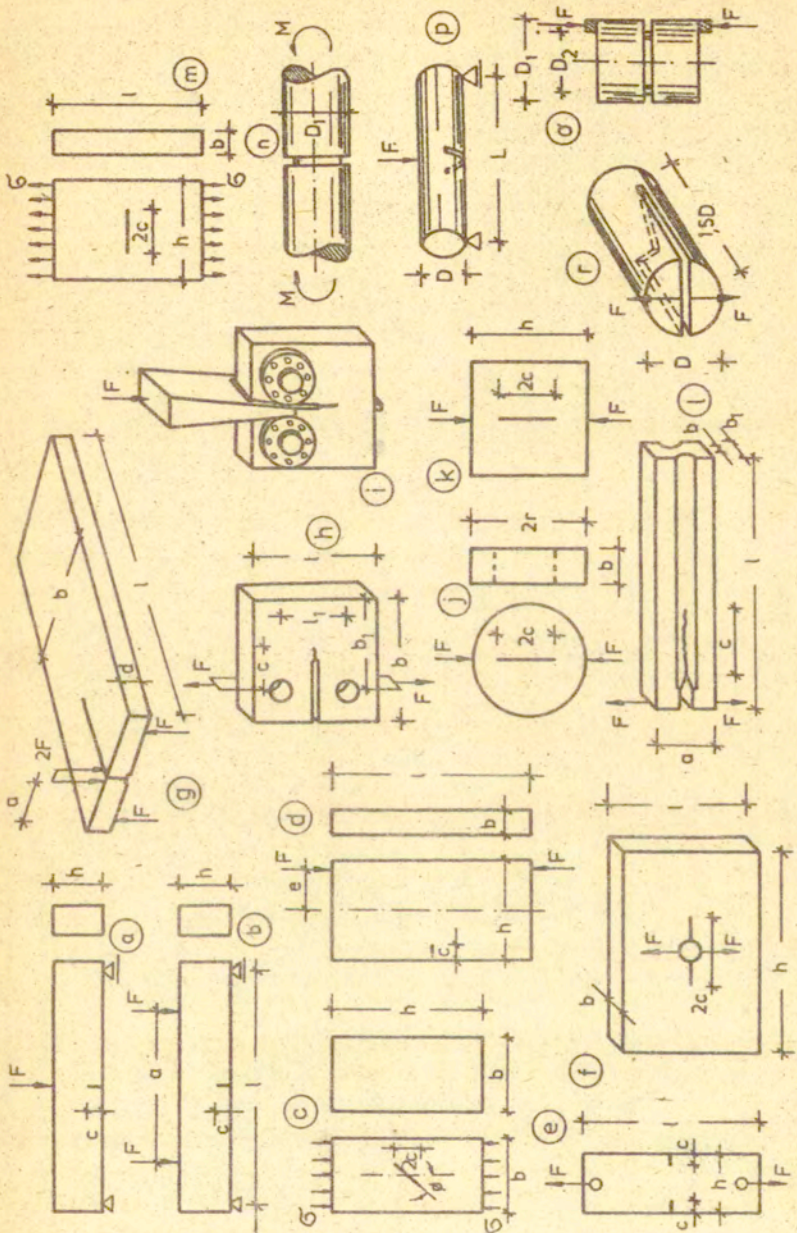
Istnieje szereg metod doświadczalnych, które stosowano przy określaniu wartości charakterystyk pękania K_c , G_c i γ_f matryc kruchych. Niezależnie od możliwości posługiwania się trzema odmiennymi technikami eksperymentalnymi:

- wyznaczanie K_c na podstawie znajomości rozwiązania analitycznego i pomiaru krytycznej wartości obciążenia,
- wyznaczanie G_c na podstawie pomiaru zmian podatności sprężystej układu i określenia obciążenia krytycznego,
- wyznaczanie γ_f na podstawie kontrolowanego rozerwania próbki,

stosowane bywają elementy próbne najróżniejszych kształtów.

W [122] przytoczono piętnaście różnych rozwiązań użytych przy badaniu pękania kompozytów betonopodobnych - rys.5.

Rys.5. Zestawienie kształtów elementów próbnych stosowanych przy doświadczalnym wyznaczaniu parametrów mechaniki pękania matryc kruchych. Próbki oznaczone od a do o stosowane były m.in. w badaniach rozmaitych kompozytów betonopodobnych [122]; próbki oznaczone: c,d,f,g,i,l stwarzają zwiększone możliwości uzyskania kontrolowanej propagacji rysy; próbki oznaczone p i r stosowano w odniesieniu do skał [166].



Zestawienie parametrów mechaniki pęknięcia rozmaitych odmian matryc kruchych nie zostało dotychczas opracowane. Nazbyt mało jest odpowiednich danych, i zbyt duże są różnice w stosowanych technikach eksperymentalnych, które mogą mieć istotny wpływ na wyniki. Celem przykładu w tabl.1 podano przeciętne wartości parametrów γ_f , G_{Ic} oraz K_{Ic} , dotyczące kilku matryc cementowych [122].

Tablica 1. Zestawienie charakterystyk mechaniki pęknięcia matryc kompozytów betonopodobnych

	γ_f [N.m ⁻¹]	G_c [N.m ⁻¹]	K_c [MN.m ^{-1,5}]
zaczyn cementowy	1 - 5	1 - 10	0,1 - 1,0
zaprawa cementowa	1 - 10	2 - 20	0,3 - 1,5
beton konstrukcyjny	4 - 40	10 - 3000	0,5 - 3,6

W opisanych publikacjach badaniach pęknięcia materiałów betonopodobnych posługiwano się rozmaitymi metodami eksperymentalnymi oraz stosowano najróżniejsze kształty próbek. Zmieniana była również kompozycja składników. Dotychczas brak jest zgody chociażby tylko odnośnie ujednoczenia techniki pomiarowej oraz sposobu posługiwania się charakterystykami mechaniki pęknięcia przy projektowaniu konstrukcji betonowych. Należy także zaznaczyć, że wielkości z tabl.1 dotyczą tylko tworzyw wykonywanych tradycyjnie: zawierają one znaczne ilości porów. Jeżeli za pomocą specjalnych technologii wykonać zaczyn cementowy z porami o ograniczonych rozmiarach /MDF - macro-defect-free cement/, to będzie on miał kilkakrotnie wyższą wytrzymałość, i o rząd większą odkształcalność graniczną [26]. Dla takiego materiału wartości poszczególnych parametrów w tabl.1 byłyby inne.

Powyższe uwagi związane są z nowoczesnymi ujęciami analitycznymi i z pewną idealizacją materiałów konstrukcyjnych. Natomiast w praktyce, zamiast pojęć omówionych powyżej stosowane są - również w odniesieniu do materiałów kruchych - mierniki typu wytrzymałości na ścinanie $/f_c/$, zginanie $/f_t/$, skręcanie,

udar, a nawet wytrzymałości na rozciąganie osiowe f_t , mimo trudności z ich jednoznacznym określeniem.

Zdaniem autora mierniki tego rodzaju są nieobiektywne, a posługiwanie się nimi stanowi przejaw niedoskonałości stosowanego aparatu pojęciowego, nadającego się wprawdzie do materiałów ciągliwych, ale nie pasującego do materiałów kruchych. W takich materiałach jak większość polikrystalicznych metali, lokalne efekty plastyczne pozwalają na stosunkowo równomierne obciążanie poszczególnych mikro i mezo obszarów. W rezultacie następującego uśrednienia mierzone cechy globalne dobrze opisują materiał i mają charakter właściwości nie zależnych od struktury wewnętrznej materiału /structure insensitive properties/. Jeżeli nawet w materiałach, które nie są kruche obserwuje się efekty skali, to są one mniej wyraźne, a niekiedy pozorne; np. stwierdzany wraz ze zmniejszeniem średnicy drutu metalowego wzrost wytrzymałości, wynika ze zmian mikrostrukturalnych towarzyszących procesowi przeciągania drutu. W związku z tym, wytrzymałość lub granica plastyczności metalu może być określana również na niewielkich próbkach, wyciętych z większej partii materiału.

W materiałach kruchych efekty skali, obecność defektów itp., mają znaczenie zasadnicze [82,122], w związku z czym tzw. "wytrzymałość" musi być określana na elementach próbnym o znormalizowanych wymiarach. Jest ona właściwością materiału zależną od struktury /structure sensitive property/, a pomiary określają przede wszystkim właściwości konkretnego elementu. Praktyczne sposoby pomiarów wspomnianych wytrzymałości umownych są w wypadku tradycyjnych materiałów budowlanych opisywane w licznych monografiach i podręcznikach akademickich, i nie będą bliżej omawiane w tej pracy /por. np. [137,180] /.

Celem wykazania zachodzących podobieństw, w tabl.2 zestawiono przykładowe, pochodzące z różnych źródeł informacje, odnośnie rozmaitych właściwości mechanicznych omawianych materiałów. Dla kontrastu, w tabelicy zamieszczono również odpowiednie wielkości dotyczące stali konstrukcyjnej, która nie jest materiałem kruchym.

Tablica 2. Zestawienie niektórych charakterystyk mechanicznych matryc kruchych

Nazwa materiału	gęstość ρ	współcz. Poissona ν	moduł sprężyst. E	f_c	f_f	f_t	energia powierzchni. γ lub γ_f
	[Mg.m ⁻³]	[-]	[Gpa]	[Mpa]	[Mpa]	[N.m ⁻¹]	
spieki ceramiczne:							
Al ₂ O ₃	3,8	~0,21	230-500	700-4500	200-630	150-400	10-80
SiC ₃	3,1-3,2	~0,15	380-480	1100-3800	~500	180-390	15-25
Si ₃ N ₄	3,2	~0,14	160-310	500-830	150-680	100-410	8-50
MgO ⁴	3,6	~0,18	205-350	~700	190-600	100-250	2-30
szkło	2,2-2,6	0,20-0,23	60-80	220-1000	30-100	40-60	1-6
skały i kruzywa:							
bazalt, granit	2,7-3,0	0,10-0,30	20-140	70-300	7-30	1-16	30-1500
piaskowiec, wapień	2,6-2,7	0,10-0,25	2-80	10-270	4-25	1-14	10-100
spoiwa mineralne:							
beton	2,5-2,6	0,15-0,30	14-45	9-70	6-19	1-10	4-40
zaczyn cem.	2,1-2,2	0,18-0,36	7-30/60 ^{*/}	5-90/266 ^{*/}	5-12	1-14	1-5
Gips	2,1-2,7	~0,25	4-20	8-50	4-12	1-2	6-13
tworzywa szt.							
epoksydy	1,0-1,2	0,30-0,35	2,0-5,5	100-280	50-400	20-140	25-350
PMMA	1,2-1,4	~0,33	0,5-4,0	50-300	34-340	20-75	120-1000
stal	7,8	0,25-0,30	210		400 - 2200		800 - 120000

*/ wartości uzyskane przy specjalnej technologii wykonania zaczynu cementowego pod wysokim ciśnieniem.

Tablica ma charakter orientacyjny. Nie uwzględniono w niej kwestii porowatości poszczególnych tworzyw, jak i różnic nomenklaturowych /np. odnośnie definicji wytrzymałości na rozciąganie f_t /, występujących w przeglądanych materiałach źródłowych. Z tablicy widać, że wszystkie matryce kruche charakteryzują się wytrzymałością na rozciąganie znacznie niższą od wytrzymałości na zginanie, a zwłaszcza od wytrzymałości na ściskanie. Mają również niską wartość energii powierzchniowej. Widać też jak różnią się od innych matryc kruchych beton oraz zaczyn cementowy, częściej od innych podawane w pracy jako przykłady.

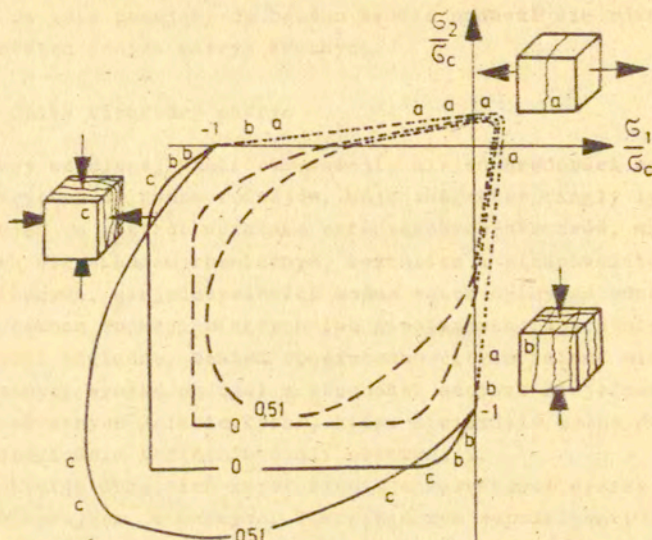
Wydaje się, że nieuzbrojony beton konstrukcyjny można uznać za przykład tworzywa posiadającego cechy wielu innych matryc kruchych, a zarazem tworzywa stosunkowo dobrze zbadanego. Nie ma tu znaczenia, że na niższym poziomie obserwacji beton taki trzeba rozważać nie jako matrycę lecz jako kompozyt ziarnisty. Istnienie analogii pomiędzy zachowaniem innych matryc kruchych a zachowaniem betonu jest hipotezą, której ściślejsza weryfikacja wykracza poza zakres tej pracy.

Dostępne wyniki badań doświadczalnych betonu prowadzają się do pewnej liczby informacji potwierdzonych wzajemnie przez różnych badaczy. Najważniejsze z nich przedstawiają się jak następuje.

Wytrzymałość betonu na ściskanie osiowe znacznie przekracza - 8+12 razy - wytrzymałość na osiowe rozciąganie. Podobnie jak we wszystkich materiałach kruchych [122], wytrzymałość stwierdzana przy zginaniu jest wyraźnie wyższa od wytrzymałości przy rozciąganiu osiowym.

Przy przestrzennym stanie obciążenia wytrzymałość na ściskanie osiowe rośnie wraz z ciśnieniem bocznym. Wzrost ten osiąga nawet 25% przy stosunku $\sigma_{\text{boczne}} / \sigma_{\text{osiowe}} = 0,5$, natomiast wynosi tylko 16% przy dalszym zwiększeniu tego ciśnienia do wartości $\sigma_{\text{boczne}} = \sigma_{\text{osiowe}}$. Wytrzymałość na ściskanie maleje w przybliżeniu liniowo gdy zwiększać rozciąganie przyłożone w kierunku prostopadłym, a przy rozciąganiu dwukierunkowym wytrzymałość jest tego samego rzędu co przy rozciąganiu osiowym. Obwiednia stanów granicznych, odpowiadających zniszczeniu przy dwuosiowym obciążeniu, jest w związku z tym

niesymetryczna w stosunku do początku układu osi naprężeń głównych - rys.6. Jak widać z wykresu kształt obwiedni jest zależny



Rys.6. Obwiednie naprężeń niszczących /linie ciągłe/ oraz naprężeń odpowiadających początkowi mikropęknięcia /discontinuity; linie przerywane/ dla obciążanych w dwuosowym stanie naprężenia betonów zawierających 0,51 objętościowo kruszywa grubego /oznaczenie 0,51/ oraz pozbawionej kruszywa grubego zaprawy /oznaczenie 0/, wg [171]. Liniami kropkowanymi pokazano hipotetyczny przebieg obwiedni w przypadkach gdy występują również naprężenia rozciągające /por. [83,210] /. Postać zniszczenia materiału zależy od położenia punktu na obwiedni zewnętrznej: a - zniszczenie przez rozzerwanie, b - forma przejściowa, c - rozłupanie w płaszczyznach prostopadłych do kierunku nieobciążonego.

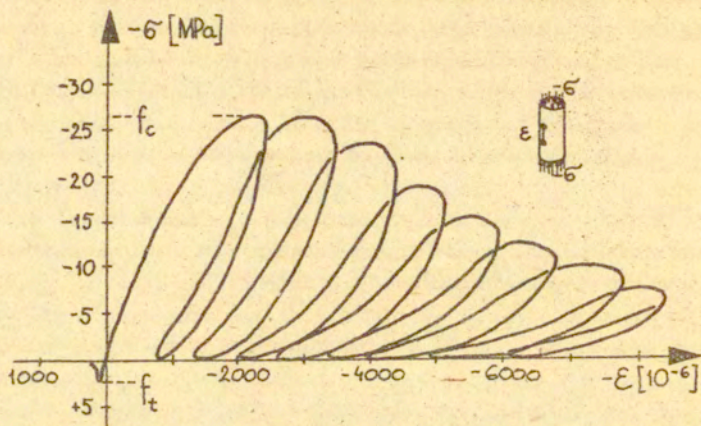
zny od struktury wewnętrznej kompozytu, w pokazanym przykładzie od zawartości w betonie kruszywa grubego. Na rysunku zaznaczono tzw. powierzchnię nieciągłości /discontinuity/. Po osiągnięciu odpowiedniego stanu naprężenia w betonie, wzrasta intensywność pęknięcia na poziomach struktur mezo i mikro. Pęknięcie to jest na ogół niewidoczne gołym okiem, można je natomiast stwierdzić metodami emisji akustycznej lub przepuszczając ultradźwięki. Prawdopodobnie, od chwili osiągnięcia tego stanu beton nie może być dłużej traktowany jako materiał izotropowy. Badania

betonu przy narzucaniu historii obciążenia innych niż proporcjonalny i monotoniczny wzrost składowych tensora naprężenia należą do rzadkości; kilka przykładów znaleźć można w [135].

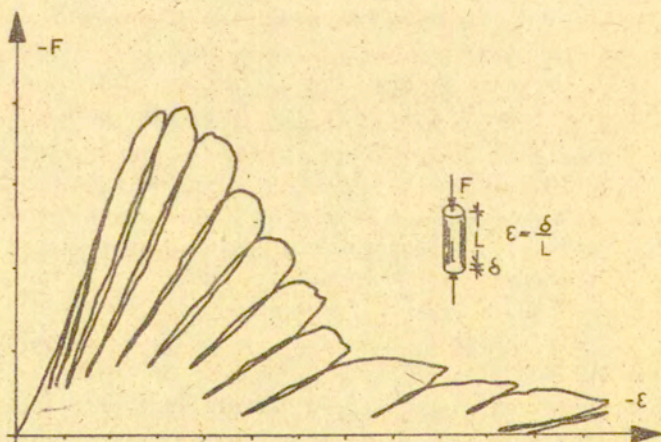
Odształcalność graniczna betonu zależy od znaku obciążeń, podobnie jak jest w przypadku wytrzymałości. Przy ściskaniu osiowym maksymalne odkształcenia sięgają $2000-3000 \cdot 10^{-6}$ /wartości bezwzględne/, przy rozciąganiu nie przekraczają na ogół $150 \cdot 10^{-6}$. Przykład odkształceń wzdłużnych obserwowanych w osiowo obciążanym betonie, pokazano na rys.7. Dla porównania warto przytoczyć wykres uzyskany z badań innych tworzyw, zaliczonych w niniejszej pracy również do matryc kruchych, tzn. skał - rys.8. Odnośnie wielu innych odmian matryc kruchych badania podobne nie były wcale prowadzone, lub też wyniki są trudno dostępne. Odształcalność graniczna betonu w przestrzennym stanie obciążenia ulega znacznemu zwiększeniu. Dotyczy to m.in. również ekstremalnych dodatnich wartości odkształceń, tj. odpowiadających rozciąganiu, por. [114].

Do bardzo ważnych, zwłaszcza z uwagi na koncepcję przedstawianą w rozdz.4, należą rzadko wykonywane badania osiowego rozciągania betonu, prowadzące do uzyskania tzw. pełnej krzywej $\sigma - \epsilon$. Odpowiednie doświadczenia przeprowadzili Hughes i Chapman /1966/ oraz Evans i Marathe /1968/ - [67,94,114], por. też [86], przykładowe wykresy pokazano na rys.9. Okazuje się, że jeśli poprzez usztywnienie maszyny wytrzymałościowej ograniczyć źródła zmagazynowanej energii, podsycającej proces pęknięcia betonu, wówczas zniszczenie ma przebieg quasi-plastyczny. Znaczący to m.in., że mimo pojawienia się widocznych rys nie następuje ich samoczynna propagacja, a zniszczenie próbkki odbywa się w sposób kontrolowany.

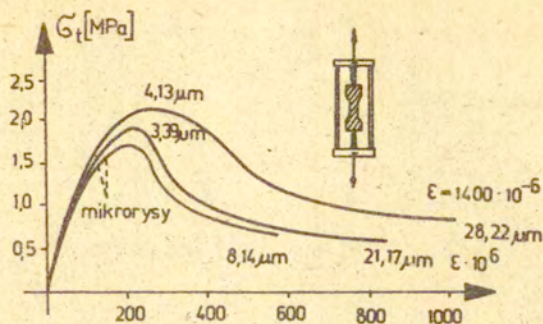
Pokazana na tym wykresie wartość odkształceń rzędu $1000 \cdot 10^{-6}$ nie oznacza, że matryca cementowa wykazuje faktycznie tak znaczne wydłużenie lokalne. Jest to odkształcenie średnie, uwzględniające również udział rozwierających się rys. Należy przypuszczać, że ze względu na trudności techniczne, realizacja podobnego doświadczenia w wypadku matryc kruchych mniej niejednorodnych /czysty zaczyn cementowy, szkło, spieki ceramiczne/, będzie niemożliwa lub bardzo trudna.



Rys. 7. Przykład zależności pomiędzy naprężeniami i odkształceniami w obciążanej osiowo próbce betonowej. Wg. [94, 197].



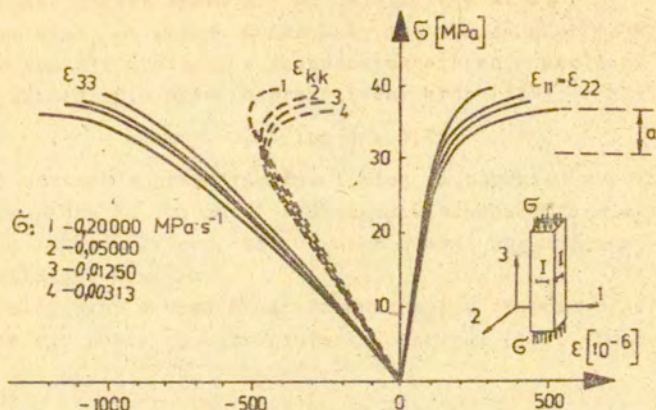
Rys. 8. Przykład zależności pomiędzy siłą obciążającą i skróceniem /jednostki przypadkowe/ w ściskanej osiowo próbce z piaskowca [25].



Rys. 9. Przykłady tzw. pełnych krzywych $\sigma - \epsilon$ uzyskanych przy rozciąganiu betonu przez Evansa i Marathe'a /1968/. Próbkę /zaznaczoną przez zakreskowanie/ rozciągana była wraz z usztywniającą ramą stalową. Wymiary w μm dotyczą rozwarłości zaobserwowanych rys [124].

Zniszczenie trójkierunkowo obciążanego betonu następuje w efekcie rozłupania w kierunku maksymalnych odkształceń rozciągających [231], zob. forma zniszczenia c na rys.6. Przy schematach obciążenia, w których nie ma bezpośredniego rozciągania, następuje często skruszenie materiału i trudno wówczas mówić o jakimś wyróżnionym kierunku pęknięcia. Skruszenie obejmuje skomplikowane procesy zapadania się porów, prawdopodobnie nieokreślonego rodzaju poślizgi plastyczne oraz kruchą propagację mikrorys. W dwuosowym stanie obciążenia zstępująca gałąź krzywej $\sigma - \epsilon$ nie jest na ogół opisywana w dostępnych wynikach badań doświadczalnych. Natomiast w stanie hydrostatycznego ściskania nie wiadomo jak przebiega zniszczenie betonu, i czy powierzchnia stanów granicznych wyciężenia jest od strony ściskania hydrostatycznego otwarta. W przekrojach płaszczyznami równoległymi do płaszczyzny oktaedrycznej powierzchnia ta daje figurę przypominającą trójkąt równoramienny z zaokrąglonymi narożami [171].

Przy ściskaniu osiowym betonu, przy zbliżaniu się do poziomu naprężeń niszczących występuje charakterystyczny efekt pęcznienia, tj. powiększania się objętości /dilatancy/ - rys.10. Efekt ten jest w przybliżeniu jednoczesny z osiągnięciem obwiedni nieciągłości /discontinuity/, zaznaczonej na rys.6 liniami przerywanymi. Pęcznienie jest przejawem procesów mikrozarzyso-



Rys. 10. Zależność pomiędzy odkształceniami a naprężeniami w obciążanych z różną prędkością \dot{G} [MPa/s], ścisanych osiowo próbkach betonowych 24; a - strefa rozluźnienia struktury wewnętrznej /dilatancy - początek pęcznienia/; strefa "a" odpowiada w przybliżeniu stanowi naprężenia oznaczonemu liniami przerywanymi na rys. 6.

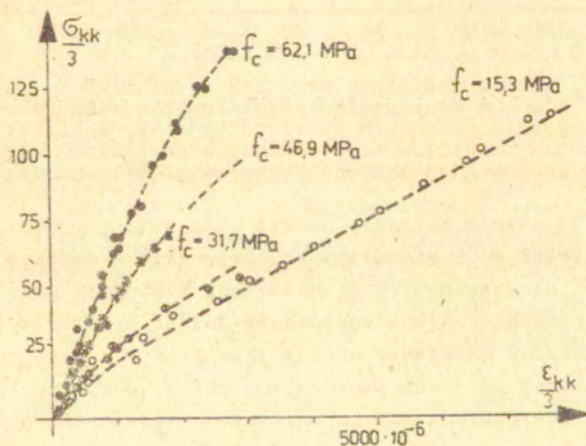
wania w skali mezo lub mikro [24, 43]. Jest ono wyraźnie związane z polem działających naprężeń. Np. przy ścisaniu osiowym mikropęknięcia propagujące się z niewielkich porów kulistego kształtu, będą ukierunkowywać się równoległe do osi ścisania /nad i pod taką pustką kulistą wystąpią bowiem naprężenia rozciągające w kierunku poziomym/. Oznacza to, że wychodząc z obszaru zachowania się czysto sprężystego beton zaczyna wykazywać anizotropię właściwości mechanicznych /stress induced anisotropy/. Prawdopodobnie poziom obciążenia, przy którym następuje zmiana znaku przyrostów odkształcenia objętościowego

$\Delta \epsilon_{kk}$, jest jedną z charakterystyk mechanicznych danego betonu. W miarę rozwoju procesów mikropęknięcia, a później również makropęknięcia, aż do pełnego zniszczenia betonu, można obserwować narastanie odkształceń nieodwracalnych próbki oraz zmianę modułu sprężystości - por. rys. 7.

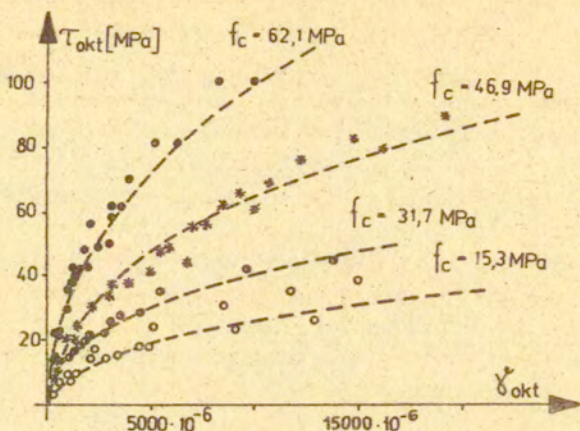
Przy pomiarze odkształceń betonu w wieloosiowym stanie naprężenia charakterystyczne są znaczne rozrzuty wyników. Rozrzuty te maleją wówczas gdy niektóre powierzchnie graniczne

próbki są swobodne. Pomiar odkształceń w stanie bliskim zniszczenia jest jednak trudny a wyniki jego niepewne, skutkiem występowania procesów lokalnych kruchego pęknięcia. Natomiast do poziomu tradycyjnie stosowanych przy projektowaniu tzw. naprężeń roboczych, zachowanie betonu można, zwłaszcza dla celów inżynierskich, z powodzeniem uważać za sprężyste.

Jedną z miar wyęźnienia - tzw. naprężenie oktaedryczne, dobrze charakteryzuje zachowanie się betonu, ale również dopóty dopóki zwiększanie poziomu obciążenia nie spowoduje jego wyraźnej anizotropii [79]. Anizotropia ta sprawia od dawna wiele trudności przy tworzeniu modeli fenomenologicznych. Przykłady obserwacji stanu odkształcenia przestrzennie obciążanego betonu pokazano na rysunkach 11 i 12.



Rys.11. Zależność pomiędzy objętościowymi częściami /śladami/ tensorów naprężenia i odkształcenia w trójwymiarowo obciążanych próbkach z betonów o różnej wytrzymałości na ściskanie osiowe f_c , wg [136]; linie przerywane naniesiono celem ułatwienia obserwacji.



Rys.12. Zależność pomiędzy naprężeniem oktaedrycznym

$$\tau_{\text{okt}} = \frac{1}{3} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2}$$
 i

odpowiadającym mu odkształceniem oktaedrycznym, w trój-
 kierunkowo obciążanych próbkach z betonów o różnej wy-
 trzymałości na ściskanie osiowe f_c ; wg [136]; linie
 przerywane naniesiono celem ułatwienia obserwacji.

Wyniki badań eksperymentalnych przeprowadzanych przez róż-
 nych badaczy dotyczą nie tylko próbek obciążanych monoosnicznie,
 tj. bez odciążeń, ale również takich systemów obciążania, przy
 których następuje zniszczenie kruche, tzn. raptowne. Uniknię-
 cie zniszczenia raptownego jest na ogół możliwe ale związane z
 dodatkowymi trudnościami, niezbędne jest bowiem wówczas stoso-
 wanie bardzo sztywnych maszyn wytrzymałościowych. W rezultacie
 tzw. efekt osłabienia /strain softening/ oraz pełna krzywa za-
 leżności między odkształceniami i naprężeniami uzyskiwane są,
 zwłaszcza w przestrzennych stanach obciążenia, niezmiernie
 rzadko.

Rzadko opisywane obserwacje wytrzymałościowe wykonali Gri-
 mer i Clayton [48,49]. Stwierdzili oni, że walec betonowy ści-
 skany ciśnieniem wody bezpośrednio kontaktującej się z zakrzy-
 wioną powierzchnią betonu /podstawy walca pozostawiono swobo-
 dnie/, ulega zniszczeniu przez pęknięcie w kierunku prostopa-
 dłym do osi walca, tak jak przy rozciąganiu osiowym. Wartość

ciśnienia niszczącego była znacznie poniżej wytrzymałości betonu na ściskanie osiowe $/0,2 f_c/$. Podobne spostrzeżenia poczynił Ongiś Bridgman przy ścisaniu wapieni. W [49] odnotowano, że wywieranie nacisku bocznego za pośrednictwem przekładek stalowych powoduje wzrost ciśnienia niszczącego do poziomu wytrzymałości na ściskanie osiowe $/f_c/$. Natomiast zastąpienie wody przez azot powoduje dalszy spadek wartości krytycznej ciśnienia. We wnioskach pracy [48] Clayton zaprzeczył obiektywności wytrzymałości jako cechy charakteryzującej materiał $/$ "...strength is determined by the interaction of the loading environment with the specimen and should not be interpreted as being an inherent property of the concrete" $/$. Wynika stąd pośrednio wniosek o potrzebie uwzględniania przy opisie właściwości mechanicznych materiału jego struktury wewnętrznej.

Niekiedy związki pomiędzy strukturą a wytrzymałością warunkowane są przez technologię wykonania. W kompozytach typu betonu, do elementów determinujących zachowanie się mechaniczne materiału dochodzi orientacja pola naprężeń w stosunku do kierunku sił grawitacji w początkowym okresie twardnienia. Orientacja ta może wpływać na strukturę wewnętrzną: warstewka wody, piasku i cementu, "schwykana" pod większymi ziarnami kruszywa, osłabia przyczepność między kruszywem i matrycą. W efekcie, gdy beton niszczy się pod wpływem działania pionowych naprężeń rozciągających, większość ziaren odłupując się pozostaje przyczepiona do górnego fragmentu próbki [72,237]. Zjawisko to występuje z różną intensywnością, zależnie od kształtu ziaren i materiału kruszywa. W ten sposób również kierunek obciążania wpływa na wytrzymałość. Przykładowo: wielkość niszczących naprężeń rozciągających $/f_c/$, mierzonych wzdłuż kierunku betonowania $/a$ zatem wzdłuż kierunku działania sił grawitacji przy betonowaniu $/$, wynosi 0,79 wielkości naprężeń niszczących mierzonych w kierunku prostym. Stwierdzono, że stosunek ten może ulec obniżeniu $/$ różnice będą jeszcze większe $/$, jeśli zamiast żwiru zastosować kruszywo łamane [72].

Porównywalnych wyników doświadczalnych dotyczących innych matryc kruchych jest stosunkowo niewiele. Jak się wydaje nie były np. prowadzone badania zachowania się spieków ceramicznych lub szkła w przestrzennych stanach obciążenia, co mogłoby

posłużyć do opracowania odpowiednich opisów fenomenologicznych. W betonie występują m.in. procesy skurczu i pęcznienia, i wydaje się, że opis pasujący do betonu będzie nadawał się również dla wszystkich innych matryc kruchych.

3.2. Opisy struktury matryc

Przy ustalonej skali obserwacji, niejednorodności spotykane w matrycach są dwóch rodzajów. Mają charakter ciągły lub występują w postaci wyraźnie ograniczonych obszarów, wyróżniających się składem chemicznym, kształtem i właściwościami mechanicznymi. Niejednorodności można zatem opisywać odpowiednio - za pomocą funkcji ciągłych lub nieciągłych. Rozróżnienie takie jest względne, bowiem obserwowana ciągła zmiana właściwości matrycy wynika na ogół z obecności szeregu niejednorodności dyskretnych /nieciągłych/, które stwierdzić można dopiero po odpowiednim obniżeniu skali obserwacji.

Inkluzja może mieć współczynnik sprężystości wyższy lub niższy ^{niż} otaczająca ją matryca. W szczególnym wypadku wartość współczynnika sprężystości może być zerowa, i wówczas jest to przypadek tzw. raka, pustki, kapilary lub pora. Z powyższych względów słuszne wydaje się omawiać jednocześnie struktury wypełnienia /kruszywa/ oraz niektórych rodzajów pustek; topologia jest w obu wypadkach taka sama.

Uziarnienie występować może w kompozytach jako jedyny element wzmacniający bądź też jako element współpracujący z uzbrojeniem rozproszonym. Niniejsza praca dotyczy tego drugiego wypadku i w zasadzie z rozważań wyłączone być powinny np. nieuzbrojone betony lub polimery z wypełniaczami. Jednak większość istniejących /opublikowanych/ rozważań na temat struktury inkluzji w materiałach kompozytowych związana jest właśnie ze strukturą betonu nieuzbrojonego. Odnośnie innych kompozytów podobnych opracowań jest niewiele. Najczęściej ograniczają się one do analizy porowatości, o czym będzie jeszcze dalej mowa.

Podstawę analizy stanowią zazwyczaj wyniki obserwacji struktury materiałów już istniejących. Odnośnie niektórych kompozytów ziarnistych sytuacja wygląda odmiennie: fazę uziarnienia analizować można również oddzielnie, np. w postaci kruszywa

przygotowywanego dopiero do wykonania kompozytu. Istnieją liczne opracowania poświęcone tzw. stosowi okrucowemu, tzn. uziarnieniu betonu, na który składa się piasek, kruszywo drobne i kruszywo grube [36,141,179]. Należy tu podkreślić, że beton stanowi znowu przypadek najbardziej ogólny z pośród omawianych kompozytów. W licznych innych kompozytach stosuje się uziarnienie możliwie jednorodne, a zdarza się, że zróżnicowanie struktury pojawia się dopiero w trakcie procesu technologicznego, np. gdy ziarna łączą się ze sobą i zmieniają formę przy spiekaniu.

Potrzeba odpowiedniego opisu uziarnienia występuje również w kompozytach o matrycy niekoniecznie kruchej, np. w przypadku wypełniaczy /fillers/ do tworzyw sztucznych. Głównym powodem stosowania wypełniaczy jest w tym wypadku chęć ograniczenia zużycia kosztownego polimeru, i stąd podejmowane są próby osiągnięcia /m.in. na drodze empirycznej/ maksymalnej efektywności upakowania w danej objętości materiału ziaren wypełniacza, włókien uzbrojenia, albo i ziaren i włókien jednocześnie [130].

Najczęściej wszystkie ziarna w kompozycie są tego samego pochodzenia, i mają tę samą gęstość ρ . Pomiar gęstości następuje po sproszkowaniu i wysuszeniu próbki materiału, w piknometrze lub w tzw. kolbie Le Chateliera [180]. Na ogół wyższej gęstości odpowiadają wyższe wartości modułu sprężystości i wytrzymałości materiału [179] - por. tabl.2.

Wiele materiałów zawiera pory wewnątrz ziaren. Stosuje się wówczas dodatkowo pojęcie gęstości pozornej ρ_p , mierzonej włącznie ze wspomnianymi porami; w związku z czym $\rho_p < \rho$. Porowatość definiowana jest jako względna zawartość porów /pustek/ w jednostce objętości materiału. Zgodnie z tą definicją, porowatość ziaren określa się w szczególności jako:

$$/9/ \quad P_a = 1 - \rho_p / \rho$$

Objętość zajmowana przez mniej lub więcej swobodnie ułożone ziarna określana jest poprzez wartość tzw. gęstości nasypowej ρ_n ; zachodzi oczywiście $\rho_n < \rho_p$. Wielkością stosowaną często przy projektowaniu stosu okrucowego jest jamistość kruszywa j:

$$j = 1 - s,$$

przy czym $s = \rho_n / \rho_p$ stanowi tzw. ścisłość stosu okruszowego. W ten sposób jamistość określa liczbowo jaką część przestrzeni wypełnionej przez kruszywo zajmują pustki między ziarnami^{*/}. Stos okruszowy pozbawiony pustek międzyziarnistych posiadałby - niezależnie od tego czy ziarna są czy nie są porowate - ścisłość $s = 1,0$. Za pomocą kruszywa o regularnym kształcie, w postaci czterech zaledwie rodzajów kul, o promieniach malejących kolejno w stosunku 1:7, można wypełnić przestrzeń tak znacznie, że ścisłość stosu wyniesie $s = 0,983$. Kule musiałyby ułożyć się bez tarcia; przykładowo należałoby wówczas użyć następujących proporcji wagowych kul: średnica ϕ 18 - 65,0%, ϕ 2,5 - 23,5%, ϕ 0,36 - 8,5%, ϕ 0,05 - 3,0% - [141].

Prowadzone w ten sposób rozważania teoretyczne nad idealnym upakowaniem kruszywa mają ograniczone znaczenie. Przede wszystkim w kompozycie występować muszą warstewki spoiwa /matrycy/ między ziarnami, silny i trudny do ilościowego ujęcia efekt ma tarcie wewnętrzne przy mieszaniu kruszywa, wreszcie - co najważniejsze - rzeczywiste stosy okruszowe składają się z ziaren różniących się nie tylko wielkością ale i kształtem, chropowatością, a nawet rodzajem materiału. Przesiewanie i tzw. frakcjonowanie kruszywa pozwala jedynie na zmniejszenie jego niejednorodności wymiarowej.

W związku ze wspomnianą niejednorodnością ziaren proponowano rozmaite mierniki uziarnienia do betonów. Kształt ziaren charakteryzowany jest poprzez klasyfikację opisową [130] oraz przez liczbowe współczynniki kulistości /sphericity/ i kanciastości /angularity number/ - [179]. Ogólniejsze znaczenie mają parametry opisujące wielkość ziaren. Przykładami mogą być średnica objętościowa /volume diameter, lub esd - equivalent spherical diameter/, tzn. średnica regularnej kuli o objętości równej objętości danego ziarna, podobnie zdefiniowana średnica powierzchniowa, tzw. średnica Stokesa oraz średnica maksymalna

*/ Jeśli oznaczyć: m - masa kruszywa zwartego w danej objętości $V = V_m + V_p + V_{pow}$, V_m - objętość materii stałej w ziarnach, V_p - objętość porów wewnątrz ziaren i V_{pow} - objętość pustek poza ziarnami, wówczas:

$$\rho = \frac{m}{V}, \rho_n = \frac{m}{V_m + V_p} = \frac{m}{V - V_{pow}}, \rho_p = \frac{m}{V_m + V_p}, j = \frac{V_{pow}}{V_m + V_p + V_{pow}} = \frac{V_{pow}}{V}, s = \frac{V_m + V_p}{V}$$

[130,179]. Określenie wymiarów ziaren nieregularnego kształtu następuje najczęściej przez podanie wielkości prześwitu oczka sita należącego do pewnego standardowego zestawu sit, przez które dane ziarno przechodzi przy przesiewaniu. Podobnie zdefiniować można średnicę minimalną.

Wszystkie omówione charakterystyki wpływają w pewien sposób na mechaniczne właściwości kompozytu. Najpełniejszy jak dotychczas opis uziarnienia /stosu okruszowego/ stanowi stosowana w technologii betonu tzw. krzywa przesiewu. Określa się ją w oparciu o wspomniane zestawy sit standardowych, różnych w poszczególnych krajach [36]. W wyniku analizy sitowej, badanej partii kruszywa przypisuje się pewien wektor $[p_i]$, w przestrzeni kilkunasto-wymiarowej.

Przykładowo, wymiary otworów w najbardziej znanym zestawie dziesięciu sit amerykańskich Tylera, o kwadratowym prześwicie otworów, są następujące /wymiaru w milimetrach/:

0,147, 0,295, 0,59, 1,17, 2,38, 4,7, 9,42, 18,85,
37,7, 75,2 .

Analiza sitowa daje pewien opis umowny, ponieważ rzeczywiste wymiary ziaren przechodzących przez sito przy swobodnym przesiewaniu, są o około 20-30% mniejsze niż średnica w przypadku otworów okrągłych lub przekątna w przypadku otworów kwadratowych [36].

Zbiorowi ziaren przechodzących przez sito z danego zestawu, o numerze $i+1$, zatrzymujących się na sicie o numerze i , można przyporządkować ów numer $/i/$ oraz określić proporcję wagową w stosunku do masy wszystkich ziaren. Otrzymamy w ten sposób tzw. pozostałość procentową na danym sicie p_i . Krzywa przesiewu stanowi wykres odpowiadający sumowanym kolejno wartościom p_i , w funkcji wymiaru otworu sita - rys.13.

W oparciu o krzywą przesiewu dla zestawu sit Tylera, Abrams zaproponował liczbową charakterystykę zbioru wszystkich ziaren, tzn. całego stosu okruszowego w betonie o danej kompozycji. Jest to tzw. wskaźnik uziarnienia m /fineness modulus/, skalar określony wzorem:

$$/10/ \quad m = 0,01 \sum_{i=1} p_i$$

Sumowanie należy prowadzić od najniższego aż do najwyższego numeru sita, na którym zatrzymały się jakieś ziarna. W przypadku frakcji złożonej z jednakowych ziaren o średnicy d wskaźnik uziarnienia określa przybliżony wzór [179]:

$$m \approx 3,32 \log d + 3,75$$

który wartość m przybliży tym lepiej im bardziej wymiary ziaren skupione są "od góry" w otoczeniu odpowiedniego wymiaru sita z zestawu Tylera; są to zatem ziarna nie mniejsze od wspomnianego wymiaru.

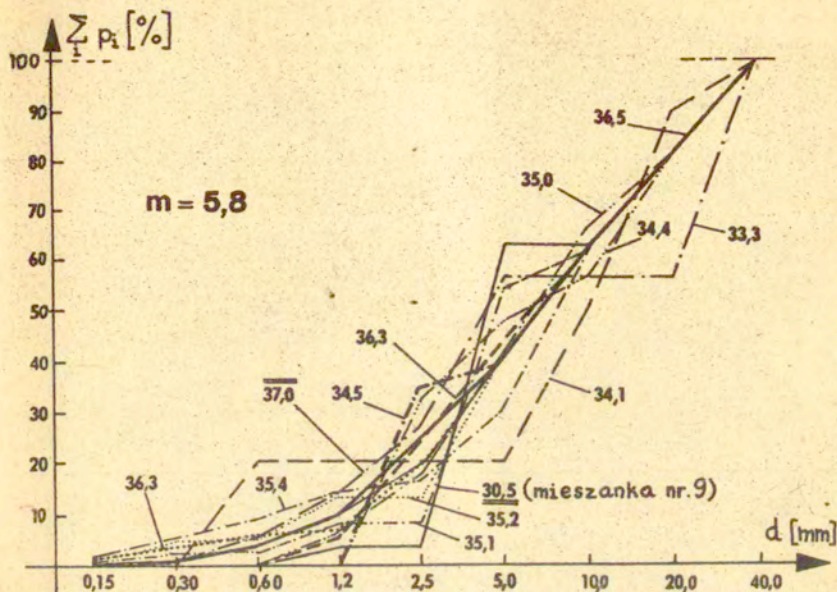
Analogiczny wskaźnik uziarnienia m_K , w oparciu o normowy zestaw sit polskich zaproponował Kuczyński [141]. Zachodzi przy tym przybliżony związek:

$$m_K = 1,003 m + 1,067.$$

W poszukiwaniu skalarnego wskaźnika liczbowego, który charakteryzowałby cały stos okruszowy, proponowane były też inne współczynniki. Popovics wymienia i porównuje w [179], jeszcze 8 innych wielkości, na ogół o charakterze empirycznym, takie jak powierzchnia właściwa /Edwards/, wskaźnik rozkładu /Solvey/, wodożądność /water requirement value - Bolomey/, przeciętna wartość średnicy ziarna /Hughes/. Pewną miarę stanowią także inne średnie wymiarów ziaren - np. średnia logarytmiczna.

Wydaje się, że najbardziej przydatne w praktyce okazały się dwie wielkości: wskaźnik uziarnienia / m / oraz tzw. powierzchnia właściwa /specific surface/, proporcjonalna do odwrotności średniej harmonicznej rozkładu wymiarów ziaren [179].

Głównym celem wprowadzania rozmaitych charakterystyk liczbowych stosu okruszowego jest ułatwienie projektowania. Ich przydatność wynika ze stopnia powiązania z właściwościami wytrzymałościowymi betonu wykonanego z tego stosu. Przydatność wskaźnika uziarnienia m potwierdzają liczne badania doświadczalne, których przykład stanowią próby Palotasa z r.1933 - rys.13. W 13 wykonanych mieszankach betonowych zastosowano rozmaite uziarnienia, jednak wszystkie o tej samej wartości $m = 5,8$. We wszystkich mieszankach użyto cementu po 300 kg na metr sześcienny betonu oraz dano ten sam wagowy wskaźnik wodno-cementowy $w/c = 0,545$. We wszystkich prawie mieszankach, z wyjąt-



Rys.13. Przykłady różnych krzywych przesiewu kruszywa o tej samej wartości wskaźnika uziarnienia $m = 5,8$; wg [179]. Kruszywa te użyto do wykonania betonów, których wytrzymałość na ściskanie była zbliżona; wartości f_c widoczne przy poszczególnych krzywych podano w MPa.^c

kiem zawierającej zbyt mało ziaren drobnych mieszanki nr 9, uzyskano podobną wytrzymałość na ściskanie $f_c = 33+37$ MPa, a także podobną gęstość i konsystencję po wymieszaniu.

Wyniki studiów o jakich wspomniano powyżej pozwalają na podejmowanie prób optymalizacji składu mieszanki betonowej, np. z uwagi na jej cenę. Można racjonalnie dobierać wartości liczbowe trzech parametrów: wskaźnika m , maksymalnej średnicy kruszywa d_{max} oraz powierzchni właściwej kruszywa. Dwie pierwsze wielkości kontrolują wówczas udział frakcji grubszych, trzecia - najdrobniejszych frakcji kruszywa [179]. O ile wiadomo, pewne wyniki z zakresu racjonalnego kształtowania struktury stosu okruszowego w kompozytach uzyskano jedynie odnośnie kruszywa do betonów. W przypadku innych matryc kruchych wyniki podobnych prób nie były publikowane.

Reasumując, struktura niektórych kompozytów ziarnistych może być analizowana na drodze przesiewania i ważenia kruszywa przygotowywanego do wykonania kompozytu. Analiza sitowa nie daje jednak informacji o strukturze pustek i porów w materiale. Nie można jej też przeprowadzić w stwardniałych betonach oraz w przypadku niektórych innych kompozytów ziarnistych. Pojawia się zatem zagadnienie obserwacji, opisu i analizy ilościowej struktur wewnętrznych, występujących już w kompozytach ziarnistych o matrycy nieprzezroczystej. Stosuje się do tego celu rozmaite metody badań fizyko-chemicznych oraz metody tzw. badań stereologicznych.

Metody stereologiczne, powiązane z obserwacjami na poziomie mezo i mikro, dają największe możliwości analizowania struktury wewnętrznej. Przy ich pomocy można opisywać zarówno strukturę sztywniejszych inkluzji jak i porów i pustek, w szczególności - określać także porowatość materiału.

Stereologia rozwijała się niezależnie w dziedzinach wiedzy tak różnych jak mineralogia, biologia czy metalurgia. W odniesieniu do kompozytów betonopodobnych metody stereologiczne zastosował jako pierwszy P. Stroven, którego prace np. [204,206], dotyczą analizy struktury uziarnienia, a także struktury zarysowania w betonie oraz struktury uzbrojenia w kompozytach włóknistych. W [204] omówiono rozwój historyczny stereologii. Zagadnieniami rozmieszczenia samych pustek powietrznych i porów w betonie zajmowali się Philleo, Powers i Fagerlund [71]. Zastosowaniem metod stereologicznych do analizy rozkładu uzbrojenia w fibrobecie zajmował się również autor niniejszej pracy [110,112,115-117,119-120,127].

Metody stereologiczne są przydatne w analizie ośrodków zawierających "wyraźne" niejednorodności /ziarna, pustki, włókna, rysy/ rozmieszczone przypadkowo. W związku z tym, że niejednorodności takich jest zazwyczaj wiele, następują procesy uśredniania, przy których zachowują się określone relacje ilościowe pomiędzy liczbowymi charakterystykami ośrodka i jego obrazu stereologicznego. Jako elementarne przykłady takich relacji można przytoczyć związki wynikające z zadania Cauchy'ego - o rzutowaniu przypadkowo usytuowanych powierzchni trójwymiarowych na płaszczyznę oraz z zadania Buffona - o rzucaniu igieł jedna-

kowej długości na płaszczyznę pokrytą regularną siatką linii równoległych [125].

Z uwagi na potrzebę opisywania właściwości kompozytów, usiłowano wprowadzać rozmaite współczynniki określające wzajemne usytuowanie obiektów zatopionych w matrycy. Są to np. średnia długość swobodna odcinka, średni rozstaw, średnia odległość do najbliższego sąsiada [125]. Mimo pewnych zastosowań, fizyczna interpretacja określanych w ten sposób wielkości nie jest jeszcze oczywista. Dotychczas opublikowano niewiele prac wiążących charakterystyki stereologiczne z właściwościami mechanicznymi kompozytu.

Niezależnie od ujęć czysto stereologicznych Fagerlund - mając na uwadze beton - wyprowadził wzory na rozstaw średni \bar{d} , pomiędzy inkluzjami kształtu kulistego [71]. Przy wysokiej zawartości objętościowej inkluzji V_p :

$$/11/ \quad \bar{d} = \frac{2(1-V_p)}{V_p} \frac{1}{\alpha_p}$$

tu przez α_p oznaczono powierzchnię właściwą inkluzji:

$\alpha_p = s_p/V_p$; s_p - łączna powierzchnia inkluzji w jednostkowej objętości kompozytu. Przy niskiej wartości V_p i przy założeniu regularnego - heksagonalnego lub kostkowego rozmieszczenia inkluzji, obowiązuje inny wzór:

$$\bar{d} = \frac{6}{\alpha_p} \left[\eta \left(\frac{1}{V_p} \right)^{1/3} - 1 \right],$$

przy czym η równe jest 0,90 w przypadku rozmieszczenia heksagonalnego i 1,14 w przypadku rozmieszczenia kostkowego.

W przypadku ogólnym Fagerlund uzyskał bardziej skomplikowane wzory opierając się na funkcji $F(d)$, względnego rozkładu częstości występowania określonych średnic inkluzji /relative frequency distribution of particle diameters/. Wydaje się, że najlepiej reprezentujący rzeczywisty system porów w betonie jest rozkład trójkątny: $F(d) = ad+b$; a, b - stałe. Najmniejsza zawartość inkluzji od jakiej można stosować wzór /11/ wynosi $V_p = 0,7$. Analiza tego rodzaju umożliwia ocenę mrozoodporności betonu.

Rozumowanie Fagerlunda przeprowadzone było przy założeniu, że wszystkie inkluzje mają kształt regularny. W rzeczywistości tylko pory powstające w wyniku tzw. napowietrzania betonu /air entrainment/ oraz sztuczne tworzywo w postaci kulek stętytu /por.[204]; stętyt - spiek ceramiczny wykonany na bazie talku/ pasują do takiego opisu. Zarówno w betonie jak i w innego rodzaju kompozytach występują ponadto inkluzje o kształcie nieregularnym i przypadkowym. Tym większe znaczenie mają wówczas rozmaite opisy uśredniające.

Spośród mierników opisujących strukturę wewnętrzną w kompozytach ziarnistych najpowszechniej stosowano porowatość. Obszerne opracowanie na temat porowatości oraz jej związku z właściwościami mechanicznymi materiałów opublikował Fagerlund [68]. Opracowanie to potwierdza tezę, że parametry stereologiczne struktury wewnętrznej rzadko i w ograniczonym zakresie stosowane były do przewidywania charakterystyk mechanicznych.

Materiały porowate, w których nie występują odmienne fazy, są najprostszym przykładem ośrodków niejednorodnych, stanowiąc szczególnie przypadek kompozytu dwufazowego, w którym jedna z faz /wypełnienie/ ma zerową sztywność. Tylko nieliczne zresztą materiały kompozytowe nie posiadają w swojej strukturze rozmaitego rodzaju pustek. Porowatość P jest zatem jednym z naturalnych parametrów większości materiałów konstrukcyjnych. Wielospójne continuum w postaci ciągłej matrycy z przypadkowo rozmieszczonymi pustkami, wzajemnie połączonymi ze sobą lub nie, stanowi najprostszy model stosowany do matryc kruchych omawianych w tym rozdziale.

Gdyby pory usytuowane były wszystkie równoległe do kierunku działania naprężenia /np. w postaci równoległych naczyń włoskowatych/ i struktura ośrodka była w związku z tym niezależna od jednego z wymiarów, to można spodziewać się następującej zależności wytrzymałości od porowatości:

/12/

$$f = f_0 (1 - P).$$

Znaczyłoby to, że naprężenia przenoszone są przez fazę ciągłą o zawartości objętościowej $(1-P)$ i o wytrzymałości na rozciąganie /lub na ściskanie/ równej f_0 . Jak wynika z porównania z

zamieszczonym poniżej wzorem /19/, jest to w istocie górne oszacowanie możliwych wartości wytrzymałości /f/. W ośrodkach rzeczywistych pory nie tylko ograniczają przekrój nośny materiału ale powodują także koncentracje naprężeń, w związku z czym wytrzymałość jest na ogół niższą niż wynika to ze wzoru /12/. Występowanie koncentracji ma zaś szczególne znaczenie w przypadku materiałów kruchych.

Opierając się na rozmaitych źródłach Fargelund [68,70], przytacza przykłady różnych innych związków pomiędzy porowatością a wytrzymałością; zestawiono je poniżej.

$$/13/ \quad f = f_0 (1-P)^{C_1} ,$$

$$/14/ \quad f = f_0 \exp (-C_2 P) ,$$

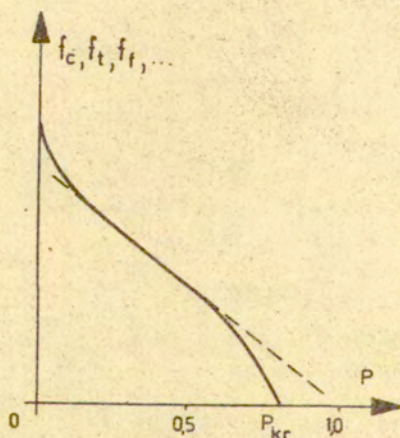
$$/15/ \quad f = f_0 (1-C_3 P)^{C_4} ,$$

$$/16/ \quad f = C_5 \ln (C_6/P) ;$$

We wzorach tych C_i , $i = 1, \dots, 6$ oznaczają stałe empiryczne, które w szczególności mogą być związane także z kształtem porów /np. pory sferyczne lub cylindryczne/, ewentualnie mogą oznaczać taką krytyczną, mniejszą od jedności wartość porowatości $/P_{kr}/$, przy której wytrzymałość materiału maleje do zera. Określona tu jako wytrzymałość lewa strona równań /f/, może dotyczyć rozmaitych wielkości, przede wszystkim wytrzymałości określanych przy ściskaniu $/f_c/$, rozciąganiu $/f_t/$ i zginaniu $/f_f/$. Łatwo zauważyć, że wzór /12/, dla którego podano powyżej pewien rodzaj uzasadnienia heurystycznego, jest szczególnym przypadkiem wzoru /13/. Inne wzory powstały - jak się zdaje - poprzez dopasowywanie do wyników eksperymentalnych.

Wg [90] wzór /14/ nadaje się do opisu wytrzymałości na rozciąganie materiałów ceramicznych; należy przy tym przyjmować $C_2 = 4+7$. Rzeczywiście stwierdzono doświadczalnie np., że przy zwiększeniu P od wartości 0 do 0,10 wytrzymałość pewnej ceramiki zmalała aż o połowę. Podobnie wytrzymałość porowatego, wykonanego metodą spiekania /reaction sintering/, azotku krzemu o $P = 0,20+0,25$ wynosiła ok.150 MPa, podczas gdy tenże materiał

bez porów, wykonany na gorąco pod ciśnieniem /hot pressing/, przy $P \cong 0$, wykazywał wytrzymałość ok. 600 MPa. Zbliżone obserwacje poczyniono w przypadkach porcelany i fajansu, mających podobne składy mineralogiczne, a różniących się kilkakrotnie wielkością porowatości. W [68] zestawione są wyniki doświadczeń różnych badaczy, którzy stwierdzali spadek wytrzymałości /na ściskanie, zginanie, rozciąganie/ wraz ze wzrostem porowatości w tak różnych materiałach jak szkło porowate z różnymi wypełniaczami, spieki ZrO_2 i Al_2O_3 , żelazo, stal, gips, spiekana miedź, krzemiany wapnia, a nawet brykiety węglowe. Opisu występujących zależności nie da się dokonać za pomocą jednego tylko ze wzorów /13/ - /16/; należy posłużyć się kombinacją kilku wzorów. Ogólny charakter zaobserwowanych zależności ilustruje rys.14.



Rys.14. Charakter ogólnej zależności pomiędzy porowatością a wytrzymałością materiału porowatego; rysunek orientacyjny: na osi pionowej jednostki dowolne. Wg [68] .

Fagerlund [68], na podstawie przeglądu rozmaitych wyników eksperymentalnych stwierdził, że szukaną relację najlepiej opisywać za pomocą dwóch połączonych gałęzi funkcji. Początkowa część wykresu - $P \in (0, P_1)$ - może być opisana za pomocą wzorów typu /13/ lub /14/, pozostała część - $P \in (P_1, P_{kr})$ - za pomocą wzorów /15/ lub /16/. Wartość porowatości P_1 oznacza tę odciętą wykresu, narysowanego w skali półlogarytmicznej, przy której widoczne się staje odchylenie od liniowości.

Odnosnie wpływu na odkształcalność stwierdzono, że moduł sprężystości stwardniałego zaczynu cementowego można przedstawić w funkcji porowatości:

$$/17/ \quad E = E_0 (1 - P_c)^3$$

tu przez E_0 oznaczono moduł sprężystości zaczynu o porowatości kapilarnej $P_c = 0$. Natomiast zgodność wyników doświadczeń z wzorem /14/ uzyskał Teni [211], który mierzył zarówno moduł sprężystości jak i wytrzymałość na ściskanie osiowe zaczynu.

W wypadku niektórych materiałów ceramicznych stwierdzono, że moduł sprężystości maleje nieliniowo wraz ze wzrostem porowatości, zgodnie ze wzorem:

$$/18/ \quad E = E_0 (1 - 1,9P + 0,9P^2).$$

Z porowatością skorelowane są prawdopodobnie także rozmaite właściwości mechaniczne /i nie tylko mechaniczne/ materiałów porowatych, przy czym występujące relacje mogą być odpowiednio bardziej skomplikowane. Przykład takiej złożonej zależności stanowi związek pomiędzy porowatością P a prędkością ustalonego pełzania - $\dot{\epsilon}$ - spieków ceramicznych pod działaniem naprężenia σ [66]:

$$\dot{\epsilon} = c_1 (\sigma^{c_4}) \frac{(1 - c_4) \left[1 + \frac{c_2 P}{1 - c_3 P} \right]}{(1 - P^{2/3})^{c_4}}$$

tu c_i , $i = 1, \dots, 4$ oznaczają stałe.

Z przedstawionych powyżej przykładowo zależności widać znaczenie porowatości jako parametru materiałowego. Zarówno wiel-

kość porowatości jak i strukturę porów można badać metodami stereologicznymi.

Wynika stąd, że możliwa jest ocena właściwości materiału na podstawie samej tylko obserwacji wizualnej jego struktury wewnętrznej. W większości wypadków zarówno struktura jak i właściwości kompozytów są zbyt skomplikowane na to, aby można było je opisać jedynie za pomocą porowatości, tj. pojedynczego skalara P . Konieczne było wprowadzenie bardziej złożonych modeli, z których kilka omówiono poniżej.

Trzeba zaznaczyć, że w niektórych materiałach pojęcie porowatości nie jest jednoznaczne. Właściwości pewnych materiałów, w szczególności zaczynu cementowego i betonu, związane są m.in. z rozkładem wielkości pustek, i stosuje się w nich rozróżnianie porów kapilarnych 10 nm-10 μ m, żelowych 2,5-10 mm, itd. [161], które posiadają odmienne znaczenie mechaniczne.

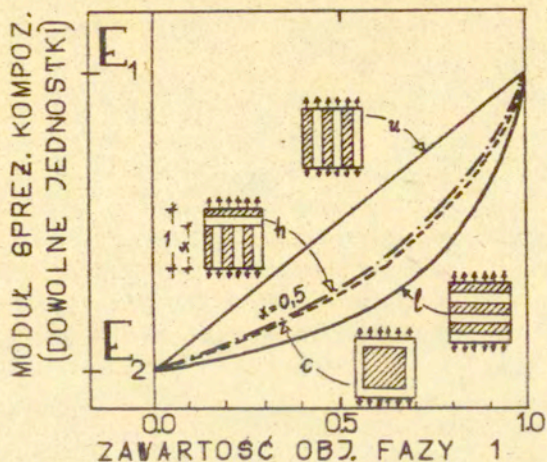
Bardziej złożone modele materiałów niejednorodnych /nie są to jeszcze modele strukturalne/ zaproponowano w oparciu o założenie, że materiał zawiera dwie lub więcej faz, różniących się właściwościami odkształceniowymi /np. wartościami współczynników sprężystości E i ν / oraz wytrzymałościami /np. f_t , γ^1 , γ^2 /. Fazy te przemieszane są równomiernie, tak że strukturę kompozytu można wyobrażać sobie jako regularny układ inkluzji zatopionych w ciągłej matrycy. Kształt obszarów zajętych przez poszczególne fazy nie jest na ogół analizowany /wyjąwszy oczywiście rozróżnienie między wypełnieniem ziarnistym i włóknistym/. Dla takiego przedstawienia, jednofazowy ośrodek porowaty omówiony powyżej jest przypadkiem szczególnym.

W najprostszych modelach dwufazowych stosuje się tzw. prawo mieszanin. Na podstawie modelu równoległego /parallel model; model u/, rys.15, współczynnik sprężystości kompozytu składającego się z faz oznaczonych 1 i 2 określa wzór:

$$/19/ \quad E_c = E_1 V_1 + E_2 V_2 \quad /model\ u/,$$

V_1 oraz V_2 oznaczają tu względną zawartość objętościową odpowiednich faz / $V_1 + V_2 = 1$ /. Na podstawie modelu szeregowego /series model; model l - rys.15/, związek ma postać

$$/20/ \quad E_c = (V_1/E_1 + V_2/E_2)^{-1} \quad /model\ l/.$$



Rys. 15. Cztery modele kompozytu dwufazowego i odpowiednie zależności modułu sprężystości kompozytu od względnej zawartości faz: pierwszej - o module E_1 , i drugiej - o module E_2 , opisane wzorami /19/+/22/; \bar{x} - w modelu h oznacza względną zawartość składników odpowiadających granicznemu oszacowaniu górnemu. Wg [90].

Pierwszy z tych dwóch związków stanowi graniczne oszacowanie górne /upper/, drugi zaś dolne /lower bound/ wartości E_c . W szczególności gdy $E_2 = 0$ /faza 2 - pustki/, z pierwszego związku wynika wzór /12/: $E_c = E = E_1 (1 - V_2)$, bowiem wówczas $V_2 = P$. Drugi związek zawierałby wówczas nieokreśloność, przy której jednakże $E_c \rightarrow 0$, gdy $E_2 \rightarrow 0$.

Proponowane były również inne podobne modele, np. Hirscha oraz Counto [90,170], opisane wzorami:

$$/21/ \quad E_c = \left[x \frac{1}{V_1 E_1 + V_2 E_2} + (1-x) \left(\frac{V_1}{E_1} + \frac{V_2}{E_2} \right) \right]^{-1} \quad /model\ h/,$$

$$/22/ \quad E_c = \left[\frac{1 - \sqrt{V_2}}{E_1} + \frac{1}{((1 - \sqrt{V_2}) / \sqrt{V_2}) E_1 + E_2} \right]^{-1} \quad /model\ c/$$

W przypadku gdy we wzorze /21/: $x=0,5$, wówczas modele h i c dają wartości E_c dość zbliżone - rys.15. Dalsze propozycje tego

rodzaju można znaleźć w [150,168,211]. Ostatnio prawo mieszanin zastosowano przy uwzględnieniu wpływu struktury kompozytu na energię jego zniszczenia pod obciążeniem udarowym [237].

3.3. Modele strukturalne betonu

Niniejszy rozdział poświęcono modelom analitycznym betonu. Spośród rozmaitych matryc kruchych wykazuje on najbardziej różnorodne właściwości mechaniczne: mikropęknięcie, kruchość, skurcz, pęcznienie. Również najwięcej modeli materiałów kompozytowych utworzone zostało z myślą o betonie i o opisywaniu jego właściwości. W najprostszym ujęciu beton stanowi kompozyt, który zawiera zarówno dwie fazy stałe jak i pory /pustki/. Jego rzeczywista struktura jest znacznie bardziej złożona, o czym mowa była w rozdziale 2.3.

Rozwój metod analizy właściwości mechanicznych betonu i innych kompozytów betonopodobnych przebiegał w kilku odmiennych kierunkach. Najbardziej rozpowszechnionym, zarazem dość ograniczonym ujęciem było dobieranie prostych zależności empirycznych, opisujących możliwie jak najlepiej uzyskiwane wyniki eksperymentalne w funkcji parametrów składu betonu. Na ogół stosowana jest przy tym metoda najmniejszych kwadratów, por. np. [108]. W ujęciach tych beton charakteryzowany jest przez takie parametry jak wytrzymałość na ściskanie, moduł sprężystości przy ściskaniu, odkształcalność graniczna przy rozciąganiu, współczynnik relaksacji. Uzyskiwane opisy ograniczone są przy tym do tych specyficznych warunków, w których wykonano eksperyment, podczas gdy efekt zmiany poszczególnych elementów doświadczenia pozostaje nieznany. Ujęcia te dostarczają danych do obliczeń inżynierskich metodami wytrzymałości materiałów. Natomiast jak o tym była mowa w rozdz. 3.1, w przypadku materiałów kruchych, uzyskiwane opisy nie są jednoznaczne, np. z uwagi na efekt skali.

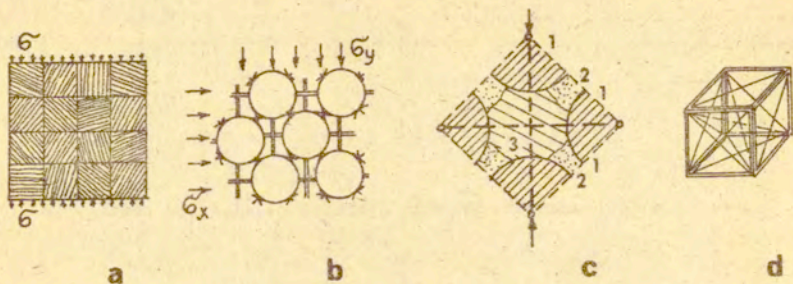
Opisy o szerokich możliwościach dopasowywania do uzyskiwanych wyników doświadczalnych powstają w ramach rozmaitych tzw. teorii fenomenologicznych, wywodzących się z rozmaitych działów mechaniki ośrodków ciągłych. Najprostszym przykładem może być klasyczna, liniowa teoria sprężystości. Uzyskiwane opisy

są w większości wypadków wewnętrznie niesprzeczne, tzn. poprawne z matematycznego punktu widzenia, natomiast ich przydatność do opisu rzeczywistości fizycznej jest rozmaita i zawsze niedoskonała. Teorie fenomenologiczne nie zajmują się na ogół strukturą wewnętrzną opisywanych ośrodków i jej powiązaniem z właściwościami mechanicznymi. W ich ramach daje się natomiast określić przepisy eksperymentalnego wyznaczania liczbowych charakterystyk materiału.

Modele strukturalne tworzone są po to, aby umożliwić ocenę właściwości kompozytów w zależności od ich składu i budowy wewnętrznej. Szereg modeli strukturalnych betonu oparto na przedstawieniu go jako kompozytu o regularnej budowie wewnętrznej, składającego się ze sztywniejszych inkluzji zatopionych w słabszej matrycy. Badania prowadzono zarówno teoretycznie, stosując np. obliczenia wg zasad teorii sprężystości, jak i eksperymentalnie, obciążając odpowiednio wykonane elementy, np. zawierające zatopione w matrycy rozmaitego rodzaju ziarna kruszywa.

W modelach strukturalnych nie następuje nigdy pełne odtworzenie struktury rzeczywistego materiału. Pozwalają one jedynie na analizę wybranych cech zachowania się betonu pod wpływem oddziaływań zewnętrznych /np. obciążeń/ oraz w wyniku procesów zachodzących wewnątrz zaczynu cementowego /np. skurcz/. Niekiedy jest to jedynie model zjawiska a nie materiału, np. model procesu rozwoju rys wokół pojedynczej inkluzji, w polu naprężeń ściskających; dla przypadku tej samej inkluzji w polu naprężeń rozciągających może zachodzić potrzeba stworzenia innego "modelu".

Najstarszy model niejednorodnej struktury betonu zaproponował Brandtzaeg w r. 1927 [192] - rys. 16a. Model zawierał wiele różnych, przypadkowo ukierunkowanych powierzchni poślizgu. Został zarzucony, ponieważ do jego opisu potrzebna była znajomość parametrów materiałowych, m.in. wytrzymałości na ścinanie i kąta tarcia wewnętrznego, które trzeba wyznaczyć pośrednio, z doświadczeń na betonie stanowiącym właśnie przedmiot opisu. O występowaniu tarcia można poza tym mówić dopiero po zarysowaniu materiału.

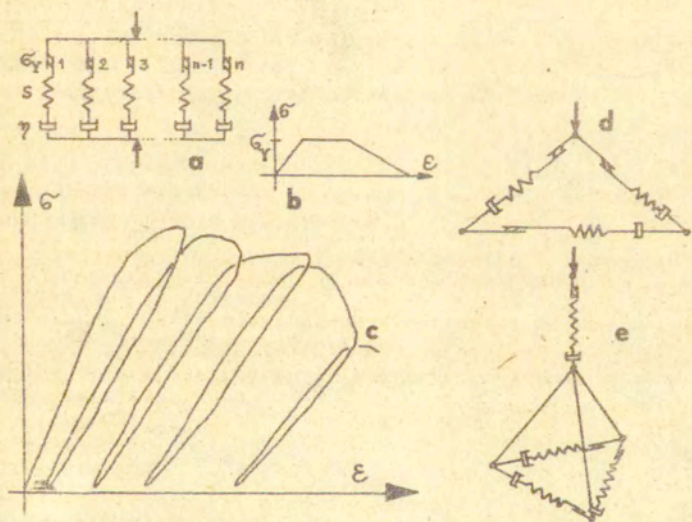


Rys.16. Modele struktury betonu. a - model Brandtzaega [192], b - model Reiniuša [185], c - model Bakera [11], d - model Lenkei a [146]. Na rys.c oznaczono: 1 - ziarno kruszywa grubego, 2 - zaprawa pracująca na ściskanie, 3 - rdzeń z zaprawy; liniami przerywanymi zaznaczono zastępczy układ prętów przenoszący obciążenie.

Dwa modele prętowe zaproponowali Reinius /1956/ i Baker /1959/ [11,185] - rys.16b,c. Te i podobne próby wykazały, że wartości samych stałych materiałowych charakteryzujących matrycę i kruszywo nie wystarczają dla przewidywania właściwości wytrzymałościowych betonu [192], jakkolwiek oba wspomniane modele umożliwiły opisanie pewnych szczególnych efektów: efektu pęcznienia betonu przy ściskaniu, występowania naprężeń rozciągających przy ściskaniu osiowym oraz zmian odkształcalności w zależności od kierunku działania naprężeń.

Jako modele betonu proponowano skomplikowane choć regularne konstrukcje prętowe, np. Lenkei [146]. Właściwości mechaniczne poszczególnych prętów miały wynikać z obserwacji zachowania betonu. Koncepcja ta nie doczekała się realizacji, ponieważ wyznaczanie właściwości elementów składowych okazało się zbyt skomplikowane. Podobny kierunek reprezentują rozważania ograniczone do ośrodków "równoważnych", w postaci kompozytów o strukturze regularnej, makroskopowo jednorodnych, np. idealnie sprężystych. Przyjmuje się na ogół zachowanie idealnego kontaktu między fazami, tzn. nie opisuje się procesów propagacji rys. Jako przykłady wymienić można prace Chevaliera [46] oraz Dzieniszewskiego [62].

Model w postaci znacznie prostszego układu "prętów" o zadanych charakterystykach reologicznych zastosował dla opisu zachowania się ściskanej próbki betonowej Te'eni [212]. W przypadku liniowym - rys.17a, właściwy opis poszczególnych prętów /charakterystykę pojedynczego pręta pokazano na rys.17b/ pozwala na uzyskanie opisu zachowania ściskanego elementu betonowego, zgodnego z obserwacjami eksperymentalnymi - rys. 17c. Uogólnienie tego tzw. modelu współdziałania faz /stress phase interaction model/ na większą liczbę wymiarów - rys. 17d,e można ewentualnie uznać za realizację wspomnianej koncepcji Lenkei'a, rys.16d.

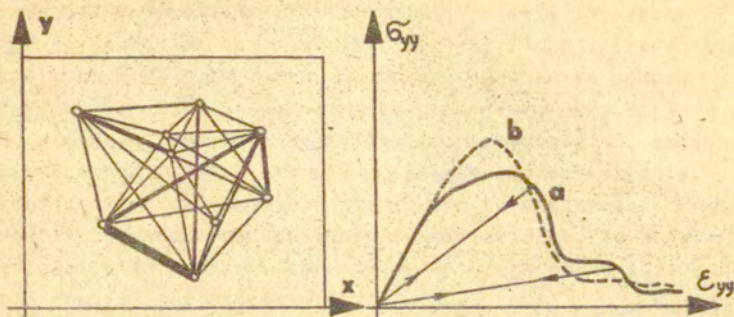


Rys.17. Model współdziałania faz wg [212]. a - model liniowy o n elementach, b - zależność $\sigma - \epsilon$ dla pojedynczego elementu, c - zachowanie się modelu liniowego obciążanego z kilkakrotnym odciążaniem, d,e - możliwości uogólnienia na przypadek dwuwymiarowy i trójwymiarowy.

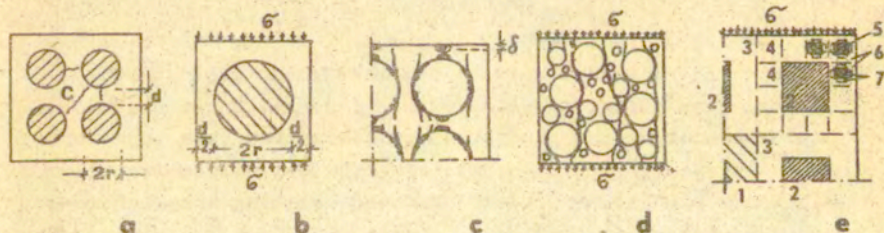
Dwuwymiarowe modele prętowe, o przypadkowej, generowanej na EMC strukturze niejednorodnej, w których kruche pręty różnią się długością i przekrojem - rys.18 [39], pozwalają na uzyskanie efektu osłabienia /strain softening/ i - jak się wydaje - poprawnie odzwierciedlają tę bardzo istotną cechę zachowania się materiałów typu betonu lub skał. Zniszczenie kolejnego pręta odpowiada w takim modelu propagacji mikrorysy w kruchym materiale niejednorodnym.

Przy założeniu płaskiego stanu naprężenia Hsu [92] wyznaczył wartości naprężeń skurczowych, występujących w modelu pokazanym na rys.19a, w zależności od wzajemnej odległości d ziaren o średnicy $2r$. W mieszance betonowej stosunek $d:r$ można oszacować rozważając sposób wypełnienia matrycy daną ilością kruszywa; wg oszacowań Hsu, w przeciętnym betonie: $0,1 < d/r < 0,3$. Hsu założył, że materiał matrycy jest idealnie sprężysty, natomiast materiał ziaren - idealnie sztywny. Obliczył, że jeżeli w matrycy wystąpią odkształcenia skurczowe o wielkości $1200 \cdot 10^{-6}$, wówczas naprężenia rozciągające w strefie kontaktowej przekroczą $5+15$ razy wytrzymałość zaprawy na rozciąganie - muszą wówczas pojawić się rysy. Naprężenia rozciągające w punkcie oznaczonym na rysunku przez C, pojawią się wg obliczeń Hsu jeżeli $d < 0,42r$. Wyniki te potwierdzili obecnie Ziegelsdorf i in.[236]. Mimo upraszczających założeń, uzyskane wyniki wyjaśniły ważną kwestię występowania rys w betonie jeszcze przed przyłożeniem obciążenia zewnętrznego, co zaobserwowało wielu badaczy. Na rys.19a zaznaczono kierunki możliwego występowania rys skurczowych. Skurczowe pochodzenie mikrorys w betonie kwestionował Nilson [169]; jego zdaniem, w praktyce odległość między ziarnami nie jest tak mała jak zakładał to Hsu; potrzebne jest w związku z tym odmienne wyjaśnienie.

Modelowaniu struktury betonu, przyczepności między kruszywem a matrycą i ich związków z odkształcalnością betonu poświęcili kilka prac Shah, Winter i współpracownicy [196]. Rozważania oparto na bardzo prostym modelu, pokazanym na rys.19b. Przeprowadzono też doświadczenia na podobnym do tego modelu elemencie, zawierającym jedno, wydłużone ziarno o równoległych krawędziach, usytuowane skośnie do kierunku obciążania. Pomiary



Rys. 18. Przykład dwuwymiarowego modelu przegubowo-prętowego, o quasi-przypadkowym, generowanym na EMC rozmieszczeniu elementów; pokazano tylko niektóre z kilkuset uwzględnionych prętów o rozmaitej długości i rozmaitym przekroju poprzecznym. Na wykresie $\sigma - \epsilon$ pokazano jak model wykazuje efekt osłabienia w przypadku równomiernego - krzywa "a" oraz nierównomiernego - krzywa "b", rozkładu właściwości materiałowych poszczególnych prętów. Wg [39].



Rys. 19. Modele struktury betonu. a - model powstawania rys skurczowych - Hsu [92], b - model rozważany przez Shaha i Wintera [196], c - ćwiartka modelu o regularnym rozkładzie ziaren [40,41], d - badany doświadczalnie model z nieregularnym rozkładem ziaren [147], e - fragment modelu analizowanego przez Illstona [97]; oznaczenia: 1 - kruszywo grube, 2 - kruszywo drobne, 3 - modele zaprawy, 4 - modele zaczynu, 5 - produkty hydratacji, 6 - matryca cementowa, 7 - pory.

odkształceń i obserwacje zniszczenia pozwoliły na przeprowadzenie analizy modelu właściwego /rys.19b/, w którym pęknięcie rozpoczyna się od obszarów powierzchni kontaktowej, odpowiednio nachylonych do kierunku naprężeń głównych. Wyzyskanie tego modelu do opisu zachowania się betonu wymagało połączenia większej liczby elementów podobnych do pokazanego na rysunku, których cechy mechaniczne scharakteryzowano w sposób przypadkowy. Przeprowadzona analiza wykazała przekonująco, że niesprężyste zachowanie się betonu przy obciążeniach doraźnych można wyjaśnić przez rozwój mikropęknięcia, któremu nie muszą towarzyszyć odkształcenia plastyczne materiału.

Model oparty na zastosowaniu metody elementów skończonych /FEM/, w płaskim stanie naprężenia, zastosowali do analizy zachowania się ściskanego betonu Buyukozturk, Nilson i Slate [40,41] oraz Liu, Nilson i Slate [147]. Przeprowadzili oni również eksperymenty na odpowiednich modelach w skali makroskopowej. Rozważane były próbki tarczowe, z matrycy zawierającej niewielką liczbę grubych ziaren o układzie regularnym - rys.19c lub nieregularnym - rys.19d z tym, że obliczenia za pomocą FEM zrealizowano jedynie w pierwszym wypadku. Kryterium zniszczenia materiału przyjęto dla strefy kontaktowej wg teorii Coulomba-Mohra /materiał spoisty z tarcie/, a dla materiału matrycy przyjęto kryterium maksymalnej wartości naprężeń rozciągających. Rysy w strefie kontaktowej pojawiały się zarówno przy ściskaniu jak i przy rozciąganiu /compression-shear i tensile-shear/. Zachowanie materiału w modelu obciążanym osiowo odpowiadało odpowiednim obserwacjom doświadczalnym /układ rys, zmiany odkształceń lokalnych w funkcji obciążenia/. Uzyskano też prawidłowy kształt obwiedni naprężeń niszczących w dwuosowym stanie naprężenia [40]. Układ z nierównomiernym rozkładem kruszywa /rys.19d/ był prawdopodobnie nadzbyt skomplikowany dla zastosowania FEM /koszt obliczeń/, wykonane badania doświadczalne pozwoliły jednak na wyciągnięcie pewnych ważnych wniosków jakościowych. W [40] zauważono m.in., że zmiana charakterystyki geometrycznej kruszywa d/r z 0,5 do 0,2, spowodowała obniżenie obciążenia niszczącego o 10% w przypadku jednoosiowym, natomiast była prawie bez znaczenia w przypadku obciążenia dwuosowego. Bardziej nieliniowe w porównaniu

z opisanym modelem FEM zachowanie się obciążanych elementów próbnych każe przypuszczać, że istotne znaczenie mają procesy mikropeknięcia przebiegające w samej zaprawie. Wynika stąd oczywisty dość wniosek, że podobnie jak beton należy zaprawę traktować jako kompozyt, i to przynajmniej dwufazowy.

Prowadzenie podobnej analizy na wielu poziomach obserwacji kompozytu zaproponował Illston [97], rys.19e. Na poszczególnych poziomach uwzględniane są modele zaczynu, zaprawy oraz betonu. Model, którego przeznaczeniem był opis pełzania betonu, określony jest poprzez wartości współczynników sprężystości poszczególnych składników oraz proporcje geometryczne elementów modelu. Okazał się przydatny przy opisie opóźnionych odkształceń betonu poddanego stanom osiowego ściskania i rozciągania.

Zanim rozpowszechniły się metody elementów skończonych /FEM/, stan deformacji wokół ziaren kruszywa w kompozycie badano metodami elastooptycznymi, głównie przez naklejanie na betonie, zarówno naturalnym jak i betonie ze specjalnie umieszczonymi inkluzjami o regularnym kształcie, odpowiednich warstw optycznie czułych. Jednocześnie stosowane jest naklejanie tensometrów elektrooporowych, do celu kontroli wartości składowych tensora odkształcenia. Powszechnie znana stała się praca Dantu /1958/ [52]. Podobne obserwacje prowadzili również inni: np. Mc Greath, Pigeon, Stroeven, badacze radzieccy - [45,204]. Jakkolwiek stwierdzone na powierzchni ciała koncentracje naprężeń bywają o 30-35% wyższe niż wewnątrz elementu trójwymiarowego [45], badania elastooptyczne mogą prowadzić do pewnych wniosków jakościowych odnośnie współdziałania poszczególnych faz kompozytu, lokalizacji obszarów największego wyężenia itd. M.in. wykazują one występowanie w ściskanym betonie naprężeń rozciągających, zależnych od struktury uziarnienia.

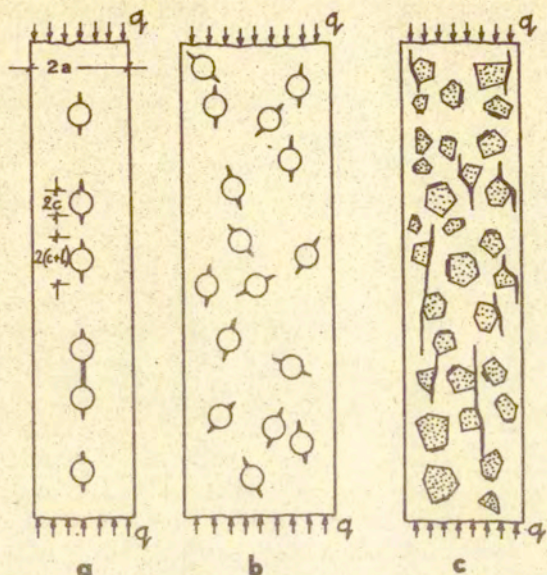
Niekiedy celem tworzenia modeli jest nie przewidywanie zachowania się betonu pod obciążeniem, ale określenie związków zastępujących prawo mieszanin, które możnaby stosować przy wyznaczaniu wytrzymałości betonu na podstawie danych o jego składnikach. Przykład stanowią tu modele Sassego, na podstawie których wytrzymałość określana była w zależności od zawartości

matrycy i kruszywa, wytrzymałości i odkształcalności matrycy oraz odkształcalności kruszywa [31,192]. Modele te mogą być bardzo przydatne w zastosowaniach produkcyjnych /w technologii/, kiedy chodzi o skorelowanie kilku parametrów mających wpływ na właściwości betonu a dających się zmieniać. Faktycznie jednak nie są związane ze strukturą i współdziałaniem faz w kompozycie.

Oryginalne ujęcia przedstawiają prace Zaitseva i Wittmanna [226,227,234], którzy modelowali zachowanie się betonu w stanie ściskania, z uwzględnieniem procesów kruchej propagacji mikrorys.

Zaitsev, założył, że odkształcalność i wytrzymałość betonu, zaczynu cementowego etc., zależna jest od obecnych w jego wnętrzu pustek i szczelin. W pierwszej pracy, którą opublikował w r.1971 [233], Zaitsev podał rozwiązanie modelu pokazanego na rys.20a. Jest to ściskane pasmo, zawierające centrycznie położone, okrągłe pory z pionowymi rysami, stanowiącymi koncentratory naprężeń. Przy założeniu płaskiego stanu naprężenia i w ramach liniowej sprężystości można, korzystając z aparatu pojęciowego mechaniki pękania, określić warunki propagacji tych pionowych rys w polach naprężeń rozciągających, występujących powyżej i poniżej każdego pora. Przyjęto, że średnica pustek kolistych /porów/ jest znacznie mniejsza niż rozmiary elementu oraz, że rysy mają długość znacznie mniejszą od średnicy porów. Obliczenia prowadzono metodą Monte Carlo, przy czym przypadkowe rozmieszczenie porów wzdłuż osi elementu generowane było za pomocą BMC. Przeprowadzone rachunki pozwalają na określenie jak przebiega wzrost i procesy łączenia się rys w funkcji obciążenia q , a także jak zmienia się stosunek spęczenia próbki w kierunku poprzecznym do jej skrócenia w kierunku podłużnym/globalny współczynnik Poissona/. Uzyskane wyniki analityczne zgodne były z wynikami eksperymentalnymi.

Przedstawione ujęcie można uogólnić poprzez uwzględnienie procesów reologicznych. Zaitsev uczynił to w swoich następnych publikacjach przyjmując teorię Arutuniana. Ciekawsze są jednak wyniki prób wprowadzania bardziej skomplikowanych struktur wewnętrznych, opublikowane przezeń niedawno razem z Wittmannem [234], w których założono dwuwymiarową strukturę defektów, tak jak to pokazano na rys.20b. W tym wypadku, odnośnie łączenia



Rys.20. Modele kompozytów betonowych stosowane przez Zaitseva oraz Zaitseva i Wittmanna [234]. a, b - ściskane pasma o szerokości $2a$, osłabione przypadkowo rozmieszczonymi pustkami o średnicy $2c$, i szczelinami o długości l , w układzie jedno i dwuwymiarowym, c - pasmo zawierające przypadkowo rozłożone, generowane na EMC ziarna kru-szywa, z kontaktowymi rysami skurczowymi, w trakcie zniszczenia pod obciążeniami ściskającymi.

się rys przyjęto, że zachodzi ono jedynie wówczas, jeśli kierunku rys w porach leżących jeden za drugim, różnią się nie więcej niż o 60° . W uzyskanym opisie odkształcenia podłużne mało odbiegają od odkształceń elementu bez porów i rys, natomiast wartość współczynnika Poissona rośnie wraz z zarysowaniem - podobnie jak w odpowiednich doświadczeniach - od ok. 0,2 na początku do ok. 0,4 przy zniszczeniu próbki.

Ostatnio ci sami autorzy przeanalizowali przypadki materiału o strukturze pokazanej na rys.20c. Przy generowaniu struktury elementu maszyna cyfrowa przypisuje każdemu ziarnu kru-szywa po jednej szczelinie na którejsz ze ścianek; odpowiadają one np. pierwotnym rysom skurczowym. Jakkolwiek obliczenie łącznych deformacji całego elementu - bez czego niemożliwe jest

porównanie z dostępnymi wynikami doświadczalnymi - jest skomplikowane i wymagałoby prawdopodobnie stosowania metod elementów skończonych, jakościowy przebieg zniszczenia jest w tym modelu zgodny z wynikami eksperymentalnymi. Na rys.20c pokazano początkową fazę rozprzestrzeniania się rys pierwotnych w normalnym betonie konstrukcyjnym. Przykładowo stwierdzono, że w betonie z matrycą o dostatecznie dużej wytrzymałości /w stosunku do kruszywa/ następowała także propagacja rys poprzez ziarna kruszywa, a nie tylko wokół nich [234].

Odmienne zarówno od modeli strukturalnych jak również od modeli fenomenologicznych z Załącznika IV /bliższe może nawet tym ostatnim/ jest ujęcie w ramach tzw. teorii niszczenia ^{lub uszkodzenia} /damage theory/, którą zajmowali się m.in. Løland [148], Lemaitre i Mazars [145], Krajcinovic [138]. Teoria ta pochodząca od Kaczanowa /1958/ i Rabotnova /1968/, została do betonu zastosowana pod koniec lat 70-tych. Specyficznym pojęciem jakie wprowadzono jest "uszkodzenie" /damage/, wyrażone pewną zmienną skalarną D . Przy modelowaniu próby rozciągania osiowego wielkość D określa jak duża część przekroju elementu utraciła nośność; w materiale nienaruszonym: $D = 0$, wartość $D = 1$ oznacza wystąpienie w danym elemencie pełnego makro-pęknięcia. Podobnie prostej interpretacji fizycznej parametru D nie można podać w odniesieniu do próby ściskania. D ma charakter zmiennej wewnętrznej /parametru stanu/, odpowiedzialnej za procesy nieodwracalne w taki sposób, że niezależnie od stopnia wzrostu uszkodzenia /tj. wzrostu wartości D / materiał pozostaje sprężysty, przy czym wartość współczynnika sprężystości ulega zmianom w zależności od osiągniętego stanu odkształcenia.

Przyjmuje się [148], że w próbie rozciągania osiowego "zniszczenie" rozwija się w całym elemencie, do chwili wystąpienia granicznego stanu odkształcenia. Później proces niszczenia koncentruje się wyłącznie w pewnej wydzielonej strefie pęknięcia; w pozostałej części materiału ma odtąd miejsce wyłącznie odciążanie. W oparciu o dotychczasowe wyniki doświadczalne trudno jest prawdziwość takiego przypuszczenia potwierdzić. Wydaje się niesłuszne wykluczenie z góry ewentualności zablokowania propagującej się rysy przez eliminujące koncentrację na-

prężeń pory lub ziarna kruszywa, które lokalnie wzmacniają materiał. Natomiast w wypadku wystąpienia podobnego zablokowania następne rysy mogą pojawić się w innych przekrojach, i zniszczenie nie będzie mieć charakteru w pełni lokalnego.

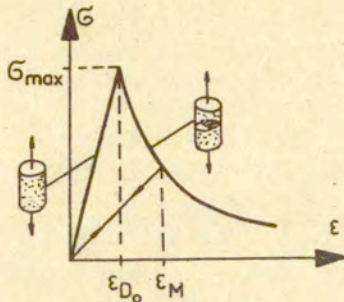
W ogólnym wypadku /nie jednowymiarowym/ zamiast zmiennej uszkodzenia D występuje operator \mathbb{D} . Inny operator $-(1-\mathbb{D})^{-1}$ przypisuje zwykłemu tensorowi naprężenia $\underline{\sigma}$ - tensor naprężenia efektywnego $\underline{\sigma}^e$, po czym odnośnie naprężenia efektywnego $\underline{\sigma}^e$ stosowane są związki konstytutywne jak dla materiału wyjściowego. Odpowiada to zastąpieniu współczynników sprężystości dla materiału wyjściowego przez współczynniki dla materiału uszkodzonego. W różnych ujęciach tej teorii, parametr uszkodzenia występuje jako skalar, wektor itd., aż do tensora rzędu ósmego [138].

W [145,154] zaproponowano wyrażenie na D w funkcji osiągniętego dotychczas odkształcenia maksymalnego ϵ_M . Wzór w wypadku stanu naprężenia jednoosiowego ma postać:

$$D = \begin{cases} 0 & \epsilon_M \leq \epsilon_{D_0} \\ 1 - \frac{A}{\exp[B(\epsilon_M - \epsilon_{D_0})]} - \frac{\epsilon_{D_0}(1-A)}{\epsilon_M} & \epsilon_M > \epsilon_{D_0} \end{cases}$$

tu ϵ_{D_0} oznacza stan odkształcenia odpowiadający wytrzymałości materiału σ_{max} , natomiast A i B określają kształt zastępującej gałęzi krzywej $\sigma - \epsilon$, i stanowią charakterystyki materiału - rys.21.

Teoria uszkodzenia pozwala na uzyskiwanie niektórych opisów zgodnych z wynikami doświadczeń. W cytowanej pracy [145] zastosowano ją w odniesieniu do wyników doświadczeń na zginanych belkach żelbetowych, przy czym efekty uszkodzenia uwzględniane były tylko w strefie rozciąganej, podczas gdy w strefie ściskanej przyjęto zachowanie sprężyste. Teoria uszkodzenia została ostatnio zaadaptowana dla metody elementów skończonych [145].



Rys.21. Rozwój uszkodzeń w próbie rozciągania osiowego, przyjęty w teorii niszczenia /damage theory/, [145].

3.4. Podsumowanie i wnioski dotyczące opisu matryce kruchych

Informacje zestawione w tym rozdziale wskazują, że nie zaproponowano dotychczas precyzyjnego, a zarazem ogólnego opisu budowy wewnętrznej i właściwości materiałów nazwanych w pracy matrycami kruchymi. Nieliczne cechy tych materiałów można opisywać za pomocą prostych funkcji porowatości P , albo w oparciu o mało skomplikowane prawa mieszanin. W obydwóch tych wypadkach bliższy opis struktury wewnętrznej nie występuje.

Celowość posługiwania się opisami struktury wewnętrznej sugerują próby stosowania modeli strukturalnych /rozd.3.3/, jakkolwiek są to na ogół raczej modele pewnych procesów zachodzących w materiale, a nie modele samego materiału. Z reguły w modelach tych występują wielkości niemierzalne. Jest to szczególnie widoczne na przykładach pokazanych na rysunkach 18, 19a, b, c i e, 20a oraz 21. Struktura kompozytów jest w rzeczywistości bardzo skomplikowana /rozd.2/, a jej opis jest możliwy jedynie w oparciu o badania statystyczne.

Strukturę kompozytu można oglądać stosując rozmaite sposoby powiększania obrazu, co określane jest jako obserwacje w skali makro, mezo lub mikro. Jednocześnie można badać właściwości mechaniczne zarówno całego kompozytu, jak również poszczególnych jego składników. Pomiaru takie ograniczone są jednak do skali makro, lub - co najwyżej - mezo.

Wybór dających się zmierzyć doświadczalnie charakterystyk mechanicznych materiału powinien być dokonany tak, aby były one niezależne od przyjętego opisu struktury. Ten sam materiał jest na ogół jednorodny w skali makro i niejednorodny w skali mezo. Dla przykładu można podać, że współczynnik sprężystości E , współczynnik Poissona ν i energia powierzchniowa pęknięcia γ_f są właśnie takimi wielkościami niezależnymi od struktury. Niezależnie od tego czy będą one zmierzone na elementach małych czy dużych, wykonanych oddzielnie czy też wyciętych z większego elementu poprawnie charakteryzują dany materiał. Natomiast wielkości takie jak wytrzymałość na rozciąganie f_t , zginanie f_f lub ściskanie f_c , zależą od struktury wewnętrznej. Próbka z matrycy kruchej, zawierająca defekty, ma niższą odpowiednią wytrzymałość niż podobna próbka bez defektów. W przypadku próbek zróżnicowanych wymiarowo stwierdzić można tzw. efekt skali, tzn., że wytrzymałość próbek większych niższa jest od wytrzymałości próbek mniejszych [122].

Uzależnienie współczynników E i ν od położenia punktu x wewnątrz rozważanego ciała jest oczywistym uogólnieniem klasycznej teorii sprężystości. Autor uważa, że podobne uogólnienie jest uzasadnione w odniesieniu do podstawowego pojęcia mechaniki pęknięcia, gdzie zamiast przyjmować $\gamma_f = \text{const.}$ można założyć, że:

$$\gamma_f = \gamma_f(x)$$

Funkcja $\gamma_f(x)$ charakteryzuje rozważany, pozornie jednorodny materiał, w sposób związany ze strukturą widoczną na rozmaitych poziomach obserwacji. Autor przypuszcza, że jest możliwe powiązanie ilościowe tych obserwacji na poziomach mikro, mezo i makro /np. struktura kruszywa grubego w betonie/, z postacią funkcji $\gamma_f(x)$. Próby podobnego rodzaju były już czynione w odniesieniu do innych wielkości, takich jak wytrzymałość na ściskanie oraz wytrzymałość zmęczeniową [173,214]. Omówienie dalszych przykładów przemawiających za proponowaną tzw. koncepcją niejednorodności ciągłych, jak również wyjaśnienie tej koncepcji, zamieszczone w rozdz.4.

4. Koncepcja niejednorodności ciągłych i jej podstawy

Najbardziej oczywiste niejednorodności w kompozytach są typu dyskretnego. W materiałach betonopodobnych raki, pory, ziarna kruszywa lub ziarna innego wypełnienia, oraz elementy uzbrojenia, posiadają wyraźnie zaznaczone zewnętrzne powierzchnie ograniczające. Podobnie łatwo można identyfikować powierzchnie wyznaczone przez strefy połączenia ziaren w niektórych spiekach ceramicznych. Znaczne zróżnicowanie struktur wewnętrznych, np. rozmieszczenie, wymiary, kształt i orientacja ziaren i włókien, utrudniają ścisły ich opis. Zachodzi tu pewna analogia z niemożnością opisaną ruchu wszystkich cząstek w danej objętości gazu. Zamiast opisywania poszczególnych cząstek stosuje się wówczas uśrednianie, stanowiące przedmiot mechaniki statystycznej gazów.

W istniejących teoriach tzw. ośrodków stochastycznych [64, 213, 218] rozpatruje się prawdopodobieństwo natrafienia w danym punkcie ciała na składnik określonej fazy kompozytu. Rozważane są związki pomiędzy prawdopodobieństwami tego rodzaju a globalnymi właściwościami ciała. Otrzymane stąd rozwiązania umożliwiają m.in. szacowanie stałych sprężystości, analizę rozchodzenia się fal, ocenę naprężeń własnych, i są stosowane np. przy opisywaniu polikryształów w metaloznawstwie. Natomiast nie analizuje się w nich istniejących fizycznie poszczególnych inkluzji, wyróżniających się nie tylko rodzajem materiału ale również kształtem powierzchni ograniczającej, usytuowaniem, odległością od sąsiadów itd. Ponadto, w prowadzonych obliczeniach zakładana jest niekiedy ciągłość pola przemieszczeń [213], przez co wyklucza się procesy propagacji rys. Ujęcia stochastyczne stosowane są natomiast odnośnie takich ośrodków, w których zachodzą procesy stabilnego pęknięcia [63, 64], przy czym określenia "stabilne" użyto tu w tym sensie, że nie jest analizowana kwestia wyłączenia materiału: rozpatruje się np. rozwój ustalonego systemu rys, o określonym rozkładzie losowym, bez interakcji. W ujęciach tych rysy analizowane są w abstrakcyjnej postaci "rozsmarowanej", i w rezultacie wspomniane opisy mają charakter zbliżony do modeli fenomenologicznych /por. Zał. IV/.

We wspomnianych powyżej pracach przyjmuje się założenie o dużej liczbie występujących elementów strukturalnych. W [219] podano np., że uśrednienie wymaga, aby w najmniejszej analizowanej objętości makroskopowej mieściło się rzędu 10^6 inkluzji mikroskopowych. Tymczasem w rozmaitych materiałach rzeczywistych, np. typu betonu, występują jednocześnie bardzo małe niejednorodności, jak również niejednorodności duże, nieliczne ale o decydującym znaczeniu z uwagi na wytrzymałość. Wydaje się również, że - jak na razie - wzmiankowane ujęcia niezbyt mogą być stosowane w tych wypadkach, w których zniszczenie materiału następuje w efekcie pojawienia się kilku makro-pęknięć o wyraźnie dyskretnym charakterze, w szczególności - w efekcie rozwoju pęknięcia pojedynczego. W rozmaitych ujęciach stochastycznych nie jest poza tym oczywista sprawa interpretacji fizycznej poszczególnych stosowanych pojęć, a także sposób powiązania teorii z obserwacjami mikrostruktury.

Wspomniane opisy są w wielu sytuacjach nieprzydatne. W niniejszym rozdziale autor proponuje inny opis, którego celem jest ujęcie procesów pęknięcia w kompozytach. Proponowany opis nazwany został koncepcją niejednorodności ciągłych i jest przedstawiony poniżej.

Oprócz wspomnianej analogii pomiędzy bardzo licznym zbiorem składników /porów, ziaren, włókien, itd./ w kompozycie a zbiorem cząstek w gazie, zachodzi jednocześnie ważna różnica. W gazach odbywa się nieustanny ruch cząstek, co wprowadza dodatkową możliwość uśredniania charakterystyk stanu. Natomiast w kompozycie układ składników jest "zastygnięty". Jeśli wykluczyć zjawiska długotrwałe /skurcz, pęcznienie, relaksacja/ oraz możliwość udaru termicznego, jedynymi procesami mechanicznymi jakie mogą zachodzić w rozważanych kompozytach z matrycą kruchą są procesy deformacji sprężystych i pęknięcia. Jest to oczywiście pewne uproszczenie, jako że pomija się możliwość ruchu dyslokacji we włóknach metalowych, i w innych występujących tu strukturach krystalicznych.

Wprowadzenie do opisu materiału obrazu takiej zastygniętej struktury pozwala na wyjaśnienie zachowania niektórych matryc kruchych przy rozciąganiu osiowym. Struktura ta jest "niewidoczna", natomiast można ją obserwować pośrednio, za pomocą

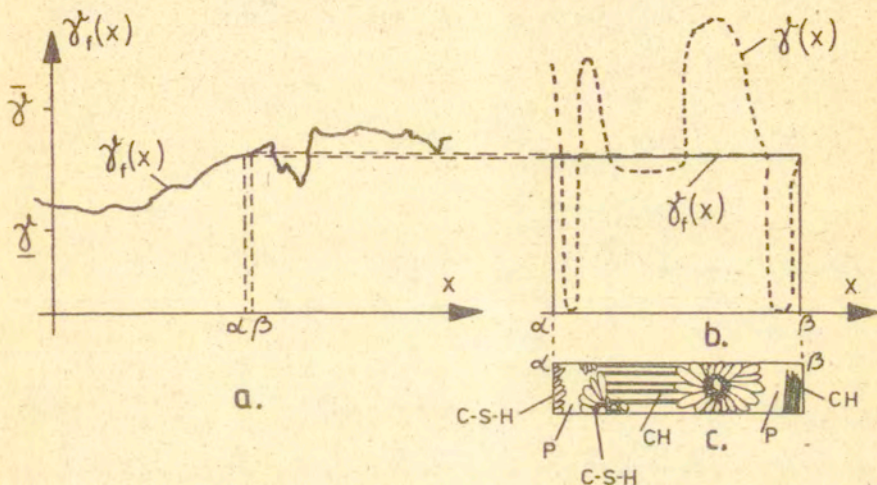
różnych badań niszczących lub nieniszczących, z jednoczesnym oglądaniem pod mikroskopem, czemu powinno towarzyszyć tworzenie odpowiedniego opisu stereologicznego.

Pomiędzy prowadzoną przy możliwie dokładnych obserwacjach analizą dyskretnych obiektów mikro czy mezo struktury, a wspomnianymi uśrednieniami z teorii ośrodków stochastycznych, istnieją jeszcze możliwości pośrednie. Jeśli ustalić, choćby dość przypadkowo, wymiary elementu reprezentatywnego /RVE/, i podzielić analizowane ciało na elementy o wielkościach odpowiadających RVE, to w zbiorze wszystkich tych elementów można określać rozmaite miary, które pośrednio scharakteryzują cały badany ośrodek. Badając dowolną cechę X można np. obserwować jej wartości ekstremalne X_{\max} i X_{\min} w zbiorze wszystkich możliwych RVE, odległości pomiędzy środkami ciężkości tych elementów, którym odpowiadają lokalne wartości bliskie X_{\min} lub X_{\max} , itd. Wiele tak wprowadzonych miar może zależeć od sposobu wyboru elementów RVE. Znaczenie dla oceny materiału mają te charakterystyki danej cechy X , które od sposobu wyboru zależą niewiele lub wcale nie zależą. Warto tu zaznaczyć, że z matematycznego punktu widzenia, powszechnie stosowane pojęcie elementu reprezentatywnego jest koncepcją mało precyzyjną, bowiem - jak dotychczas - nie zdefiniowaną jednoznacznie [31, 63].

Po podzieleniu ciała \mathcal{B} na elementy w opisany powyżej sposób, można analizować zmienność badanej cechy X , jako funkcji położenia w obszarze: $X = X(x)$; $x \in \mathcal{B}$. W dalszym ciągu pracy przyjęto, że funkcje tego rodzaju są ciągłe. Cechy materiału, które należy opisywać za pomocą zależności typu $X(x)$ powinny charakteryzować materiał w sensie właściwości mechanicznych. Nie mogą to być wielkości zależne od struktury /structure sensitive/, bo te zależą od wymiarów próbek, zanieszczeń, defektów itd., i trudno określić je jednoznacznie. W szczególności, jako X nie powinny występować wykazujące efekt skali wytrzymałości materiału na ściskanie f_c , na rozciąganie f_t , etc.

Z uwagi na wytrzymałość i odkształcalność doraźną materiału najważniejsze wydają się trzy charakterystyki mechaniczne. Wielkościami tymi, o których należy w związku z tym przyjąć, że są zależne od położenia punktu x w obszarze ciała \mathcal{B} , są

współczynnik sprężystości E , współczynnik Poissona ν oraz energia powierzchniowa pęknięcia γ_f . Zmienność dwóch pierwszych wielkości wiąże się z teorią sprężystości ośrodków niejednorodnych. Zasadniczą w dalszych rozważaniach koncepcję ciągłej zmienności energii powierzchniowej pęknięcia pokazano na rys.22.



Rys.22. Koncepcja niejednorodności ciągłych na przykładzie zmienności energii powierzchniowej pęknięcia γ_f zaczynu cementowego; a - zmienność w zależności od współrzędnej w skali makro / x symbolizuje położenie punktu w obszarze ciała/, b - zmienność lokalna, w skali mezo lub mikro, na odcinku od $x = \alpha$ do $x = \beta$; linią przerywaną zaznaczono hipotetyczną zmienność niemierzalnej wartości energii powierzchniowej γ_f , zależnej od lokalnej struktury zaczynu, pokazanej schematycznie na rys. c, gdzie przyjęto oznaczenia: P - pustki, CH - $\text{Ca}(\text{OH})_2$, C-S-H - $3\text{CaO} \cdot 2\text{SiO}_2 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$ /por.rozdz. 2.3/ [126].

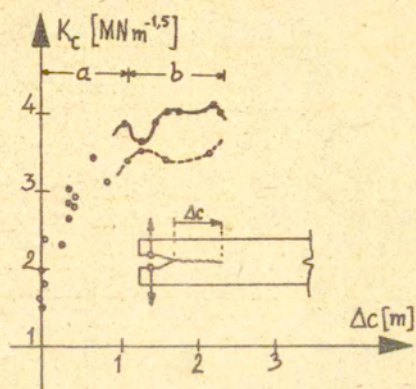
Na rysunku zaznaczono /w przypadku jednowymiarowym/ hipotetyczną zmienność niemierzalnej energii powierzchniowej γ_f ; w tym wypadku zmienność ma charakter zbliżony do dyskretnej. Pełny obraz zastygniętej struktury wewnętrznej materiału określony jest przez układ trzech funkcji: $E(x)$, $\nu(x)$ oraz $\gamma_f(x)$, $x \in B$.

Istnieje kilka wyników eksperymentalnych, które potwierdzają słuszność wysuniętej koncepcji. Dotyczą one bądź bezpośrednio zmienności charakterystyk mechaniki pęknięcia wewnątrz badanego obszaru ciała, bądź owej zastygniętej struktury wewnętrznej. Wyniki te rozpatrzono poniżej.

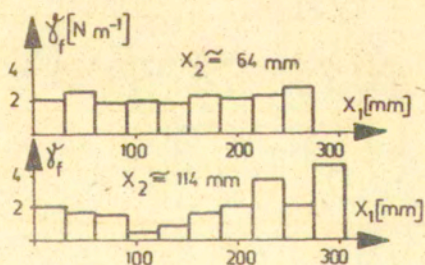
Jeżeli wielkość energii powierzchniowej pęknięcia γ_f jest funkcją położenia punktu wewnątrz ciała, to tak samo są dwie pozostałe charakterystyki mechaniki pęknięcia G_c oraz K_c . W badaniach Chhuy Soka [200], przy obserwacji procesów propagacji pęknięcia w dużych elementach betonowych /propagacja rysy na dystansie powyżej 1000 mm/, obserwowano jak zmienia się krytyczna wartość współczynnika intensywności naprężenia, w obszarze tzw. propagacji ustalonej - rys.23. Linie ciągła i przerywana charakteryzują zmienności $K_c(x)$ wzdłuż kierunku propagacji rysy, w dwóch różnych próbkach typu dwu-wspornikowego. Przy prezentacji rezultatów, zamiast rzeczywistej zmienności w zależności od współrzędnej, jako wynik podaje się jednak zazwyczaj średnią, stałą wartość K_c .

Energiją powierzchniową pęknięcia γ_f w różnych punktach wewnątrz granitowego bloku mierzył McGarry [155]. Na rys.24 pokazano, w postaci funkcji schodkowej, dwa wykresy zmienności $\gamma_f(x)$. Wartość γ_f mierzona była metodą kontrolowanego rozłamywania beleczek /25x25x300 mm/ wyciętych z warstwy położonej na głębokości x_2 pod powierzchnią, z wnętrza bloku granitu poddanego działaniu promienia laserowego. Ta okoliczność, że badany blok skalny przechodził trudny do ścisłego opisanie cykl obciążeń termicznych, w niczym nie ogranicza ogólności przykładu. W większości wypadków rzeczywista historia deformacji elementów wykonanych z matryc kruchych jest nam również nieznana: nie wiemy jak przebiegało tzw. dojrzewanie materiału, jakie i kiedy występowały naprężenia skurczowe, cieplne itd.

Pośrednio, na istnienie w strukturze betonu makro-obszarów różniących się pod względem mechanicznym /obszary mocniejsze lub słabsze, sztywniejsze lub bardziej podatne/, a zatem na istnienie owej "zastygniętej" struktury, wskazują wyniki pomiarów przeprowadzonych w ramach współpracy pomiędzy PPO IPPT a Université de Liège [12]. Pomiar objęły m.in. obserwacje pól odkształceń wewnątrz stref ściskanych słupów oraz belek.

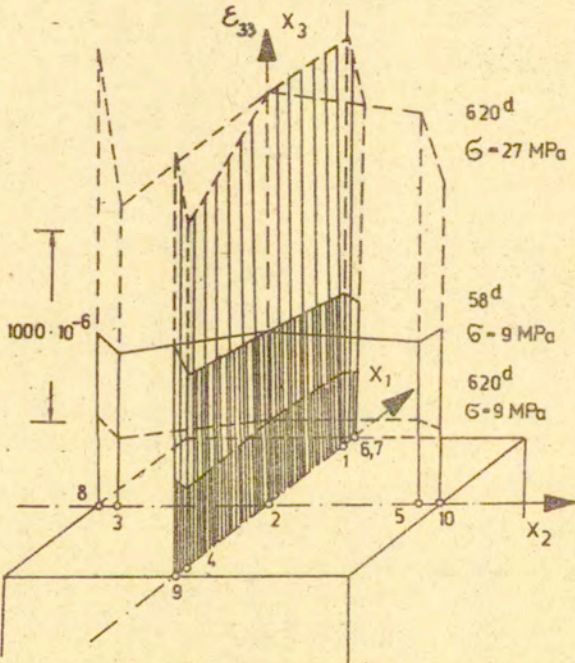


Rys.23. Zaobserwowana zmienność wzdłuż próbek /wyniki z dwóch doświadczeń/ krytycznej wartości współczynnika intensywności naprężenia w betonie K_c [200]; a - strefa uruchomienia pełnego mechanizmu pęknięcia wielokrotnego, b - strefa ustalonej propagacji rysy.



Rys.24. Przykłady zmienności energii powierzchniowej pęknięcia γ_f , w zależności od usytuowania próbek wyciętych z wnętrza (z głębokości x_2) napromieniowanego laserem bloku granitu [155].

betonowych, obciążanych na ogół do wartości naprężeń nie przekraczających $f_c/3$. Pomiarów prowadzono w stanach naprężenia zbliżonych do ściskania osiowego. We wszystkich wynikach zauważono charakterystyczną regularność. Przejawem obecności makro-struktury było występowanie uprzywilejowanych kierunków odkształcenia oraz podobieństwo rozkładów odkształceń w poszczególnych przekrojach elementu, które zachowywały pierwotną postać niezależnie od poziomu obciążenia, upływu czasu, i pewnych zmian w sposobie przykładania siły ściskającej. Na rys. 25 widoczne jest podobieństwo trzech rozkładów składowej podłużnej odkształcenia w przekroju poprzecznym, wyznaczonych m.in. przy pomiarach wykonanych w odstępach półtora roku.



Rys.25. Rozkład składowej ϵ_{33} tensora odkształcenia w osiowo ściskanym naprężeniem σ słupie betonowym, obciążanym po 2 i po 20 miesiącach od chwili zabetonowania [228]. Cyframi 1-10 oznaczono położenie wewnętrznych i zewnętrznych czujników odkształcenia /wytrzymałość betonu w wieku 6^o : $f_c \approx 36$ MPa/.

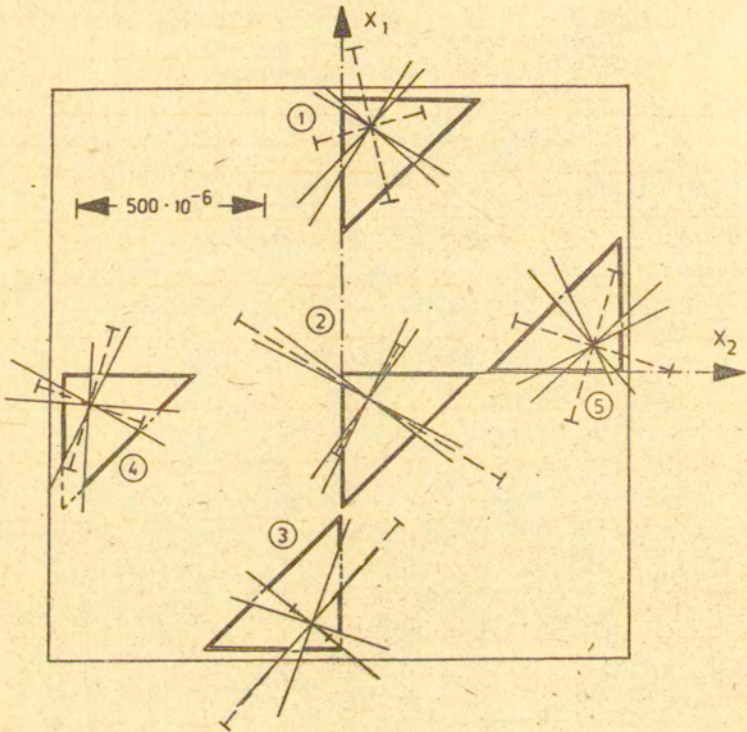
W tych samych badaniach, za pomocą przestrzennych czujników odkształcenia /tzw. sond do betonu/, mierzono wszystkie składowe tensora odkształcenia, w wyniku czego można było określić położenie kierunków głównych. Okazało się, że kierunki odkształceń głównych ϵ_1 oraz ϵ_2 ustalały się prawdopodobnie już z chwilą stwardnienia betonu - rys.26. Pomiary przeprowadzone po upływie półtora roku wykazały w przypadku punktów pomiarowych nr nr 2,3 i 4, kierunki główne, które z dokładnością do przewidywanego błędu pomiarowego /analiza błędów - zob. [107] /, pokrywały się z kierunkami wyznaczonymi na podstawie badań wykonanych w wieku ok. 2 miesięcy. Było tak mimo zbliżenia się z poziomem obciążenia do nośności granicznej słupa; przejawem tego są większe odchyłki w punktach nr 1 i nr 5, które prawdopodobnie świadczą o rozpoczynającym się już procesie zniszczenia.

Tak więc ze wzmiankowanych wyników doświadczalnych wynika istnienie niejednorodności tego rodzaju, że mogą być one opisywane za pomocą jednej lub kilku funkcji ciągłych. Występujące zmienności są oczywiście wynikiem obecności znacznej liczby niejednorodności typu dyskretnego: porów, ziaren, obszarów lepiej lub gorzej uwodnionych, itd. Zagadnienie jak określić ową zmienność na podstawie eksperymentów, wykracza poza ramy tej pracy.

Kwestia określania ciągłych niejednorodności struktury wewnętrznej na podstawie obserwacji prowadzonych w skali mezo lub mikro nie została jeszcze rozwiązana. Wydaje się, że jedną z możliwości jest powiązanie w oddzielnie prowadzonych eksperymentach cech mechanicznych materiału /energia powierzchniowa, współczynnik sprężystości itp./ z różnymi miarami struktury /porowatość, wymiary ziaren, ich rozstaw itd./. Następnie na podstawie obserwacji struktury wewnętrznej badanego materiału, można byłoby zaproponować odpowiednią funkcję ciągłą, charakteryzującą już cały badany materiał.

Pomysł zmienności ciągłej, chociaż nie odniesiony do zagadnień zniszczenia, opublikował swojego czasu Hirsch [88]. Jakkolwiek wyniki jego analizy prowadziły jedynie do wzorów przypominających prawa mieszanin /por.rys.15/, są jednak dobrą ilustracją przydatności takiej koncepcji. Rozumowanie Hirscha

przedstawiono w Zał. V.



Rys.26. Kierunki główne odkształcenia w 5 punktach przekroju poprzecznego, ściskanego osiowo słupa betonowego [228]. Sektory oznaczają zakresy możliwych położenia kierunków głównych, wyznaczonych na podstawie rachunku błędów [107], w wyniku pomiarów na podstawie rachunku błędów [107], w wyniku pomiarów przy obciążeniu $\sigma = 9$ MPa, w wieku betonu 58^d. Liniami przerywanymi zaznaczono wielkości i kierunki odkształceń głównych, wyznaczonych na tejże próbce, badanej przy obciążeniu $\sigma = 27$ MPa; w wieku 620^d / 6-dniowa wytrzymałość betonu na ściskanie wynosiła $f_c = 36$ MPa/.

Ostatecznie, do rozważań przedstawionych dalej w rozdz.5, autor przyjął uproszczoną wersję koncepcji niejednorodności ciągłych. Założono mianowicie, że dwie charakterystyki mechaniczne są stałe w rozważanym obszarze ciała:

$$E(\mathcal{X}) = \text{const.} = E, \quad \nu(\mathcal{X}) = \text{const.} = \nu$$

Natomiast co się tyczy zmienności energii powierzchniowej pęknięcia, przyjęto po kilku próbach /m.in. z funkcją odcinkami prostoliniową/, zależność sinusoidalną od jednej ze współrzędnych:

$$/23/ \quad \gamma_f^*(x) = \frac{1}{2} (\bar{\gamma} + \underline{\gamma}) - \frac{1}{2} (\bar{\gamma} - \underline{\gamma}) \cos \frac{2\pi x}{\lambda}$$

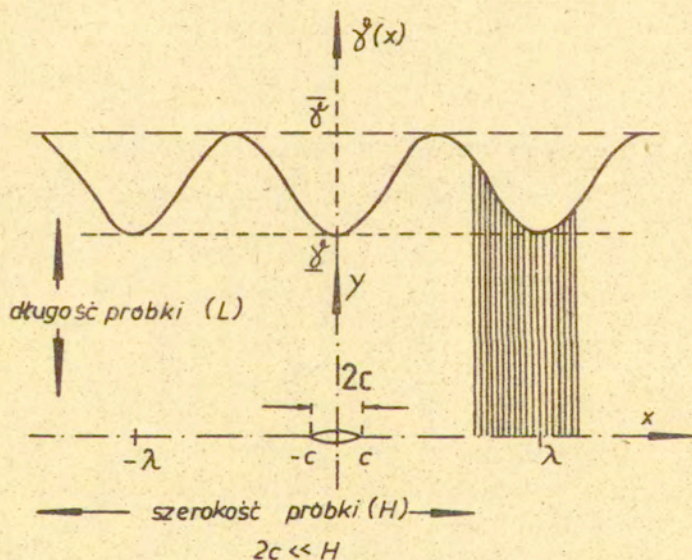
Niejednorodność materiału scharakteryzowana jest w ten sposób za pomocą trzech wielkości: $\bar{\gamma}$, $\underline{\gamma}$ oraz λ . Niejednorodność ta ma charakter jednowymiarowy. W dalszym rozwoju proponowanej koncepcji należałoby uwzględnić podobnie zmienność γ_f^* wzdłuż wszystkich trzech współrzędnych.

Zaproponowana przez autora koncepcja niejednorodności ciągłych ma podstawowe znaczenie w opisie właściwości matryc kruchych. W rozdziale następnym oraz w rozdz.8 wyzyskana jest do wyznaczenia zachowania się w sztywnym układzie obciążającym przyrzatycznej próbki rozciąganej. Zaznaczyć należy, że zaproponowana postać niejednorodności, określona wzorem /23/, stanowi przykład, jeden z wielu możliwych, dogodny z uwagi na łatwość prowadzenia operacji rachunkowych. Autor przypuszcza, że - tak jak to pokazano na rys.22 - niejednorodność materiału opisać można za pomocą odpowiednich funkcji ciągłych. Ich postać należy określić w oparciu o obserwacje rozkładów niejednorodności w rzeczywistych materiałach kruchych, w wyniku przeprowadzenia odpowiedniej analizy statystycznej.

5. Model zniszczenia próbki z materiału o niejednorodności ciągłej

5.1. Warunek propagacji rysy

Warunek propagacji rysy sformułowany jest w odniesieniu do nieograniczonego ośrodka niejednorodnego, rozciągane siłami przyłożonymi w nieskończoności w kierunku prostopadłym do płaszczyzny szczeliny pierwotnej. Niejednorodność dotyczy jedynie energii powierzchniowej pęknięcia γ_f , i scharakteryzowana jest zależnością /23/ - rys.27, natomiast przyjęto stałe wartości E i ν . Przypadek ten pomyślany został jako idealizacja stanu rozciągania próbki o skończonych wymiarach $L \times H \times B$, wykonanej z matrycy niejednorodnej, w której występują szczeliny pierwotne o długości $2c \ll H$.



Rys.27. Założona zmienność energii powierzchniowej pęknięcia w rozważanym materiale, wg wzoru /23/.

Jeśli struktura materiału zawiera pewną liczbę szczelin o długości $2c$, to w zbiorze takich szczelin propagacja rysy rozpocznie się od tej, której wierzchołek znajduje się w najbardziej niekorzystnym położeniu, w stosunku do rozkładu niejednorodności. Uzasadnia to usytuowanie wierzchołka szczeliny w pobliżu γ_f^* - minimum funkcji $\gamma_f^*(x)$, tak jak pokazano to na rysunku. Bardziej ściśle, należałoby rozpatrywać zbiór szczelin pierwotnych o rozmaitych wymiarach - pomiędzy 0 i $2c_{\max}$, rozmaicie usytuowanych w stosunku do danego rozkładu niejednorodności oraz o rozmaitej orientacji /nachyleniu/. Przypadek taki stanowiłby doskonalsze odzwierciedlenie rzeczywistości, jednak wiązałyby się z ogromnymi trudnościami rachunkowymi. Wprowadzone uproszczenie nie zmienia zresztą ogólności rozumowania.

W dalszym ciągu pominięto wzajemne oddziaływanie na siebie poszczególnych szczelin. W przypadku szczeliny jak na rys.27 warunek propagacji pojedynczej rysy wzorowany jest na ujęciu Griffitha [82]. Aby propagacja mogła nastąpić konieczne jest, aby energia sprężysta U wyzwalana przy wydłużeniu szczeliny, była przynajmniej równa ilości energii powierzchniowej F , pochłanianej na utworzenie nowych swobodnych powierzchni ciała. Warunek propagacji ma zatem postać:

$$/24/ \quad \frac{\partial U}{\partial c} = \frac{\partial T}{\partial c}$$

W układzie jak na rys.27, wielkości występujące powyżej wyrażają się wzorami:

$$/25/ \quad T = 2B \int_{-c}^c \gamma_f^*(x) dx \quad ,$$

$$/26/ \quad U = (1 - \nu^2) \pi B c^2 \sigma^2 / E \quad ,$$

tu B określa grubość rozważanej warstwy materiału, a przez σ oznaczono wartość naprężenia działającego w nieskończoności. Wzór /26/ wyprowadzony jest przez Smeddona w [199], przypadku jednorodnego ośrodka sprężystego.

Przyjęto, że $2c \ll H$, i te same związki jak powyżej stanowią zatem dostatecznie bliski opis stanów energetycznych wokół szczeliny pojedynczej w próbce o wymiarach skończonych, a nawet wokół każdej z kilku niezbyt blisko siebie usytuowanych szczelin, występujących w podobnej próbce.

Ponieważ w próbce o skończonych wymiarach, wzrost długości rysy powoduje wzrost nominalnej wartości naprężeń w zarysowanym przekroju, zatem zamiast wartości σ należy do dalszych rozważań przyjąć wielkość naprężenia nominalnego:

$$/27/ \quad \sigma_n = \sigma \frac{H}{H - 2c}$$

Takie założenie pozwala doprowadzić rachunki do chwili, gdy pęknięcie obejmie całą próbkę, przy czym σ_n wzrośnie aż do nieskończoności. Jest to założenie upraszczające, jednak dla konkluzji będących celem niniejszych rozważań ważny jest zwłaszcza początkowy przebieg pęknięcia próbki, kiedy to warunek $H \gg 2c$ jest jeszcze w przybliżeniu spełniony.

Po uwzględnieniu zależności /23/ + /27/ można uzyskać wzór na krytyczną wartość naprężenia rozciągającego:

$$/28/ \quad \sigma = (\pm) \sqrt{\frac{E}{(1 - \nu^2)g} \frac{1}{c} \left(1 - \frac{2c}{H}\right)^3 \left[(\bar{\gamma}^{\frac{1}{2}} - \underline{\gamma}^{\frac{1}{2}}) - (\bar{\gamma}^{\frac{1}{2}} - \underline{\gamma}^{\frac{1}{2}}) \cos \frac{2\pi c}{\lambda} \right]}$$

Oznaczenie (\pm) wskazuje, że rozwiązanie obejmuje zarówno dodatnią jak i ujemną wartość pierwiastka. Pozbawiona sensu fizycznego wartość ujemna jest wyzyskana przy poszukiwaniu rozwiązania nieliniowego równania różniczkowego w rozdz. 5.3.

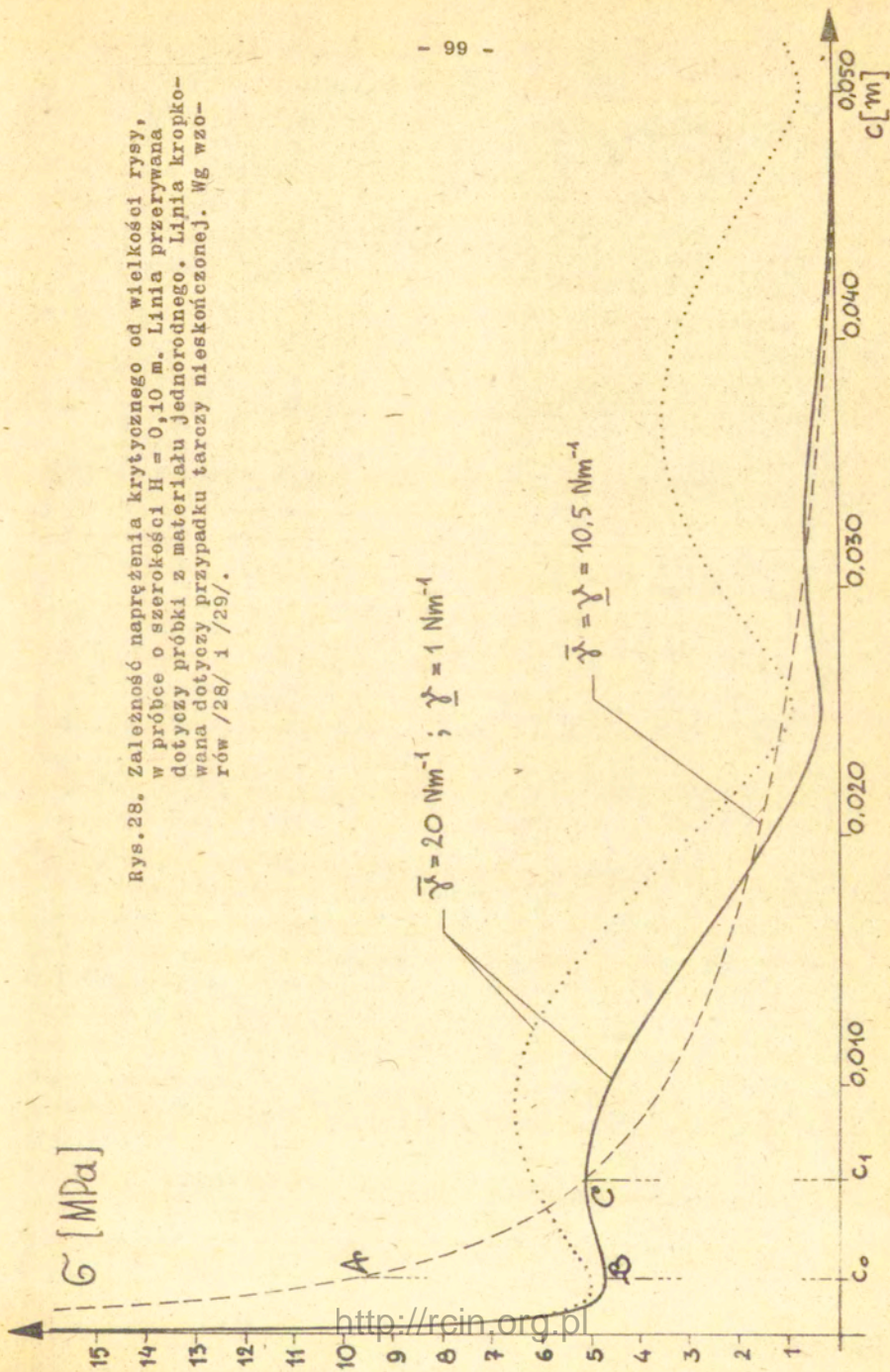
Wyrażenie /28/ ma znaczenie lokalne, i w szczególności nie zależy od liczby rys. Na rys. 28 pokazano zmienność $\sigma(c)$, przyjmując stałe materiałowe w sposób, który może odpowiadać pewnemu betonowi: $E = 35 \text{ GPa}$, $\nu = 0,2$, $\bar{\gamma}^{\frac{1}{2}} = 20 \text{ N/m}$,

$$\underline{\gamma}^{\frac{1}{2}} = 1 \text{ N/m}, \quad \lambda = 0,025 \text{ m}.$$

Dla porównania, na rys. 28 naniesiono także wykres krytycznych wartości naprężenia w przypadku materiału jednorodnego, o energii powierzchniowej pęknięcia $\gamma_f^{\frac{1}{2}} = (\bar{\gamma}^{\frac{1}{2}} + \underline{\gamma}^{\frac{1}{2}}) / 2 = 10,5 \text{ N/m}$. W wypadku gdyby zrezygnować z zastępowania σ przez σ_n wg wzoru /27/, uzyskanoby rozwiązanie dotyczące rozciągania

σ [MPa]

Rys. 28. Zależność naprężenia krytycznego od wielkości rysy, w próbce o szerokości $H = 0,10$ m. Linia przerywana dotyczy próbki z materiału jednorodnego. Linia kropkowana dotyczy przypadku tarczy nieskończonej. Wg wzorów /28/ i /29/.



przestrzeni nieograniczonej. Łatwo sprawdzić, że wynik ma wówczas postać:

$$/29/ \quad \sigma = (\pm) \sqrt{\frac{E}{(1-\nu^2)\pi} \frac{1}{c} \left[(\bar{\gamma}^2 + \underline{\gamma}^2) - (\bar{\gamma}^2 - \underline{\gamma}^2) \cos \frac{2\pi c}{\lambda} \right]}$$

Odpowiadający temu przebieg wykresu zaznaczono na rys.28 linią kropkowaną.

Występująca powyżej wartość $\bar{\gamma}_f^2 = 10,5 \text{ N/m}$ jest rzędu średniej energii powierzchniowej betonu konstrukcyjnego, ocenianej w oparciu o liniową mechanikę pęknięcia, [105].

Sens fizyczny pokazanych wykresów jest następujący. Załóżmy, że w rozważanej próbce znajduje się centralna szczelina o połowicznej długości $c = c_0 = 0,0022 \text{ m}$. Zgodnie z zależnością /24/, przy rozciąganiu próbki konieczny warunek propagacji rysy w materiale jednorodnym / $\bar{\gamma}^2 = 10,5 \text{ N/m}$ / zostanie spełniony przy wyższej wartości naprężenia - punkt A - niż w przypadku materiału niejednorodnego / $\bar{\gamma}^2 = 20 \text{ N/m}$, $\underline{\gamma}^2 = 1 \text{ N/m}$ - punkt B. Ponieważ początkowo wzrost wielkości rysy /c/ nieznacznie tylko wpływa na sztywność całej próbki, począwszy od punktu A nastąpi gwałtowna propagacja pęknięcia i tzw. zniszczenie kruche. W drugim przypadku, aby rysa mogła ulegać dalszej propagacji od punktu B, konieczne jest zwiększenie naprężenia, tak aby osiągnięte zostało maksimum lokalne przy wymiarze rysy $c = c_1 = 0,00621 \text{ m}$ - punkt C.

Taka sytuacja, że przy rozważanym schemacie próbki, dalszy wzrost rysy wymaga przyrostu naprężeń, nie mogłaby wystąpić w ramach liniowej mechaniki pęknięcia. W ramach liniowej mechaniki pęknięcia, raz zapoczątkowany proces propagacji rysy jest kontynuowany aż do zniszczenia próbki, ponieważ w jego wyniku energia potencjalna całego układu maleje; "układ" składa się tu z próbki wraz z maszyną wytrzymałościową [122]. Natomiast poniżej rozpatrywany jest przypadek próbki z materiału niejedoro-

dnego, którego wspomniana teoria liniowa nie dotyczy, niszczonej w próbie rozciągania osiowego. Niezależnie od sposobu realizacji odpowiedniego doświadczenia /wymuszanie przemieszczeń lub siły/, jest ono kontynuowane wg. schematu obciążeń narastających aż do przekroczenia punktu C . We wszystkich rozważaniach pominięto w tej pracy energię sprężystą, jaka może gromadzić się w elementach maszyny wytrzymałościowej; tzn. przyjęto schemat maszyny idealnie sztywnej.

5.2. Opis rozciągania próbki prostopadłościennnej

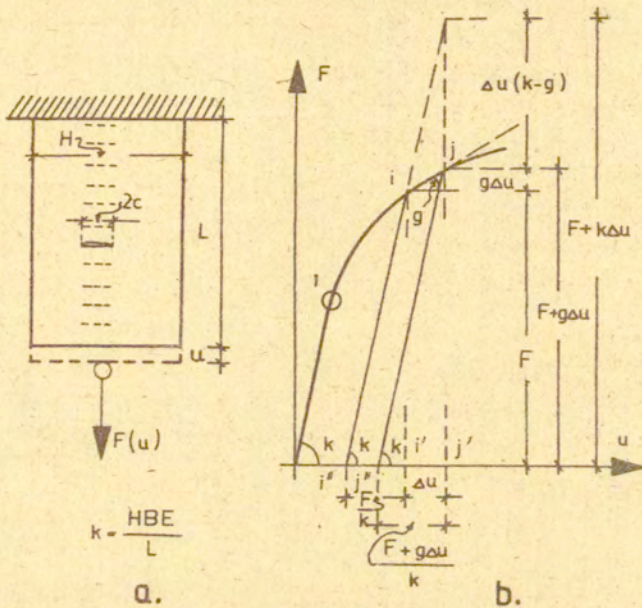
W badaniach laboratoryjnych obserwuje się na ogół globalne zachowanie całej próbki, tzn. mierzona jest przenoszona siła wypadkowa oraz wydłużenie próbki. Celem odniesienia dalszych rozważań do obserwacji eksperymentalnych /por. rys.9/, wyznaczyć trzeba związki pomiędzy średnim naprężeniem i wydłużeniem rozciąganej próbki prostopadłościennnej $H \times B \times L$, w której zachodzą procesy propagacji rys - rys.29.

Przyjęto, że układ obciążający jest idealnie sztywny. Oznacza to, że wypadkowa siła rozciągająca F realizowana jest poprzez nadanie próbce wydłużenia u . Ponieważ proces pękania rozważany jest w odniesieniu do pojedynczej szczeliny, lokalizacja szczelin w przekrojach poprzecznych próbki nie ma większego znaczenia dla poszukiwanego rozwiązania i założono w związku z tym, że wszystkie szczeliny pierwotne mają położenie centralne.

Celem dalszego uproszczenia rozważań dokonano następującej operacji myślowej. Nie mając żadnych danych odnośnie tego jak duża jest faktycznie szczelina pierwotna w próbce założono, że ma ona wymiar równy dokładnie c_0 - co odpowiada pierwszemu minimum lokalnemu w punkcie B na rys.28. W efekcie, w monotonicznie obciążanej próbce rozciąganej, początek propagacji rysy nastąpi "łagodnie" - punkt oznaczony 1 na rys.29. Bez tego założenia początek propagacji następowałby skokowo.

Począwszy od punktu 1 na rys.29 rozpocznie się stabilna, jednoczesna propagacja wszystkich rys. Stabilność należy rozumieć w tym sensie, że energia sprężysta całego rozciąganego elementu zamieniać się będzie stopniowo na energię nowopowsta-

jących powierzchni pęknięć.



Rys.29. Rozważana próbka i uwzględniona w obliczeniach zależność pomiędzy wypadkową siłą rozciągającą /F/ oraz wydłużeniem próbki /u/.

Na wykresie zależności siły od wydłużenia próbki - rys.29b - rozważmy dwa blisko położone punkty. Odpowiadają one dwóm stanom różniącym się zarówno nieskończenie małym wydłużeniem próbki (Δu) jak i nieskończenie małym wydłużeniem rysy (Δc). W dowolnym punkcie "i" omawianej krzywej, wykonana praca układu obciążającego składa się z energii straconej / U_{nieodw} / - pole: 0-1-i-i'-0 oraz ze sprężystej energii odwracalnej - pole: i"-i-i'-i". Przy jednoczesnym nieskończenie małym wzroście wydłużenia o Δu , i długości rysy o Δc , przyrostowi energii nieodwracalnej ΔU_{nieodw} odpowiada pole i"-i-j-j'-i". Wielkość tego pola można określić w wyniku rozważań geometrycznych /rys.29b/:

$$\Delta U_{\text{nieodw}} = \frac{k-g}{2k} \left[g (\Delta u)^2 + 2F \Delta u \right].$$

Przyjęto tu, że podatność próbki k nie ulega zmianie w trakcie propagacji rysy. Uwzględnienie, że faktycznie k zależy od długości rysy c skomplikowałoby jedynie obliczenia. Pomijając w powyższym wyrażeniu kwadrat przyrostu nieskończenie małego Δu jako małą wyższego rzędu, i odpowiednio przekształcając pozostałe wyrażenie, otrzymamy związek pomiędzy lokalnym nachyleniem wykresu $g = \frac{dF}{du}$ a początkową sztywnością próbki k :

$$g = k \left(1 - \frac{\Delta U_{\text{nieodw}}}{F \Delta u} \right),$$

tu: $F = \sigma HB$.

Z powyższego wyrażenia przy przejściu granicznym $\Delta u \rightarrow 0$ otrzymuje się równanie różniczkowe wiążące przyrost siły rozciągającej próbkę oraz przyrost energii pochłanianej na tworzenie nowej powierzchni przełomu:

$$/30/ \quad \frac{dF}{du} = k \left(1 - \frac{1}{F} \frac{dU_{\text{nieodw}}}{du} \right).$$

Jeżeli cała energia nieodwracalna zostanie zamieniona na T - energię powierzchniową n rys, którą można w przybliżeniu określić wyrażeniem:

$$T = 2Bn \int_{-c}^c \gamma^2(x) dx \approx 4Bcn \frac{\bar{\gamma} + \underline{\gamma}}{2},$$

to przy wydłużeniu się rys o Δc pochłonięta energia powierzchniowa wyniesie:

$$/31/ \quad \Delta T = 2Bn \Delta c \left(\bar{\gamma} + \underline{\gamma} \right) = \Delta U_{\text{nieodw}}.$$

Odnosząc podobnie jak poprzednio powyższą zmianę do nieskończenie małego wydłużenia rysy Δc oraz wykonując odpowiednie przejście graniczne: $\Delta u \rightarrow 0$ i $\Delta c \rightarrow 0$, uzyskać można równanie różniczkowe:

$$\frac{dU_{\text{nieodw}}}{du} = 2Bn \frac{dc}{du} (\bar{\gamma}^2 + \underline{\gamma}^2) .$$

Po podstawieniu powyższego związku do /30/, wykonując odpowiednie przekształcenia oraz wyrażając pochodną średniego naprężenia względem ugięcia próbki jako:

$$\frac{d\bar{\sigma} [c(u)]}{du} = \frac{d\bar{\sigma}(c)}{dc} \frac{dc}{du} ,$$

uzyskuje się równanie różniczkowe wiążące zmiany długości szczeliny c z wydłużeniem próbki u w procesie stabilnego pęknięcia /rys.29/:

$$/32/ \quad \frac{dc}{du} = \frac{k}{HB \left[\frac{d\bar{\sigma}(c)}{dc} + \frac{2kn(\bar{\gamma}^2 + \underline{\gamma}^2)}{BH^2} - \frac{1}{\bar{\sigma}(c)} \right]}$$

Równanie /32/ charakteryzuje przebieg procesu stabilnego pęknięcia próbki /propagacji rys/. Jeśli znana jest zależność $c = c(u)$, to naprężenie średnie $\bar{\sigma}$ odpowiadające danemu wydłużeniu próbki wyznaczyć będzie można na podstawie równania /28/.

Podstawiając wyrażenie /28/ do równania /32/ uzyskuje się ostatecznie związek:

$$/33/ \quad \frac{dc}{du} = f(c) .$$

Tu oznaczono:

$$f(c) = \frac{kHR\sqrt{cP}(1-2c/H)^{-0,5}}{BH^2R^2 \left[(1-2c/H)(\bar{\gamma}^2 - \underline{\gamma}^2) \frac{\pi}{\lambda} \sin \frac{2\pi c}{\lambda} - (4/H+1/c) \frac{P}{2} \right] + \frac{2kn(\bar{\gamma}^2 + \underline{\gamma}^2)c}{(1-2c/H)^2}} ,$$

$$R = \sqrt{E / [(1-\nu^2)\pi]} ,$$

$$P = (\bar{\gamma}^2 + \underline{\gamma}^2) - (\bar{\gamma}^2 - \underline{\gamma}^2) \cos \frac{2\pi c}{\lambda} .$$

Jest to równanie różniczkowe wiążące proces rozwoju zarysowania z wydłużeniem rozważanej próbki. Do równania tego należy dołączyć odpowiedni warunek początkowy, określający przy jakiej pierwotnej długości rysy c_0 , w próbce pojawiają się odkształcenia nieodwracalne.

5.3. Przykład numeryczny

Występująca w równaniu /33/ nieliniowość uniemożliwia wyznaczenie rozwiązania w postaci zamkniętej. Natomiast szczególna forma tego równania pozwala na stosunkowo łatwe uzyskanie przybliżonego rozwiązania graficzną metodą izoklin.

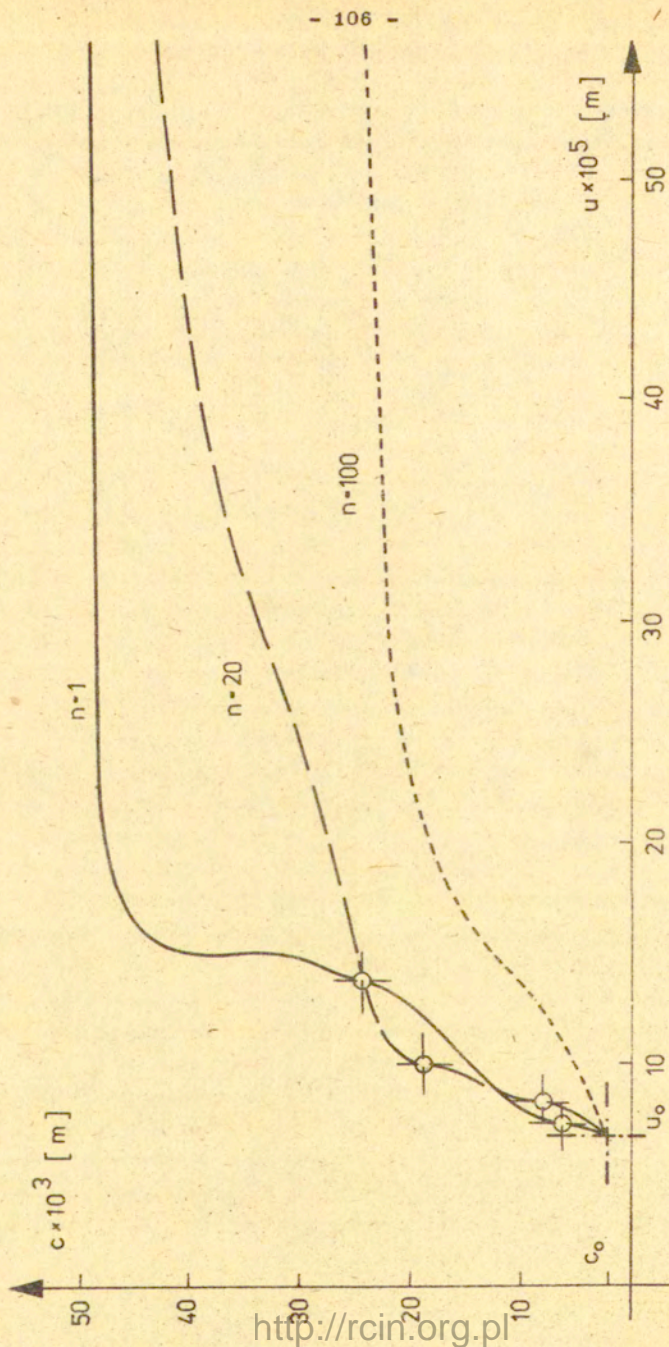
Rozwiązanie równania /33/ wyznaczono w trzech przypadkach - rys.30: $n = 1$, $n = 20$ i $n = 100$, co odpowiada odpowiednio zwiększanej liczbie rys poprzecznych, występujących na długości próbki. Zgodnie z poprzednimi uwagami, jako warunek początkowy przyjęto /por.rys.28/:

$$c = c_0 = 2,19 \cdot 10^{-3} \text{ m},$$

$$u = u_0 = \frac{HB \tilde{\sigma}(c_0)}{k} = 6,741 \cdot 10^{-5} \text{ m}.$$

Pewna komplikacja występuje w czterech punktach na uzyskanych krzywych, zaznaczonych na rys.30, w których styczne mają kierunek równoległy do osi rzędnych. Przy odpowiadających im wartościach argumentu występują nieciągłości funkcji $f(c)$: w punktach tych granica prawostronna (f_+) wynosi $+\infty$, a lewostronna (f_-) $-\infty$, bądź odwrotnie. W związku z tym przyjęto, że w tych punktach następuje odpowiednia zmiana znaku pierwiastka we wzorze /28/, co uprzednio zapowiadano. Uzasadnieniem takiego postępowania jest konieczność zachowania sensu fizycznego: wydłużeniu szczeliny nie może towarzyszyć skracanie się próbki, należy zatem wykluczyć w ogóle możliwość $dc/du < 0$.

Porównanie trzech uzyskanych krzywych potwierdza przewidywanie intuicyjne: przy rozciąganiu w maszynie wytrzymałościowej próbek zawierających rozmaite liczby rys, wydłużenie próbki przy ustalonej długości rysy c /lub też - przy ustalonej wartości średniego naprężenia rozciągającego $\tilde{\sigma}(c)$ - wzór /28//, jest tym większe im więcej rys występuje na długości elementu. Zapewne skutkiem wprowadzonych uproszczeń zależność ta nie jest spełniona w środkowym przebiegu krzywych $n = 1$ i $n = 20$. Może to być np. efekt pominięcia wpływu obecności rys na sztywność próbki k , wynik przyjętej w danym przykładzie kosinusowej charakterystyki niejednorodności ośrodka /rys.27/, lub skutek innych, nie uwzględnionych zjawisk.



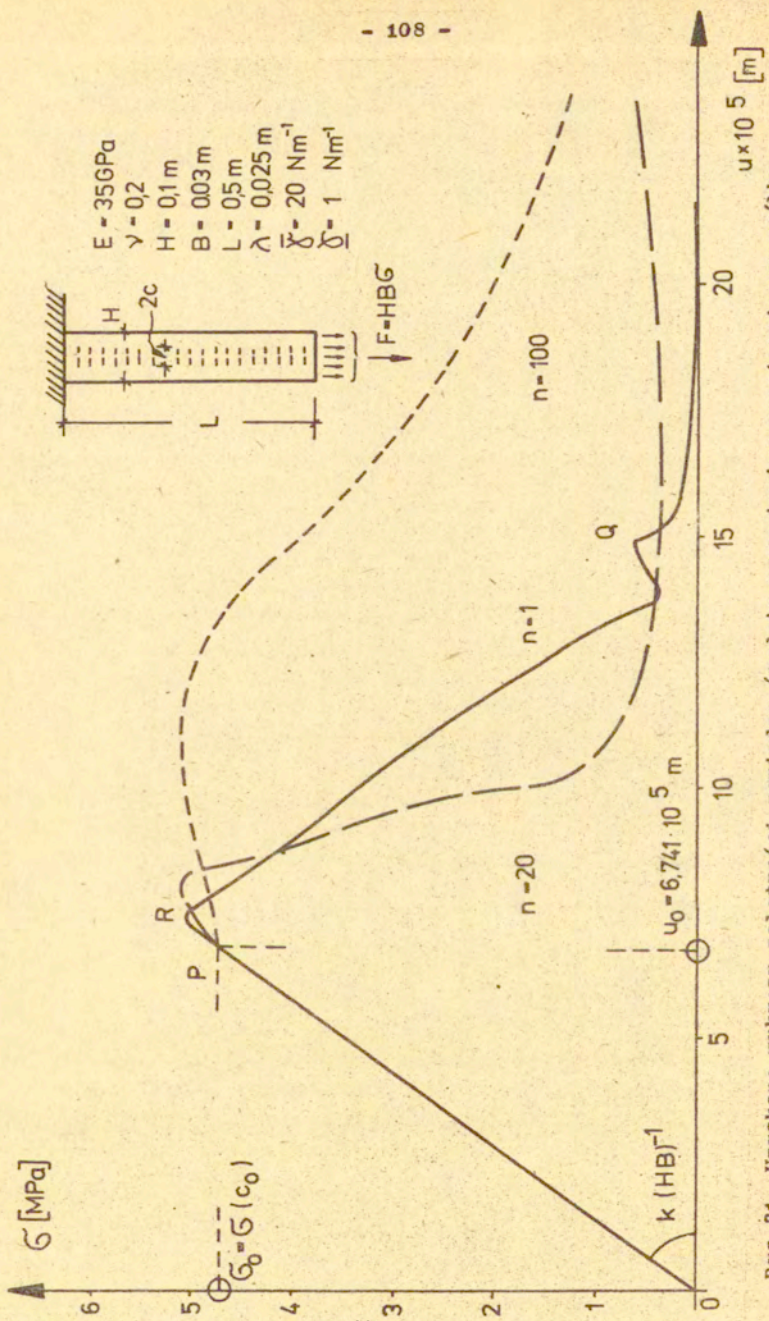
Rys. 30. Krzywe stanowiące rozwiązanie równania /33/, [126].

Wyzyskując ponownie wzór /28/, obliczono jak w funkcji wydłużenia zmienia się siła wypadkowa /ewentualnie: średnia wartość naprężenia/ w przekroju poprzecznym próbki - rys.31.

Zmienność krzywych pokazanych na rys.31 przypomina wyniki obserwacji doświadczalnych z rys.9. Zgodnie z przyjętymi założeniami w punkcie P następuje początek propagacji rys. Jak można było przewidywać, model próbki z pojedynczą szczeliną pierwotną jest gorszym obrazem rzeczywistości niż model z wieloma rysami. Występujące w nim dość raptowne zmiany nachylenia wykresu nie znajdują potwierdzenia w doświadczeniu. Jeżeli rys jest kilka, to proces wydłużania się próbki ma przebieg łagodniejszy. W rzeczywistych materiałach faktycznie występuje tzw. pękanie wielokrotne /multiple fracture/.

We wszystkich przeanalizowanych wypadkach można zauważyć efekty wzmocnienia i osłabienia. Występowanie kilku maksimów lokalnych - punkty R i Q - związane jest ze specyfiką wybranego modelu niejednorodności. Tego ostatniego efektu nie zaobserwowano dotychczas w trakcie nielicznych znanych prób rozciągania osiowego betonu, co może być jednak związane z ograniczoną dokładnością pomiarów w tych doświadczeniach, i z ograniczoną sztywnością układów obciążających.

Obliczenia stanowiące kontynuację tematyki tego rozdziału przeprowadzone są w stosunku do analogicznej matrycy uzbrojonej włóknem w rozdz.8.



Rys. 31. Uzyskane wykresy zależności średniej naprężenia rozciągającego próbki, a wydłużeniem próbki, w wypadku gdy zawiera ona 1, 20 lub 100 szacelin pierwotnych, [126].

6. Struktura uzbrojenia w kompozytach

6.1. Uzbrojenie i jego współpraca z matrycą kruchą

W poprzednich rozdziałach rozważane były struktura oraz właściwości mechaniczne nieuzbrojonych matryc kruchych. Niniejszy rozdział poświęcony jest opisowi samego uzbrojenia, która to faza może być w kompozytach rozważana zupełnie niezależnie od pozostałych składników.

W kompozytach z kruchymi matrycami stosowane są najróżniejsze włókna uzbrojenia. Wymienić można włókna z boru, węgla i innych tworzyw o wysokiej wytrzymałości, druty metalowe, włókna szklane, mineralne, z tworzyw sztucznych, roślinne [5], a ostatnio wypróbowano nawet płatki miki [22], które dość daleko odbiegają od przeciętnego wyobrażenia o włóknach uzbrojenia. Poza wytrzymałością poszczególne gatunki uzbrojenia różnią się formą. Stosowane bywają włókna ciągłe i cięte, proste i faliste, gładkie i o zwiększonej przyczepności, występujące pojedynczo lub w splotach, wiązkach oraz siatkach. Różne bywają wreszcie technologie łączenia z matrycą: włókna są zalewane spoiwem, zatapiane w nim, wprasowywane na zimno lub gorąco albo natryskiwane wraz ze spoiwem /torkretowanie/.

W efekcie powstaje wiele odmian kompozytów różniących się właściwościami, zastosowaniami, dostępnością i ceną. Jedną z nielicznych wspólnych cech rozważanych kompozytów jest relatywnie wysoka wytrzymałość włókien na rozciąganie - w porównaniu do matrycy, a także niewielka odkształcalność graniczna tej ostatniej. W odróżnieniu od szeregu innych kompozytów włóknistych przy zniszczeniu następuje przede wszystkim pękanie matrycy, a włókna z reguły ulegają łatwiej wywleczeniu niż zerwaniu.

Ogólnie przyjmuje się, że o efektywności uzbrojenia decyduje jego przyczepność do matrycy. Najczęściej jako przyczepność określa się średnią wartość naprężeń stycznych, wynikającą z prób bezpośredniego wrywania włókien z matrycy /pull-out/. Stosowany jest wówczas wzór:

/34/

$$\tau = F / (p l_2) ,$$

tu F oznacza maksymalną wartość siły wrywającej, p - obwód przekroju poprzecznego włókna, a l_z - długość zakotwienia.

Wypada tu zaznaczyć, że wysoka przyczepność może mieć zarówno pozytywny jak i negatywny efekt, zależnie od tego o jakie cechy użytkowe kompozytu chodzi. Duża przyczepność zwiększa wytrzymałość kompozytu na statyczne obciążenia zginające lub rozciągające, może jednak wpływać na obniżenie jego udarności. W tym ostatnim wypadku skutkiem dobrej przyczepności włókna ulegają zerwaniu przy zniszczeniu elementu, zamiast ulec wywleczeniu; w ten sposób pochłonięta zostaje znacznie mniejsza ilość energii - por. [116].

Jak widać, we wzorze /34/ przyjęto założenie, że rozkład naprężeń stycznych jest stały wzdłuż włókna. Założenie to nie jest wcale oczywiste, a na możliwość nieliniowości rozkładu wskazują wyniki rozmaitych rozważań analitycznych, prowadzonych np. przy założeniu sprężysto-plastycznych właściwości matrycy [35], jak również przy założeniu czysto sprężystych właściwości, zarówno matrycy jak i włókien [38,165]. Wzór /34/ jest jednak dogodny z uwagi na swoją prostotę, i okazał się przydatny w szeregu badań laboratoryjnych. W związku z tym, w dalszym ciągu pracy przyjęto, że wzór /34/ dobrze opisuje rzeczywistość fizyczną, a ewentualne nierównomierności rozkładu naprężeń przyczepności mogą być pominięte. Założenie takie stosowane jest także wówczas, gdy włókna posiadają zakotwienia, np. włókna haczykowate f-my Bekaert [31]. W tych wypadkach trzeba wprowadzić odpowiedni współczynnik przeliczeniowy (ξ).

W konsekwencji przyjęcia wzoru /34/ jedynymi parametrami opisującymi włókno w rozważanym kompozycie są: jego obwód p , długość l , przyczepność τ , i współczynnik zakotwienia ξ . Wielkości te znane są na ogół z technologii wykonania kompozytu. Do opisu włókien w kompozycie potrzebne są ponadto informacje o ich zawartości objętościowej i orientacji, o związanym z tym stopniu nasycenia uzbrojeniem rozważanego przekroju kompozytu oraz o ewentualnych efektach wzajemnego współdziałania włókien. Właśnie zagadnienie oceny stopnia nasycenia przekroju kompozytu włóknami jest przedmiotem rozważań niniejszego rozdziału. Pewne efekty wzajemnego współdziałania włókien stwierdzone były przez Burakiewicza [38] oraz przez Laws [144],

są one jednak niezbyt wyraźne i zostały tu pominięte.

Opis orientacji przestrzennej obiektów o kształcie wydłużonym można wzorować na metodach stosowanych w metalografii ilościowej [37], ale próby takie nie były dotychczas stosowane do kompozytów włóknistych.

Z uwagi na zakres eksperymentów do jakich nawiązuje praca /rozd.9/ przyjęto, że rozważany kompozyt uzbrojony jest ciętymi włóknami o długości l , o przekroju okrągłym i średnicy d . Objętościowa zawartość włókien uzbrojenia w kompozycie oznaczona jest V_f .

6.2. Ujęcia stereologiczne i opis wyidealizowanych struktur uzbrojenia

Stereologia jest nauką zajmującą się opisem struktur geometrycznych przestrzennych, na podstawie obserwacji prowadzonych na odwzorowaniach tych struktur. Odwzorowania te określają zbiory w przestrzeniach o liczbie wymiarów mniejszej niż przestrzeń, w której zanurzona jest analizowana struktura. Jako przykłady można tu wymienić przekroje lub rzuty, stanowiące odwzorowanie struktury przestrzennej w strukturę dwuwymiarową, ewentualnie pocięcie obrazu dwuwymiarowego siatką regularnych linii równoległych, co określa w efekcie odwzorowanie obrazu dwuwymiarowego w jednowymiarowy.

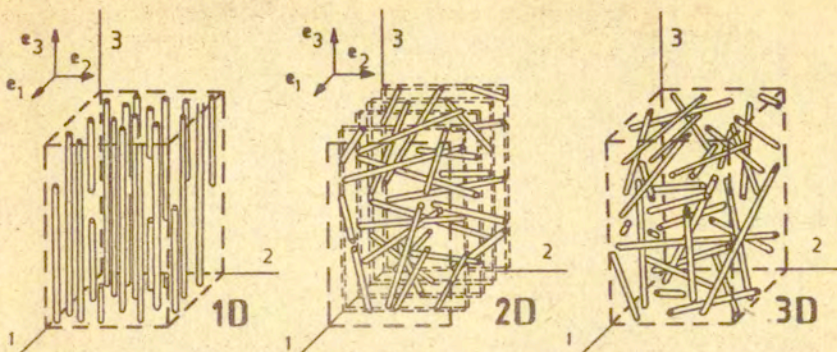
Określenie pewnych parametrów liczbowych na podstawie obrazu takiego odwzorowania pozwala na uzyskanie opisu struktury badanej. Analiza obrazu jest znacznie prostsza od analizy wyjściowej struktury rzeczywistej. Niekiedy zresztą taki obraz jest jedyną posiadaną informacją o analizowanej strukturze przestrzennej.

Potrzeba badań stereologicznych występuje w najróżniejszych dziedzinach techniki i nauk przyrodniczych - zob. [176]. Szczególnym przykładem zastosowania analizy stereologicznej jest badanie struktur układów włókien zatopionych w matrycy. W odniesieniu do kompozytów betonopodobnych najwięcej prac opublikował Stroeven - np. [205,207]. Tematyką tą zajmował się również autor - [110,112,115,116,119,120,125,127].

Sposób ujęcia zagadnienia przez Stroevena i sposób przyjęty przez autora nie są sprzeczne, natomiast nieco się różnią. Prace Stroevena poświęcone były początkowo analizie struktur ziarnistych, i dotyczyły głównie obserwacji struktur istniejących w kompozytach dostatecznie jednorodnych statystycznie i izotropowych. Dopiero w późniejszych ujęciach, w stosowanych wzorach wprowadzone zostały możliwości analizowania struktur o pewnym stopniu uporządkowania. Zastosowana przez Stroevena, nie omawiana tutaj idea rozdzielenia zbioru wszystkich włókien z danego obszaru na podzbiory, odpowiadające układom włókien częściowo zorientowanych, nie wydaje się dostatecznie przekonująca. Natomiast w pracach autora wyprowadzone zostały oddzielne wyrażenia analityczne, dotyczące pewnych miar stereologicznych dla trzech lub czterech wyidealizowanych struktur uzbrojenia. Podobnie jak u Stroevena zakłada się statystyczną jednorodność tych struktur^{*/}, jednocześnie jednak z góry przyjmuje się określony, ściśle zdefiniowany stopień orientacji włókien: 1D, 2D, 3D; do tego dochodzi ewentualnie dodatkowa struktura pośrednia - 2+3D. Wspomniane trzy podstawowe typy orientacji włókien w kompozycie pokazano na rys.32.

Odnosząc każdej z wyidealizowanych struktur przestrzennych z rys.32 można przeprowadzić rozumowanie matematyczne [125], pozwalające powiązać parametry d , ℓ , V_f oraz typ orientacji /iD; i=1,2,3, 2+3/, z pewnymi miarami geometrycznymi rozkładu. Miary te pomyślane zostały tak, że możliwy jest pomiar eksperymentalny ich odpowiedników na obiektach fizycznych, stanowiących pierwowzór owych struktur wyidealizowanych. W niniejszej pracy z pośród rozmaitych miar stosowanych w stereologii uwzględniono tylko dwie, ściśle zresztą ze sobą powiązane: powierzchnię przypadającą na jedno włókno uzbrojenia w danym przekroju / α / oraz tzw. rozstaw pozorny / s_{app} - apparent spacing/. Rozstaw pozorny zdefiniowano jako średni rozstaw przecięć włókien /obrazów włókien/ na płaszczyźnie rzutowania,

^{*/} Dana cecha materiału nazywana jest tu statystycznie jednorodną wówczas, gdy wybór położenia elementu reprezentatywnego, dla którego określana jest wartość numeryczna tej cechy, wpływa na uzyskiwaną wartość mniej niż pewna zadana wartość graniczna. Definicja taka powiązana jest m.in. z metodą pomiaru.



Rys.32. Typy orientacji włókien: 1D-wszystkie włókna o kierunku wersora e_3 , 2D-włókna równoległe do płaszczyzny 2-3, prostopadłe do wersora e_1 , 3D-układ włókien nie posiadających kierunku uprzywielejonanego. W wypadku struktur wyidealizowanych, środki ciężkości włókien we wszystkich trzech przypadkach mają rozkład statystycznie równomierny [125].

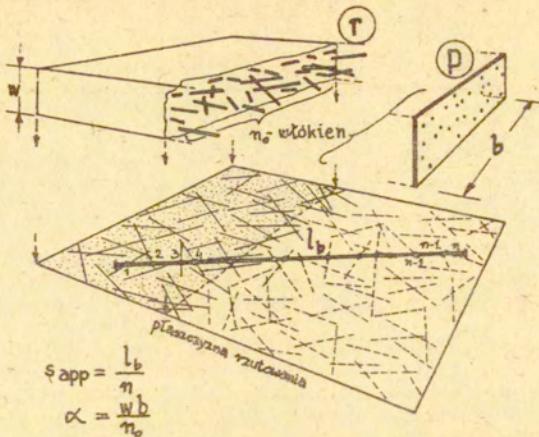
z linią pewnej bazy pomiarowej l_b . Wyjaśnienie obu tych pojęć zawiera rys.33.

Z przeprowadzonych przez autora rozważań wynika [115, 116, 120], że jeśli obserwacje ograniczyć do specjalnych kierunków - może to być np. obserwacja rzutów prostopadłych do kierunku 1 na rys.32 - wówczas powierzchnia przekroju α , przypadająca na jedno włókno uzbrojenia, określona jest wzorami:

$$\alpha_{1D} = \begin{cases} \frac{\pi d^2}{4V_f} & i = 1 \\ \frac{\pi^2 d^2}{8V_f} & i = 2 \\ \frac{\pi d^2}{2V_f} & i = 3 \end{cases}$$

/35/

Jeśli do obserwacji kompozytu stosowana jest rentgenoskopia, co wymaga zróżnicowania gęstości materiałów matrycy i włókien, to wówczas wyznaczyć można na podstawie rentgenogramu drugi parametr rozkładu - rozstaw pozorny - s_{app} . Jeśli przez w oznaczyć grubość prześwietlanej próbki, to między obiema tymi wielkościami zachodzi oczywisty związek:



Rys.33. Koncepcja parametrów charakteryzujących rozkład włókien uzbrojenia w elemencie kompozytowym. Widoczne na szlifie p /lub przełomie r/ n_0 pojedynczych włókien pozwala na wyznaczenie pomiarowej wartości parametru α , a n przecięć cieni włókien z bazą pomiarową l_b , narysowaną na radiogramie próbki, pozwala na wyznaczenie pomiarowej wartości parametru s_{app} . Przy jednorodnym statystycznie rozkładzie włókien i właściwym wyborze bazy l_b średnie, uzyskiwane z wielu pomiarów wartości α oraz $w \cdot s_{app}$ będą takie same.

/36/

$$w \cdot s_{app}^{1D} = \alpha^{1D}$$

W przypadku gdy obserwowane są przypadające na pojedyncze włókno pola powierzchni przekroju płaszczyzną o dowolnej normalnej \mathbf{n} /różną od płaszczyzny 1-2 na rys.32/, wówczas można wykazać [120,125], że obowiązują wzory następujące:

/37/

$$\alpha_p^{iD} = \begin{cases} \frac{\alpha^{1D}}{\mathbf{n} \cdot \mathbf{e}_3} & i = 1 \\ \frac{\alpha^{2D}}{|\mathbf{n} \times \mathbf{e}_1|} & i = 2 \\ \alpha^{3D} & i = 3 \end{cases}$$

Warto zauważyć, co na gruncie stereologii jest dość oczywiste, że omówione wielkości $\propto l^{1D}$ oraz s_{app}^{1D} nie zależą od długości włókien l , jakkolwiek długość ta występowała przy wprowadzaniu odpowiednich wzorów analitycznych [115,120]. Jest zatem obojętne czy element kompozytowy wypełniony będzie dostatecznie nieregularnie poplątanym włóknem pojedynczym, czy większą liczbą krótkich włókienek, o tej samej średnicy i tej samej łącznej długości /a co za tym idzie - o tej samej zawartości objętościowej V_f /. W obu wypadkach wielkość pola powierzchni przypadającej na widoczny w przekroju elementu pojedynczy przekrój włókna, będzie taka sama. Podobnie można mówić o wielkości s_{app} .

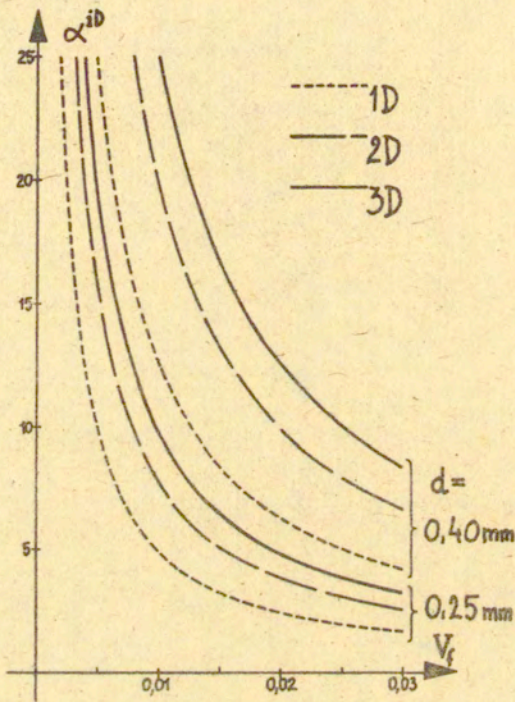
Przykłady wykresów zależności /35/, które umożliwiają ocenę faktycznej zawartości włókien w kompozycie na podstawie wyników obserwacji stereologicznych, bądź też umożliwiają ocenę współczynników uzbrojenia na podstawie danych o nominalnym składzie mieszanki kompozytu, pokazano na rys.34.

Wzory /35/ i /36/ dotyczą wielkości mierzalnych, czego nie można powiedzieć np. o powszechnie cytowanym w licznych pracach na temat fibrobetonu parametrze rozstawu /spacing/, zaproponowanym przez Romualdiego [189] :

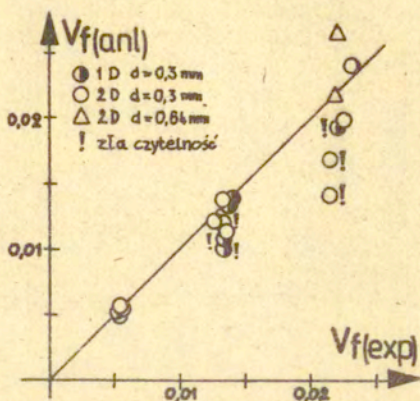
$$/38/ \quad s = 1,38 d \sqrt{1/V_f} \quad .$$

Wyniki doświadczalnej weryfikacji zależności analitycznych, m.in. wzorów /35/, przedstawione były przez autora w [112,116,125,127]. Weryfikacja polegała na porównaniu zawartości rzeczywistej włókien w fibrobetonie, zmierzonej po uprzednim wykruszeniu lub wypłukaniu ich z matrycy - $V_f(exp)$, ewentualnie zawartości nominalnej, wg. receptury wykonania próbek, z wartościami określonymi na podstawie analizy stereologicznej zdjęć rentgenowskich lub szlifów poprzecznych - $V_f(anl)$. Przykład wyników pokazano na rys.35. Weryfikacja wykazała pełną przydatność zaproponowanych metod do oceny zawartości włókien w kompozytach włóknistych, analizowania rozkładów włókien, wreszcie oceny efektywności mechanicznej uzbrojenia.

Przykładem zastosowania, a w pewnym sensie również dalszą weryfikacją obserwacji stereologicznych kompozytów włóknistych ,



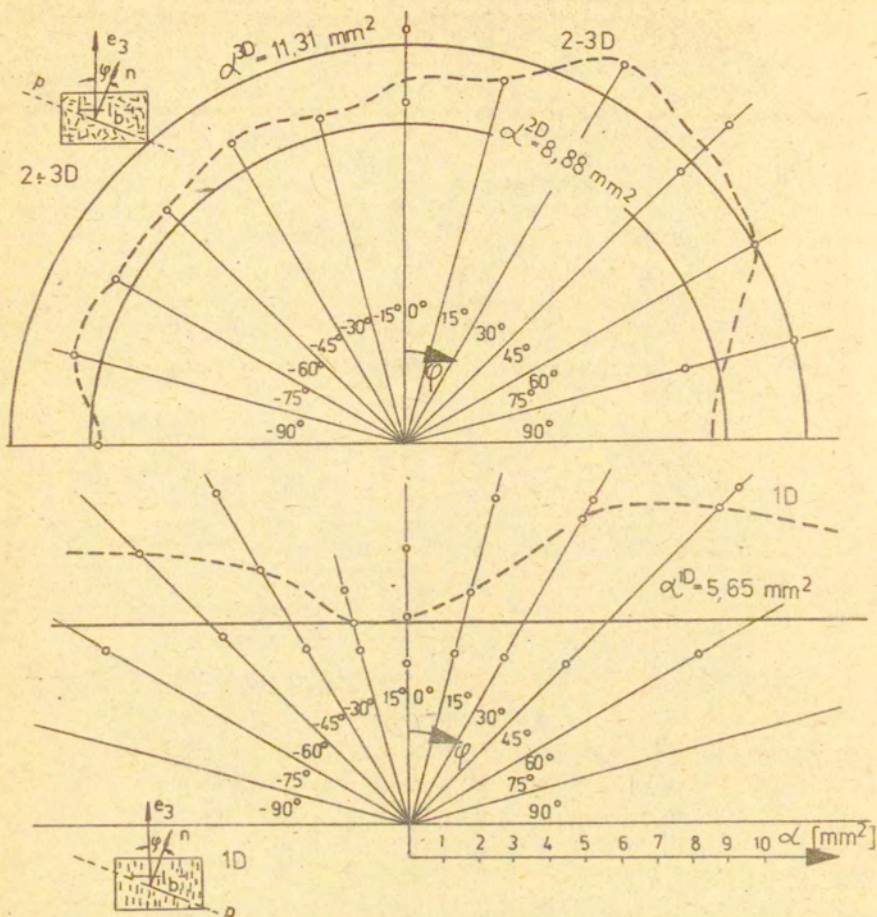
Rys.34. Przykłady zależności wartości parametru α^{iD} / $i = 1, 2, 3$ / od zawartości objętościowej włókien w kompozycie V_f , dla wybranych, typowych dla fibrobetonu z włóknem stalowym średnic uzbrojenia d . Wg [127] .



Rys.35. Wyniki weryfikacji doświadczalnej wzorów /35/.
 $V_f(\text{anl})$ wyznaczono na podstawie radiogramów i wykresów jak na rys.34. $V_f(\text{exp})$ wyznaczono na podstawie ważenia, po pokruszeniu uprzednio prześwietlonej próbki. Wykrzyknikiem oznaczono te 6 z wśród 20 prezentowanych wyników, które dotyczyły radiogramów słabo czytelnych. Zaznaczona linia ciągła odpowiada warunkowi:
 $V_f(\text{anl}) = V_f(\text{exp}) \cdot Wg [127]$.

są tzw. róże kierunków, czyli wykonane w układzie współrzędnych radialnych wykresy wartości współczynników α w funkcji kąta kierunkowego φ , pokazane na rys.36 [125]. Podobnie można by mówić o róży kierunków parametru s_{app} . Wykresy na rys.36 zrobiono na podstawie analizy zdjęć rentgenowskich płyt z fibrobetonu uzbrojonego włóknem stalowym. Pozwalają one na określenie niejednorodności struktury /odchylenie wartości zaznaczonych linią przerywaną od linii ciągłych, odpowiadających układom wyidealizowanym/, jak również stopnia jej anizotropii /ogólny kształt uzyskiwanych krzywych/.

Reasumując, zaproponowane parametry α lub s_{app} charakteryzują rzeczywiste rozmieszczenie włókien uzbrojenia w kompozycie i są mierzalne. Na ich podstawie można określić parametry efektywności uzbrojenia, a co za tym idzie - niektóre właściwości kompozytów.



Rys. 36. Róże kierunków współczynnika α^{1D} , odpowiadające dwóm strukturom uzbrojenia w fibrobetonie z włóknem stalowym, o orientacji 2+3D oraz 1D. Nominalna zawartość włókien o wymiarach $d=0,3\text{mm}$ i $\ell=25\text{mm}$, wynosiła $V_f = 0,0125$. Punkty i linie przerywane wynikają z pomiarów, wykresy linią ciągłą odpowiadają strukturom wyidealizowanym, tzn. wynikają ze wzorów /35/ i /37/.

Wg [125].

6.3. Parametry stereologiczne a właściwości mechaniczne kompozytów włóknistych

Parametry stereologiczne wspomniane powyżej, wprowadzone były celem oceny rzeczywistego nasycenia kompozytu uzbrojeniem rozproszonym, a także oceny jego anizotropii i niejednorodności. Oddzielną sprawą jest kwestia powiązania ich z właściwościami mechanicznymi, które oprócz wielkości występujących we wzorach /35/ są również zależne przynajmniej od długości włókna oraz od przyczepności do matrycy.

W najprostszym ujęciu przyjęto [116], że wytrzymałość zależy liniowo od długości l , i przyczepności /współczynnik ξ / oraz odwrotnie proporcjonalnie od wartości stereologicznego parametru rozstawu pozornego. Tzw. współczynnik uzbrojenia ma wówczas postać:

$$/39/ \quad \sigma^{1D} = l \xi / s_{\text{appchar}}^{1D}$$

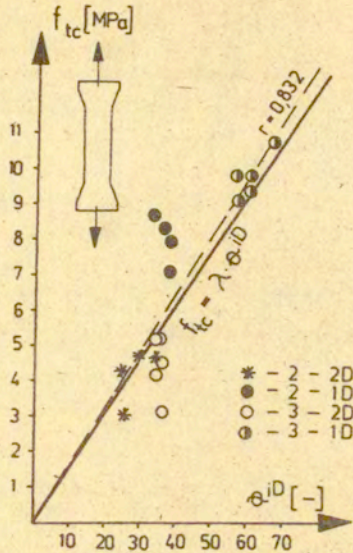
Wskaźnik "char" oznacza tu, że rozstaw pozorny określony jest dla pewnej charakterystycznej grubości wycinka materiału - 10 mm. Wielkość określona wzorem /39/ dotyczy stopnia uzbrojenia przekroju prostopadłego do kierunku rentgenoskopii, tak jak to wynika z rys.33. Zastosowanie tego parametru do wyników eksperymentalnych pokazano na rys.37.

Z uwagi na przyczepność, efektywność uzbrojenia powinna także rosnąć wraz z powierzchnią boczną włókien, tzn. być proporcjonalna do iloczynu dl . Niezależnie od tego na efektywność uzbrojenia wpływa także ukierunkowanie włókien, stąd wprowadza się współczynnik efektywności kierunkowej η^{1D} . Ostatecznie, ogólne wyrażenie na efektywność uzbrojenia ma postać:

$$/40/ \quad \sigma^{1D} = l d \xi \eta^{1D} / \alpha^{1D}$$

Jakkolwiek odniesienie we wzorze /39/ do standardowej grubości próbki /10 mm/, mało wpływa na ogólność rozważań, jest to zbędna komplikacja i poniżej stosowany jest tylko parametr α^{1D} , zdefiniowany wzorem /35/.

Wprowadzony powyżej współczynnik efektywności kierunkowej η ma za zadanie uwzględnić okoliczność, że poszczególne włókna



Rys.37. Zależność wytrzymałości na rozciąganie osiowe od wartości współczynnika uzbrojenia ϕ^{1D} . Linia przerywaną pokazano efekt aproksymacji metodą najmniejszych kwadratów /r - współczynnik korelacji/. Linia ciągłą zaznaczono zależność liniową, przyjętą później w przykładzie: $\lambda = 0,154$. Stosowano fibrobeton o dwóch różnych kompozycjach mieszanki /oznaczenia: 2 i 3/. Wg [10] .

mogą być rozmaicie nachylone do kierunku działania naprężeń rozciągających kompozyt. Wobec braku specjalnych badań wartość współczynnika efektywności kierunkowej (η), przyjęto dość arbitralnie jako wielkość skrócenia włókna w kierunku działania pierwszej głównej wartości tensora naprężenia:

$$\eta^{1D} = \begin{cases} 1,0 & i = 1, \\ 2/\eta_i = 0,6366 & i = 2, \\ 0,5 & i = 3. \end{cases} \quad /41/$$

Powyższe wartości wyznaczono dokonując uśrednienia po wszystkich możliwych kierunkach włókien, odpowiednio w dwóch i trzech wymiarach, por. [112]. Słuszność wzorów /41/ nie była badana. Natomiast sens fizyczny czynionych przy wprowadzeniu założeń

jest dość oczywisty. M.in. wynika z nich np., że dwa włókna uzbrojenia ukierunkowane pod kątem 60° do kierunku głównego rozciągania, są mechanicznie równoważne pojedynczemu włóknu, ukierunkowanemu wzdłuż tego kierunku. W związku z tym łatwo będzie wykonać odpowiednie sprawdzenie doświadczalne.

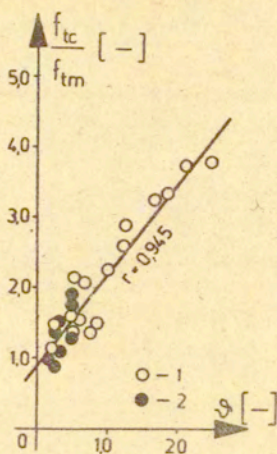
W wyniku podstawienia wzorów /41/ do /40/ oraz uwzględniając /35/, uzyskuje się wyrażenia na współczynniki efektywności uzbrojenia w trzech podstawowych typach orientacji włókien:

$$V^{iD} = \begin{cases} \frac{4}{9\pi} \frac{\ell \xi}{d} V_f & i = 1 \\ \frac{16}{9\pi^3} \frac{\ell \xi}{d} V_f & i = 2 \\ \frac{1}{9\pi} \frac{\ell \xi}{d} V_f & i = 3 \end{cases}$$

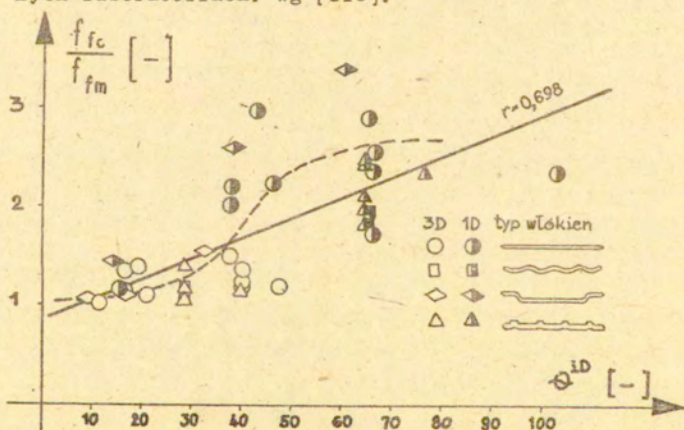
/42/

Wzory /39/ i /40/ autor zastosował do wyników rozmaitych badań wytrzymałości fibrobetonów [10,116,124], a przykłady uzyskanych korelacji pokazano na rysunkach 37 i 38. Z tych prób można wywnioskować, że parametry ϕ^{iD} oraz V^{iD} - a co za tym idzie również współczynniki α^{iD} oraz s_{app}^{iD} - dobrze skorelowane są z właściwościami wytrzymałościowymi fibrobetonu. Można przypuszczać, że wniosek ten rozciąga się także i na inne odmiany kompozytów włóknistych z matrycą kruchą.

Liniowa w przybliżeniu współzależność, pomiędzy wytrzymałością kompozytu i omawianymi parametrami strukturalnymi, ma istotne ograniczenia technologiczne. Wiąże się to z okolicznością, że włókien o określonych wymiarach ℓ i d , można wymieszać w kompozycie nie więcej niż pewna ilość krytyczna - $V_f^{or}(\ell, d)$. W przypadku fibrobetonu/SFRC/próby zamieszania ilości włókien większej niż ok.3% obj. powodują tzw. balling, tzn. tworzenie się zbitków włókien /kołtunów, jeży/, które nie ulegają wymieszaniu z zaprawą, i powodują obniżenie wytrzymałości kompozytu. Biorąc pod uwagę szkodliwy efekt technologicznych trudności mieszania znacznych ilości cienkich włókien, zależność pomiędzy parametrem V i wytrzymałością wyrażać się powinna nie prostą ale prawdopodobnie krzywą typu "S", zaznaczoną linią przerywaną na rys.39.

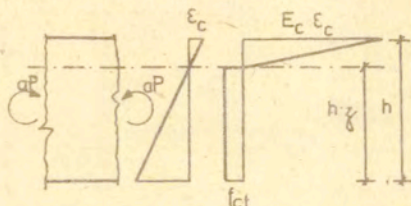


Rys. 38. Zależność względnej wytrzymałości na rozciąganie osiowe kompozytu /w porównaniu do wytrzymałości matrycy nieuzbrojonej f_{tm} / od wartości parametru ψ^{ID} , wyznaczona dla wyników badań przeprowadzonych w dwóch różnych laboratoriach. Wg [119].



Rys. 39. Zależność względnej wytrzymałości na zginanie /w porównaniu do wytrzymałości matrycy nieuzbrojonej f_{fm} / od parametru ϕ^{ID} , wyznaczona dla 45 serii próbek fibrobetonowych, oddzielnie betonowanych lub wycinanych z większych elementów, uzbrojonych włóknami stalowymi różnego kształtu, wykonanych z zastosowaniem linearyzacji lub bez. Wg. [116].

Jeden z przedstawionych parametrów wyzyskano z powodzeniem przy obliczaniu nośności belek kompozytowych [10]. Jeśli przyjąć, że wytrzymałość na rozciąganie siłowe fibrobetonu f_{tc} związana jest z wartością parametru Θ^{1D} liniowo /rys.37/, a następnie przyjąć, że wykres naprężeń w zginanej próbce fibrobetonowej ma uproszczoną postać pokazaną na rys.40, to łatwo obliczyć nośność zginanej belki z tego samego materiału, w zależności od poszczególnych parametrów materiałowych.



Rys.40. Założone rozkłady naprężeń i odkształceń w belce zginanej, wyzyskane przy wyprowadzeniu wzoru /43/. Oznaczenia por. rys.41. Wg [10].

Maksymalna siła przenoszona przez belkę wyraża się wzorem:

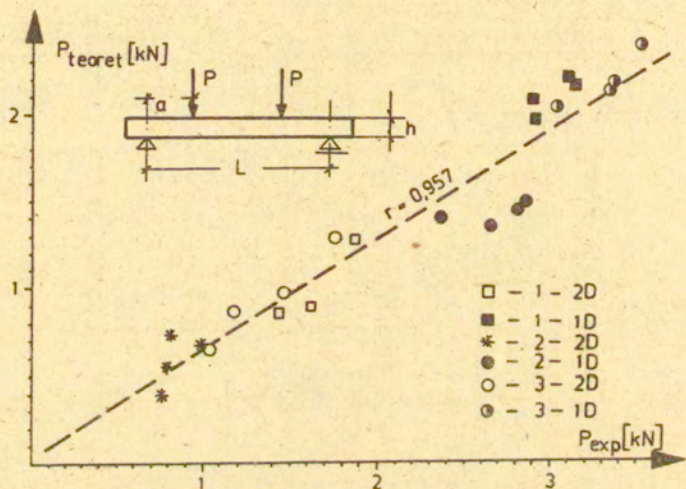
$$/43/ \quad P_{\text{teoret}} = \frac{Bh^2 \lambda \Theta^{1D} (E_m \epsilon_c)^2}{2a(E_m \epsilon_c + 2\lambda \Theta^{1D})} \left(1 + \frac{4}{3} \frac{2\lambda \Theta^{1D}}{E_m \epsilon_c} \right)$$

tu przez ϵ_c oznaczono maksymalną wartość odkształceń po stronie ściskania, a λ oznacza nachylenie prostej na rys.37. Na podstawie pomiarów przyjęto $\epsilon_c \cong 1000 \cdot 10^{-6}$. Pozostałe parametry przyjęto zgodnie z przeprowadzonymi pomiarami jak następuje: układ uzbrojenia 1D lub 2D, $d = 0,285 \pm 0,385$ mm,

$l = 241 \pm 30,0$ mm, $\xi = 1,0$ /włókno gładkie/ lub $1,3$ /włókna z haczykami typu Bekaert/, $E_c = 35 \pm 41$ GPa, $L = 180$ mm, $h = 20$ mm, $B = 65$ mm, $a = 55$ mm, $V_f = 0,02$. Porównanie analitycz-

nie określonych wartości P_{teoret} oraz wyznaczonych eksperymentalnie wartości P_{exp} , pokazano na rys.41. Jak widać, pomiędzy obiema wielkościami zachodzi dość dokładnie związek liniowy:

$$P_{exp} = 1,585 P_{teoret}$$



Rys.41. Porównanie nośności teoretycznej P_{teoret} z nośnością stwierdzoną faktycznie P_{exp} , zginanych belek fibrobetonowych, uzbrojonych stalowym włóknem zlinearyzowanym lub nie, o wymiarach d/l [mm]: 0,285/24,1 /seria 1/, 0,378/25,0 /seria 2/, 0,385/30,0 /seria 3/. Mieszanki z serii 2 i 3 - por.rys.37. Wg [10].

Powyzsza zgodnosc wskazuje na przydatnosc opisow stereologicznych przy przewidywaniu nosnosc konstrukcji fibrobetonowych, a zatem - przy projektowaniu. Przeprowadzona weryfikacja ograniczala sie jedynie do bledacego przedmiotem badan w pracy [10] fibrobetonu z włóknem stalowym. Wydaje sie jednak, ze przedstawiona metode obliczeniowa da sie przeniesc rowniez i na inne rodzaje kompozytow włóknistych z matryca kruchą.

Podsumowując, opis stereologiczny pozwala na operowanie miernikami o jasnym sensie fizycznym. Rozstaw pozorny włókien $/s_{app}/$ czy też powierzchnia przekroju przypadająca na jedno włókno $/\alpha^{1D}/$ są wielkościami geometrycznymi, mierzalnymi, jednoznacznie związanymi ze strukturą kompozytu. Oprócz tego, jak pokazano powyżej, w pewnym zakresie zmienności parametry te związane są w przybliżeniu liniowo z cechami wytrzymałościowymi kompozytu.

Miernik powierzchni przekroju przypadającej na jedno włókno $/\alpha^{1D}/$ ma zasadnicze znaczenie dla przykładu rozwiązanego w rozdz.8. Z chwilą mianowicie, gdy dalsza propagacja rys powoduje odspajanie i wywleknięcie włókien, co następuje po odpowiednim zwiększeniu wymiaru rysy: $2c \geq \sqrt{\alpha^{1D}}$, wtedy rozpoczyna działać nowy mechanizm propagacji. Rysy zaczynają "wyczuwać" obecność uzbrojenia, i opis procesu wymaga odtąd stosowania zupełnie innych zależności.

7. Przegląd opisów analitycznych kompozytów włóknistych z matrycą kruchą

7.1. Prawa mieszanin

Jakkolwiek kompozyty włókniste z matrycą kruchą należą do stosowanych od bardzo dawna tworzyw konstrukcyjnych, istnieje niewiele teorii opisujących właściwości mechaniczne tych materiałów, w zależności od struktury wewnętrznej. Pierwszą monografią n.t. uzbrojenia włóknistego była praca doktorska Krenchela z r. 1963 [139]. Praca ta poświęcona jest podstawowym eksperymentom, które wykonano na próbkach z azbestocementu, z fibrobetonów z włóknami mineralnymi oraz z kompozytów włóknistych o spoiwie organicznym. Poruszono w niej m.in. zagadnienia efektywności włókien i obliczania współczynników sprężystości, a także wytrzymałości kompozytu. W ramach dwóch zaproponowanych teorii /tzw. teorie 1 i 2/, Krenchel wyprowadził wzory do obliczania modułu Younga i współczynnika Poissona/tylko w teorii 2; w teorii 1 efekty zmian współczynnika Poissona pominięto/. Podano następujące wzory:

$$/44/ \quad E_c = E_m + V_f (3E_f/8 - E_m) \quad - \text{teoria 1,}$$

$$/45/ \quad \begin{cases} E_c = kE_m + 3V_f E_f/8 - \frac{(kV_m E_m + E_f V_f/8)^2}{kE_m + 3V_f E_f/8} - \text{teoria 2,} \\ V_c = \frac{kV_m E_m + E_f V_f/8}{kE_m + 3E_f V_f/8} \end{cases}$$

tu zastosowano oznaczenie:

$$k = \frac{1 - V_f}{1 - \nu^2}$$

Wzory te dotyczą przypadku włókien ciągłych, nieskończenie długich / $l = \infty$ /, o układzie typu 2D. W teorii 2 przyjęto ponadto, że zachodzi równość współczynników Poissona matrycy i włókien / $\nu_m = \nu_f = \nu$ /.

Krenchel jako pierwszy wprowadził pojęcie współczynnika efektywności kierunkowej η , który w przypadku włókien zorien-

towanych w kierunku rozciągania próbki wyraża się liczbą 1,0, natomiast gdy włókna ukierunkowane są przypadkowo, ale w jednej płaszczyźnie - liczbą 3/8 /układ 2D; wzory /44/ i /45//. W przypadku włókien skierowanych prostopadle do kierunku rozciągania - $\eta = 0$. Ponadto wg Krenchela współczynnik odkształcalności postaciowej takiego kompozytu wyraża się wzorem:

$$\mu_c = (1 - v_f) (\mu_m + v_f E_f / 8 ,$$

tu μ_m oznacza współczynnik odkształcalności postaciowej matrycy nieuzbrojonej / $\mu_m = E / [2(1+v)]$ /.

Krenchel przedstawił wyniki pomiarów wykonanych przy rozciąganiu kompozytów, w których matryce poliestrowe lub epoksydowe uzbrojone były włóknami azbestowymi, włóknami z wełny skalnej oraz arkuszami włókniny szklanej. W rezultacie porównania wartości współczynników sprężystości E_c znalezionych doświadczalnie, z wartościami określonymi teoretycznie wg wzorów /44/, stwierdzono średnie różnice od -2% do -4% /minusy oznaczają, że wartości analityczne były zaniżone w stosunku do eksperymentalnych/, występowały jednak również odchyłki dodatnie, sięgające +7%. W przypadku współczynnika Poissona (v_c) wartości analogicznych odchyłek sięgały 14%. Można stąd wnioskować, że związki o postaci prawa mieszanin /por.rozdz.3.2/ nadają się do przewidywania wartości współczynników sprężystości oraz - zapewne - również i innych wielkości o charakterze właściwości niezależnych od struktury, jak np. przewodność cieplna.

Krenchel zaproponował także wzór do określania wytrzymałości kompozytu na rozciąganie:

$$/46/ \quad f_{tc} = f_{tf} \eta v_f + \sigma'_m (1-v_f),$$

tu σ'_m oznacza naprężenie w matrycy, przy wydłużeniu odpowiadającym granicznemu wydłużeniu włókien, a η jest - tak jak poprzednio - współczynnikiem efektywności. Założono tu, że odkształcalność graniczna włókien jest zawsze niższa niż matrycy. Przypadek ten nie zachodzi jednak w większości kompozytów z matrycą kruchą. Na podstawie wspomnianej już serii doświadczeń stwierdzono, że wyznaczone teoretycznie wartości f_{tc} przewyż-

szały zaledwie o 8% wartości eksperymentalne. Stosowane w eksperymentach Krenchela matryce określane były jako bardzo kruche /high notch sensitivity/, ale przeprowadzone próby rozciągania osiowego nie objęły żadnych matryc cementowych /doświadczenia na elementach azbestocementowych ograniczone były do prób zginania oraz prób uderności/. W ten sposób sprawdzenie przydatności wzorów /44/ i /45/ w odniesieniu do matryc rzeczywiście kruchych nie zostało przeprowadzone. Dodatkowo, analiza uzyskanych wyników utrudniona była przez brak bezpośrednich, ścisłych danych o proporcji składników, faktycznym rozkładzie włókien /np. obserwacje struktury w skali mezo/, itd. Badany przez Krenchela azbestocement jest dość nietypowym kompozytem, w którym możliwości opisywania i kontrolowania struktury wewnętrznej są niewielkie /zob. np. sposoby wymieniane w [235] /. W związku z tym azbestocement wyłączony jest z rozważań w ramach niniejszej pracy.

Ujęcie zaproponowane przez Krenchela było później stosowane wielokrotnie przy analizie właściwości mechanicznych rozmaitych kompozytów włóknistych. Proponowane w tym ujęciu wzory określa się zazwyczaj jak "prawa mieszanin". Warto zaznaczyć, że większość praw mieszanin stanowi szczególny przypadek związków wynikających z modeli strukturalnych /rozd. 3.2/. Dotyczy to w szczególności wzorów określających odkształcalność kompozytów. Natomiast wzór /46/, mimo budowy podobnej do wzoru /44/, dotyczy wytrzymałości, tj. jednej z właściwości zależnych od struktury kompozytu, a jego wyprowadzenie oparto jedynie na pewnych rozważaniach heurystycznych.

Zasadniczym problemem przy określaniu właściwości kompozytu jest sprawa efektywności poszczególnych składników, zwłaszcza - efektywności włókien. Często badacze rozróżniają pojęcia efektywności kierunkowej włókien /directional/ oraz długościowej /length effectiveness/.

Obszerne opracowanie o efektywności długościowej opublikowała Laws [143]. Efektywność tę / η_l / określa się w zależności od przyczepności włókna / τ /, jego średnicy / d /, długości / l / oraz wytrzymałości na rozciąganie / f_{tr} /. Włókno w matrycy charakteryzowane jest przez wartość tzw. długości krytycznej / l_c /. Powyżej tej długości włókno w rozciągającym kompozycie ma

ulec raczej rozerwaniu niż wywleczeniu. Długość krytyczna, którą wyznaczyć można na podstawie założenia o równomiernym rozkładzie naprężeń stycznych, wynosi:

$$/47/ \quad l_c = \frac{f_{tf} d}{2\tau}$$

Pojęcie długości krytycznej ma ograniczoną przydatność w przypadku niektórych kombinacji materiałów włókna i matrycy. M.in. obserwacje zniszczenia fibrobetonów wykazują w większości wypadków wywlekanie a nie zrywanie włókien na powierzchni przełomu. Interesujące wyniki badań Mortona i Grovesa [163, 164] wskazują na istnienie takich szczególnych zestawień włókien metalowych i matryc kruchych /np. wyżarzany nikiel i żywica epoksydowa lub zaczyn cementowy/, dla których nie da się w ogóle określić pojęcia długości krytycznej: włókna te odspajają się i wywlekają z matrycy niezależnie od długości zakotwienia.

Współczynnik efektywności długościowej Krenchel określił jako:

$$/48/ \quad \eta'_l = 1 - l_c/l$$

Wzór ten można uzasadniać przez okoliczność, że uzyskiwana wartość odpowiada procentowi przypadkowo ułożonych włókien, w układzie zlinearyzowanym iD i przy $l > l_c$, które przy pęknięciu kompozytu ulegną zerwaniu /pełna efektywność/, podczas gdy reszta włókien ulegnie jedynie wywleczeniu [109]. Inni autorzy proponowali wyrażenia [143]:

$$\eta'' = 1 - l_c/(2l) \quad \text{oraz} \quad \eta''' = 1 - 2 l_c/(3l)$$

a także wzór w postaci ogólniejszej:

$$/49/ \quad \eta_l = \begin{cases} 1 - 0,5 l_c/l & l > l_c \\ 0,5 & l \leq l_c \end{cases}$$

przy czym zazwyczaj wybór tego czy innego wzoru nie był uzasadniany.

W pracy Ganeshalingama i in. [78] przytoczono wzory z pięciu różnych źródeł. Kilka z nich omówiono poniżej.

Kar i Pal /1972/ zaproponowali wzory pół-empiryczne. Dołączono do nich pewną argumentację analityczną, mało przekonującą. W proponowanym ujęciu, wytrzymałość kompozytu na rozciąganie przy zginaniu określona jest wzorami:

$$/50/ \quad f_{fc} = \begin{cases} f_{fm} \cdot 1,16 s_e^{-0,376} & s_e \leq 1'' \\ f_{fm} \cdot (1,26 - 0,1 s_e) & s_e > 1'' \end{cases}$$

we wzorach tych wymiar s_e należy podstawiać w calach ($1'' = 25,4$ mm). Wielkość s_e stanowi tzw. rozstaw efektywny włókien /effective fibre spacing/. Stanowi ona średnią odległość włókien w przekroju elementu kompozytowego, przy założeniu orientacji typu 1D oraz przy przyjęciu zastępczej zawartości włókien w kompozycie ηV_f . Tu η oznacza pewien wypadkowy współczynnik efektywności, zależny od kształtu elementu, jego wymiarów oraz od długości włókna. Podano, że np. dla włókien o długości $l = 51$ mm, w zginanej próbce o przekroju poprzecznym 102×102 mm: $\eta = 0,494$, a w ściskanej próbce $152 \times 152 \times 152$ mm: $\eta = 0,452$. Najmniejsza wartość graniczna została określona dla próbki o dostatecznie dużych rozmiarach, czemu odpowiada typ orientacji włókien 3D; wynosi ona $\eta = 0,333$. Stosowany przez Kara i Pala wzór na rozstaw włókien ma postać:

$$/51/ \quad s_e = 9,545 \frac{d}{\sqrt{\frac{\eta V_f l}{d} \left(1 - \frac{l}{348 d}\right)}}$$

Przy wyprowadzaniu wzoru /51/ założono, że naprężenia styczne rozkładają się wzdłuż włókna na dystansie 58 średnic. Wobec braku jakiegokolwiek uzasadnienia wypada przyjąć, że jest to jeszcze jeden parametr empiryczny.

Według Kara i Pala, w dość skomplikowany sposób obliczane są charakterystyki struktury uzbrojenia $/s_e, \eta /$, nie mające jednak sensu geometrycznego, tj. bezpośrednio niemierzalne. Odnosi się je następnie do wyników doświadczeń, które z natury rzeczy wykazują znaczne rozrzuty. Mylące wydaje się przypisy-

wanie większego znaczenia zastosowanemu parametrowi orientacji η . Jeśli przyjąć pewną wartość średnią η np.: $\eta = 0,4$, i uwzględnić, że praktycznie w fibrobetonach $70 < (\ell/d) < 100$, wówczas zamiast wzoru /51/ mieć będziemy:

$$s_e = (1,788 + 2,018) d / \sqrt{V_f}$$

Z porównania ze wzorami autora /35/, które mają wiadomy sens fizyczny, widać, że wzór /51/ określa rozmieszczenie włókien uzbrojenia trzy razy rzadsze niż w rzeczywistości.

Wzory typu prawa mieszania stosowali z powodzeniem Swamy i Mangat, traktując je jak związki pół-empiryczne [78,209]. Na przykład do oceny wytrzymałości SERC na rozciąganie i zginanie zaproponowano wyrażenia:

$$/52/ \quad f_{tc} = f_{tm} (1 - V_f) + 0,82 \tau \frac{\ell}{d} V_f,$$

$$/53/ \quad f_{fc} = \frac{\beta'}{\alpha'} f_{fm} (1 - V_f) + 0,82 \beta' \tau \frac{\ell}{d} V_f,$$

tu poszczególne wskaźniki określają kompozyt /c/, matrycę /m/, rozciąganie /t/ oraz włókno lub zginanie /f/. V_f - oznacza objętościową zawartość włókien, d i ℓ są średnicą i długością włókien uzbrojenia, τ - średnim granicznym naprężeniem ścinającym, a dwie wprowadzone stałe oznaczają: $\alpha' = f_{fm}/f_{tm}$ oraz $\beta' = f_{fc}/f_{tc}$.

Wydaje się mało prawdopodobne, żeby tak określony sens stałych α' i β' odpowiadał faktycznie rzeczywistości. Również występująca w tych wzorach stała 0,82 jest podwójną wartością współczynnika efektywności we wzorach Romualdiego i Mandela, obarczonego pewnymi błędami - por. [125].

W ujęciach Swamy'ego i jego współpracowników równanie /53/ dotyczy zarówno stanu zarysowania /tzw. pierwsza rysa - stosowany jest górny wskaźnik I/, jak i wytrzymałości kompozytu, przy czym różnice przejawiają się w przyjmowanej wartości τ . Oba równania mają wspólną postać:

$$/54/ \quad f_c = A f_m (1 - V_f) + B \frac{\ell}{d} V_f.$$

Zastosowanie wzoru o tej postaci do analizy rozmaitych wyników eksperymentalnych /badano zaprawę i beton z ziarnami do 10 mm, uzbrojone włóknami o wskaźniku $l/d = 20+330$, przy rozmaitych wartościach w/c/, pozwoliło na oszacowanie metodą najmniejszych kwadratów wartości stałych A i B. Uzyskano wartości następujące - por. rys.42:

$$\begin{aligned} A^I &= 0,843, & B^I &= 2,93, \\ A &= 0,97, & B &= 3,41. \end{aligned}$$

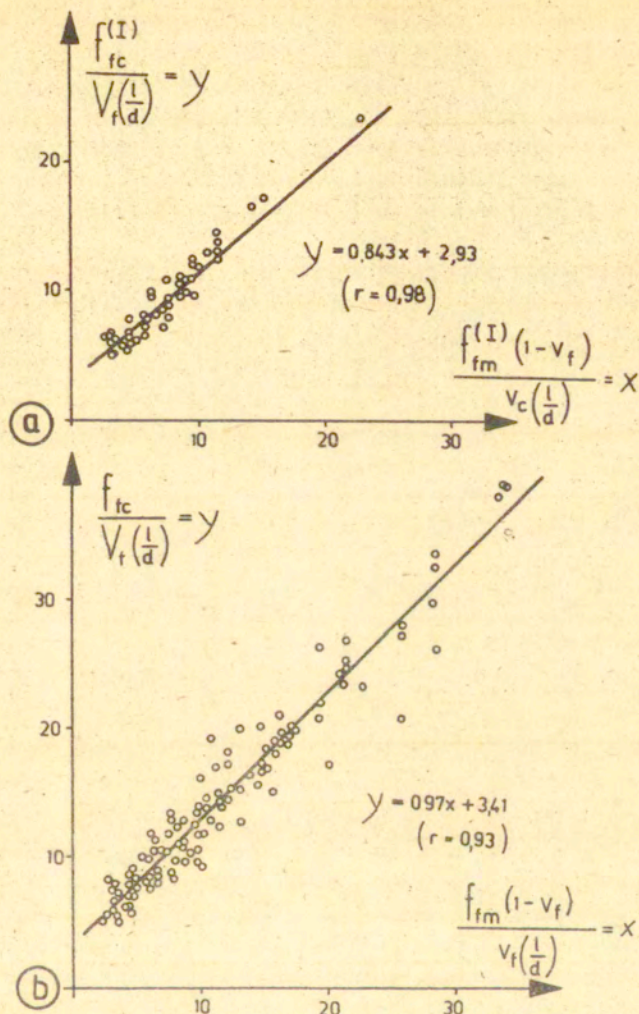
W wyniku tych badań oszacowano ponadto wartość iloczynu $\beta\tau$: przed zarysowaniem wynosił on 3,57 MPa, a przy osiągnięciu wytrzymałości na zginanie - 4,15 MPa. Autorowi niniejszego nie udało się uzyskać z pomocą wyrażeń przypominających wzory/54/, dobrej aproksymacji wyników eksperymentalnych dostępnych np.w [73].

W innych opracowaniach z tej samej dziedziny napotkać można wzory o mniej trafnie przyjętej postaci, i w związku z tym gorzej pasujące do wyników doświadczalnych. Jako przykłady podać można stosowanie liniowej zależności od następujących wyrażeń [114]:

$$l/d, \quad l\tau/d, \quad v_f \sqrt{(l/d)^3}.$$

Ze stereologicznej analizy struktury uzbrojenia wynika, że opis efektu wzmocnienia kompozytu wyrażać można poprzez kombinację wyrażenia $v_f l/d$ oraz mnożników określających stopień orientacji włókien względem kierunku głównego naprężeń rozciągających; tym sposobem udało się uzyskać dość zachęcające wyniki [33,116,124].

Reasumując, wzory typu prawa mieszanin wystarczają do scharakteryzowania wytrzymałości kompozytu, a zwłaszcza jego współczynnika sprężystości wtedy, gdy analizowany zbiór wyników eksperymentalnych nie jest zbyt zróżnicowany; np. wzajemnie zbliżony kształt próbek i wspólne ich zachodzenie. Zasadniczym mankamentem jest, że we wzorach tych nie uwzględnia się przebiegu procesu zniszczenia kompozytu, ani też jego budowy wewnętrznej /struktury/.



Rys.42. Aproksymacja za pomocą wzoru /54/ wyników doświadczalnych z badań fibrobetonu z włóknem stalowym na zginanie, wg [209]. a-napężenie rysujące /first crack strength/, wyniki zebrane z czterech serii badań próbek o różnej matrycy, b-wytrzymałość /ultimate tensile strength/, wyniki z trzynastu serii badań próbek o różnej matrycy, różnych włóknach, i wykonanych w trzech różnych laboratoriach; r-uzyskany współczynnik korelacji.

7.2. Teoria RBM

Dwa różne ujęcia wytrzymałości kompozytów włóknistych z matrycą kruchą, oparte na zastosowaniu pojęć z mechaniki pękania, a także na uwzględnieniu struktury wewnętrznej kompozytu, zaproponowali Romualdi ze współpracownikami - teoria RBM z r.1963 /Romualdi, Batson, Mandel/- [189,190] oraz Aveston, Cooper i Kelly - teoria ACK z r. 1971 [2].

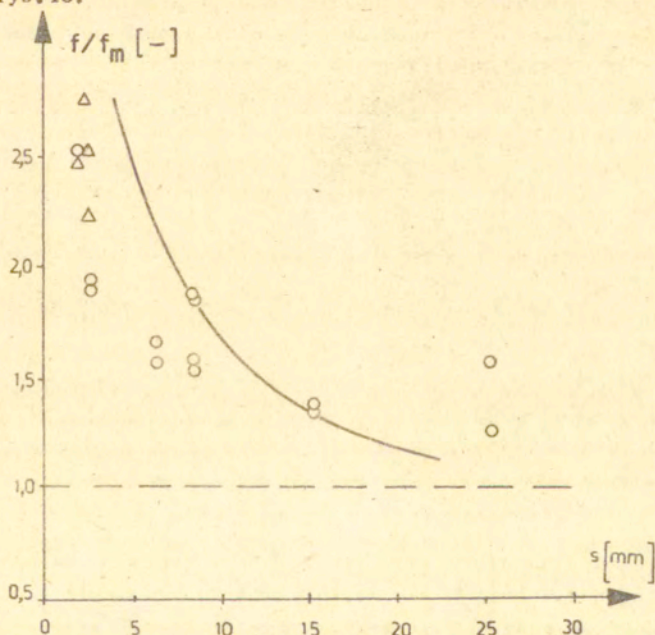
Teoria RBM oparta jest na analizie propagacji pojedynczej rysy w obecności włókien uzbrojenia. W nieuzbrojonym ośrodku liniowo-sprężystym /kruchym/, propagacja istniejącego pierwotnie defektu /szczeliny/ o wymiarze charakterystycznym c nastąpi wówczas, gdy naprężenie rozciągające działające w kierunku prostopadłym do płaszczyzny szczeliny osiągnie wartość krytyczną. Zarazem nastąpi osiągnięcie wartości krytycznej przez współczynnik intensywności naprężenia K /por.rozdz.3.1/. Współczynnik ten stanowi miarę oddziaływań powodujących propagację rysy. Jeżeli w matrycy zatopione są współdziałające z nią włókna uzbrojenia, wówczas przy rozciąganiu kompozytu odciążają one obszar matrycy przy wierzchołku szczeliny, działając w sposób "zszywający" defekt. W rezultacie następuje zmniejszenia wartości współczynnika intensywności naprężenia [109] :

$$/55/ \quad K = \frac{2 \sqrt{c}}{3\pi} (\sigma - p),$$

przy czym wartość p jest nie znana. Jeżeli w szczególności rozważana jest płaska, okrągła szczelina o średnicy $2c$, usytuowana poziomo w ośrodku nieograniczonym, rozciągany w nieskończoności w kierunku prostopadłym do płaszczyzny szczeliny oraz obecne są w tymże ośrodku pionowe włókna uzbrojenia $l = \infty$ o rozstawie s , to sztywne w założeniu włókna działać będą tak samo jak szereg sił skupionych, zaczepionych i działających wzdłuż kierunków włókien, w sposób zamykający rysę. Wartość tych sił obliczana była na drodze rozwiązania układu równań liniowych [189], wyrażających warunek, że odpowiednie przemieszczenia rozważanych punktów nieuzbrojonego obszaru sprężystego, spowodowane pojawieniem się szczeliny, zrównoważone być muszą odpowiednimi przemieszczeniami od sił skupionych. W wyniku przypisania wartości owych sił powierzch-

ni rozważanej szczeliny, określić można wielkość równoważnego parcia wewnętrznego - p we wzrozie /55/, czemu odpowiada wzrost nośności rozciąganego elementu /w tym wypadku: "nośności" nieskończonego obszaru/. Z uwagi na trudności obliczeniowe Romualdi i Batson rozwiązali jedynie zagadnienie płaskie [189], i policzyli na EMC kilkanaście wartości naprężeń rysujących w zależności od zawartości objętościowej włókna oraz od rozstawu włókien s / s - wg wzoru /38/; w ten sposób uwzględniony został - chociaż niezbyt poprawnie - wpływ średnicy włókien d na wytrzymałość/.

Wg omawianego rozwiązania numerycznego, naprężenia rysujące maleją wraz ze wzrostem s , wg funkcji zbliżonej do wykładniczej. Cała koncepcja została potwierdzona eksperymentalnie [190] - rys.43.



Rys.43. Przyrost wytrzymałości fibrobetonu, w porównaniu z matrycą nieuzbrojoną, na zginanie /kółka/ oraz na rozłupywanie /trójkąty/, w zależności od rozstawu włókien uzbrojenia, wg badań Romualdiego i Mendela [190]. Zaznaczony odcinek krzywej odpowiada rozwiązaniu teoretycznemu [189].

W późniejszym ujęciu [188] Romualdi powiązał wartość krytyczną prędkości wyzwiania energii sprężystej G_c z parametrami uzbrojenia włóknistego. Przyjął przy tym, że wszystkie włókna mają taką samą długość i średnicę / l i d /, a także że ich układ jest typu 1D /włókna zlinearyzowane w kierunku prostopadłym do płaszczyzny szczeliny pierwotnej/. Przyjął ponownie, że gęstość rozmieszczenia włókien określona jest wzorem /38/:

$$s = 1,38 d / \sqrt{v_f}$$

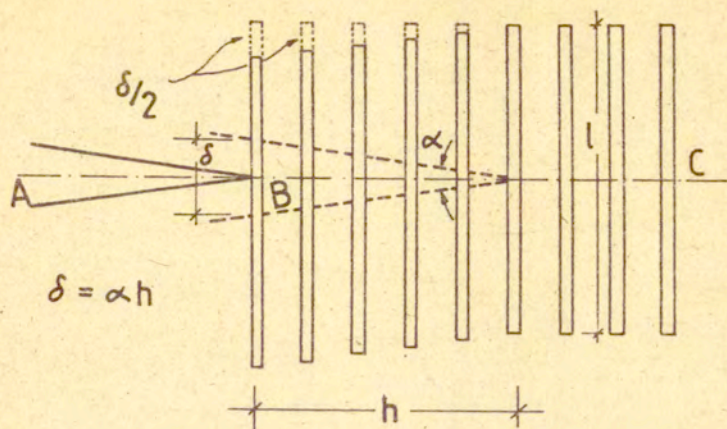
Uzyskany ostatecznie wzór ma postać:

$$/56/ \quad G_c = \frac{0,825 l \delta \tau v_f}{d}$$

We wzorze tym τ oznacza przyczepność włókien do matrycy, natomiast δ jest nowym parametrem, zdefiniowanym jako średnie wysunięcie się /wywleczenie/ włókien z matrycy, towarzyszące przemieszczeniu się wierzchołka rysy o jednostkę długości: $h = 1$ na rys.44. Jeśli przyjąć przykładowo wartości [188] : $\delta = 0,1$ cala = 0,00254 m, $l = 0,5$ cala = 0,0127 m, $d = 0,01$ cala = 0,254 mm, $v_f = 0,02$ oraz $\tau = 500$ psi = 3,4475 MPa, wówczas otrzymamy $G_c = 7224$ N/m. Jest to o dwa rzędy wielkości więcej niż wartość odpowiadająca betonowi nieuzbrojonemu, a odpowiada natomiast zakresowi G_c dla niektórych metali. Warto zauważyć, że jest to zarazem znacznie więcej niż w późniejszych latach uzyskiwano eksperymentalnie dla rozmaitych fibrobetonów - np. [29,162].

Podstawową trudność sprawia występujący we wzorze /56/ parametr δ : ani rozważania teoretyczne, ani obserwacje mezo- czy mikro-strukturalne nie pozwalają na racjonalne oszacowanie wartości tego parametru. Ma on zatem charakter jeszcze jednej stałej empirycznej.

Teoria RBM pozwala na pewne rozważania odnośnie energii zniszczenia kompozytów włóknistych. Po opublikowaniu była krytykowana [194], przy czym kwestionowano poprawność wykonania odpowiednich eksperymentów; krytyka ta nie była zresztą dostatecznie przekonywująca. Nie można posłużyć się tą teorią przy określaniu krzywych σ - ϵ kompozytu, przy obliczaniu liczby rys, itd.



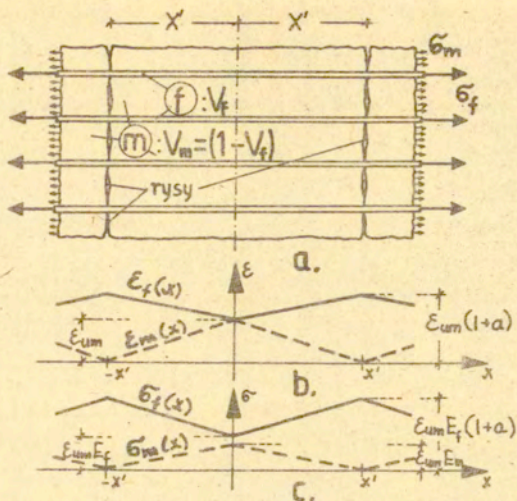
Rys.44. Idealizacja procesu propagacji rysy w kompozycie włóknistym wg Romualdiego [188]. Długość rysy propagującej się w płaszczyźnie C wzrasta pomiędzy położeniami A i B o wielkość h . Średnio, włókno ulega przy tym wywleczeniu na odcinku $\delta/2$.

7.3. Teoria ACK

Teoria ACK /Aveston-Cooper-Kelly/ omówiona tu będzie nieco dokładniej, ponieważ stanowi ona jedną z najpełniej opracowanych teorii kompozytów włóknistych z matrycą kruchą. Jest ona zarazem ujęciem nowoczesnym, m.in. korzystającym z pojęć mechaniki pękania.

W ramach teorii ACK [2] rozważany był kompozyt z kruchą matrycą, uzbrojony włóknami równoległymi, ciągłymi / $l = \infty$ /. Analizowano dwa różne przypadki. W pierwszym /unbonded case/ przyjęto, że włókna i matryca są spojone w taki sposób, że po przekroczeniu granicznej wartości naprężeń ścinających τ , włókna mogą być przewlekane przez matrycę.

Rozważmy rozciągany wzdłuż włókien kompozyt, w którym graniczna odkształcalność matrycy nieuzbrojonej ϵ_{um} jest poniżej odkształcalności granicznej włókien / $\epsilon_{um} < \epsilon_{uf}$ /. Z chwilą osiągnięcia przez kompozyt owej granicznej wartości wydłużenia - $\epsilon_c = \epsilon_m = \epsilon_{um}$, następuje pęknięcie matrycy - rys.45. Wypadkowa siła F działająca na jednostkę przekroju poprzecz-



Rys.45. Analiza rozciągania kompozytu wg teorii ACK - przypadek z możliwym poślizgiem włókien /unbonded case/, [2].

nego kompozytu, wykonuje pewną pracę: $\Delta W = F \Delta u$, związaną ze wzrostem podatności materiału, w którym medium przenoszącym naprężenia będzie obecnie jedynie włókno. Od chwili pojawienia się rys, siła dF przekazywana z matrycy na włókna na jednostce długości dx , przy założeniu równomiernego tarcia τ , związana jest z zawartością uzbrojenia V_f oraz średnicą włókien d , wzorem:

$$/57/ \quad \frac{dF}{dx} = \frac{4V_f \tau}{d}$$

Odcinek x' , na którym następuje przekazanie siły odpowiadającej nośności materiału matrycy, można obliczyć z powyższej zależności po podstawieniu $F = f_{tm} V_m = f_{tm} / 1 - V_f / = \epsilon_{um} E_m / 1 - V_f /$:

$$/58/ \quad x' = \frac{E_m / 1 - V_f /}{V_f} \frac{\epsilon_{um} d}{4\tau}$$

Kolejne pęknięcia rozmieszczone będą w odstępach od x' do $2x'$.

Dodatkowe przemieszczenie Δu wyznaczone będzie jako efekt zwiększenia naprężeń rozciągających we włóknach. Z uwagi na zachodzącą w rozważanym przypadku symetrię, we wszystkich rozważaniach energetycznych wystarczy brać pod uwagę jedynie pół segmentu między rysami /rys. 45/. Wspomniane przemieszczenie wynosi:

$$\Delta u = a \mathcal{E}_{um} x' / 2 ,$$

tu wprowadzono oznaczenie:

$$a = \mathcal{E}_m (1 - v_m) / (\mathcal{E}_f v_f) .$$

Ostatecznie praca sił "zewnętrznych" wynosi:

$$\Delta W = \frac{\mathcal{E}_f \mathcal{E}_m (1 - v_f)}{8\tau} \mathcal{E}_{um}^3 \text{ ad}(1+a) .$$

Po zarysowaniu cały blok matrycy pomiędzy rysami ulegnie pewnemu odciążeniu /ograniczonemu przez efekt tarcia/. Związany z tym spadek energii sprężystej wynosi:

$$\Delta U_m = \frac{\mathcal{E}_m \mathcal{E}_f (1 - v_f)}{24\tau} \mathcal{E}_{um}^3 \text{ ad} .$$

Z kolei pewna ilość energii jest zużywana na dodatkowe wydłużenie włókien:

$$\Delta U_f = \frac{\mathcal{E}_f \mathcal{E}_m (1 - v_f)}{8\tau} \mathcal{E}_{um}^3 \text{ ad}(1 + \frac{a}{3}) ,$$

a część na pokonanie sił tarcia:

$$\Delta U_{\tau} = \frac{\mathcal{E}_f \mathcal{E}_m (1 - v_f)}{24\tau} \mathcal{E}_{um}^3 \text{ ad}(a+1) .$$

Niezależnie uwzględnić należy jeszcze energię powierzchniową nowo utworzonej powierzchni przełomu /pozostają dwie powierzchnie rysy w materiale matrycy, ale tylko jedna z nich przypada na połówkę segmentu od 0 do x' /:

$$\Delta T_m = \gamma_m (1 - v_f)$$

oraz energię odspojenia włókien, tj. utworzenia swobodnych powierzchni "kieszonek" odspajanych włókien:

$$\Delta T_{m/f} = \frac{(1-v_f) E_m}{\tau} \epsilon_{um} \gamma_i \chi$$

Tu przez γ_1 oznaczono energię powierzchniową pęknięcia przy ścinaniu. Sens fizyczny takiej wielkości nie jest oczywisty. Autorzy teorii ACK wielkość tę utożsamiają z $0,5 G_{IIc}$ /por.wz. /6//, tzn. z połową krytycznej wartości współczynnika wyzwalania energii sprężystej, w drugim schemacie propagacji pęknięcia [122]. Eksperymentalnie wielkość ta nie jest na ogół badana. Przez χ oznaczono współczynnik charakteryzujący liczbę swobodnych powierzchni matrycy, powstających w wyniku odspojenia włókien. Musi być on zawarty pomiędzy 1 - odspojenie "czyste", a 2 - odspojenie w pewnej odległości od włókien/cienka warstwa matrycy odspaja się wówczas wraz z włóknem/.

Warunek propagacji rysy /zarysowania/ jest określony na podstawie bilansu energii. Propagacja rysy następuje wówczas jeśli ilość energii wyzwalanej /praca sił zewnętrznych oraz energia wyzwolona w wyniku częściowego odciążenia bloków matrycy/ jest większa od ilości energii magazynowanej w procesach tworzenia nowych powierzchni swobodnych, dodatkowego rozciągnięcia włókien oraz pokonywania sił tarcia. Ostatecznie warunek konieczny propagacji rysy określa nierówność:

$$\Delta W + \Delta U_m \geq \Delta T_m + \Delta T_{m/f} + \Delta U_f + \Delta U_\tau$$

Odnosnie występującej we wszystkich składnikach nierówności wielkości ϵ_{um} przyjęto, że odpowiada ona pewnej granicznej wartości wydłużenia, stwierdzanej w prostych próbach rozciągania matrycy. Jednak w obecności uzbrojenia rozproszonego sytuacja jest odmienna, i utrata stateczności układu /zarysowanie/ następuje dopiero przy wydłużeniu tak dużym, że spełniona jest powyższa nierówność. Graniczną wartość odkształcenia rysującego w kompozycie można określić wstawiając do tej nierówności wyrażenia na poszczególne składowe energii podane powyżej. Ponieważ o występującej tu wielkości G_{IIc} wiadomo jest bardzo niewiele, przeto przyjęto, że wynosi ona od 0 do $2 \gamma_m$. Ponieważ podobnie współczynnik χ zawiera się pomiędzy wartościami

1 i 2, stąd w wyrażeniu poniżej pojawił się mnożnik $(1 + 3)$, którego wartości bardziej precyzyjnie wyznaczyć na podstawie samych tylko rozważań analitycznych nie można. Wartość graniczna odkształcenia rysującego określona jest wg teorii ACK wzorem:

$$/59/ \quad \mathcal{E}_{uc}^{(I)} = \left\{ (1+3) \frac{24 \gamma_m^k \tau E_f V_f^2}{E_m^3 V_m^2 d} \right\}^{1/3}$$

W wyprowadzeniu przyjęto ponadto, że zachodzi dość prawdopodobna równość:

$$E_m \mathcal{E}_{um} = f_{tm} = \tau.$$

Sens fizyczny wzoru /59/ jest następujący. Krucha, uzbrojona zlinearyzowanym, ciągłym włóknem matryca, o pierwotnej wydłużalności granicznej \mathcal{E}_{um} , popęka przy rozciąganiu kompozytu z chwilą gdy jego wydłużenie osiągnie wartość bądź \mathcal{E}_{um} , bądź $\mathcal{E}_{uc}^{(I)}$, zależnie od tego, która wartość będzie większa.

Oznacza to, że obecność włókien uzbrojenia, zmniejszenie ich średnicy, zwiększenie ich zawartości objętościowej etc., spowodują podwyższenie naprężeń rysujących w otaczającej włókna matrycy. W wyniku podstawienia do wzoru /59/ wartości: $E_f = 210$ GPa /stal/, $E_m = 35$ GPa /zaczyn cementowy/, $V_c = 0,03$ /wówczas $E_c = 40,2$ GPa/, $\tau = 4$ MPa, $d = 0,4$ mm, $\gamma_m^k = 10$ N/m /por. tabl.2/, uzyskamy:

$$\mathcal{E}_{uc}^{(I)} = /212+320/.10^{-6}.$$

Tymczasem w matrycach cementowych, na ogół: $\mathcal{E}_{um} = (70+150) \cdot 10^{-6}$. A zatem umieszczenie uzbrojenia rozproszonego o parametrach jak w przykładzie liczbowym powyżej, przynieść powinno dostrzegalną zmianę wartości naprężeń i odkształceń rysujących. Jednak w przypadku fibrobetonów kompozyty o takich parametrach wykonywane są nadzwyczaj rzadko, nawet w skali laboratoryjnej [73]. Jakkolwiek weryfikacja eksperymentalna słuszności wzoru /59/ nasuwa poważne trudności, jednak stosując specjalną technologię wykonywania próbek, odpowiednio

rezultaty uzyskali Aveston, Mercer i Sillwood w pracy z roku 1974 [4]; skorzystano z nich przy wykonaniu rys.46.

Ważną zaletą teorii ACK jest możliwość opisanie zachowania się kompozytu na całej wznoszącej się gałęzi wykresu $\sigma - \epsilon$. Opis ten w przypadku możliwego poślizgu włókien /unbonded case/ przedstawia się następująco.

Początkowo rozciągany, niezarysowany kompozyt odkształca się liniowo, przy czym jego moduł sprężystości określony jest przez prawo mieszanin /por.wz./19//:

$$/60/ \quad E_c = E_f V_f (1 + a).$$

Po osiągnięciu granicznej wartości wydłużenia

$$\epsilon_c^0 = \max (\epsilon_{um}, \epsilon_{uc}^{(I)}),$$

pojawia się rysy poprzeczne względem włókien /rys.45/.

Ponieważ w omawianym opisie występuje tylko pojedyncza wartość ϵ_c^0 /a nie spektrum takich wartości/, a sposób obciążania pomyślany jest w schemacie maszyny "miękkiej" / $F = \text{const.}$ /, zatem wszystkie rysy pojawią się jednocześnie. Rozstaw rys wynosić będzie od x' - wz./58/, do $2x'$. Spodziewany rozstaw rys, na podstawie pewnych rozważań statystycznych /Gale/, oszacować można jako analogiczny ze średnim, minimalnym rozstawem pomiędzy samochodami o długości x' , ustawianymi przypadkowo na parkingu [4]. Wynosi on $(1,364 \pm 0,002)x'$.

Ponieważ obciążenie przenoszone przez próbkę przekazane zostanie w całości na włókna, doznają one dodatkowych wydłużeń: od wartości $0,659 \epsilon_{um} E_m V_m / V_f$ - w połowie odległości między rysami, do wartości $\epsilon_{um} E_m V_m / V_f$ - na rysie. Liczba 0,659 wynika z uśrednienia średnich, dodatkowych naprężeń narzuconych na włókna, które charakteryzują się mnożnikiem 1 na rysie, oraz wartością $(1 - 1,364/2)$ w połowie odległości między rysami.

Średnio, wydłużenie całego kompozytu zwiększy się do wartości:

$$/61/ \quad \epsilon = \epsilon_{um} (1 + 0,659 a).$$

Od tej chwili obciążenia działające na kompozyt przenoszone są

przez włókna, a współczynnik odkształcalności kompozytu określa wzór:

$$/62/ \quad E_c = E_f V_f.$$

Proces dalszego obciążania próbki może być kontynuowany aż do wyczerpania nośności uzbrojenia. Nośność kompozytu określi w związku z tym wzór:

$$/63/ \quad f_{tc} = f_{tf} V_f.$$

Ponieważ na przedstawionych, kolejnych etapach rozważań występują wielkości o dość oczywistym sensie fizycznym /a zatem mierzalne/, weryfikacja teorii możliwa jest na kilku etapach. W pracy [4] zamieszczono wyniki doświadczalnego sprawdzenia teorii. Z uwagi na ich unikalność przytoczone są w całości na rys.46 poniżej.

Jeżeli uwzględnić podane we wspomnianej pracy następujące wartości stałych materiałowych:

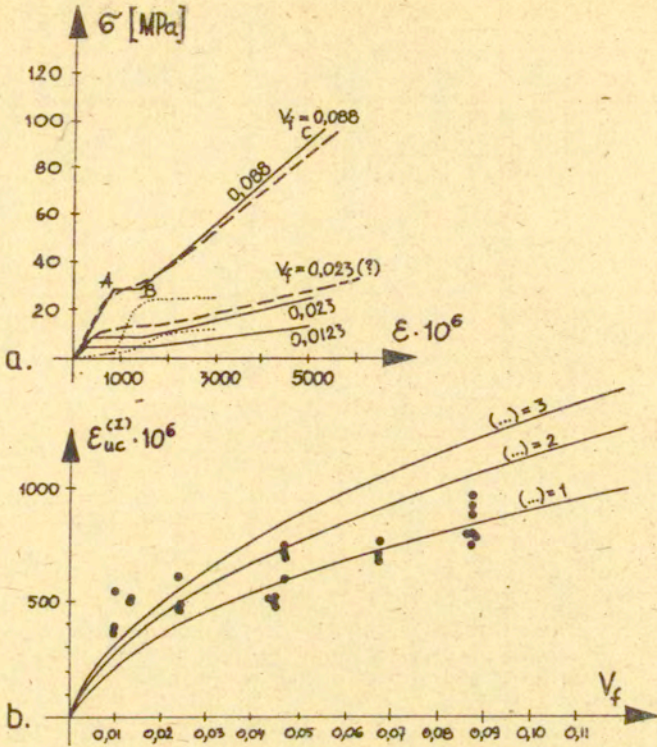
$$\left. \begin{aligned} E_m &= 20 \text{ GPa} \\ E_f &= 196 \text{ GPa} \\ d &= 132 \cdot 10^{-6} \text{ m} \end{aligned} \right\} \begin{array}{l} \text{-z oddzielnych} \\ \text{pomiarów,} \end{array}$$

$\tau = 6,8 \text{ MPa}$ - wartość oszacowana ex post, na podstawie zmierzzonego, średniego rozstawu rys,

$\gamma_m = 4 \text{ N/m}$ - na podstawie badań Browna,

$f_{tf} = 1070 \text{ MPa}$ - wartość wydedukowana przez autora, na podstawie wykresów eksperymentalnych w [4],

to wówczas na podstawie wzorów /59/ do /63/ odtworzyć można cały przebieg zależności $\sigma - \epsilon$, wynikający z teorii ACK /unbonded case/. Wykres ten zaznaczono na rys.46-a linią ciągłą. Linią przerywaną zaznaczono na tym samym rysunku rezultaty eksperymentalne podane w [4]. Jest to jak się wydaje jedyny opublikowany wynik wykazujący bezpośrednio możliwość



Rys. 46. Weryfikacja doświadczalna teorii ACK, wg [4]. a - wykresy teoretyczne - linie ciągłe wg wzorów /59/+/63/ oraz wykresy doświadczalne - linie przerywane, obrazujące zależności pomiędzy odkształceniami i naprężeniami w kompozycie z matrycy cementowej, uzbrojonej ciągnymi włóknami stalowymi, o układzie 1D, i różnej zawartości objętościowej włókien; znak zapytania dotyczy wartości niepewnej /praca [4] zawiera w tym miejscu omyłkę/; liniami kropkowanymi naniesiono zapis nasłuchu emisji akustycznej w jednostkach dowolnych. b - wykres wartości krytycznej odkształcenia kompozytu, obliczonej wg wzoru /59/ - linie ciągłe, i stwierdzone doświadczalnie wydłużenia matrycy, którym odpowiada jej zarysowanie - punkty, w funkcji zawartości objętościowej uzbrojenia zlinearyzowanego.

rzeczywistego zwiększenia odkształceń rysujących w kompozycie, w porównaniu z graniczną odkształcalnością kruchej matrycy nieuzbrojonej. Prawidłowość tych wykresów potwierdzona jest w pewnym stopniu przebiegiem pomiarów metodą emisji akustycznej /linie kropkowane/.

Na rys.46-b punktami zaznaczono wyniki obserwacji odkształceń rysujących, wg tej samej pracy [4]. Linie ciągłe wykreślono wg wzoru /59/, przy czym przyjmowano kolejno trzy różne wartości występującego w tym wzorze nawiasu /(...) = 1,2,3/. Mimo pewnych rozbieżności, tendencja do wzrostu odkształceń rysujących wraz ze stopniem uzbrojenia kompozytu została w ten sposób udokumentowana.

W kolejnej pracy na ten sam temat Aveston i Kelly [3] rozważyli również przypadek kompozytu, w którym przyczepność pomiędzy włóknami a matrycą nie ulega zniszczeniu /bonded case/. W tej sytuacji zamiast $\zeta = \text{const.}$ przyjęto $\zeta = \zeta(x)$. Po pojawieniu się pierwszej rysy włókna przejmują dodatkowe naprężenie $\Delta\sigma$, które na rysie ma wartość maksymalną $\Delta\sigma_0$, a następnie zanika, w miarę oddalania się od rysy wzdłuż włókien. Przybliżone rozwiązanie wg teorii sprężystości uzyskano przyjmując proporcjonalność pomiędzy przyrostem wartości tego dodatkowego naprężenia, a różnicą przemieszczeń włókna i matrycy. Współczynnik proporcjonalności uzyskano w przypadku układu 1D, korzystając z równań równowagi /symetria osiowa/, w założeniu heksagonalnego rozmieszczenia przekrojów włókien o średnicy d i rozstawie R . Wzór na dodatkowe naprężenie otrzymano w postaci:

$$\Delta\sigma = \Delta\sigma_0 \exp(-\sqrt{\phi} x),$$

tu zastosowano oznaczenie:

$$\sqrt{\phi} = \left(\frac{2\mu_m E_c}{E_f E_m V_m} \right)^{1/2} \frac{2}{d [\ln(2R/d)]^{1/2}},$$

μ_m - oznacza zaś współczynnik odkształcalności postaciowej matrycy.

Naprężenie ścinające, działające na powierzchni włókien, i które jak się okazuje jest niezależne od średnicy włókien, wyraża się wzorem:

$$/64/ \quad \tilde{\tau} = \frac{d}{4} \Delta \sigma_0 \sqrt{\phi} \exp(-\sqrt{\phi} x).$$

Uwzględniając wzór /63/ można na podstawie /64/ określić wartość obciążenia przeniesionego na materiał matrycy, w zadanej odległości od przekroju zarysowania. Jeśli $\Delta \sigma_0 = f_{um}(v_m/v_f)$, tzn. przyrost nie przekroczy wartości powodującej powstanie pierwszego pęknięcia matrycy, wówczas wytworzy się tylko jedna rysa /pęknięcie pojedyncze/. Jednak przy niewielkim zwiększeniu wartości $\Delta \sigma_0$ nastąpi dalsze zarysowanie matrycy, tzn. pojawią się rysy w odstępach od l do $2l$, przy czym:

$$/65/ \quad l = -\frac{1}{\sqrt{\phi}} \ln \left\{ 1 - \frac{f_{um} v_m}{\Delta \sigma_0 v_f} \right\}; \quad \Delta \sigma_0 \geq \frac{f_{um} v_m}{v_f}.$$

Gdy $\Delta \sigma_0$ jest kilkakrotnie większe niż wartość $f_{um} v_m/v_f$, wówczas zamiast wyrażenia /65/ można przyjąć /jest to wynik rozwinięcia w szereg potęgowy/:

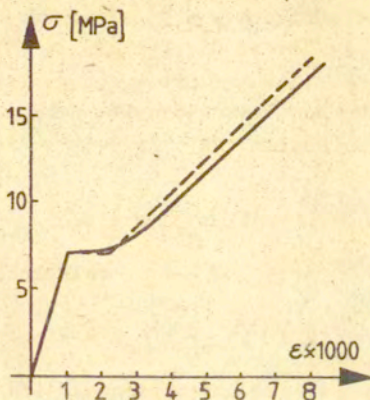
$$l = \frac{1}{\sqrt{\phi}} \frac{f_{um} v_m}{\Delta \sigma_0 v_f}.$$

Jest to związek identyczny jak w równaniu /56/, gdyby zastąpić tam τ przez $(\Delta \sigma_0/2)\sqrt{\phi} d/2$; jest to wartość maksymalna $\tilde{\tau}$ wg wzoru /64/, występująca w przekroju zarysowania.

Wartość dodatkowego wydłużenia uzyskuje się obliczając przemieszczenia po obu stronach rysy $[2 \int_0^{l/2} (\Delta \sigma/E_f) dx]$, a następnie dzieląc je przez rozstaw - wz. /65/:

$$\Delta \epsilon = \frac{-2 \Delta \sigma_0}{E_f} \left\{ \frac{1 - (1 - f_{um} v_m / \Delta \sigma_0 v_f)^{1/2}}{\ln(1 - f_{um} v_m / \Delta \sigma_0 v_f)} \right\}.$$

Wielkość ta redukuje się do $\Delta \sigma_0/E_f$ przy dużych wartościach przyrostu $\Delta \sigma_0$ oraz do zera, gdy $\Delta \sigma_0$ równe jest dokładnie $f_{um} v_m/v_f$. Wówczas, niezależnie zresztą od gęstości zarysowania, przebieg krzywej $\sigma - \epsilon$ przypomina krzywą wg rozwiązania w przypadku z poślizgiem - rys.47. Warto zauważyć, że w omawianym przypadku bez poślizgu /bonded case/, gładko wznosząca



Rys.47. Porównanie wykresów $\sigma - \varepsilon$, obliczonych wg teorii ACK w przypadku z możliwym poślizgiem włókien /unbonded case/ - linia przerywana oraz w przypadku z zachowaniem przyczepności /bonded case/ - linia ciągła. Obliczenia przeprowadzono przyjmując $V_f = 0,01$, $E_f = 200$ GPa, $f_{t,m} = 4$ MPa. W obu wypadkach przyjęto minimalny rozstaw w rys. x'. Wg [3].

się krzywa wykresu $\sigma - \varepsilon$ uzyskana została bez dodatkowego założenia o zmiennej wytrzymałości matrycy /t.j.o jej niejednorodności/, które należałoby wprowadzić, chcąc uzyskać ten sam efekt w przypadku z poślizgiem /unbonded case/.

Wprowadzając graniczną wartość przyczepności $\tau_u = n f_{um}$ można badać przy jakim stosunku E_m/E_f nastąpi częściowe odspojenie włókien. Przy $n = 1$ obliczono, że jedynie przy bardzo znacznej zawartości stalowych włókien uzbrojenia w zaczynie cementowym /przy $V_f = 0,38$ / odspojenie nie nastąpi. Wg [3] przy bardziej realistycznej wartości $V_f = 0,02$ obliczono, że ciągłość sprężysta będzie zachowana gdy $n = 4$.

Na zakończenie pracy [3] przeprowadzono analizę możliwości odspojenia częściowego. Przedstawiono wyniki obliczeń dotyczące kilku przypadków kompozytów betonopodobnych, nie podając jednak wyników prób weryfikacji eksperymentalnej; weryfikacji takiej nie wykonano również w późniejszej pracy [4].

Wyniki teorii ACK oraz teorii RBM są dość zbliżone, i prowadzą do podobnej zmienności (o przebiegu hiperbolicznym) zależności naprężeń rysujących w kompozycie od jedynego, uwzględ-

nionego parametru strukturalnego, jakim jest rozstaw włókien uzbrojenia [132].

Z teorii ACK wynika m.in. ważne spostrzeżenie, dotyczące nie tylko włóknistych lecz także ziarnistych kompozytów o matrycach kruchych. Proces technologiczny, którego celem jest wytworzenie kompozytu, związany jest z ogół z przejściem od mniej złożonej struktury wewnętrznej samej matrycy do bardziej urozmaiconej, "bogatszej" struktury wewnętrznej kompozytu. Takie wzbogacenie struktury wewnętrznej matrycy poprzez elementy innych faz - ziaren lub włókien, które w procesie zniszczenia kompozytu ulegają będą odspajaniu, wywlekaniu, zginaniu lub rozrywaniu, w istotny sposób zmienia relacje energetyczne towarzyszące zniszczeniu w skali mikro i mezo. W efekcie kompozyt wykazywać może zachowanie w skali makro bardzo różne od zachowania samej matrycy. Poddana analogicznym oddziaływaniom mechanicznym próbka kompozytu wykazuje w porównaniu z próbką z samej tylko matrycy powiększoną wytrzymałość, wyraźniejsze cechy plastyczne i większą odkształcalność. Stanowi to dalszy argument wskazujący, że wyjaśnienia wszystkich cech mechanicznych kompozytów należy poszukiwać na drodze rozważania ich struktury wewnętrznej oraz współdziałania poszczególnych faz.

8. Zastosowanie koncepcji niejednorodności ciągłych do kompozytu włóknistego

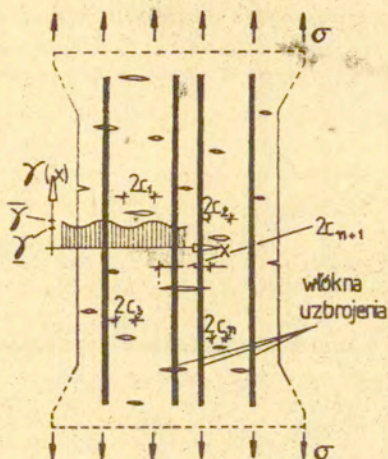
8.1. Warunek propagacji rysy w kompozycie włóknistym

Od struktury zależna jest odkształcalność oraz wytrzymałość kompozytów, a znajomość występujących przy tym relacji jest koniecznym warunkiem projektowania i optymalizacji materiału. Obserwacje doświadczalne uzasadniające koncepcję niejednorodności ciągłych omówiono w rozdz.4. Posłużenie się tą koncepcją umożliwiło stworzenie opisu matrycy kruchej, jakościowo odpowiadającego rzeczywistemu zachowaniu się próbki betonowej, rozciąganej w sztywnej maszynie wytrzymałościowej /rozd.5/.

Poniżej przedstawiono próbę zastosowania tej samej koncepcji niejednorodności ciągłych do kompozytów włóknistych z matrycą kruchą. Na rys.48 strukturę takiego kompozytu pokazano w dużym uproszczeniu, przy czym przyjęto m.in. wyłącznie poziome ukierunkowanie szczelin pierwotnych oraz pionowe ukierunkowanie włókien uzbrojenia /układ 1D/, które ułożone są wzdłuż kierunku rozciągania. Przy rozważaniu defektów ograniczono się zatem do regularnych, płaskich szczelin typu Griffitha. Uproszczenia takie nie zmieniają ogólności rozumowania, a bardzo upraszczają obliczenia. W dalszej analizie przyjęto także, że długość włókien uzbrojenia jest skończona.

Wszystkie defekty matrycy w proponowanym modelu podzielić można na dwie kategorie: odosobnione od uzbrojenia szczeliny "zatopione" w matrycy / $c_1: i = 1, 2, 3, \dots, n$ / oraz szczeliny "uzbrojone", które pozostają w kontakcie z jednym przynajmniej z włókien / $c_1: i > n$ /. Oczywiście w procesie obciążania większość defektów przechodzić będzie stopniowo z kategorii pierwszej do drugiej. O matrycy otaczającej defekty i włókna przyjęto, że charakteryzuje się ona niejednorodnością, określoną przez funkcję jednostkowej energii powierzchniowej pęknięcia $\gamma^s(x)$; tu oraz w dalszym ciągu tego rozdziału pominięto wskaźnik f przy γ^s .

Jeżeli przyjąć koncepcję Griffitha [82,122], to przy rozciąganiu tak wymodelowanego ciała, początkowo wykazuje ono wyłącznie odkształcenia sprężyste. Dopiero z chwilą osiągnięcia



Rys. 48. Uproszczony schemat sytuacji w rozciągającym kompozycie włóknistym z matrycą kruchą, zawierającą szczeliny pierwotne. Istniejące defekty tego typu można uporządkować poczynając od największych, pozbawionych kontaktów z uzbrojeniem /c/ do c/, kończąc na coraz mniejszych "uzbrojonych" /c_{n+1} i następnym/. Propagacja rysy z wierzchołka każdej szczeliny uwarunkowana jest wymiarami tej szczeliny, strukturą niejednorodności matrycy / $\gamma(x)$ / oraz usytuowaniem uzbrojenia.

pewnej granicznej wartości naprężenia rozciągającego σ_0 , w jednym z wierzchołków którejś ze szczelin, w którym panuje "najniekorzystniejsza" sytuacja, następuje początek propagacji rysy. Która ze wszystkich szczelin pierwotnych będzie w owej "najniekorzystniejszej" sytuacji, zależy to od kilku czynników: od usytuowania szczeliny względem rozkładu niejednorodności matrycy / $\gamma(x)$ /, od wielkości pierwotnej szczeliny /2c/, i od struktury układu włókien uzbrojenia.

Prawdopodobnie w większości wypadków jako pierwsza "wystartuje" rysa ze szczeliny należącej do pierwszej kategorii, tzn. ze szczeliny nie kontaktującej się z włóknem uzbrojenia. Przypuszczenie to można uzasadnić okolicznością, że obecność nawet stosunkowo słabego uzbrojenia bardzo istotnie zmienia warunki energetyczne propagacji rysy. W szczególności autor zauważył

zamknięcie dużych szczelin pierwotnych /makro-szczelin/ w próbce fibrobetonowej, które w procesie osiowego rozciągania próbki nie uległy aktywacji, i nie propagowały się przez cały czas badania, tzn. aż do zniszczenia próbki, które także nastąpiło w innym miejscu [124].

Od tych samych parametrów strukturalnych ($\bar{\gamma}^x$, $\underline{\gamma}^x$, λ), zależy przebieg propagacji rysy, jej zatrzymanie się i ponowne ruszenie, a przede wszystkim - kolejność propagacji poszczególnych rys. Z chwilą gdy pierwsza rysa uległa zatrzymaniu na włóknie, zamieniając się w szczelinę typu II, uaktywnia się następna szczelina typu I, będąca obecnie w "najgorszej sytuacji", itd. Doświadczalne śledzenie kolejności i dynamiki propagacji poszczególnych rys, w procesie pęknięcia wielokrotnego /multiple fracture/, jest sprawą bardzo trudną, jednak fragmentarycznie takie obserwacje poczyniono.

Występujące szczeliny obu typów nie są na pewno tej samej wielkości, i należałoby mówić raczej o pewnym spektrum ich wymiarów. W związku z tym proces uaktywniania się będzie rozciągnięty na pewien fragment krzywej $\sigma - \epsilon$ kompozytu.

Na podstawie obserwacji doświadczalnych można przypuszczać, że po osiągnięciu maksymalnego wzmocnienia materiału próbki już tylko kilka rys będzie ulegało dalszemu rozwieraniu, a towarzyszyć temu będzie zamykanie się innych rys.

W tych rozważaniach przyjęto, że jak długo szczelina lub rysa nie pozostaje w bezpośrednim kontakcie z włóknem uzbrojenia /i podobnie byłoby w przypadku rozważania ziaren kruszywa/, tak długo nie "wyczuwa" ona jego obecności. Jest to założenie uproszczone; z punktu widzenia ścisłej teorii sprężystości na pewno nie prawdziwe, por. np. [104]. Faktycznie obecność inkluzji przed wierzchołkiem szczeliny wpływa na zmniejszenie współczynnika prędkości wyzwania energii sprężystej. Założenie to wydaje się jednak dopuszczalne jako pierwsze przybliżenie, a przy jego przyjęciu warunki propagacji rysy nie różnią się od warunków omówionych w modelu z rozdz. 5.

Ponieważ analiza sytuacji pośredniej, tzn. współistnienia układów rys z obu kategorii, znacznie przekracza ramy niniejszej pracy, wprowadzone zostaje kolejne uproszczenie. Przyjęto, że w pewnej chwili wszystkie defekty przeszły do kategorii

drugiej. Rozważania dalsze dotyczą zatem jedynie drugiej sytuacji skrajnej: proces propagacji rys zaszedł tak daleko, że wszystkie występujące rysy czy szczeliny są w kontakcie z włóknami. Mamy więc obecnie do czynienia wyłącznie z propagacją rys w ośrodku uzbrojonym.

Odnosnie pominiętej "sytuacji pośredniej" /jednoczesne występowanie rys z obu kategorii/, przyjęto przy rozważaniu zachowania się całej, rozciąganej próbki kompozytowej /jak na rys.48/, że jej wydłużenie, w chwili gdy ostatnia szczelina /rysa/ przeszła do kategorii drugiej, określić można bez bliższej analizy w postaci pewnej funkcji odkształceń /wydłużenia/ na "granicy sprężystości" / u_0 / oraz liczby propagujących się defektów / n /:

$$/66/ \quad \Delta u = \Delta u(u_0, n),$$

tu oznaczono $u_0 = HB \sigma_a(c_0) / k$. Wskaźnik a oznacza naprężenia krytyczne wynikające z rozważań jak dla materiału nieuzbrojonego /tj. z warunku jak dla defektów typu pierwszego/.

Ponieważ sytuacja pośrednia kończy się w chwili gdy wszystkie rysy "wyczuwają" już obecność włókien uzbrojenia, zatem można przyjąć, że średni rozmiar szczeliny wynosi wówczas

$$c_1 = \sqrt{\alpha^{1D}},$$

tzn. tyle ile wynosi przeciętny rozstaw włókien uzbrojenia, w przekroju materiału, przy założeniu ich równomiernego rozmieszczenia prostokątnego.

Poniżej przyjęto, że kompozyt zawiera włókna uzbrojenia nie ciągłe, jak to pokazano na rys.48, ale o wymiarach $l \times d$, nadal w układzie 1D. Celem tego założenia jest możliwość późniejszego porównania z wynikami doświadczalnymi w rozdz.9, gdzie właśnie tego rodzaju kompozyt był badany.

W układzie uzbrojenia 1D, w przekroju poprzecznym materiału, pojedyncze włókno przypada na pole powierzchni:

$$\alpha^{1D} = \pi d^2 / (4V_f),$$

por.wz./35/. Jest ono zakotwione przeciętnie na długości $l/4$.

Przy jakimkolwiek rozwarciu się szczeliny musi nastąpić odspojenie włókna od matrycy. Przyjęto, że następuje ono natychmiastowo, i że na całej długości włókna zaczynają działać jednocześnie naprężenia przyczepności lub tarcia o wartości τ /rozkład równomierny/. A zatem średnie naprężenie przeciwdziałające rozchylaniu się rysy /szczeliny/, wyraża się wzorem:

$$/67/ \quad \Gamma = \frac{\tau \pi d l / 4}{\alpha_{1D}} = \frac{\tau l v_f}{d}$$

Przez analogię do wzorów /26/ i /27/ z rozdz.5 przyjęto, że pod obciążeniem zewnętrznym σ , wielkość energii sprężystej zgmagazynowanej w materiale próbki wokół szczeliny o średnicy $2c$ /długości $2c$ /, wyzwolonej w efekcie powstania tej właśnie szczeliny, wyrazi się wzorem:

$$/68/ \quad U(c) = \frac{\pi c^2 B(1-\nu^2)}{E} \left[\frac{\sigma - \Gamma}{1 - 2c/H} \right]^2$$

Mianownik w nawiasie kwadratowym pozwala uwzględnić efekt wydłużenia rys w próbce o skończonej szerokości H , $H \gg 2c$. Wzór ten obowiązuje tylko jeżeli $\sigma > \Gamma$, gdyż inaczej propagacja rys w ogóle nie nastąpiłaby. Gdy $2c \rightarrow H$ wówczas $U(c) \rightarrow \infty$, ponieważ - w ramach przyjętego opisu - próbka staje się wówczas sprężyną nieskończenie podatną i pod stałym obciążeniem magazynującą nieskończenie wielką energię odkształcenia sprężystego.

Propagacji rysy towarzyszyć będą różne formy pochłaniania energii. Jeśli powierzchnia rysy wzrośnie o α , wówczas powstaną nie tylko dwie nowe powierzchnie swobodne rysy, ale także powierzchnia kieszonki wzdłuż pojedynczego włókna, której pole będzie przeciętnie wynosiło $\pi d l / 4$. Jeśli przyjąć średnią wartość energii powierzchniowej matrycy /por.wz./23// równą

$$- \frac{\bar{\gamma} + \underline{\gamma}}{2}$$

wówczas w wyniku utworzenia się nowej powierzchni swobodnej o polu $2Bc$ energia powierzchniowa próbki wzrośnie o wartość:

$$/69/ \quad F(c) = \eta_f 2B \left[(\bar{\gamma} + \underline{\gamma}) - (\bar{\gamma} - \underline{\gamma}) \frac{\lambda}{2\pi} \sin \frac{2\pi c}{\lambda} \right]$$

Tu przez η_f oznaczono współczynnik określający w jakim stopniu obecność wspomnianych kieszonek zwiększa pole nowoutworzonej powierzchni swobodnej. Gdy powierzchnia rysy rośnie o $2\alpha^{1D}$ wówczas pole kieszonek wynosi przeciętnie $\pi d l / 4$. Jeśli zatem uwzględnić ponownie wz./35/, to otrzymuje się ostatecznie:

$$/70/ \quad \eta_f = 1 + v_f l / (2d).$$

Odmienne niż w przypadku wzoru /24/ w rozdz.5, przy rozważaniu energii propagacji rysy trzeba będzie uwzględnić także pracę W - wywlekania włókien uzbrojenia na szerokości rozwarcia szczeliny:

$$/71/ \quad \frac{\partial U}{\partial c} - \frac{\partial T}{\partial c} - \frac{\partial W}{\partial c} = 0.$$

Aby określić wartość pracy $W(c)$ przyjęto, że obowiązuje nadal rozwiązanie zagadnienia podane przez Sneddon'a i Lowengrub'a [199]. Początkowo płaska szczelina:

$$\left\{ (x, y, z) : |x| < c, y = 0, |z| < B/2 \right\},$$

przybiera pod wpływem przyłożonego w nieskończoności rozciągania p , kształt elipsy /przekrój w płaszczyźnie $x-y$ /. Przemieszczenia w kierunku prostopadłym do płaszczyzny szczeliny wyrażają się wzorem:

$$/72/ \quad u_y(x, 0) = \frac{2(1 - v^2)pc}{E} \left(1 - \frac{x^2}{c^2} \right)^{1/2}.$$

Pole tak opisanej elipsy wynosi:

$$/73/ \quad \pi c \frac{2(1 - v^2)pc}{E},$$

w związku z czym jako średnie można przyjąć rozchylenie szczeliny stałe na jej długości u_w , dające analogiczne pole rozwarcia brzegów szczeliny:

$$u_w = \frac{\pi(1 - v^2)pc}{E}.$$

Przyjmując, że siła we włóknie, w procesie jego wywlekania jest stała i wynosi $\pi d l \tau / 4$, biorąc pod uwagę, że na obszarze szczeliny występuje $2Bc/\alpha^{1D}$ pojedynczych włókien oraz

przyjmując, że wartość obciążenia działającego zdala od szczeliny wynosi $p = (\sigma - \Gamma) / (1 - 2c/H)$, por. wz. /27/, można uzyskać:

$$\begin{aligned} W(c) &= \frac{2Bc}{\alpha^{1D}} \frac{\pi d \ell \tau}{4} \frac{\pi(1-v^2)}{E} \frac{c(\sigma - \Gamma)}{(1-2c/H)} = \\ /74/ \quad &= \frac{2B\pi(1-v^2)\Gamma}{E} \frac{(\sigma - \Gamma)c^2}{(1-2c/H)} \end{aligned}$$

Z różniczkowania wyrażen /68/, /69/ i /74/ uzyskuje się wzory na pochodne:

$$\begin{aligned} \frac{\partial U(c)}{\partial c} &= \frac{2\pi B(1-v^2)}{E} \frac{c(\sigma - \Gamma)^2}{(1-2c/H)^3} , \\ /75/ \quad \frac{\partial T(c)}{\partial c} &= \eta_f 2B[(\bar{\gamma} + \underline{\gamma}) - (\bar{\gamma} - \underline{\gamma}) \cos \frac{2\eta_f c}{\lambda}] , \\ \frac{\partial W(c)}{\partial c} &= \frac{4\pi(1-v^2)B\Gamma(\sigma - \Gamma)}{E} \frac{c(1-c/H)}{(1-2c/H)^2} \end{aligned}$$

Po podstawieniu wzorów /75/ do /71/ otrzymujemy lokalny warunek na wartość krytyczną naprężenia σ , przy którym nastąpi samoczynna propagacja rysy w materiale uzbrojonym włóknami. Podobnie jak w przypadku wz. /28/, z warunku tego znajdujemy wyrażenie na wartość naprężenia:

$$\begin{aligned} /76/ \quad \sigma_{1,2}(c) &= \Gamma \left\{ 1 + (1-c/H)(1-2c/H) \left[1 + \right. \right. \\ &\quad \left. \left. \pm \sqrt{1 + \frac{\eta_f E}{\pi(1-v^2)}} \frac{1}{\Gamma^2} \left((1-2c/H)/(1-c/H) \right)^2 \frac{1}{c} [(\bar{\gamma} + \underline{\gamma}) - (\bar{\gamma} - \underline{\gamma}) \cos \frac{2\eta_f c}{\lambda}] \right] \right\} \end{aligned}$$

Łatwo sprawdzić, że przy przejściu granicznym $\Gamma \rightarrow 0$, co odpowiada materiałowi bez włókien ($V_f = 0$), lub też z włóknami nie stawiającymi oporu propagacji rysy / $\ell = 0$ lub $\tau = 0$, wynika stąd wzór /28/.

W wyniku różniczkowania powyższego wzoru, uzyskuje się wzór na pochodną:

/77/

$$\frac{dG(c)}{dc} = \frac{\Gamma}{H^2} (4c-3H) + \frac{(1-2c/H) \{ -2\Gamma^2/H(1-c/H)[(3-4c/H)/(1-2c/H)] + \}}{2\sqrt{\Gamma^2(1-c/H)^2 + (1/c)(1-2c/H)(\gamma_1^2 - \gamma_2^2 \cos \tilde{\tau} c)}}$$

tu wprowadzono oznaczenia:

$$\begin{aligned} \gamma_1 &= \eta_f E (\bar{\gamma} + \underline{\gamma}) / (\pi(1-\nu^2)) \quad , \\ \gamma_2 &= \eta_f E (\bar{\gamma} - \underline{\gamma}) / (\pi(1-\nu^2)) \quad , \\ \tilde{\tau} &= 2\pi / \lambda \quad . \end{aligned}$$

8.2. Opis rozciągania próbki prostopadłościowej

Jeśli analizować proces pochłaniania energii przy rozciąganiu próbki pryzmatycznej BxHxL, zawierającej n szczelin pierwotnych podobnie jak w rozdz.5 /wszystkie szczeliny są obecnie kategorii drugiej/, to trzeba również uwzględnić efekty obecności włókien. Zamiast ΔT (wz./31/) występuje wielkość $\Delta T + \Delta W$. Energię powierzchniową określa w przybliżeniu wzór:

$$\Delta T = 2Bn \Delta c \eta_f (\bar{\gamma} + \underline{\gamma})$$

Jeśli porównać pola powierzchni /pola rozwarcia szczeliny analizowane w jej przekroju poprzecznym/ A oraz A + ΔA , dwóch szczelin różniących się długościami - 2c oraz 2(c + Δc), występujących w dwóch zbliżonych stanach naprężenia σ oraz $\sigma + \Delta \sigma$ wówczas wyszukując wzór /73/, można obliczyć średnią wartość wywleczenia włókien:

$$u_{ww} = \frac{\Delta A}{2(c + \Delta c)} = \frac{\pi(1-\nu^2)}{E} \frac{c(c\Delta\sigma + 2\sigma\Delta c)}{(c + \Delta c)}$$

przy czym pominięte zostały małe wyższych rzędów.

Na podstawie rozumowania jak przy wyprowadzeniu wzoru /74/, określić można wielkość zmiany pracy związanej z wywlekiem włókien:

$$\Delta W = u_{ww} \frac{2(c+\Delta c)B}{\alpha^{10}} \left(\eta_{Td} \frac{l}{4} \tau \right) n = \frac{2\eta(1-v^2)\eta Bcn}{E} (c\Delta\sigma + 2\sigma\Delta c).$$

Pominięto tu w celu uproszczenia możliwość wywlekania się pojedynczego włókna na obszarze odpowiadającym więcej niż pojedynczej szczelinie.

Wydłużeniu próbki o Δu towarzyszyć będzie nieodwracalne pochłanianie energii:

$$\frac{\Delta U'_{nieodw}}{\Delta u} = \frac{\Delta W + \Delta T}{\Delta u} = \frac{2\eta(1-v^2)\eta Bcn}{E} \left(\frac{\Delta\sigma}{\Delta u} + 2\sigma \frac{\Delta c}{\Delta u} \right) + 2Bn \frac{\Delta c}{\Delta u} \eta_f (\bar{\gamma} + \underline{\gamma}).$$

Podobnie jak w rozdz.5 przyjęto, że możliwe jest dokonanie przejścia granicznego. Przy $\Delta u \rightarrow 0$:

$$\frac{\Delta U'_{nieodw}}{\Delta u} \rightarrow \frac{dU_{nieodw}}{du}, \quad \frac{\Delta c}{\Delta u} \rightarrow \frac{dc}{du}, \quad \frac{\Delta\sigma}{\Delta c} \rightarrow \frac{d\sigma}{dc} = \frac{d\sigma}{dc} \frac{dc}{du}.$$

Założono tu istnienie jednoznacznego związku pomiędzy naprężeniem, wydłużeniem oraz stanem spękania próbki. Ostatecznie uzyskuje się wyrażenie:

$$\frac{dU'_{nieodw}}{du} = \frac{\eta(1-v^2)\eta Bcn}{E} c \frac{d\sigma}{dc} \frac{dc}{du} + \frac{2\eta(1-v^2)\eta Bcn}{E} 2\sigma \frac{dc}{du} + 2Bn \frac{dc}{du} \eta_f (\bar{\gamma} + \underline{\gamma}).$$

Po podstawieniu do wz./30/ w rozdz.5, i niewielkich uproszczeniach, uzyskuje się ostatecznie:

$$/78/ \quad \frac{dc}{du} = \frac{k}{HBM(c)},$$

$$M(c) = \left(1 + \frac{2\eta(1-v^2)\eta Bcn^2}{E H^2 B} \frac{1}{\sigma} \right) \frac{d\sigma}{dc} + \frac{4\eta(1-v^2)\eta Bcn}{E H^2 B} + \frac{2\eta_f nk (\bar{\gamma} + \underline{\gamma})}{BH^2 \sigma}.$$

Wzór ten, wraz ze wzorami /76/ i /77/ pozwala na wyznaczenie nachylenia krzywej wykresu c-u. Zależność c-u może być, podobnie jak poprzednio w wypadku równania /33/, wyznaczona graficznie metodą izoklin. Tym sposobem wyznaczoną wartości przyrostów Δu^q we wzorze /81/ poniżej /por. rys. 50/.

Jako warunek początkowy przyjęto /por. wz. /66//:

$$/79/ \quad \begin{cases} c = c_1 = \sqrt{\alpha^{1D}} \\ u = u_0 + \Delta \tilde{u} \end{cases}$$

Ponadto odnośnie zależności /66/ przyjęto, że zachodzą następujące związki:

$$/80/ \quad \Delta \tilde{u} = m u_0 \quad \text{oraz} \quad m = n \varkappa$$

Ostatecznie cały przebieg zależności pomiędzy naprężeniami i wydłużeniem próbki, wyrazić można wzorem:

$$/81/ \quad u = \begin{cases} \frac{HB}{k} \sigma & \sigma < \sigma_0 = \sigma_0(c_0) \quad c = c_0 \\ \frac{HB}{k} \sigma_0 \left\{ 1 + (m-1) \frac{\sigma - \sigma_0}{\sigma_1 - \sigma_0} \right\} & \sigma_0 < \sigma < \sigma_1 = \sigma_1(\sqrt{\alpha}) \quad c_0 < c < \sqrt{\alpha} \\ \frac{HBm}{k} \sigma_0 + \Delta u^q & \sigma = \sigma_b(c) \quad \sqrt{\alpha} < c \end{cases}$$

Tu dla uproszczenia opuszczono wskaźniki przy α oraz literami a i b wyróżniono odpowiednio rozwiązania opisane za pomocą wzorów /28/ i /76/.

Na podstawie tych wzorów wykonano przykład liczbowy, przyjmując opis matrycy nie zmieniony w stosunku do rozdz. 5. Natomiast parametry uzbrojenia włóknistego przyjęto w sposób umożliwiający pewne porównania z wynikami doświadczeń omówionych w rozdz. 9.

Wspomniane doświadczenia nie obejmowały obserwacji zachowania się matrycy nieuzbrojonej, rozciąganej w dostatecznie sztywnej maszynie wytrzymałościowej. W szczególności brak wykresów w rodzaju pokazanych na rys. 9 pełnych krzywych zależności $\sigma - \varepsilon$, uniemożliwił przeprowadzenie dokładniejszych rachunków w tej pracy. Wyniki obliczeń przykładu liczbowego zamieszczono w tabl. 3.

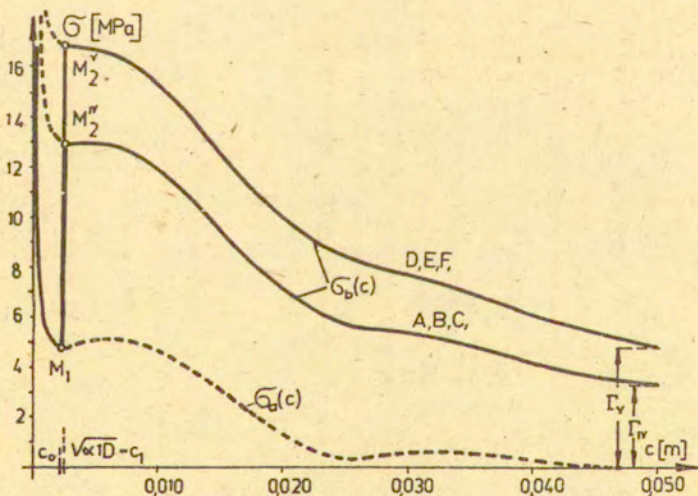
Tablica 3. Wyniki obliczeń przykładu liczbowego. - punkty charakterystyczne wykresów na rys. 49.

Oznaczenie na wykresie	Zmienne parametry uzbrojenia				Liczba rys	$n[-]$	$\sigma_1 = \sqrt{\frac{G}{1D}}$ [MPa]	$\sigma_2 (c_1)$ [MPa]	$\varepsilon [-]$	[MPa]	u_1 [10 ⁻⁵ m]	$u_1 + u_2 = u_0$ [10 ⁻⁵ m]
	l [m]	d [mm]	$V_f [-]$	τ [MPa]								
A	0,025	0,378	0,0174	2,825	1,575	1	2,540	12,920	0,02	3,251	18,458	18,593
B	0,025	0,378	0,0174	2,825	1,575	20	2,540	12,920	0,4	3,251	18,458	21,153
C	0,025	0,378	0,0174	2,825	1,575	100	2,540	12,920	2	3,251	18,458	31,939
D	0,030	0,385	0,0180	3,423	1,701	1	2,543	16,851	0,02	4,801	24,072	24,207
E	0,030	0,385	0,0180	3,423	1,701	20	2,543	16,851	0,4	4,801	24,072	26,768
F	0,030	0,385	0,0180	3,423	1,701	100	2,543	16,851	2	4,801	24,072	37,554

Przyjęte pozostałe wartości parametrów: $\nu = 0,2$, $L = 0,5$ m, $H = 0,1$ m, $B = 0,03$ m,
 $E = 35 \cdot 10^3$ MPa, $c_0 = 2,188 \cdot 10^{-3}$ m, $\lambda = 0,025$ m,
 $\gamma = 1$ N/m, $\bar{\gamma} = 20$ N/m, $\beta = 0,02$; zatem: $u_0 = 5$ m.
 $= 6,741 \cdot 10^{-5}$ m.

Obliczenia prowadzono przyjmując, że w rozważanej prostopadłościenniej pryzmatycznej próbce rozciąganej $H \times B \times L$, niejednorodność scharakteryzowana jest wartościami λ , $\bar{\gamma}^E$ i $\bar{\gamma}^R$. Wielkości charakteryzujące uzbrojenie - l , d , V_f , τ oraz η_f przyjęto na podstawie wyników badań eksperymentalnych [124]. Wymiary włókien l i d określono jako średnie z pomiarów kilkunastu, przypadkowo wybranych włókienek. Zawartość objętościową V_f określono na podstawie pomiarów stereologicznych /zliczanie przekrojów włókien na szlifach w poprzek próbki rozciąganej/, przy założeniu, że układ włókien uzbrojenia jest typu 1D. Wartość współczynnika określającego zwiększenie powstającej powierzchni swobodnej, spowodowane obecnością włókien - η_f - określono na podstawie wzoru /70/, stosując wyżej wymienione, rzeczywiste wartości V_f , l i d .

Zestawienie wykresów $\sigma_a(c)$ /identyczny z wykresem z rys. 28/ oraz $\sigma_b(c)$, wg wzoru /76/, zamieszczono na rys. 49.



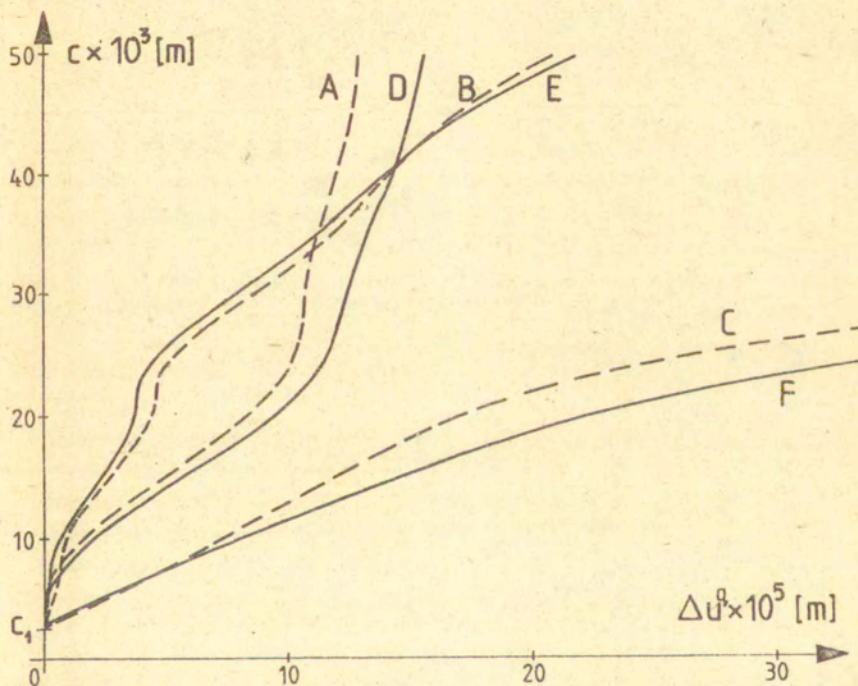
Rys. 49. Zależność naprężenia krytycznego od wielkości rysy w próbce z kompozytu włóknistego, o matrycy kruchej. $\sigma_b(c)$ - wykresy dotyczące propagacji rys z równoczesnym wywlekaniem włókien, $\sigma_a(c)$ - wykres dotyczący propagacji rys pomiędzy włóknami /bez kontaktu z nimi/ - por. rys. 28. Uwzględnione charakterystyki materiałowe patrz tabl. 3.

Współrzędne punktów M_1 , M_2^{IV} i M_2^V określono na podstawie wz./81/.

Wartość α we wzorach /80/ przyjęto równą 0,02. Jakkolwiek ważne, zagadnienie wzrostu podatności sprężystej próbki o skończonych rozmiarach, w związku z rosnącym jej zarysowaniem, wykracza poza ramy niniejszej pracy.

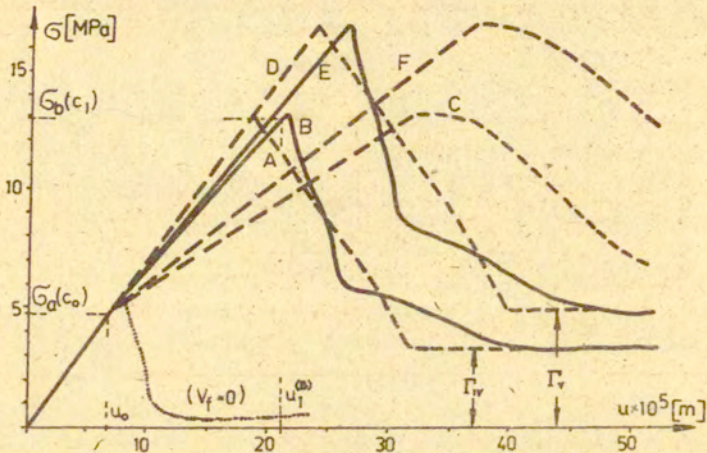
Na rys.50 pokazano przebiegi krzywych rozwiązania równania /78/, sprowadzonych do wspólnego warunku początkowego:

$c = u = 0$. Jak widać przypominają one kształt krzywych z rys. 30, co jest zrozumiałe, bowiem charakter niejednorodności macierzy został zachowany.



Rys.50, Zestawienie krzywych stanowiących rozwiązanie równania /78/, sprowadzonych do wspólnego warunku początkowego: $u(c_1) = 0$.

Na rys.51 pokazano zestawienie ostatecznie uzyskanych wykresów zależności $\bar{\sigma} - u$, rozciąganej próbki pryzmatycznej, dla 6 przypadków opisanych w tabl.3.



Rys.51. Uzyskane wykresy zależności pomiędzy średnim naprężeniem rozciągającym próbkę a jej wydłużeniem, dla przypadków opisanych w tabl.3. Linia kropkowaną zaznaczono wykres z rys.31 - przypadek $n = 20$.

8.3. Wnioski z porównania rozmaitych opisów analitycznych

W rozdziałach 7 i 8 przedstawiono rozmaite opisy analityczne kompozytów włóknistych z matrycą kruchą. W celu uzyskania opisu pasującego do wyników doświadczalnych większość badaczy adaptowała prawa mieszanin. Wynikające wzory mają bardzo szczególny charakter i w pełni przydatne mogą być najwyżej w odniesieniu do tych kompozytów, które wykonywane są z zachowaniem ustalonego reżimu produkcyjnego. Nie nadają się do projektowania kompozytów oraz do obliczania konstrukcji wykonywanych z podobnych materiałów.

Spośród omówionych w rozdz.7 teorii innych autorów, najbardziej rozbudowana jest niewątpliwie teoria ACK. Dotyczy ona głównie kompozytów z dużą zawartością uzbrojenia, które ma przeważający wpływ na zachowanie się materiału. Wykresy o kształcie takim jak pokazano na rys.46a, nie występują nigdy w

fibrohetonach, gdzie uzbrojenie ma raczej charakter modyfikująco zachowanie matrycy. Wyniki eksperymentalne na jakie powołują się autorzy teorii ACK, uzyskano badając specjalnie spreparowane, miniaturowe próbki, w postaci wiązek drutów nasączanych zaczynem cementowym. Nawet wykonane w laboratorium fibrobetony znacznie się różnią od tego rodzaju kompozytów, w związku z czym teoria ACK ma ograniczone znaczenie w mechanice fibrobetonów. W ramach wspomnianej teorii nie została ponadto rozwiązana kwestia zachowania materiału w końcowym odcinku wykresu naprężenie-odkształcenie, tzn. opis osłabienia materiału. Tych mankamentów nie ma teoria zaproponowana w niniejszej pracy, która powstała w ramach prób interpretacji konkretnych wyników doświadczalnych, uzyskanych w badaniach próbek fibrobetonowych wytworzonych przy zastosowaniu technologii pół-przemysłowej.

Zaproponowana przez autora teoria daje opis jakościowo odpowiadający wynikom eksperymentalnym; zagadnienie zgodności z doświadczeniem poruszono w rozdz.9. Wydaje się, że przy zastosowaniu bardziej rozwiniętych metod, opartych na tych samych koncepcjach, możliwe będzie w przyszłości uzyskanie zgodnego z rzeczywistością opisu zachowania kompozytów z matrycą kruchą w dowolnych stanach naprężenia.

9. Właściwości fibrobetonu na podstawie badań

9.1. Ogólne informacje o fibrobetonie

Kompozyty włókniste z matrycą kruchą stanowią dość szeroką dziedzinę tworzyw inżynierskich. Autor zajmował się jedną grupą tych materiałów, tzn. kompozytami betonopodobnymi, zawierającymi matryce cementowe, w szczególności zaś betonem konstrukcyjnym i fibrobetonami - zob. [128].

Fibrobeton stanowi przykład kompozytu włóknistego z kruchą matrycą, który znalazł już liczne zastosowania w budownictwie i inżynierii. Różne odmiany fibrobetonów z włóknem stalowym /SFRC lub drutobeton/, włóknem szklanym /GFRC/, lub z włóknami z tworzyw sztucznych, zastosowane były z pozytywnymi skutkami do konstrukcji oraz napraw nawierzchni dróg i mostów, w zabezpieczeniach ścian wyrobisk skalnych i sztolni podziemnych, do produkcji rur i przepustów, do wykonywania płyt elewacyjnych, zwłaszcza wykładzin ozdobnych, w różnych elementach cienkościennych, jako elementy pali fundamentowych, w konstrukcjach narażonych na uder /m.in. fundamenty/, w konstrukcjach odpornych na działanie wysokich temperatur lub erozję, itd. [33,113]. Fibrobeton stosowano także w konstrukcjach nośnych, w połączeniu z konwencjonalnym uzbrojeniem stalowym, takim jak występuje w żelbecie.

Poniżej rozpatrzono jedynie fibrobeton z włóknem stalowym, zwany też drutobetonem /SFRC - steel fibre reinforced cement/. Fibrobeton taki powstaje w wyniku wymieszania cementu, kruszywa, wody i krótkich włókien stalowych, przy czym te ostatnie dodawane są do pozostałych składników przed albo po dodaniu wody /mieszanie na mokro lub na sucho/. Włókna stalowe mogą być różnego kształtu: nagniatane, faliste, haczykowate, taśmowe, tzw. "wychlapywane", o nieregularnym kształcie, itd. [31]. W procesie mieszania, formowania i wibrowania fibrobetonu podstawowym niebezpieczeństwem jest powstawanie zbitków włókien - jeży stalowych /ang. balling/. Owe jeże są stosunkowo nieprzenikliwe dla składników matrycy i w istotny sposób obniżają wytrzymałość kompozytu. W związku z tym nie jest możliwe wymieszanie zbyt dużej ilości włókien w danej objętości matry-

cy, jak również stosowanie włókien nazbyt wiotkich, tzn. o wysokim stosunku l/d . Dojrzewanie i pielęgnacja fibrobetonu przebiegają zazwyczaj jak w przypadku betonu konwencjonalnego.

Z pośród rozmaitych innych materiałów kompozytowych stosowanych w technice fibrobeton wyróżnia się kruchością dość niejednorodnej matrycy, znacznie niższą odkształcalnością graniczną matrycy niż włókien uzbrojenia oraz tym, że objętościowa zawartość uzbrojenia w matrycy jest bardzo mała: V_f poniżej 0,03. Prócz tego zachodzi sprzężenie pomiędzy jednym z parametrów strukturalnych, jakim jest zawartość objętościowa włókien, a właściwościami matrycy. Obecność uzbrojenia zmienia tzw. wodoodporność mieszanki, wytrzymałość matrycy, jej przyczepność do włókien uzbrojenia - [38], itd. Różnice te decydują o specyfice materiału i sprawiają, że liczne wyniki badań innych kompozytów, np. nowoczesnych kompozytów o wysokiej wytrzymałości, tworzyw sztucznych uzbrojonych włóknem szklanym itd., a także związane z nimi ujęcia analityczne, nie dają się zastosować w odniesieniu do fibrobetonu. W związku z tym podejmowane są specjalne programy badań podstawowych cech wytrzymałościowych /ogólnie: mechanicznych/ fibrobetonu, w szczególności pomiary wytrzymałości na rozciąganie, zginanie i ścinanie oraz pomiary parametrów mechaniki pęknięcia.

Właściwości fibrobetonu, szczególnie przy rozciąganiu i zginaniu, badał także autor pracy [9,10,34,111,114,117,118,124]. W niniejszym rozdziale omówiono wybrane wyniki, z których skorzystano przy dyskusji niektórych rezultatów analizy teoretycznej przedstawionej w pracy.

Fibrobeton nie stanowi, jak sądzono początkowo, zastępczego tworzywa w stosunku do betonu lub żelbetu. Jest to materiał niewątpliwie droższy od betonu nieuzbrojonego, a niekiedy droższy również od żelbetu. Analizę opłacalności należy zatem oprzeć na rozważeniu zarówno właściwości mechanicznych jak - zwłaszcza - aspektu trwałości. Poprawnie wykonany fibrobeton wykazuje dobrą wytrzymałość na zginanie, lepszą niż beton nieuzbrojony, i prawie niezmienną wytrzymałość na ściskanie. Może natomiast ulegać dość znacznym odkształceniom, przy których zamiast szerokich rys pojedynczych wykazuje siatkę rys drobniejszych. Tak zarysowany materiał powolnie ulega znisz-

czeniu w warunkach oddziaływań termiczno-wilgotnościowych, zmęczeniowych, udaru lub ścierania.

Początkowy przyrost wytrzymałości jest stosunkowo szybki w elementach fibrobetonowych, i są one mniej podatne na obciążenia technologiczne, występujące wówczas gdy element jest jeszcze nie stwardniały [33].

Zastosowanie fibrobetonu jako materiału zastępczego w odniesieniu do konstrukcji betonowych, stalowych lub drewnianych, związane może być z istotnymi korzyściami ekonomicznymi, konieczny jest jednak zupełnie inny sposób oceniania. Koszt konstrukcji powinien być oceniany łącznie z wieloletnimi kosztami eksploatacji, a nie jedynie w sensie nakładów doraźnych.

Czynnikiem wpływającym na właściwości wytrzymałościowe oraz na trwałość fibrobetonu jest jego struktura wewnętrzna na rozmaitych poziomach rozważań: struktura matrycy w skali mikro, mezo i makro oraz struktura uzbrojenia w skali makro. Próby mające na celu zbadanie zależności cech eksploatacyjnych od struktury wewnętrznej fibrobetonów prawie nie były dotychczas podejmowane.

Przeprowadzone ostatnio badania wykazały, że odpowiednia zmiana struktury w nieuzbrojonym zaczynie cementowym pozwala zwiększyć wytrzymałość na zginanie kilkunastokrotnie, do rzędu 60-70 MPa, przy czym wytrzymałość na ściskanie osiąga wartość 200 MPa; jest to tzw. MDF - macro-defect free cement [26,27]. Podobnie zapewnienie właściwej struktury uzbrojenia w fibrobetonie z włóknem stalowym, pozwala uzyskać 4-5-krotne zwiększenie nośności wykonanych z tego materiału belek zginanych [73].

9.2. Badania fibrobetonu na rozciąganie i zginanie - opis badań i wyniki

Badania właściwości wybranej odmiany fibrobetonu przeprowadzone zostały przez autora w ramach współpracy pomiędzy Pracownią Pól Odształceń IPPT PAN w Warszawie oraz Cement- i betonginstitute /CBI/ w Sztokholmie. Przedmiotem badań były:

- podstawowe charakterystyki odształceniowe i wytrzymałościowe SFRC w elementach zginanych lub rozciąganych osiowo,

- struktura wewnętrzna włókien uzbrojenia w tym materiale,
- powiązania między strukturą a właściwościami kompozytu.

Uzyskane wyniki zostały już w większości opublikowane gdzie indziej [9,10,73,111,114,116,117,118,123,127,129], poniżej omówione będą tylko ważniejsze szczegóły eksperymentów oraz poczynione spostrzeżenia.

Badany kompozyt zawierał nominalnie 2% obj. włókien stalowych trzech rodzajów. Poniżej zestawiono rzeczywiste wymiary średnio i długości włókien /średnio z 10+20 włókien zmierzonych śrubą mikrometryczną, przy czym w nawiasach zamieszczono wartości nominalne, podawane przez producentów.

Nazwa serii próbek	d x ℓ [mm]	kształt włókien
III i III LIN	0,285x24,1/0,30x25,0/	proste, gładkie
IV i IV LIN	0,378x25,0/0,38x25,0/	proste, gładkie
V i V LIN	0,385x30,0/0,40x30,0/	gładkie, z haczykami typu Bekert

Oznaczenie LIN dotyczy stosowanego w danej serii próbek zabiegu linearyzacji włókien, polegającego na kilkakrotnym przypuszczeniu formy wypełnionej świeżą masą fibrobetonu przez impulsowe pole magnetyczne, z jednoczesnym zastosowaniem wibracji, /por. też [7,73] /.

Układ włókien w próbkach serii LIN jest zbliżony do wyidealizowanej struktury 1D z rys.36. Celem zbadania właściwości samej matrycy wykonano także serię 0 - bez włókien uzbrojenia. Formy do próbek wykonane były z materiałów obojętnych magnetycznie i - z uwagi na gabaryty aparatury linearyzacyjnej - dość płaskie /grubość próbek nie przekraczała 35-40 mm/. Badane próbki miały zatem układ włókien bądź zlinearyzowany/oznaczenia 1D i LIN/, bądź o przeważającej orientacji dwuwymiarowej /oznaczenia 2D lub 2-3D/. We wszystkich seriach matrycę stanowiła zaprawa cementowa o wskaźniku w/c - 0,5, zawierająca kruszywo o średnicy ziaren nie większej niż 4 mm /pospółka/.

Wykonane zostały próbki o dwóch kształtach: tzw. wiasełkowe próbki do rozciągania osiowego w specjalnie zaprojektowanych uchwytach maszyny wytrzymałościowej oraz próbki pryzmatyczne, do badań na zginanie lub na rozciąganie. W tym drugim wypadku

próbki były zaciskane bezpośrednio w szczękach maszyny, przy czym ich końce wzmacniane były naklejonymi nakładkami stalowymi. Badania próbek włosińskich i część badań na zginanie przeprowadzono w IPPT PAN, w wieku próbek od 6 miesięcy do ponad rok. Wszystkie pozostałe badania, m.in. pomiary udarności i skurczu, wykonano w CBI, w wieku próbek ok. 1 miesiąca.

Na rys. 52 pokazano zestawienie kształtów badanych próbek, bez wyposażenia związanego z obserwacjami prowadzonymi dodatkowo; w szczególności badania dodatkowe obejmowały:

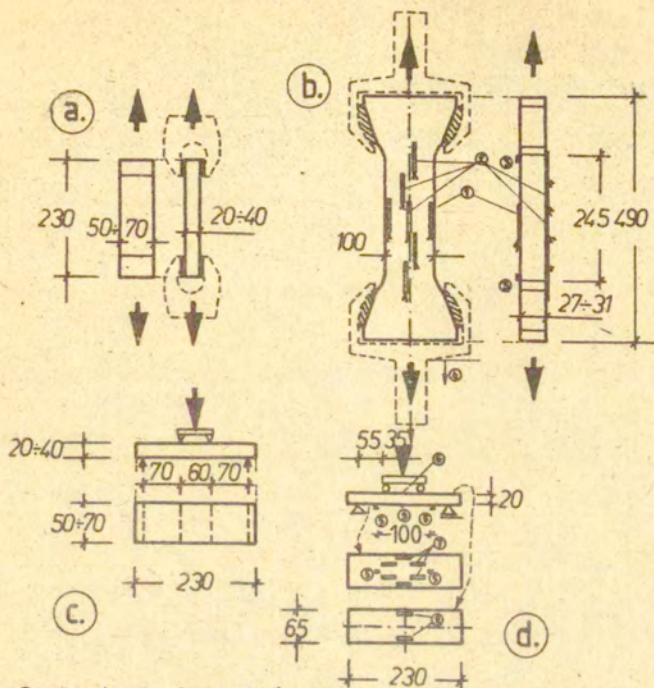
- obserwacje zarysowania za pomocą metod elastoptycznych,
- nasłuch emisji akustycznej,
- obserwacje rys w trakcie obciążania /w skali makro/,
- obserwacje siatki rys po badaniach /w skali mezo; zastosowano mikroskop piórowy, por. [176]/,
- obserwacje struktury uzbrojenia w przełomie rozzerwania, na szlifach pociętych próbek oraz na radiogramach.

Podstawowe obserwacje obejmowały natomiast pomiary powierzchniowe odkształceń tensometrami przykładanymi lub naklejanymi tensometrami elektrooporowymi, pomiary przemieszczeń i pomiary siły /obciążenia/.

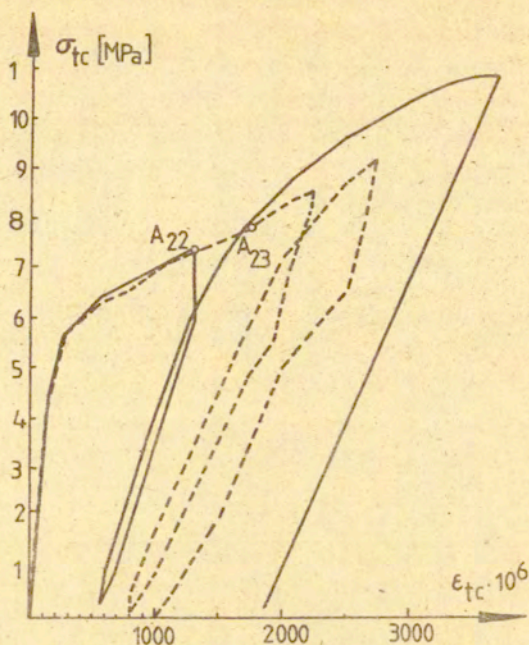
Opisywane badania miały charakter kompleksowy: ten sam - jeśli pominąć niewielkie różnice w wieku materiału - kompozyt poddawano dość dokładnym obserwacjom, prowadzonym aż do zniszczenia w procesach zginania lub rozciągania. W większości próbek stosowany był zabieg ich odciążania po zarysowaniu, ale przed osiągnięciem maksymalnej wartości obciążenia /wytrzymałości/. Celem takiego odciążania było stwierdzenie jak stabilny jest przebiegający proces zarysowania się materiału. Opis szczegółów tych pomiarów zamieszczony jest w [7, 8, 118, 124]. Poniżej przedstawiono tylko niektóre uzyskane wyniki.

Na rys. 53-56 zamieszczono wykresy ilustrujące zachowanie się SFRC przy rozciąganiu osiowym i przy zginaniu. Trzeba zaznaczyć, że jako przykłady wybrano tu możliwie "najlepiej" uzbrojone próbki, pochodzące z serii poddanych linearyzacji.

Na rys. 53 pokazano wykresy średnich odkształceń powierzchniowych, zmierzonych tensometrami elektrooporowymi, na rozciąganej osiowo próbce typu b, z rys. 52. Na rysunku dość słabo,



Rys. 52. Zestawienie kształtów badanych próbek fibrobetonowych, wg [7,10,118,124]. a-badanie wytrzymałości na rozciąganie osiowe w wieku 28^d; widok próbki pryzmatycznej z przodu i z boku; b-widok z przodu oraz z boku rozciąganej osiowo próbki, przy badaniach w wieku fibrobetonu powyżej 6 mies.: 1-tensometry elektrooporowe o długości bazy pomiarowej 60 mm, na powierzchni górnej próbki /2 szt./, 2-tensometry j.w., na powierzchni dennej próbki /7 szt./, 3-repery do pomiaru odkształceń czujnikami przykładanymi /długość bazy 245 mm/, 4-pomiar przemieszczenia szcęk maszyny wytrzymałościowej; c-badanie wytrzymałości na zginanie fibrobetonu w wieku 28^d, widok próbki z boku i w planie; d-badanie przy zginaniu fibrobetonu w wieku powyżej 12 mies.: 5-repery bazy pomiaru odkształcenia powierzchni dennej próbki /czujnik przykładany, o długości bazy 100 mm/, 6-lokalizacja indukcyjnego czujnika ugięcia próbki, 7-tensometry elektrooporowe o długości bazy pomiarowej 30 mm, do pomiaru odkształceń na powierzchni rozciąganej /6 szt./, 8-tensometry j.w. na powierzchni ściskanej /2 szt./, 9-lokalizacja zegarowego czujnika ugięcia próbki.



Rys. 53. Przykład wyników pomiaru odkształceń na powierzchni próbki fibrobetonowej rozciąganej osiowo. Wykresy dotyczą dwóch próbek z serii V LIN. W punktach A_{22} i A_{23} można dostrzec zwiększenie się nachylenia krzywych wykresu. Wg [118].

ale jednak widoczne jest zjawisko wzrostu nachylenia wykresu, w fazie po zarysowaniu - punkty A_{22} i A_{23} . W opisywanych badaniach zjawisko to widoczne było w bardzo ograniczonym zakresie; nigdy nie uzyskano efektów tak wyraźnych jak w uzbrojonym włóknem ciągłym materiale, którego wyniki badań pokazano na rys. 46a. Prawdopodobnie badany materiał był nazbyt słabo uzbrojony. Jednak próbki z rys. 46 wykonywane były w skali laboratoryjnej /specjalnie układane warstwami włókna, przy dużej zawartości uzbrojenia/, podczas gdy fibrobeton z opisywanych tu badań wykonywany był w skali półtechnicznej /mieszanie w betoniarni/. Z publikacji znane są podobne wyniki dla fibrobetonów o układzie włókien 2D, jednak dotyczą one włókien

szklanych /GPRC/.

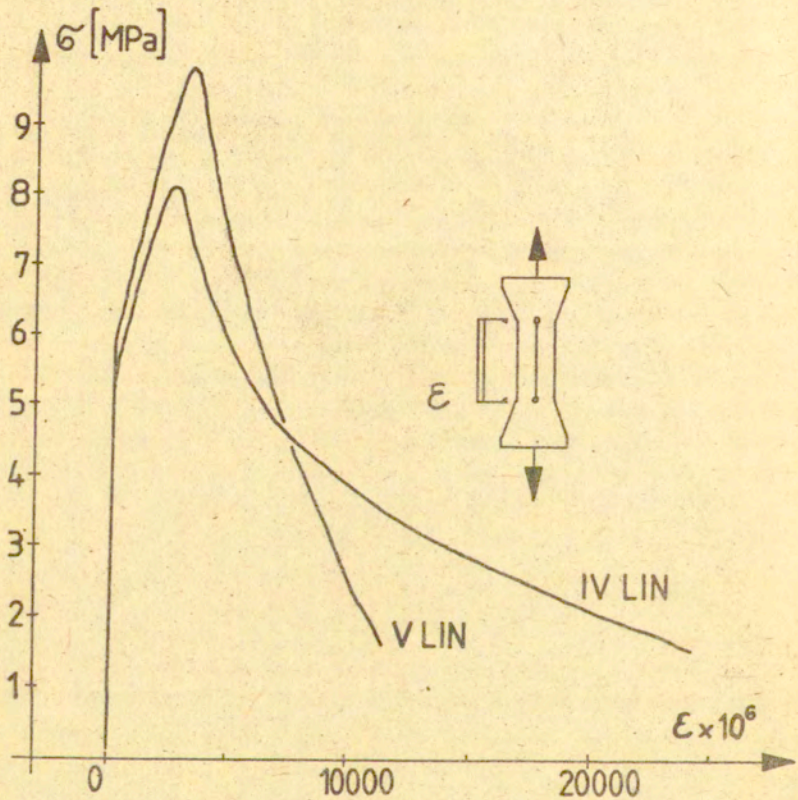
Z porównania wykresów na rys.53 i rys.46 wynika, że rzeczywisty proces rozrywania elementu fibrobetonowego, wykonanego w skali półtechnicznej, przebiega odmiennie niż wynikałoby to z teorii ACK /rozdz.7.3/. Wydaje się, że na różnicę wpływa najbardziej niejednorodność materiału rzeczywistego; w naturze, na wykresach $\sigma - \epsilon$ nie występuje plateau przewidywane w ramach wspomnianej teorii.

Na rys.54 pokazano porównanie zachowania się przy rozciąganiu próbek z dwóch najlepiej uzbrojonych serii IV LIN i V LIN. Przykładowy wykres pomiaru ugięć jednej z belek z serii IV LIN pokazano na rys.55. Była ona zginana prawie do "rozpadnięcia się", tzn. tak długo jak umożliwiał to zakres pomiarowy układu obciążającego; na ogół po wyjęciu z układu obciążającego lepiej uzbrojone próbki fibrobetonowe nie dawały się rozdzielić ręcznie na dwa oddzielne fragmenty.

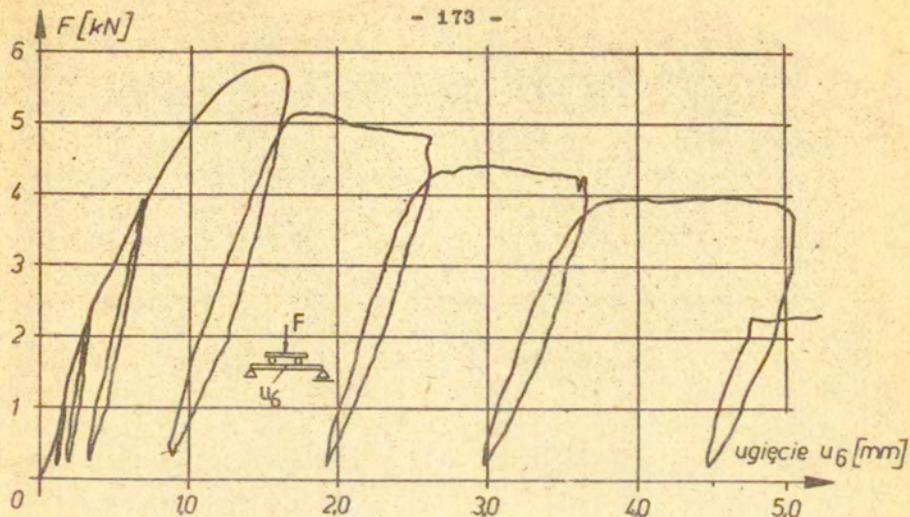
Na rys.56 zestawiono przykłady wyników pomiarów odkształceń na powierzchniach dennej i wierzchniej zginanej belki z SFRC. Wykresy wykonano tylko w pierwszym etapie obciążania, tj. do osiągnięcia maksymalnej wartości obciążenia, i to z pominięciem faktycznie stosowanych odciążeń. Nominalna wartość naprężenia σ_{fc}^{nom} określana była na podstawie siły zginającej i wymiarów belki, wg znanego wzoru:

$$\sigma_{fc}^{nom} = M / W .$$

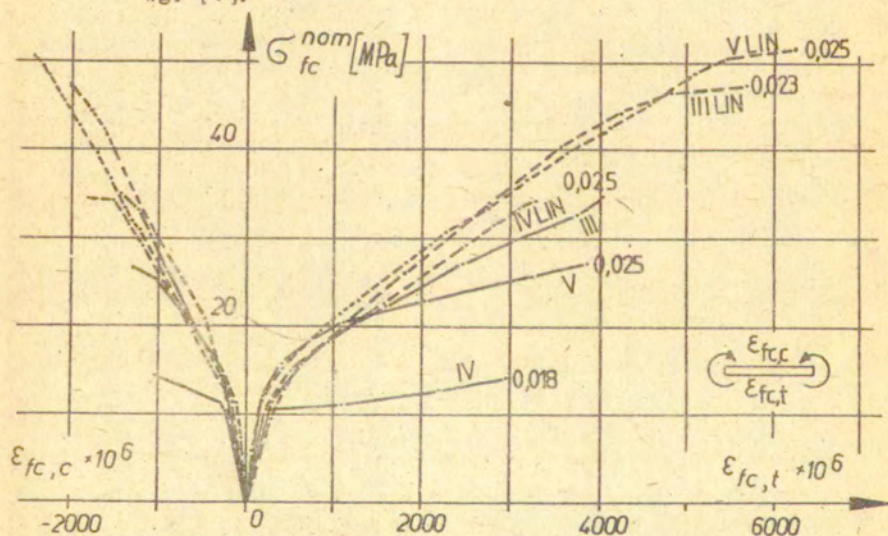
Z wykresów widać, że pozornie odkształcenia rozciągające osiągają ogromne wartości, rzędu $5000 \cdot 10^{-6} / 5\%$, graniczna wydłużalność matrycy cementowej wynosi ok. $100 \cdot 10^{-6} /$. Faktycznie matryca musi już być na tym etapie zarysowana, przy czym tensometry elektrooporowe ulegają rozciągnięciu ponad powstającymi mezo- i mikrorysami. Również odkształcenia ściskające sięgają rzędu $2000 \cdot 10^{-6}$. Gdyby przyjęć niezmienną wartość współczynnika Poissona $\nu_m = 0,16-0,20$, wówczas odpowiadałyby temu wydłużeniu poprzeczne rzędu $300 \cdot 10^{-6}$, a zatem prawdopodobnie pojawiły by się również spękania; nie stwierdzono ich przy późniejszej obserwacji powierzchni próbek, które były jednak prowadzone dopiero po odciążeniu elementów.



Rys.54. Zestawienie uśrednionych wykresów, charakteryzujących zachowanie się rozciąganych próbek fibrobetonowych z uzbrojeniem zlinearyzowanym. Wg. [124].



Rys.55. Przykład wykresu ugięcia u_6 - por. rys.52/, w funkcji siły zginającej, fibrobetonowej belki z serii IV LIN, Wg. [7].



Rys.56. Wykresy odkształceń na powierzchni rozciąganej i ściskanej, w funkcji naprężenia nominalnego w belkach zginanych. Cyfry arabskie oznaczają rzeczywistą, określoną na podstawie zliczenia włókien, zawartość uzbrojenia w dolnej /rozciąganej/ połowie przekroju belki. Wg [7].

Reasumując, przeprowadzone badania wykazały, że odpowiednio uzbrojony fibrobeton z włóknem stalowym zachowuje się quasi-plastycznie, i wykazuje wyraźne wzmocnienie. Oznacza to, że powyżej granicy sprężystości odkształcenia trwałe materiału rosną wraz z naprężeniem rozciągającym. Zjawisko to jest oczywiście widoczne również w wynikach prób zginania, jednak interpretacja takich wyników jest znacznie mniej oczywista. Przynajmniej w pierwszym przybliżeniu wspomniany wzrost można uznać za liniowy. Zagadnienie wymaga jednak dalszych badań, zwłaszcza z uwagi na możliwość zmiany nachylenia wykresu $\sigma - \epsilon$ zasygnalizowanej na rys. 53.

Fibrobeton ze zlinearyzowanym układem uzbrojenia może wydłużać się przy rozciąganiu do odkształceń rzędu $2000 \cdot 10^{-6}$, przy czym powstające jednocześnie rysy mają rozwartość rzędu $0,03 - 0,05$ mm. Odkształcenia rozciągające przy zginaniu sięgają w SFRC rzędu $5000 \cdot 10^{-6}$.

Wspomniane już badania Kelly'ego i in. [4] wskazują, że obecność bardzo silnego uzbrojenia może w istotny sposób zmienić procesy swobodnej propagacji rys. Zapewne rzadko będzie to dotyczyć fibrobetonów wykonywanych w skali technicznej lub półtechnicznej, tak jak na przykład w badaniach opisywanych w niniejszym rozdziale. Wynika stąd jednak, że często stosowane pojęcie granicznej wydłużalności materiału, jest w przypadku kompozytów z matrycą kruchą i uzbrojeniem włóknistym wielkością zależną od struktury wewnętrznej materiału.

Wykonywany w skali półtechnicznej fibrobeton odkształca się w fazie niezarysowanej sprężystości przy czym, niezależnie od układu uzbrojenia, moduł sprężystości kompozytu można określić w przybliżeniu na podstawie prawa mieszanin.

Układ /struktura/ uzbrojenia ma zasadniczy wpływ na zachowanie się fibrobetonu po zarysowaniu. Wpływ ten jest największy przy ułożeniu włókien wzdłuż kierunku głównych naprężeń rozciągających. Efektywność uzbrojenia zależy również od przyczepności włókien, jednak i ten wpływ staje się bardziej widoczny przy zlinearyzowanym układzie uzbrojenia.

Uzyskane wyniki pozwalają na przeprowadzenie porównania pomiędzy wytrzymałością fibrobetonu na rozciąganie osiowe $f_{tc}/$, a umowną wytrzymałością na rozciąganie przy zginaniu $f_{fc}/$.

Jak świadczy o tym wykres na rys.41, fibrobeton jest przy zginaniu "mocniejszy" niż można by się tego spodziewać na podstawie prób rozciągania osiowego. Ten pozorny efekt wskazuje na niedoskonałość pojęć i opisów stosowanych w odniesieniu do występujących tu zjawisk. Wydaje się, że w szczególności niesłusznym uproszczeniem jest założenie o jednorodności matrycy kompozytu.

9.3. Porównanie uzyskanych wyników eksperymentalnych z proponowanym opisem analitycznym

Przed zbudowaniem odpowiednich algorytmów, celem np. stosowania na EMC, porównania ilościowe wyników analitycznych z eksperymentalnymi nie są właściwie możliwe. Można co najwyżej próbować pewnych porównań jakościowych. Porównanie takie przeprowadzono odnośnie modelu z rozdz.8 oraz szczególnej odmiany kompozytu włóknistego z kruchą matrycą, w postaci omawianego powyżej fibrobetonu z włóknem stalowym.

Jak pokazano na rys.53 i 54, kompozyt tego rodzaju, w którym dokonano magnetycznej linearyzacji włókien, wykazuje efekt wzmocnienia przy rozciąganiu osiowym. Przez analogię z betonem nieuzbrojonym - por.rys.9 - można sądzić, że również matryca tego kompozytu badana oddzielnie, wykazywałaby quasi-plastyczność pomimo, że deformacje plastyczne można wykluczyć na podstawie rozważań jej mikrostruktury. Przypuszczenie odnośnie występowania quasi-plastyczności w nieuzbrojonej matrycy cementowej potwierdzają nie tylko nieliczne badania betonu na rozciąganie osiowe /rys.9/, ale także pewne spostrzeżenia na temat podwyższonej odkształcalności betonu obciążanego w przestrzennym stanie naprężenia. Np.wg badań Bałowadze wspomnianych w [114], dotyczących rdzeni betonowych rozciąganych wewnątrz masywnego szkieletu stalowego, stwierdzono w takiej sytuacji ponad 6-krotny wzrost wydłużalności granicznej betonu.

W badaniach wykonanych przez autora, doświadczeniom zginania i rozciągania fibrobetonu nie towarzyszało badanie samej matrycy w dostatecznie sztywnej maszynie wytrzymałościowej; nie dysponowano bowiem odpowiednim, dostatecznie sztywnym

układem obciążającym. Co więcej, w innych wykonanych przez autora badaniach próbek fibrobetonowych, o układzie uzbrojenia 2-3D lub 3D, które przeprowadzono w szczególnie "miękkiej" maszynie wytrzymałościowej, nie tylko nie uzyskano efektu wzmocnienia, ale stwierdzono kruche zachowanie się kompozytu. Wymagania odnośnie parametrów układu obciążającego są przy tego typu obserwacjach szczególnie wysokie.

Porównanie rysunków 51, 53 i 54 wykazuje podobieństwo jakościowe zachowania się modelu oraz rzeczywistych próbek fibrobetonowych. Porównanie ilościowe można przeprowadzić jedynie odnośnie wzmacniającego efektu obecności uzbrojenia.

Na podstawie rys. 51 można stwierdzić, że próbki z serii A, B i C /tabl. 3/ powinny osiągać wytrzymałości na rozciąganie osiowe 12,96 MPa, natomiast podobna wytrzymałość próbek z serii D, E i F wynosi 16,85 MPa; są to wszystkie wielkości wyznaczone analitycznie. Oznacza to, że przy przejściu od uzbrojenia stosowanego w serii IV LIN do uzbrojenia z serii V LIN, należy spodziewać się przyrostu wytrzymałości o ok. 30%.

Na podstawie doświadczeń stwierdzono przeciętną wytrzymałość na rozciąganie osiowe w serii IV LIN - 7,98 MPa, a w serii V LIN - 9,79 MPa [124]. Stanowi to przyrost o ok. 23%, co świadczy o niezłej zgodności opisu teoretycznego z doświadczeniem.

Warto zauważyć, że porównanie samej tylko nośności włókien /por. wartości Γ_{IV} i Γ_V /, daje procentowy wzrost o ok. 48% pomiędzy obu seriami. Wskazuje to, że stwierdzona w eksperymentach różnica nie sprowadza się do odmiennej efektywności uzbrojenia. Podobnie porównanie wyników z badań zginania [10] daje przyrost wytrzymałości f_{fc} o 50%. W tym wypadku ściśle porównanie byłoby możliwe, gdyby zastosować model z rozdz. 8 do skomplikowanej analizy zachowania się belki zginanej, wykonanej z kompozytu.

Reasumując, zaproponowany przez autora model pozwala na uzyskanie nie tylko zgodności jakościowej teorii z doświadczeniem, ale również pewnej zgodności ilościowej.

W przedstawionym rozwiązaniu analitycznym ograniczono się do częściowego tylko opisu struktury, danego w postaci funkcji $\gamma_f(x)$ oraz charakterystyk uzbrojenia: v_f , d , ℓ , ξ , iD .

W przyszłości należy przeprowadzić dalsze doświadczenia weryfikujące przedstawioną teorię, zwłaszcza dość arbitralnie przyjętą zależność /80/, jak również spróbować powiązać funkcję niejednorodności / $\gamma_{\delta}^k(x)$ / z rzeczywistą strukturą matrycy cementowej /wielkość porów i ziaren, odległości między inkluzjami itd./. Wtedy możliwa stanie się optymalizacja struktury kompozytu, np. w celu zwiększenia jego wytrzymałości lub odkształcalności.

10. Wnioski końcowe i sugestie dalszych badań

Z dokonanego przeglądu literatury wynika, że proponowane przez autora ujęcie związków zachodzących między właściwościami mechanicznymi a strukturą wewnętrzną kompozytów o matrycy kruchej jest oryginalne. Mimo, że istnienie takich związków jest oczywiste, pomysł wnioskowania o właściwościach kompozytu na podstawie informacji o jego strukturze, prawie nie był dotychczas stosowany. Prace na ten temat są nieliczne, pochodzą dopiero z ostatnich lat, i odnoszą się tylko do technologii betonu - por. przykłady w rozdz.2.2. Istnieje natomiast wiele prac dotyczących jakościowych opisów struktury materiałów kompozytowych, z których nie wynikają wspomniane związki ani zależności ilościowe.

Celem poznawczym określania relacji ilościowych między strukturą wewnętrzną betonów i fibrobetonów a ich właściwościami, jest próba matematycznego ujmowania rzeczywiście zachodzących procesów. Celem aplikacyjnym jest doprowadzenie do wzorów umożliwiających projektowanie i optymalizowanie tych materiałów.

Autor wyprowadził wzory opisujące rzeczywistą strukturę uzbrojenia w kompozytach włóknistych; ważniejsze wyniki tych badań podano w rozdz.6. Przedstawione w rozdz.6.3 rezultaty wykazują, że istnieje wyraźna korelacja pomiędzy takimi charakterystykami jak V_f , s_{app}^{1D} , α^{1D} , a wytrzymałością fibrobetonu z włóknem stalowym na rozciąganie, zginanie, ściskanie i udar. W ograniczonych lecz istotnych zakresach możliwe jest przedstawienie owej korelacji za pomocą zależności liniowej /por. np. rys.37/, co może wystarczyć do prognozowania ważnych cech użytkowych kompozytu - [10].

Przedstawiony opis struktury uzbrojenia /rozd.6/ stanowi przykład charakterystyki ilościowej kompozytu włóknistego, opartej na wielkościach geometrycznych, bezpośrednio mierzalnych. Koncepcja opisywania ilościowej struktury wewnętrznej rozszerzona jest na nieuzbrojone matryce kruche /rozdziały 3, 4 i 5/. Z uwagi na skomplikowaną budowę wewnętrzną większości matryc kruchych /rozd.2/, opis taki jest znacznie bardziej złożony niż w przypadku samego uzbrojenia. Konieczna więc była

idealizacja charakteryzujących matrycę funkcji - np. $\gamma(x)$ -
rozdz. 4.

W rozdz. 5 zaproponowano wyjaśnienie odkształceń nieodwracalnych, stwierdzanych w betonie, przy obciążeniach doraźnych, poprzez proces zamiany energii obciążeń zewnętrznych na energię powierzchniową powstających wewnątrz ciała rys. Przyjęta w pracy koncepcja niejednorodności ciągłych jest przydatna zarówno w odniesieniu do samej matrycy kruchej, jak i do kompozytów włóknistych z taką matrycą. Pokazano to na przykładzie fibrobetonu z włóknami stalowymi, pod obciążeniem rozciągającym /rozdz. 8 i 9/.

Wyniki pracy wskazują na słuszność rozróżnienia stosowanych parametrów materiałowych, opisujących właściwości mechaniczne kompozytów z kruchą matrycą. Niektóre z nich mają charakter obiektywny, tzn. nie są uzależnione sposobem realizacji pomiarów. Wielkości te nazwano niezależnymi od struktury, i do grupy tej należą np. ciepło właściwe, współczynnik sprężystości, ciężar objętościowy itd. Druga grupa parametrów zależy od wymiarów i kształtu próbki materiału. Te tzw. wielkości zależne od struktury wewnętrznej są miernikami nieobiektywnymi. Każda z nich pozwala na ocenę pewnych właściwości całego elementu próbnego, a nie materiału. Wynikającym stąd wnioskiem jest np., że słusniejsze jest ocenianie właściwości mechanicznych materiałów kruchych na podstawie znajomości ich jednostkowej energii powierzchniowej $[\gamma]$, a nie na podstawie znajomości wytrzymałości na ściskanie lub rozciąganie $[f_c, f_t]$.

W wyniku przyjmowania cech elementu próbnego za cechę materiału, może nastąpić mimowolne pominięcie ważnych aspektów rzeczywistości fizycznej. Przykłady znaleźć można w historii rozwoju mechaniki pękania. Przekonanie, że wytrzymałość na rozciąganie jest najważniejszą cechą materiałową, prowadziło do kształtowania konstrukcji z uwagi na nieodpowiednie kryteria wytrzymałościowe. W rezultacie doszło do szeregu katastrof, spowodowanych kruchym pęknięciem w mostach, statkach, samolotach itd.

Podsumowując, wyniki uzyskane w pracy pozwalają stwierdzić, że:

1. Właściwości mechaniczne kompozytów włóknistych z matrycą kruchą zależą od struktury uzbrojenia rozproszonego oraz od struktury wewnętrznej samej matrycy.
2. Strukturę uzbrojenia i strukturę wewnętrzną matrycy nieuzbrojonej można obserwować bezpośrednio, lub za pomocą mikroskopów, na poziomach makro, mezo i mikro. W pierwszym przybliżeniu można przyjąć, że obie te struktury są wzajemnie niezależne.
3. Zastosowanie metod stereologicznych pozwala na poprawne scharakteryzowanie ilościowe obserwowanych struktur.
4. Zaproponowane przez autora wzory analityczne pozwalają przewidywać charakterystyki ilościowe uzbrojenia rozproszonego, na podstawie danych o kształcie włókien, ich układzie oraz zawartości objętościowej w kompozycie.
5. Wyniki przeprowadzonych badań doświadczalnych wykazały, że pomiędzy niektórymi charakterystykami ilościowymi struktury uzbrojenia a właściwościami mechanicznymi kompozytów włóknistych z matrycą kruchą zachodzi jednoznaczny związek; w pewnym zakresie zmienności występujących parametrów związek ten jest liniowy.
6. Nawet przy zastosowanych w pracy uproszczeniach, uwzględnienie wspomnianych powyżej spostrzeżeń umożliwia dość dokładne obliczenie nośności elementów kompozytowych, na podstawie danych o matrycy oraz o strukturze i właściwościach uzbrojenia /rys.41/.
7. Uwzględnienie niejednorodności matrycy kruchej pozwala na wyjaśnienie zjawiska powstawania odkształceń pseudo-plastycznych w materiałach kruchych. W szczególności zaproponowana koncepcja niejednorodności ciągłych pozwala wyjaśnić to zjawisko w betonie i innych podobnych materiałach/spieki, szkło/, w których obserwacje w skali mikroskopowej nie wskazują na występowanie poślizgów plastycznych.
8. Połączenie opisów niejednorodności matrycy i niejednorodności uzbrojenia pozwoliło na opis zachowania się rozciągającego elementu kompozytowego, który jest zgodny z wynikami doświadczeń na próbkach fibrobetonowych.

9. Uzyskane przez autora wyniki eksperymentalne, dotyczące rozciągania elementów fibrobetonowych wskazują, że kruche materiały uzbrojone krótkimi włóknami o wysokiej wytrzymałości wykazują zachowanie quasi-plastyczne. Zachowanie ich silnie zależy od struktury uzbrojenia, a linearyzacja uzbrojenia w kierunku głównych naprężeń rozciągających znacznie zwiększa odkształcalność graniczną i wytrzymałość materiału.
10. Wnioski sformułowane w tej pracy odnośnie sposobów analizy zachowania przy rozciąganiu kompozytów betonopodobnych dotyczą najprawdopodobniej również i innych stanów obciążenia, w szczególności - stanów czystego zginania i ściskania.
11. Oszacowanie, wskazanymi w pracy metodami, różnic struktury wewnętrznej pomiędzy poszczególnymi, nominalnie identycznymi próbkami, pozwala na bardziej racjonalne wyzyskiwanie posiadanych wyników doświadczalnych. W pewnym zakresie wniosek ten został już zrealizowany [6,10,181].

Wskazane jest podjęcie prac w celu dalszego rozwinięcia koncepcji przedstawionych w niniejszym opracowaniu. Postępowanie powinno objąć dwa rodzaje działań:

- analizę metodami stereologicznymi rzeczywistych struktur matryc kruchych, z jednoczesnym badaniem ich właściwości mechanicznych,
- opracowanie odpowiednich metod numerycznych.

Celowe jest prowadzenie dalszych obserwacji budowy wewnętrznej matrycy i układów uzbrojenia w kompozytach. Poznanie rzeczywistych struktur wewnętrznych poszczególnych kompozytów, w powiązaniu z badaniem ich właściwości mechanicznych, pozwoli na sformułowanie wniosków odnośnie optymalnych struktur matrycy i uzbrojenia, tj. możliwe będzie podjęcie prób optymalizacji składu i technologii wykonywania tych materiałów. Dotychczas próby podobnej optymalizacji były bardzo nieliczne, i ograniczone np. do metod programowania liniowego z uwagi na koszt mieszanki betonowej [168] lub metod kolejnych przybliżeń, także przy projektowaniu betonów [141]. Dopiero niedawno zaproponowany

został sposób optymalizacji układu uzbrojenia w matrycy kruchej, zakładający jednak jej idealną jednorodność [30].

Celem umożliwienia posługiwania się zaproponowanym opisem w projektowaniu inżynierskim, konieczne jest podjęcie prac nad skonstruowaniem odpowiednich algorytmów, nadających się do zastosowania na maszynach liczących. W szczególności wydaje się możliwe skorzystanie z metod elementów skończonych. Trzeba będzie zapewne skonstruować nowy rodzaj "zarysowanego" elementu skończonego, i konieczne będzie m.in. określenie praw zachowania się takiego elementu, jego współdziałania z elementami sąsiednimi etc. Przeanalizować trzeba będzie rozmaite przestrzenne stany naprężenia. W uzyskanym opisie, jako podstawowe parametry wystąpić muszą miary dotyczące struktury wewnętrznej matrycy i uzbrojenia.

Zestawienie cytowanych publikacji

- [1] Andrews K.W. - Physical metallurgy. Techniques and applications. George Allen and Unwin Ltd., London 1973. vol.I - 340ss., vol.II - 347ss.
- [2] Aveston J., Cooper G.A., Kelly A. - Single and multiple fracture. W: "The properties of fibre composites", N.P.L. Conf. Proceedings, IPC Science a. Technology Press Ltd. 1971, ss.15-24.
- [3] Aveston J., Kelly A. - Theory of multiple fracture of fibrous composites. J.Mat.Sci., v.8, 1973, ss.352-362.
- [4] Aveston J., Mercer R.A., Sillwood J.M. - Fibre reinforced cements - scientific foundations for specifications. W: "Composites - standards, testing and design", N.P.L. Conf. Proceedings, IPC Science a. Technology Press, Guildford 1974, ss.93-103.
- [5] Aziz M.A., Paramasivam P., Lee S.L. - Prospects for natural fibre reinforced concrete in construction. The Int.J.Cement Composites a. Lightweight Concrete, v.3, 1981, ss.123-132
- [6] Babut R. - Rzeczywista struktura uzbrojenia rozproszonego i jej wpływ na wytrzymałość fibrobetonu przy rozłupywaniu i przy zginaniu. XXVII Konf.Nauk. KILW PAN i AN PZITB, Krynica 1981, t.IV, ss.15-24.
- [7] Babut R. - Analiza doświadczalna i teoretyczna nośności zginanych elementów betonowych uzbrojonych krótkimi włóknami stalowymi. Praca doktorska, IPPT PAN, Warszawa 1982, 167ss.
- [8] Babut R., Brandt A.M., Burakiewicz A., Kasperkiewicz J. - Wytrzymałość i odkształcalność fibrobetonu z włóknem stalowym, w stanie rozciągania osiowego. Dzienniki pomiarów /niepublikowane/. Prac.Pól Odkształceń IPPT PAN, Warszawa - listopad 1977, 150ss.
- [9] Babut R., Brandt A.M., Kasperkiewicz J. - Comportement d'éléments en matériaux composites à matrice fragile sous charges statiques après fissuration. W: "Problèmes non-linéaires de mécanique", Ed.W.K.Nowacki, PWN Warszawa 1980, ss.59-70.
- [10] Babut R., Kasperkiewicz J. - Wytrzymałość fibrobetonu z włóknem stalowym na rozciąganie przy zginaniu. W: "Aktualne problemy drutobetonu w Polsce" - Seminarium IMiK FK, Wola Żręczyska - Kraków, Listopad 1978, ss.29-38.
- [11] Baker A.L.L. - An analysis of deformation and failure characteristics of concrete. Mag.Concr.Res., v.11, 1959, nr 33, ss.119-128.
- [12] Baus R., Brandt A., Brenneisen A. - Analyse des déformations des éléments en béton, sous charges statiques. Memoires C.E.R.E.S./nouvelle série/, nr 42, mars 1973, 88ss.
- [13] Bažant Z.P. - Advanced topics in inelasticity and failure of concrete. CBI, Stockholm 1979, 370ss.

- [14] Bažant Z.P. - Dyskusja pracy Elwi i Murray'a - [65]. J.Engng Mech.Div., ASCE Proc., v.106, EM2, 1980, ss.422-424.
- [15] Bažant Z.P. - Anelasticity and fracture of concrete. W: "Mechanics of structured media", Studies in Applied Mechanics. 5B /Proc.Symp., Ottawa, 18-21 May 1981/, Ed.: A.P.S.Selvadurai, Elsevier, Amsterdam 1981, ss.3-35.
- [16] Bažant Z.P. - Advances in triaxial constitutive modelling of concrete. Trans.VI-th Int.Conf.on Struct.Mech-s in Reactor Technology, Paper L 1/2. North-Holland Publ.Co., Paris 1981, 11ss.
- [17] Bažant Z.P., Bhat P.D. - Endochronic theory of inelasticity and failure of concrete. J.Engng Mech.Div., ASCE Proc., v.102, nr EM4, 1976, ss.701-722.
- [18] Bažant Z.P., Bhat P.D. - Prediction of hysteresis of reinforced concrete members. J.Struct.Div., ASCE Proc., v.103, nr ST1, 1977, ss.153-167.
- [19] Bažant Z.P., Cedolin L. - Fracture mechanics of reinforced concrete. J.Engng Mech.Div., ASCE Proc., v.106, nr EM6, 1980, ss.1287-1306.
- [20] Bažant Z.P., Kim S.S. - Plastic fracturing theory for concrete. J.Engng Mech.Div., ASCE Proc., v.105, nr EM3, 1979, ss.407-428.
- [21] Bažant Z.P., Shieh C.L. - Endochronic model for nonlinear triaxial behavior of concrete. Nucl.Engng a. Design, v.47, 1978, ss.305-315.
- [22] Beaudoin J.J. - Properties of high alumina cement paste reinforced with mica flakes. Cem.a.Concr.Res., v.12, nr 2, 1982, ss.157-166.
- [23] Beaudoin J.J. - Effect of humidity and porosity on fracture of hardened Portland cement. Cem.a. Concr.Res., v.12, 1982, ss.705-716.
- [24] Béres L. - Relationship of deformational processes and structure changes in concrete. W: "Structure, Solid Mechanics and Engineering Design", Ed.: M.Te'eni, Conf. Southampton 1969, Wiley Interscience, London 1971, ss.643-651.
- [25] Bieniawski Z.T. - Deformational behaviour of fractured rock under multiaxial compression. W: "Structure, Solid Mechanics and Engineering Design", Ed.: M.Te'eni, Conf. Southampton 1969, Wiley Interscience, London 1971, ss.589-598.
- [26] Birchall J.D., Howard A.J., Kendall K. - A cement spring. J. of Mat.Sci.Letters, v.1, 1982, nr 3, ss.125-126.
- [27] Birchall J.D., Howard A.J., Kendall K. - Flexural strength and porosity of cements. Nature, v.289, 29 January 1982, ss.388-390.
- [28] Błażewski S., Mikoszewski J. - Pomiar twardości metali. WNT, Warszawa 1981, 443ss.

- [29] Brandt A.M. - Zastosowanie doświadczalnej mechaniki zniszczenia do kompozytów o matrycach cementowych. W: "Mechanika kompozytów betonopodobnych" - p.red. J.Kasperkiewicza, Ossolineum, Wrocław 1983, ss.449-501.
- [30] Brandt A.M. - On the optimization of the internal structure of fibre reinforced composite materials. W: "Optimization methods in structural design", Ed.: N.Eschenauer and N.Olhoff. Euromech Coll. 164, Univ.of Siegen, Bibliographisches Institut AG, Zürich 1983, ss.295-300.
- [31] Brandt A.M., Burakiewicz A., Kajfasz S., Kasperkiewicz J., Kowalczyk R., Pietrzykowski J. - Kompozyty betonowe - ich struktura i właściwości mechaniczne. W pracy zbiorowej p.red.A.M.Brandta: "Właściwości mechaniczne i struktura kompozytów betonowych", Ossolineum, Wrocław 1974, ss.1-298.
- [32] Brandt A.M., Kasperkiewicz J. - Crack propagation energy in SFRC. Proc.of Delft 1979 Symposium: "Fracture Mechanics of Fibre Reinforced Cement-based Composites", Stevin Laboratory, Delft, July 5, 1979, ss.1-31.
- [33] Brandt A.M., Kasperkiewicz J. - Możliwości techniczne oraz celowość stosowania fibrobetonu w budownictwie komunikacyjnym. Opracowanie dla Min.Komunikacji, IPPT PAN, Warszawa, grudzień 1979, 120ss.
- [34] Brandt A.M., Kasperkiewicz J., Kotsovos M.D., Newman J.B. - Preliminary tests of SFRC under triaxial loading. The Int.J.Cement Composites a. Lightweight Concrete, nr 4, Nov. 1981, ss.261-266.
- [35] Broutman L.J., Krock R.H. /Ed-s/,- Modern composite materials. Addison-Wesley Publ.Co., Reading 1967, 581ss.
- [36] Bukowski B. - Budownictwo betonowe, t.I: Technologia betonu, cz.1 - Spoiwo, kruszywo, woda. Arkady, Warszawa 1983, 454ss.
- [37] Bunge H.-J. - Texture analysis in materials science. Mathematical methods. Butterworths, London 1982, 593 ss.
- [38] Burakiewicz A. - Przyczepność włókien do matrycy. W: "Mechanika kompozytów betonopodobnych" - p.red. J.Kasperkiewicza, IPPT PAN - Ossolineum, Wrocław - Warszawa 1983, ss.257-338
- [39] Burt N.J., Dougill J.W - Progressive failure in a model heterogeneous medium. J.Engng Mech.Div., ASCE Proc., v.103, nr EM3, 1977, ss.365-376.
- [40] Buyukozturk O., Nilson A.H., Slate F.O.- Stress-strain response and fracture of a concrete model in biaxial loading. ACI Journal, Proc.v.68, 1971, ss.590-599.
- [41] Buyukozturk O., Nilson A.H., Slate F.O. - Deformation and fracture of particulate composite. J.Engng Mech.Div., ASCE Proc.,v.98, nr EM3, 1972, ss.581-593.
- [42] Chen W.F., Suzuki H. - Constitutive models for concrete. Computers and Structures, v.12, 1980, ss.23-32.

- [43] Chen W.F., Ting E.C. - Constitutive models for concrete structures. J.Engng Mech.Div., ASCE Proc., v.106, nr EM1, Feb. 1980, ss.1-19.
- [44] Cherepanov G.P. - Mechanics of brittle fracture. McGraw - Hill Inc., New York 1979, 939ss.
- [45] Chesin G.L./Red./ - Metoda elastooptyki /w jęz. rosyjskim/, t.I, Strojizdat, Moskva 1975, 464ss.
- [46] Chevalier Y. - Diverses méthodes de calculs de prévision des matériaux composites. Sci.et techn.de l'armement, 49, 3^efasc., 1975, ss.417-476.
- [47] Chyung C.K., Beall G.H., Grossman D.G. - Microstructures and mechanical properties of mica glass-ceramics. W: "Electron Microscopy and Structure of Materials", Ed.:G.Thomas, Univ.of California Press, Berkeley 1972, ss.1167-1194.
- [48] Clayton M. - Fluid-pressure testing of concrete cylinders. Mag.Concr.Res., v.30,nr 102, 1978, ss.26-30.
- [49] Clayton N., Grimer F.J. - The diphasic concept, with particular reference to concrete. W: "Developments in concrete technology - 1", Ed.:F.D.Lydon, Applied Science Publ. Ltd., London 1979, ss.283-318.
- [50] Czarnecki L. - Betony żywiczne. Arkady, Warszawa 1982, 192ss.
- [51] Dalgleish B.J., Pratt P.L., Toulson E. - Fractographic studies of microstructural development in hydrated Portland cement. J.Mat.Sci., v.17,nr 8, 1982, ss.2199-2207.
- [52] Dantu P. - Étude des contraintes dans les milieux hétérogènes; Application aux béton. Ann.l'Inst.Tech.Bat.Trav. Publ., 40, 1958, ss.121-132.
- [53] Das B., Hucka V.H. - Investigation of physical state of coal through Vicker's microhardness impressions. W: "Microstructural Science - vol.6", Proc.X-th Ann.Tech.Meeting of the Int.Metal.Soc., Ed-s: J.E.Bennett, L.R.Cornwell, J.L.McCall. Elsevier North-Holland Inc., N.Y., 1978, ss.279-289.
- [54] Davidge R.W., Evans A.G. - The strength of ceramics. Materials Sci.a.Engng, v.6, 1970, ss.281-298.
- [55] Davidge R.W., Tappin G. - The effective surface energy of brittle materials. J.Mat.Sci., 3, 1968, ss.165-173.
- [56] deBacker L.C. - In plane displacement measurement by speckle interferometry. Non-destructive Testing, v.8, nr 4/Aug./, 1975, ss.177-180.
- [57] Desai C.S., Abel J.F. - Introduction to the finite element method. Van Nostrand Reinhold Co., New York 1972, 477ss.
- [58] Donald I.W., McMillan P.W. - Review.Ceramic-matrix composites. J.Mat.Sci., v.11, 1976, ss.949-972.
- [59] Dougill J.W. - Some remarks on path independence in the small in plasticity. Quarterly of Applied Math., v.33, nr 3, 1975, ss.233-243.

- [60] Dougill J.W. - On stable progressively fracturing solids. ZAMP, v.27, 4, 1976, ss.423-437.
- [61] Dragon A., Mróz Z. - A continuum model for plastic-brittle behaviour of rock and concrete. Int.J.Engng Sci., v.17, 1979, ss.121-137.
- [62] Dzieniszewski W. - Seminaria z zakresu opisu ośrodków sprężystych, niejednorodnych, o regularnej strukturze. PPO - IPPT PAN, Warszawa 1979-1981.
- [63] Eimer Cz. - Elasticity of cracked medium. Archives of Mechanics, v.30, nr 6, 1978, ss.827-836.
- [64] Eimer Cz. - On the behaviour of elastic materials with scattered extending cracks. Archives of Mechanics, 33, nr 1, 1981, ss.21-36.
- [65] Elwi A.A., Murray D.W. - A 3D hypoelastic concrete constitutive relationship. J.Engng Mech.Div., ASCE Proc., v.105, nr EM4, 1979, ss.623-641.
- [66] Evans A.G., Langdon T.G. - Structural ceramics. W: "Progress in Materials Science", Ed.: B.Chalmers, J.W.Christian, T.B.Massalski, Pergamon Press, Oxford 1976, ss.171-441.
- [67] Evans R.H., Marathe M.S. - Microcracking and stress-strain curves for concrete in tension. Materiaux et Constructions, 1, 1968, nr 1 /jan.-fevr./, ss.61-64.
- [68] Fagerlund G. - Samband mellan porositet och materials mekaniska egenskaper. Report 26, Div.Build.Technol., Lund Inst.of Technol., Lund 1972, 300ss. + 229rys.
- [69] Fagerlund G. - Methods of characterization of pore structure. The Lund Inst.of Technol., Div.of Building Technol., Rep.41, Lund 1973, 97ss.
- [70] Fagerlund G. - Influence of pore structure on shrinkage, strength and elastic moduli. Report 44, Lund Institute of Technology, Div.Build.Mat., Lund 1973, 79ss.
- [71] Fagerlund G. - Equations for calculating the mean free distance between aggregate particles or air-pores in concrete. CBI forskning 8:77, Stockholm 1977, 28ss.
- [72] Fenwick R.C., Sue C.F.C - The influence of water gain upon the tensile strength of concrete. Mag.Concr.Res., v.34, nr 120 /Sep./, 1982, ss.139-145.
- [73] Fiberbetong - Raport końcowy projektu NORDFORSK /w jęz. skandynawskich i w jęz. angielskim/, Cement- och betonginstitutet, Stockholm 1977, 2 części - łącznie ca 600ss.
- [74] Filonienko-Borodicz M.M. - Mechaniczne teorie wytrzymałości /w jęz. rosyjskim/. Izd.Moskov.Univ., Moskva 1961, 91ss.
- [75] Forrester J.A. - głos w dyskusji. W: "The structure of concrete and its behaviour under load". Ed-s: A.E.Brooks and K.Newman. Cem.a.Concr.Ass., London 1968, ss.157-160.

- [76] Frolov N. i inni - Konstrukcje siatkobetonowe /w jez. rosyjskim/. Nauka i Technika, Mińsk 1965, 91ss.
- [77] Fung Y.C. - Podstawy mechaniki ciała stałego, PWN, Warszawa 1969, 540ss.
- [78] Ganeshalingam R., Paramasivam P., Nathan G.K. - An evaluation of theories and a design method of fibre cement composites. Int.J.Cement Composites a. Lightweight Concrete, v.3, 1981, ss.103-114.
- [79] Gerstle K.H. i inni - Behavior of concrete under multiaxial stress states. J.Engng Mech.Div., ASCE Proc., v.106, nr EM6, 1980, ss.1383-1403.
- [80] Godycki-Ćwirko T. - Mechanika betonu. Arkady, Warszawa 1982, 344ss.
- [81] Grabowska-Olszewska B. /Red./ - Metody badań gruntów sponistych. Wyd.Geolog., Warszawa 1980, 295ss.
- [82] Griffith A.A. - The phenomena of rupture and flow in solids. Phil.Trans.Roy.Soc.of London, A 221, 1921, ss.163-197.
- [83] Grootenboer H.J. - Finite element analysis of two-dimensional reinforced concrete structures, taking account of non-linear physical behaviour and the development of discrete cracks. Delftse Universitaire Pers, Delft 1979, 102ss.
- [84] Guy A.G. - Essentials of materials science. McGraw-Hill Book Co., New York 1976, 468ss.
- [85] Hale K.F., Henderson-Brown M. - Application of high voltage electron microscopy to the study of cement. W: "Structure, Solid Mechanics and Engineering Design", Proc. of Southampton 1969 C.E.Mat.Conf., Ed.: M.Te'eni, Wiley Interscience, London 1971, ss.289-293.
- [86] Heilmann H.G., Hilsdorf H., Finsterwalder K. - Festigkeit und Verformung von Beton unter Zugspannungen. Deutscher Ausschuss für Stahlbeton, Heft 203, Berlin 1969, 94ss.
- [87] Higgins D.D., Bailey J.E. - A-microstructural investigation of the failure behaviour of cement paste. W: "Hydraulic cement pastes: their structure and properties", Proc. Sheffiled Conf., 8-9 April 1976, CGA, Wexham Springs 1976, ss.283-296.
- [88] Hirsch T. - Modulus of elasticity of concrete affected by elastic moduli of cement paste matrix and aggregate. ACI Journal, Proc. v.59, 1962, ss.427-445.
- [89] Hoagland R.G., Hahn G.T., Rosenfield A.R. - Influence of microstructure on fracture propagation in rock. Rock Mechanics, 5, 1973, ss.77-106.
- [90] Holliday L. - Composite materials. Elsevier Publ.Co., Amsterdam 1966, 540ss.
- [91] Holliday L., Thackray G. - Heterogeneity in complex materials and the concept of the representative cell. Nature, 201, 1964, ss.270-272.

- [92] Hsu T.T.C. - Mathematical analysis of shrinkage stress in a model of hardened concrete. ACI Journal, Proc.v.60, 1963, ss.371-390.
- [93] Hsu T.T.C., Slate F.O., Stummian G.M., Winter G. - Microcracking and the shape of the stress-strain curve. ACI Journal, Proc.v.60, 1963, ss.209-224.
- [94] Hughes B.P., Chapman G.P. - The complete stress-strain curve for concrete in direct tension. RILEM Bulletin, nr 30, 1966, ss.95-97.
- [95] Hyla I. - Wybrane zagadnienia z inżynierii materiałów kompozytowych. PWN, Warszawa 1978, 166ss.
- [96] Ikawa N., Shimada S. - Microstrength measurement of brittle materials. Technol.Rep.of the Osaka University, v.31, 1981, ss.315-323.
- [97] Illston J.M. - The delayed elastic deformation of concrete as a composite material. W: "The structure of concrete and its behaviour under load", Ed-s: A.E.Brooks and K.Newman, Cem.a.Concr.Ass., London 1968, ss.24-36,39-42.
- [98] Illston J.M., Dinwoodie J.M., Smith A.A. - Concrete, timber and metals - the nature and behaviour of structural materials. Van Nostrand Reinhold Co., Wokingham 1979, 663ss.
- [99] Insley H., Fréchette V.D. - Microscopy of ceramics and cements. Academic Press Inc., New York 1955, 286ss.
- [100] Ishai O. - The time-dependent deformational behaviour of cement paste, mortar and concrete. W: "The structure of concrete and its behaviour under load", Ed-s: A.E.Brooks and K.Newman, Cem.a.Concr.Ass., London 1968, ss.345-364.
- [101] Jacquot P. - Microscopic observation of cracks. Materiały do raportu Komitetu 50 FMC RILEM, March 1981, 12ss.
- [102] Jaras A.C. - A technique for showing microcracks in fibre reinforced concrete. Cem.a.Concr.Res., v.6, 1976, ss.377-380.
- [103] Jayatilaka A.de S. - Fracture of engineering brittle materials. Applied Science Publ. Ltd., London 1979, 378ss.
- [104] Kaczyński A. - Oddziaływanie obciążenia zewnętrznego na szczelinę Griffitha a hipotezy kruchego pęknięcia ciał stałych. Praca doktorska, IPPT PAN, Warszawa 1970, 87ss.
- [105] Kaplan M.F. - Crack propagation and the fracture of concrete. ACI Journal, Proc.v.58, Nov. 1961, ss.591-610.
- [106] Kapuściński J., Puciłowski K., Wojciechowski S. - Projektowanie i technologia materiałów kompozytowych. Wyd.Politechniki Warszawskiej, Warszawa 1981, 249ss.
- [107] Kasperkiewicz J. - Zagadnienie dokładności w doświadczalnym określaniu wielkości i kierunków odkształceń głównych. Arch.Inż.Łąd., t.XVII, z.2, 1971, ss.403-413.
- [108] Kasperkiewicz J. - Dyfuzja wilgoci i deformacje skurczowe w betonie. PWN, Warszawa 1972, 129ss.

- [109] Kasperkiewicz J. - Theoretical formulae concerning fibre reinforced concrete like composites. CBI - rapport 7413, Stockholm 1974, 46ss.
- [110] Kasperkiewicz J. - The analysis of fibre distribution in the fibre reinforced composites. XVII-th Polish Solid Mechanics Conference Abstracts, Szczyrk, 3-9 Sept. 1975, ss.103-104.
- [111] Kasperkiewicz J. - The deformability of steel fibre reinforced concrete. CBI Fo-rapport 7620, Stockholm 1976, 24ss.
- [112] Kasperkiewicz J. - Fibre spacing in steel fibre reinforced composites. *Materiaux et Constructions*, v.10, nr 55 /jan.-fevr./, 1977, ss.25-31.
- [113] Kasperkiewicz J. - Przegląd badań zagranicznych w dziedzinie fibrobetonów i betonów impregnowanych. *Zeszyty Problemowe Techniki Mostowej, SITKom - Kielce* 1977/4, ss.24-43.
- [114] Kasperkiewicz J. - Odształcalność przy rozciąganiu fibrobetonu z włóknem stalowym. *Zeszyty Problemowe Techniki Mostowej, SITKom - Kielce* 1977/4, ss.65-93.
- [115] Kasperkiewicz J. - Apparent spacing in fibre reinforced composites. *Bull.de l'Acad.Pol.Sci., Ser.sci.techn.*, vol.26, nr 1, 1978, ss.1-9 /55-63/.
- [116] Kasperkiewicz J. - Reinforcement parameter for fibre concrete. *Bull.de l'Acad.Pol.Sci., Ser.sci.techn.*, vol.26, nr 1, 1978, ss.11-18 /65-72/.
- [117] Kasperkiewicz J. - Wystąpienia w dyskusjach na RILEM Symposium 1978: "Testing and Test Methods of Fibre Cement Composites", Ed.: R.N.Swamy, The Construction Press, Lancaster 1978, ss.307-308, 312, 492-498.
- [118] Kasperkiewicz J. - Wytrzymałość i odształcalność graniczna przy rozciąganiu fibrobetonu z włóknem stalowym. *Mech.Theoret. i Stos.*, 17, 1, 1979, ss.19-34.
- [119] Kasperkiewicz J. - Parametry struktury wewnętrznej w mechanice fibrobetonów. XXV Jubil.Konf.Naukowa KILW PAN i KN PZITB, Wrocław-Krynica, 1979, tom 2, ss.205-212.
- [120] Kasperkiewicz J. - Analysis of idealized distributions of short fibres in composite materials. *Bull.de l'Acad. Pol.Sci., Ser.sci.techn.*, v.27, nr 7, 1979, ss.1-9 /601-609/.
- [121] Kasperkiewicz J. - Study session on mechanics of concrete like composites. *The International Journal of Cement Composites*, v.2, nr 1/Jan./, 1980, ss.56-57.
- [122] Kasperkiewicz J. - Wprowadzenie do zagadnień pęknięcia betonu i kompozytów betonopodobnych. W: "Wybrane zagadnienia z mechaniki kompozytów". Wydawnictwa Politechniki Białostockiej, Białystok 1982, ss.37-112.

- [123] Kasperkiewicz J. - Wstęp do: "Mechanika kompozytów betonopodobnych", praca zbiorowa p.red. J.Kasperkiewicza, IPPT PAN - Ossolineum, Wrocław 1983, ss.9-12.
- [124] Kasperkiewicz J. - Wytrzymałość i odkształcalność fibrobetonu przy rozciąganiu osiowym. W: "Mechanika kompozytów betonopodobnych", praca zbiorowa p.red.J.Kasperkiewicza, IPPT PAN - Ossolineum, Wrocław 1983, ss.15-69.
- [125] Kasperkiewicz J. - Struktura uzbrojenia w kompozytach z włóknami rozproszonymi. W: "Mechanika kompozytów betonopodobnych", praca zbiorowa p.red.J.Kasperkiewicza, IPPT PAN - Ossolineum, Wrocław 1983, ss.211-249.
- [126] Kasperkiewicz J. - Modelling of inhomogeneity in certain cement based composites. The Int.Journal of Cement Composites a. Lightweight Concrete, v.5, nr 1/Feb./, 1983, ss.41-48.
- [127] Kasperkiewicz J., Malmberg B., Skarendahl Å. - Determination of fibre content, distribution and orientation in steel fibre concrete by X-ray technique. W: "Testing and Test Methods of Fibre Cement Composites", RILEM Symposium 1978, Ed.:R.N.Swamy, The Construction Press, Lancaster 1978, ss.297-305.
- [128] Kasperkiewicz J., Skarendahl Å. - Bibliography on fibre reinforced and polymer impregnated cement based composites. CBI Forskning 1:74, 1974, 36ss.
- [129] Kasperkiewicz J., Skarendahl Å. - Mätmetod för bestämning av betongmaterials hållfasthet och deformationsförmåga vid dragande belastning. CBI Fo-rapport 7414, Stockholm 1974, 13ss.
- [130] Katz H.S., Milewski J.V. - Handbook of fillers and reinforcements for plastics. VanNostrand Reinhold Co., N.York 1978, 652ss.
- [131] Kedlaček V., Dohnalek J. - Mikrohärteprüfung von Beton. Beton, v.32, 6 juni 1982, ss.229-232.
- [132] Kelly A. - Some scientific points concerning the mechanics of fibrous composites. W: "Composites - standards, testing and design. N.P.L. Conf.Proc., IPC Sci.a.Technol.Press, Guildford 1974, ss.9-16.
- [133] Knott J.F. - Fundamentals of fracture mechanics. Butterworths, London 1976, 273ss.
- [134] Kompozyty betonowe. Siatko-fibro-polimerobetonu. Właściwości i zasady stosowania. Praca zbiorowa: Brandt A.M., Czarnecki L., Jamróży Z., Kajfasz S./Red.naukowy/, Kasperkiewicz J., Pietrzykowski J., Walkus B. Prace IPPT, nr 32/1981, 125ss.
- [135] Rotsovos M.D. - A generalised constitutive model of concrete based on fundamental material properties. Rozprawa habilitacyjna - IPPT PAN 1981. Civ.Engng Dept., Imp.Coll. Sci.a.Technol., London 1980, 132ss.

- [136] Kotsovovs M.D., Newman J.B. - A mathematical description of the deformational behaviour of concrete under complex loading. *Mag.Concr.Res.*, v.31, 1979, ss.77-90.
- [137] Kozak R. /Kier.Zespołu/ - Badanie materiałów, elementów i konstrukcji. *Budownictwo Betonowe*, t.VIII, Arkady, Warszawa 1970, 523ss.
- [138] Krajčinič D. - The continuous damage theory; why, how and where? W: "Anton Kuhelj Memorial Volume", Slovenske Akademije Znanosti in Umetnosti, Ljubliana 1982, ss.95-109.
- [139] Krenchel H. - Fibre reinforcement. *Akademisk Forlag*, Copenhagen 1964, 159ss.
- [140] Krokosky E.M. - Strength vs. structure. A study for hydraulic cements. *Matériaux et Constructions*, v.3, nr 17, 1970, ss.313-323.
- [141] Kuczyński W. i inni - Budownictwo betonowe, t.I: Technologia betonu, cz.2 - Projektowanie betonów. Arkady, Warszawa 1972, 655ss.
- [142] Lange F.F. - Fracture of brittle matrix, particulate composites. W: "Composite Materials", Ed.: L.J.Broutman, R.H.Krock, vol.5 - "Fracture and Fatigue", Academic Press, N.Y. 1974, ss.1-44.
- [143] Laws V. - The efficiency of fibrous reinforcement of brittle matrices. *J.Phys.D: Appl.Phys.*, v.4, 1971, ss.1737-1746.
- [144] Laws V. - Micromechanical aspects of the fibre-cement bond. *Composites*, v.13, nr 2/April/, 1982, ss.145-151.
- [145] Lemaitre J., Mazars J. - Application de la théorie de l'endommagement au comportement non lineaire et à la rupture du beton de structure. *Annales de l'ITBTP*, nr 401, janv. 1982, ss.113-138.
- [146] Lenkei P. - A theoretical approximation of concrete microstructure under combined state of stress. W: "Structure, Solid Mechanics and Engineering Design", Proc. of Southampton 1969 C.E.Mat.Conf., Ed.: M.Te'eni, Wiley - Interscience, London 1971, ss.327-330.
- [147] Liu T.C.Y., Nilson A.H., Slate F.O. - Stress-strain response and fracture of concrete in uniaxial and biaxial compression. *ACI Journal, Proc.* v.69, 1972, ss.291-295.
- [148] Løland K.E. - Matematisk modellering av betongens deformasjons- og bindegenskaper basert på skademekaniske prinsipper - anvendelse på betong med og uten tilsetning av silikatstøv. *Rozprawa doktorska. Div.Build.Mat.*, Norv. Inst. of Technology, Univ. of Trondheim, Trondheim 1981, /Rapp.BML 81.101/, 335ss. /2 tomy/.
- [149] LUZEX 500 - Image Analyser. Mat. firmowe 1981 - NIHON Regulator Co., Ltd., Chuo-Kohron Bldg., Kyobushi 2-8-7, Chuo-Ku, Tokyo.

- [150] Manns W. - Influence of elasticity of cement paste and aggregate on the elastic behaviour of concrete and mortar. W: "Structure, Solid Mechanics and Engineering Design", Ed.: M. Te'eni, Conf. Southampton 1969, Wiley Interscience, London 1971, ss.667-680.
- [151] Marks W. - Optymalizacja według kryteriów wytrzymałościowych. W: "Kryteria i metody optymalizacji konstrukcji", p.red. nauk.: A.M.Brandta, PWN, Warszawa 1977, ss.94-132.
- [152] Marshall D.B., Evans A.G., Khuri Yakub B.T., Tien J.W., Kino G.S. - The nature of machining damage in brittle materials. Proc.Royal Soc.London A, 385, 1983, ss.461-475.
- [153] Materiałoznawstwo. Encyklopedia Techniki, wyd.2, PWN, Warszawa 1975, 1022ss.
- [154] Mazars J. - Mechanical damage and fracture of concrete structures. W: "Advances in fracture research /Fracture 81/", Proc. V-th Int.Conf., Cannes 29 March-3 April 1981, Ed.: D.Francois, v.IV, ss.1499-1506.
- [155] McGarry F.J. - Fracture mechanisms in natural rock. W: "Structure, Solid Mechanics and Engineering Design", Proc. of C.E.Mat-s Conf., Southampton 1969, Ed.: M.Te'eni, Wiley Interscience, London 1971, ss.205-230.
- [156] Mendelson A. - Plasticity: theory and application. The MacMillan Co., New York 1968, 353ss.
- [157] Midgley H.G. - Electron microscopy of set portland cement. W: "Structure, Solid Mechanics and Engineering Design", Proc. of Southampton 1969 C.E.Mat-s Conf., Ed.: M.Te'eni, Wiley Interscience, ss.275-287.
- [158] Mindess S. - The cracking and fracture of concrete: an annotated bibliography, 1928-1980. Univ.of British Columbia, Dept.C.E., Mat.Res.Series, Rep.No.2, March 1981, 95ss.
- [159] Mindess S., Diamond S. - A preliminary SEM study of crack propagation in mortar. Cem.a.Concr.Res., v.10,1980, ss.509-519.
- [160] Mindess S., Diamond S. - A device for direct observation of cracking of cement paste or mortar under compressive loading within a scanning electron microscope. Cem.a. Concr.Res., v.12, nr 5/Sept./, 1982, ss.569-576.
- [161] Mindess S., Young J.F. - Concrete. Prentice-Hall, Inc., Englewood Cliffs, 1981, 671ss.
- [162] Mindess S., Lawrance F.V., Kesler C.E. - The J-integral as a fracture criterion for fiber reinforced concrete. Cement a. Concr.Res., v.7, 1977, ss.731-742.
- [163] Morton J., Groves G.W. - Large work of fracture values in wire reinforced brittle matrix composites. J.Mat.Sci., v.10, 1975, ss.170-172.
- [164] Morton J., Groves G.W. - The effect of metal wires on the fracture of a brittle-matrix composite. J.Mat.Sci., v.11, 1976, ss.617-622.

- [165] Muki R., Sternberg E. - Elastostatic load-transfer to a half-space from a partially embedded axially loaded rod. *Int.J.Solids a.Structures*, v.6, 1970, ss.69-90.
- [166] Ouchterlony P. - Fracture toughness testing of rock. *Mat. Szkoły Letniej: "Rock Fracture Mechanics"*, CISM - Udine, July 5-9, 1982, 71ss.
- [167] Neville A.M. - *Właściwości betonu*. Arkady, Warszawa 1977, 500ss.
- [168] Nicholls R. - *Composite construction materials handbook*. Prentice-Hall, Inc., Englewood Cliffs, 1976, 580ss.
- [169] Nielsen K.E.C. - Aggregate stresses in concrete. *Handlingar/Proceedings/ Nr 41*, CBI, Stockholm 1971, 202ss.
- [170] Newman K. - The structure and properties of concrete - an introductory review. W: "The structure of concrete and its behaviour under load", Ed-s: A.E.Brooks and K.Newman, *Cem.a.Concr.Ass.*, London 1968, ss.xiii-xxxii.
- [171] Newman K., Newman J.B. - Failure theories and design criteria for plain concrete. W: "Structure, Solid Mechanics and Engineering Design", *Proc.Southampton 1969 C.E.Mat-s Conf.*, Ed.: M.Te'eni, J.Wiley a.Sons Ltd., London 1971, ss.963-995.
- [172] Phillips D.V., Zienkiewicz O.C. - Finite element non-linear analysis of concrete structures. *Proc.Instn Civ.Engrs*, part 2, v.61, 1976, ss.59-88.
- [173] Pidek W. - Struktura elektronomikroskopowa zaczynu jako kryterium zmęczeniowej wytrzymałości betonu. *XXVII Konf. Nauk. KILW PAN i KN PZITB*, Warszawa - Krynica, 1981, t.II, ss.203-209.
- [174] Pisarenko G.S./Ed./ - *Wytrzymałość materiałów i elementów konstrukcji w warunkach ekstremalnych /w jez. rosyjskim/*. Tom II, Naukowa Dumka, Kiev 1980, 772ss.
- [175] *Pismo Święte Starego i Nowego Testamentu - Księga Wyjścia*, ww.5,6-5,7. Pallotinum, Poznań 1965, 1567ss.
- [176] Pluta M. - *Mikroskopia optyczna*. PWN, Warszawa 1982, 1044ss.
- [177] Popovics S. - A review of stress-strain relationships for concrete. *ACI Journal*, Proc.v.67, 1970, ss.243-248.
- [178] Popovics S. - A numerical approach to the complete stress-strain curve of concrete. *Cem.a.Concr.Res.*, v.3, 1973, ss.583-599.
- [179] Popovics S. - *Concrete-making materials*. Hemisphere Publ. Co., Washington 1979, 370ss.
- [180] *Poradnik laboranta budowlanego*. Praca zbiorowa. Arkady, Warszawa 1975, 712ss.
- [181] Potrzebowski J. - The splitting test applied to steel fibre reinforced concrete. *Int.J.Cement Composites a.Lgtwght Concrete*, v.5, 1983, nr 1, ss.49-53.

- [182] Prowans S. - Technologiczne podstawy inżynierii materiałowej. Skrypt, Politechnika Szczecińska, Szczecin 1979, 110ss.
- [183] Ranachowski J. /Red.nauk./ - Elektroceramika. Własności i nowoczesne metody badań - t.I, Wybrane metody badań - t.II. IPPT, Warszawa - Poznań, 1981, 1982, 233+201ss.
- [184] Reed-Hill R.E. - Physical metallurgy principles; 2ed. D.VanNostrand Co., New York 1973, 920ss.
- [185] Reinius E. - A theory of the deformation and the failure of concrete. Mag.Concr.Res., v.8, 1956, nr 24, ss.157-160.
- [186] Rice R.W. - Microstructure dependence of mechanical behavior of ceramics. W: "Treatise on Materials Science and Technology, v.11 - Properties and Microstructure", Ed.: R.K.MacCrone, Academic Press, New York 1977, ss.199-381.
- [187] Rolfe S.T., Barsom J.M. - Fracture and fatigue control in structures. Applications of fracture mechanics. Prentice-Hall, Inc., Englewood Cliffs, 1977, 562ss.
- [188] Romualdi J.P. - The static cracking stress and fatigue strength of concrete reinforced with short pieces of thin steel wire. W: "The Structure of Concrete", Proc.Int.Conf., London, Sept. 1965, C.C.A., London 1968, ss.190-201,204-206.
- [189] Romualdi J.P., Batson G.B. - Mechanics of crack arrest in concrete. J.Engng Mech.Div., ASCE Proc., v.89, 1963, nr EM3, ss.147-168.
- [190] Romualdi J.P., Mandel J.A. - Tensile strength of concrete affected by uniformly distributed and closely spaced short lengths of wire reinforcement. ACI Journal, Proc.v.61, 1964, ss.657-671.
- [191] Rutkowski W. - Kompozyty - cz.I - Zagadnienia ogólne. Prace nauk.-bad. Ośrodka Bad.-Rozw. Podstaw Technol. i Konstr. Maszyn TEKOMA, WEMA, Warszawa 1980, 54ss.
- [192] Sasse H.R. - Zum Problem des Bruchverhaltens betonähnlicher Zweistoffsysteme. Forschungsberichte des Landes Nordrhein - Westfalen, nr 2192, Westdeutscher Verlag, Opladen 1971, 93ss.
- [193] Schumann H. - Metallographie. VEB Deutscher Verlag, Leipzig 1980, 608ss.
- [194] Shah S.P., Rangan B.V. - Fiber reinforced concrete properties. ACI Journal, Proc.v.68, 1971, ss.126-135.
- [195] Shah S.P., Slate F.O. - Internal microcracking, mortar-aggregate bond and the stress-strain curve for concrete. W: "The structure of concrete and its behaviour under load", Ed-s: A.E.Brooks and K.Newman. Cem.a.Concr.Ass., London 1968, ss.82-92.
- [196] Shah S.P., Winter G. - Inelastic behavior and fracture of concrete. ACI Journal. Proc.v.63, 1966, ss.925-930.
- [197] Sinha B.P., Gerstle K.H., Tulin L.G. - Stress-strain relations for concrete under cyclic loading. ACI Journal, Proc.v.61, 1964, ss.195-211.

- [198] Skalmowski W. - Chemia materiałów budowlanych. Arkady, Warszawa 1971, 727ss.
- [199] Sneddon I.N., Lowengrub M. - Crack problems in the classical theory of elasticity. J.Wiley a.Sons, Inc., New York 1969, 221ss.
- [200] Sok Chhuy M. - Etude de la propagation d'une fissure dans un béton non arme. Bull.de liaison des Lab.des Ponts et Chaussees, nr 98/nov.-dec./, 1978, ss.73-84.
- [201] Soroka I. - Portland cement paste and concrete. The MacMillan Press Ltd., London 1979, 338ss.
- [202] Stabilini L. - La plasticità. Libreria Editrice Politecnica Tamburini, Milano 1961, 184ss.
- [203] Staub F., Olewicz E. - Mikroskop metalograficzny. PWT, Warszawa 1956, 196ss.
- [204] Stroeven P. - Some aspects of the micromechanics of concrete. PhD Thesis, Stevin Laboratory, Technological University of Delft, Delft 1973, 329ss.
- [205] Stroeven P. - Morphometry of fibre reinforced cementitious materials. Parts I and II. Materiaux et Constructions, v.11, 1978, nr 61, ss.31-38, v.12,1979, nr 67, ss.9-20.
- [206] Stroeven P. - Geometric probability approach to the examination of microcracking in plain concrete. J.Mat.Sci., v.14, 1979, ss.1141-1151.
- [207] Stroeven P. - Microcracking as affecting the mechanical properties of plain and steel-fibre concrete; a methodological framework and applications. Wykład wygłoszony w IPPT PAN, w Warszawie 9 września 1981, Delft, Oct.1981, 21ss.
- [208] Stokes R.J. - Microscopic aspects of fracture in ceramics. W: "Fracture, an advanced treatise - vol.VII", Ed.: H.Liebowitz, Academic Press, New York 1972, ss.157-241.
- [209] Swamy R.N., Mangat P.S. - Flexural strength of steel fibre reinforced concrete. Proc.Insta Civ.Engrs, Part 2, 57/Dec./, 1974, ss.701-707.
- [210] Tasuji E.M., Slate F.O., Nilson A.N. - Stress-strain response and fracture of concrete in biaxial loading. ACI Journal, Proc.v.75, 1978, ss.306-312.
- [211] Te'eni M. - Deformational modes and structural parameters in cemented granular systems. W: "Structure, Solid Mechanics and Engineering Design", Ed.: M.Te'eni, Conf.Southampton 1969, Wiley Interscience, London 1971, ss.621-642.
- [212] Te'eni M., Staples G.E. - Stress phase interaction models. W "Structure, Solid Mechanics and Engineering Design", Ed.: M.Te'eni, Conf. Southampton 1969, Wiley Interscience, London 1971, ss.469-486.
- [213] Teoria ośrodków wielofazowych. Cz.I i II. Mat. konf. nauk. - Jabłonna, listopad 1974, Ossolineum PAN, Wrocław 1974 i 1976, 190+165ss.

- [214] Thaulow N. i inni - Estimation of the compressive strength of concrete samples by means of fluorescence microscopy. Nordisk betong, nr 2-4, 1982, ss.51-52.
- [215] Thewlis J. /Ed./ - Encyclopaedic Dictionary of Physics. Pergamon Press, v.I, Oxford 1961, ss.615-618 /P.Murray/, v.VI, Oxford 1962, ss.252-253 /A.E.Dodd/, Suppl.v.IV, Oxford 1971, ss.37-38/R.W.Davidge/, ss.41-45 /D.S.Dodd/, ss.496-498 /J.Williams/.
- [216] Thewlis J. - Concise dictionary of physics and related subjects. Pergamon Press, Oxford 1973, 366ss.
- [217] Timoshenko S.P. - Historia wytrzymałości materiałów. Arkady, Warszawa 1966, 476ss.
- [218] Trzesowski A. - Analiza problemu brzegowego w osrodku wielofazowym. Praca doktorska. IPPT PAN, Warszawa 1972, 88ss.
- [219] Trzesowski A. - O makroskopowych naprężeniach w osrodkach wielofazowych. Mech.Theoret.i Stos., 16, 3, 1978, ss.289-297.
- [220] Valanis K.C. - A theory of viscoplasticity without a yield surface. Part I - General theory, Part II - Application to mechanical behaviour of metals. Archives of Mechanics, v.23, nr 4, 1971, ss.517-551.
- [221] Valanis K.C. - Fundamental consequences of a new intrinsic time measure. Plasticity as a limit of the endochronic theory. Arch.Mech., v.32, 1980, nr 2, ss.171-191.
- [222] VanVlack L.R. - Elements of materials science and engineering. Addison - Wesley Publ.Co., Reading Mass., 557ss.
- [223] Wesolowski K. - Metaloznawstwo. T.I - Badanie metali, PWT, Warszawa 1954, 376ss.
- [224] Williamson R.B. - Solidification of Portland cement. W: "Progress in Materials Science - vol.15", Ed-s: B.Chalmers, J.W.Christian, T.B.Massalski, Pergamon Press, Oxford 1973, ss.189-286.
- [225] Williamson R.B., Tewari R.P. - Effects of microstructure on deformation and fracture of portland cement paste. W: "Electron Microscopy and Structure of Materials", Ed.: G.Thomas, Univ. of California Press, Berkeley 1972, ss.1223-1233.
- [226] Wittmann F.H. - Mechanisms and mechanics of fracture of concrete. W: "Advances in fracture research /Fracture 81/", Proc. V-th Int.Conf., Cannes, 29 March - 3 April 1981, Ed.:D.Francois, vol.4, ss.1467-1487.
- [227] Wittmann F.H. - Structure of hardened cement paste and concrete. Contrib. prepared for the State-of-the-art-report on Fracture Mechanics of Concrete, by RILEM 50-FMC, Lab.for Build.Mat.Sci., Swiss Federal Inst.of Technology, Lausanne 1982, 47ss.

- [228] Własności mechaniczne i struktura kompozytów betonowych. Monografia p.red.A.M.Brandta, przygotowana na konf. w Jabłonie, 18-23.XI.1974, Ossolineum, Wrocław 1974, 525 ss.
- [229] Wnuk M.P. - Podstawy mechaniki pękania. AGH w Krakowie, Skrypty Uczelniane nr 585, Kraków 1977, 356ss.
- [230] Wright W., Byrne J.G. - Stress concentration in concrete. Nature, v.203, 1964, ss.1374-1375.
- [231] Wu H.C. - Dual failure criterion for plain concrete. J.Engng Mech.Div., ASCE Proc., v.100, 1974, ss.1167-1181.
- [232] Yokobori T. - The strength, fracture and fatigue of materials. P.Noordhoff Ltd., Groningen 1964, 372ss.
- [233] Zaitsev J.V. - Deformacje i zniszczenie zaczynu cementowego i betonu pod obciążeniem krótkotrwałym /w jęz.ros./. Cem.a.Concr.Res., v.1, 1971, ss.123-137.
- [234] Zaitsev Y.B., Wittmann F.H. - Simulation of crack propagation and failure of concrete. Matériaux et Constructions, v.14, 1981, nr 83, ss.357-365.
- [235] Zevin L.S., Zevin I.M. - Asbestos cement: orientation of fibres and anisotropy of mechanical properties. Int.J.of Cement Composites a. Lightwght Concr., v.4, 1982, nr 3 /Aug./, ss.181-184.
- [236] Ziegeldorf S., Müller H.S., Hilsdorf H.K. - Effect of aggregate particle size on mechanical properties of concrete. W: "Advances in fracture research /Fracture 81/", Proc.V-th Int.Conf., Cannes, 29March-3April 1981, Ed.: D.François, v.5, ss.2243-2251.
- [237] Zieliński A.J. - Fracture of concrete and mortar under uniaxial impact tensile loading. Delft University Press, Delft 1982, 148ss.
- [238] Zienkiewicz O.C. - Metoda elementów skończonych. Arkady, Warszawa 1972, 458ss.

Z A Ł A C Z N I K I

Załącznik I

Zestawienie ważniejszych oznaczeń stosowanych w pracy

Uwaga: "wsk." - oznacza użycie danego symbolu w roli wskaźnika, przy czym przyjęto zasadę, że na pierwszej pozycji podawane są wskaźniki dotyczące zjawiska a później dopiero materiału /a zatem np. \mathcal{E}_{um} i f_{tm} a nie: \mathcal{E}_{mu} i f_{mt} /.

Duże litery łacińskie

- B - grubość próbki
- D /wsk./ - określenie liczby wymiarów: 1D - zlinearyzowany, 2D - płaski, dwuwymiarowy, 3D - przestrzenny
- F - siła skupiona lub wypadkowa
- G - współczynnik wyzwalań energii sprężystej
- H - szerokość próbki
- I /ze wskaźnikami 1,2,3/ - kolejne niezmienniki tensorów naprężenia lub odkształcenia
- J /ze wskaźnikami 1,2,3/ - kolejne niezmienniki dewiatorów tensorów naprężenia lub odkształcenia
- E - moduł sprężystości /Younga/
- K - współczynnik intensywności naprężenia
- L - długość próbki
- P - porowatość
- T - całkowita energia powierzchniowa
- U - energia sprężysta
- V - zawartość objętościowa /zawartość w jednostce objętości/
- W - praca sił zewnętrznych

Małe litery łacińskie

- a = $E_m(1-\nu_f) / (E_f \nu_f)$, także: - wielkość charakteryzująca położenie obciążenia
- a /wsk./ - kruszywo /"aggregate"/
- b - szerokość płytki
- c - wymiar charakterystyczny szczeliny lub rysy /np. pół długości/
- c /wsk./ - kompozyt, albo stan ściskania /"compression"/, albo wartość krytyczna
- d - średnica włókna uzbrojenia
- d - średni rozstaw między inkluzjami
- e - dewiator tensora odkształcenia
- f - wytrzymałość
- f /wsk./ - włókno /"fibre"/, albo stan zginania, albo pękanie /"fracture"/
- i /wsk./ - i = 1,2,3 /liczba wymiarów lub oznaczenie osi współrzędnych/

- j - jamistość kruszywa
- k - podatność próbki /przemieszczenie pod działającą siłą jednostkową/, ewentualnie: ścisłość stosu okruszowego
- l - długość włókna
- l /wsk./ - odniesiony do długości /długościowcy/
- m - masa, także: wskaźnik uziarnienia
- m /wsk./ - matryca
- n /wsk./ - nasypowa
- o /wsk./ - odniesiony do materiałów bez porów /przy P = 0/
- p - obwód przekroju poprzecznego włókna uzbrojenia, także: zadana wartość działającego naprężenia /obciążenie/
- p /wsk./ - dotyczy odkształceń plastycznych lub porów w ziarnach
- p_i - pozostałość procentowa na sicie /wagowo/
- s_i - rozstaw włókien uzbrojenia /spacing/, albo oznaczenie dewiatora tensora naprężenia, albo ścisłość stosu okruszowego
- t /wsk./ - dotyczy rozciągania osiowego
- u - wektor przemieszczenia
- u /wsk./ - dotyczy stanów granicznych /ultimate/
- w - grubość płytki
- x - współrzędna bieżąca
- z /wsk./ - dotyczy zakotwienia

Duże litery greckie

$$\Gamma = \tau v_p l / d$$

Θ - współczynnik efektywności uzbrojenia włóknistego

Małe litery greckie

- α - pole przekroju poprzecznego kompozytu przypadające na pojedyncze włókno uzbrojenia widoczne w tym przekroju
- $\bar{\gamma}$ - jednostkowa energia powierzchniowa
- $\bar{\gamma}$ i $\underline{\gamma}$ - górne i dolne ograniczenie zakresu zmienności jednostkowej energii powierzchniowej pęknięcia, w modelu niejednorodności ciągłej
- δ_{ij} - delta Kroneckera /=1 gdy i=j oraz =0 - poza tym/
- ϵ_{ij} - tensor odkształcenia, odkształcenie
- η - współczynnik efektywności uzbrojenia, albo współczynnik efektywności kierunkowej włókna
- ν - współczynnik efektywności uzbrojenia włóknistego
- λ - wymiar charakteryzujący niejednorodność struktury wewnętrznej matrycy kruchej /w modelu niejednorodności ciągłej/, ewentualnie współczynnik wiążący efektywność uzbrojenia Θ /z wytrzymałością fibrobetonu na rozciąganie osiowe / f_{t0} /
- μ - współczynnik odkształcalności postaciowej /stała Lamego/; w sprężystym ośrodku izotropowym:
 $\mu = E/2(1+\nu)$
- ν - współczynnik Poissona

- ξ - współczynnik charakteryzujący przyczepność włókien,
ewentualnie współrzędna bieżąca
- ρ - gęstość
- σ - naprężenie, tensor naprężenia
- τ - przyczepność lub tarcie
- φ - kąt
- φ /wsk./ - kątowy, dotyczący kierunku

Zestawienie wybranych definicji

To zestawienie opracowano z uwagi na braki w istniejącym piśmiennictwie polskim. Również z dyskusji na seminariach, obronach prac i konferencjach naukowych, wynika brak consensusu odnośnie znaczenia wielu powtarzających się określeń. Nie przesądzając przyszłości proponowanych definicji, poszczególne określenia przedstawiono tak, jak są one rozumiane w tekście pracy.

Energia powierzchniowa /surface energy/ - γ - nadmiar energii cząstek znajdujących się na powierzchni ciała w porównaniu do energii cząstek znajdujących się w jego wnętrzu, odniesiony do jednostki powierzchni; jednostka: $[Nm/m^2] = [N/m]$. Dla sieci krystalicznych o wiązaniach metalicznych i kowalencyjnych γ może być oceniana na podstawie analizy liczby i energii wiązań jakie ulegają zerwaniu. Doświadczalnie wyznaczyć ją można dla rozmaitych kierunków badania monokryształów. W przypadku wiązań jonowych energia ta wynika z pracy pokonania przyciągania kulombowskiego [168]. W przypadku materiałów o strukturze amorficznej sposób określania γ jest mniej oczywisty; prawdopodobnie należy mieć wówczas na myśli jednostkową energię swobodną [216]. Liczbowa γ równa jest pracy, na jednostkę pola powierzchni, wykonanej przy rozsunięciu dwóch sąsiadujących pierwotnie ze sobą powierzchni przełomu, od ich położenia aktualnego do nieskończoności; takie "czyste" rozsuniecie nie zawsze jest wykonalne.

Energia powierzchniowa pękania /fracture surface energy, także: effective surface energy [55]/ - γ_f - praca rozdzielania ciała na dwie części, odniesiona do jednostki nowopowstałej po-

wierzchni przełomu. Do energii powierzchniowej γ może tu dochodzić energia odkształceń plastycznych, efektów lepkich, tarcia etc. Przy braku precyzji sformułowań bywa mylona właśnie z energią powierzchniową γ_f ; z reguły: $\gamma_f > \gamma$.

Kompozyt, materiał kompozytowy /composite, composite material/- naturalny lub wytworzony przez człowieka materiał złożony z dwóch przynajmniej składników, które występują w postaci różniących się stanem skupienia, formą geometryczną i składem chemicznym tzw. faz, zachowujących swoją odrębność, tzn. dających się identyfikować, i współpracujących ze sobą w taki sposób, że wypadkowych właściwości całego kompozytu nie posiadają żadne poszczególne fazy rozpatrywane oddzielnie. Pojęcie fazy jest szersze od pojęcia stanu skupienia. Przykładowo: czyste żelazo może tworzyć cztery różne fazy: gazową, płynną, krystaliczną o strukturze fcc oraz krystaliczną o strukturze bcc.

Kompozyt betonopodobny /concrete-like composite/ - odmiana kompozytu ziarnistego, zawierającego kruszywo zátopione w ciągłej matrycy. Matryca może być wykonana w oparciu o cementy nieorganiczne - hydrauliczne jak cement portlandzki czy glinowy, lub niehydrauliczne jak wapno czy gips, a także w oparciu o spoiwa organiczne jak polimery /żywice syntetyczne/ lub spoiwa bitumiczne [168].

Kompozyt włóknisty /fibrous composite/ - kompozyt w którym występuje rozproszona faza uzbrojenia w postaci włókien ciągłych lub o skończonej długości.

Kompozyt ziarnisty /particulate composite/ - kompozyt zawierający fazę wypełnienia w postaci oddzielnych ziaren.

Kruszywo /aggregate/ - rozproszona faza wypełnienia w postaci oddzielnych ziaren, których obecność można stwierdzić w wyniku obserwacji w skali makro.

Matryca /matrix/ - faza ciągła, występująca w większości materiałów kompozytowych; spotykane są także mniej trafne jej określenia, takie jak "osnowa", "lepiszcze" lub "spoiwo",

Odporność na pęknięcie kruche /fracture toughness; w piśmiennictwie anglosaskim wyrażenie to może niekiedy dotyczyć bezpośrednio i wyłącznie szczególnych wielkości K_{IC} i G_c - por. rozdział 3.1/ - odporność materiału na zniszczenie w wyniku samoczynnej /kruchej/ propagacji rysy.

Pęknięcie kruche /brittle fracture/ - proces propagacji rysy, w którym następuje samoczynna zamiana energii sprężystej odkształcenia materiału na energię powierzchniową nowo utworzonej powierzchni przełomu; proces trwa do wyczerpania dostępnej energii /sprężystej energii odkształcenia; w eksperymentach dotyczy to najczęściej potencjalnej energii całego, rozważanego układu/. Kruche pęknięcie może mieć miejsce również w przypadku materiałów lepko-sprężystych i plastycznych.

Pęknięcie wielokrotne /multiple fracture/ - występujące w materiałach niejednorodnych zjawisko "rozluźnienia" materiału przy wierzchołku rysy w elemencie obciążonym, związane prawdopodobnie z pojawieniem się rys obserwowalnych w skali mikro ewentualnie mezo. W skali makro: jednoczesne pojawienie się większej liczby rys.

Podatność /compliance/ - sprężyste przemieszczenie /uogólnione/ spowodowane jednostkowym obciążeniem /uogólnionym/.

Porowatość /porosity/ - względna zawartość w materiale pustek, tzn. obszarów nie zajętych przez ciało stałe $P = (V_{\text{pustek}}/V)$ lub $P\% = 100(V_{\text{pustek}}/V)$ /. Definicja ta, wystarczająca dla wielu materiałów, może okazać się niedostateczną w przypadku zaczynu cementowego, gdzie do V_{pustek} można zaliczać wyłącznie objętość większych pustek i kapilarów - wówczas mowa jest o porowatości kapilarnej, lub też oprócz wymienionych, także objętość tzw. porów żelowych - będzie to wówczas porowatość całkowita [98]. Rozmiary porów żelowych są 15-30 Å. Jest to 6 do 12 razy więcej niż wymiary molekuly wody /2,6 Å/, a występująca w tych porach woda ma gęstość większą niż woda swobodna [201]; daje to efekt pozornego zwiększenia porowatości, co należy uwzględnić przy pomiarze. Istnieją różne sposoby definiowania porowa-

tości zaczynu cementowego [179] .

Powolna propagacja rysy /slow crack growth/ - proces niekatastrofalnego rozwoju rysy; w publikacjach zwrot ten jest stosowany niezbyt jednoznacznie, ponieważ propagacja powolna rysy może w nich występować jako wynik procesów płynięcia plastycznego, tarcia, płynięcia lepkiego, a także zmiany konfiguracji obciążenia.

Pustki, pory, pory kapilarne /voids, pores, capillars/ przestrzenie wewnątrz materiału nie zajęte przez ciało stałe. W [228] proponowany jest np. podział na mikropory /wymiar $\leq 20\text{\AA}$ /, mezopory / $20-500\text{\AA}$ / oraz makropory / $\geq 500\text{\AA} = 0,05 \mu\text{m}$ /. Jednak w niniejszej pracy sens określeń mikro, mezo i makro jest odmienny i dotyczy skali obserwacji. W związku z tym określenia pustki lub pory są niejednoznaczne, i należałoby je ewentualnie uzupełnić dodatkowymi objaśnieniami.

RVE /representative volume element - reprezentatywny element objętościowy/ - objętość materiału w której znajdują się wszystkie składniki kompozytu w proporcjach właściwie charakteryzujących dany materiał. Na ogół jest ona wyobrażana jako kostka /w przypadku materiałów izotropowych/ lub prostopadłościan /w przyp. mat. anizotropowych/. RVE reprezentuje niejednorodność danego materiału z dokładnością zależną od ustalonego z góry prawdopodobieństwa. Wymiary kostki zależą m.in. od tego jakie cechy materiału mają być reprezentowane [91].

Rysa /crack/ - szczelina w procesie propagacji.

Skala obserwacji: makro, mezo, mikro, atomowa /macro, meso, micro, atomic - w piśmiennictwie anglosaskim określenia te odnosi się raczej do odpowiednich poziomów struktury/ - przyjęty w pracy sposób rozróżniania stopnia dokładności obserwacji prowadzonych okiem nieuzbrojonym - skala makro /por. pojęcie makro fotografii w [223] /, mikroskopem optycznym - mezo, mikroskopami elektronowymi - mikro oraz w wyniku obserwacji pośrednich i zastosowania aparatu pojęciowego fizyki teoretycznej - skala

atomowa. Identyczne nazewnictwo stosowane jest np. w geologii [81].

Szczelina /notch, crack/ - nieciągłość wewnątrz ośrodka, często o charakterze pustki wewnętrznej, w której jeden z trzech wzajemnie prostopadłych wymiarów charakterystycznych jest znacznie mniejszy od dwóch pozostałych. W procesie propagacji szczelina określana jest jako rysa.

Szkieło /glass/ - ciecz przechłodzona do temperatury w której cząstki tracą swobodę ruchów, przy czym nie powstaje struktura krystaliczna, i budowa wewnętrzna jest pozbawiona uporządkowania dalszego zasięgu; jest to tzw. czwarty stan skupienia materii.

Spieki ceramiczne /ceramics, ceramic materials/ - materiały stanowiące związki pierwiastków metalicznych i niemetalicznych, powstające przez wypiekanie w wysokiej temperaturze. W niniejszej pracy wyłączono z zakresu tego pojęcia szkło, kamień i beton /uwzględniane np. w [222] /.

Sztywność /stiffness/ - odwrotność podatności układu sprężystego: uogólniona siła powodująca odpowiednie przemieszczenie jednostkowe. Podobnie określana jest sztywność maszyny wytrzymałościowej; jednostki np. [N/m].

Uzbrojenie włókniste /fibrous reinforcement/ - faza rozproszona, składająca się z drutów lub nici ciągłych, ewentualnie występujących w postaci krótszych włókien, niekiedy wzajemnie połączonych /np. sploty, siatki, pętle/, na ogół charakteryzujących się w porównaniu do matrycy zwiększoną odkształcalnością, wytrzymałością lub sztywnością.

Właściwości niezależne i zależne od struktury materiału /structure insensitive and structure sensitive properties/ - właściwości materiału, które odpowiednio nie zależą lub zależą właśnie od występujących w nim niedoskonałości strukturalnych,

wtrażeń, zanieczyszczeń i nieregularności. Przykładami pierwszych mogą być ciepło właściwe, ciepło sublimacji, ciężar właściwy, współczynnik załamania światła i stałe sprężystości. Przykładami drugich mogą być wytrzymałość, ciągliwość metali, właściwości elektryczne półprzewodników. Właściwości z grupy pierwszej zależą w sposób addytywny od składników wewnętrznych kompozytu, w przypadku drugiej grupy zależność ma charakter selektywny [204,232].

Wyidealizowane układy uzbrojenia rozproszonego /nie ma odpowiednika angielskiego/ - założone dla celów porównawczych idealne rozkłady krótkich włókien uzbrojenia w matrycy.

Układ 3D - brak jakiegokolwiek uporządkowania, układ 2D - wszystkie włókna równoległe do pewnej płaszczyzny, układ 1D - wszystkie włókna równoległe do pewnej prostej.

Wypełnienie, wypełniacz /filler/ - faza rozproszona składająca się z oddzielnych ziaren /kruszywo, pyły/, wpływająca na ogół na wytrzymałość kompozytu.

Wytrzymałość na rozciąganie, zginanie, ściskanie, udar /tensile, flexural, compressive, impact strength/ - wyniki mniej lub bardziej znormalizowanych doświadczeń, którym poddawane są próbki materiału. Nie są to właściwości materiału w sensie takim jak współczynnik sprężystości /E/, moduł Poissona / ν / lub energia powierzchniowa / γ /, ponieważ tak określona wytrzymałość zależy od sposobu realizacji odpowiedniego doświadczenia.

Zniszczenie /failure/ - utrata przez tworzywo lub element konstrukcyjny określonych właściwości użytkowych.

Metody obserwacji struktury wewnętrznej materiałów konstrukcyjnych

W pracach z zakresu mechaniki stosowanej struktura ośrodka bywa utożsamiana z jego porowatością, niekiedy rozkład wielkości porów jest jedyną analizowaną charakterystyką budowy wewnętrznej materiału. W niniejszej pracy pojęcie "struktura" rozumiane jest szerzej, niemniej przed omówieniem sposobów obserwacji rzeczywistych struktur materiałowych zamieszczone będą uwagi o badaniach samej tylko porowatości.

Tzw. porowatość "otwartą" można mierzyć przez zanurzenie próbki materiału w cieczy o dostatecznie niskim napięciu powierzchniowym /ciecz musi zwilżać badany materiał/, i porównanie objętości wypartej cieczy z objętością całej próbki. Porowatość uwzględniającą również pory "zamknięte" można wyznaczać tak jak przy pomiarze gęstości ρ , tzn. po pokruszeniu próbki. W badaniach takich nie uzyskuje się informacji o wielkości porów i ich rozkładzie, które mogą mieć przeważający wpływ na cechy wytrzymałościowe /i nie tylko wytrzymałościowe/ materiału.

Z uwagi na wysoki stopień niejednorodności, jeden z bardziej ogólnych przykładów kompozytu stanowi każda matryca na spoiwie cementowym. W matrycach tych woda wyparowywalna, a nie tylko woda związana chemicznie, może mieć znaczenie strukturalne. Pojęcie porowatości przestaje w związku z tym być tak jednoznaczne jak np. w spiekach ceramicznych. O porowatości należy wówczas mówić określając dodatkowo rozmiary porów a nawet ich kształt.

Podobnie jak wiele innych materiałów, stwardniały zaczyn cementowy można badać poddając go suszeniu i nawilżaniu, z jednoczesnym ważeniem, prowadząc niekiedy pomiary odkształceń. Obszerne opracowanie dotyczące analizy struktury porów w ciałach stałych w oparciu o zjawiska podciągania kapilarnego wykonał Fagerlund [69]. Nazwą "porozymetria zasysaniowa" /suction porosimetry/ określone zostały metody oparte na wprowadzaniu do badanego ciała cieczy zwilżających, niezależnie od okolicz-

ności czy wprowadzanie takie następuje swobodnie czy jest wyuszane, np. drogą odwirowywania. Metody te określają zawartość porów i pustek o wymiarach w zakresie pośrednim pomiędzy dużymi pustkami, wymagającymi badania na drodze obserwacji w skali makro /np. tzw. raki/ i porami małymi, odnośnie których obowiązuje równanie Kelvina dla kondensacji kapilarnej. Posługując się wodą jako czynnikiem zwilżającym można w ten sposób analizować rozkład wielkości porów /choć nie ich rozmieszczenie/ w zakresie $40\text{\AA} - 5000\text{\AA}$. W latach 40-tych analiza izoterm adsorpcji i desorpcji pozwoliła Powersowi i Brownyardowi na postawienie szeregu ważnych wniosków na temat budowy wewnętrznej stwardniałego zaczynu cementowego [201].

Podobny charakter mają metody porozymetrii rtęciowej /mercury intrusion porosimetry/ oraz fizycznej adsorpcji gazów [161]. Wtłaczanie mało zwilżającej zacyzn rtęci pod kontrolowanym ciśnieniem, z jednoczesnym pomiarem objętości metalu wnioskującego w głąb próbki, pozwala na określenie rozkładu tzw. efektywnych średnic porów rozmaitej wielkości /poniżej $10\ \mu\text{m}$ /.

Na teorii BET /skrót pochodzi od nazwisk twórców: Brunauer, Emmett i Teller/ oparte są metody określania powierzchni właściwej ciał porowatych, przy wyzyskaniu zjawiska adsorpcji fizycznej gazów szlachetnych na powierzchni materiału.

Ilość gazu adsorbowanego w ustalonej temperaturze i przy ustalonym ciśnieniu jest proporcjonalna do całkowitej powierzchni dostępnej adsorpcji [69]. Wyznaczenie ilości adsorbowanego gazu następuje metodami pomiaru objętości, ciężaru itp. Za pomocą adsorpcji azotu możliwe jest mierzenie powierzchni porów poniżej $0,01\ \mu\text{m} /100\text{\AA}/$. Podobnie jak w przypadku porozymetrii rtęciowej wadą jest konieczność przyjmowania pewnych założeń odnośnie geometrii porów [161].

Jednak podstawowe obserwacje strukturalne polegają na możliwie dokładnym oglądaniu budowy wewnętrznej materiałów. Okiem nieuzbrojonym prowadzi się obserwacje w skali nazwanej "makro". Większość tworzyw inżynierskich jest w zasadzie nieprzezroczysta, zatem przedmiotem obserwacji są powierzchnie przełomu oraz szlify. Rzadziej wykonywane są dokładnie szlifowane dwustronnie, bardzo cienkie warstwy materiału pobranego z wnętrza próbki, do obserwacji w świetle przechodzącym. Bez pomocy szkła

powiększającego możliwa jest identyfikacja elementów struktury o wymiarach rzędu $500 \mu\text{m}$ /przy normalnym wzroku z odległości $0,25 \text{ m}$ dostrzec można odcinek długości $75 \mu\text{m}$ [203]/.

Oprócz oglądania jak materiał wygląda w stanie oryginalnym, ważna jest obserwacja zachodzących w nim procesów zniszczenia. Ocena mikrozarzysowania jest potrzebna, bo w pewnej mierze pozwala ocenić stan wytężenia materiału. W sprzyjających warunkach obserwować można przebieg rys o rozwartości rzędu kilkadziesiątu mikronów $/\mu\text{m}/$, bez posługiwania się lupą. Jest to ważne, bowiem obserwacja taka prowadzona może być bezpośrednio w trakcie obciążania próbek, i nie wymaga instalowania specjalnych urządzeń dodatkowych.

Wykrywanie okiem nieuzbrojonym szczelin, rys oraz poszczególnych faz kompozytu usprawniać można stosując nawilżanie specjalnymi odczynnikami oraz za pomocą trawienia; trawienie stosowane jest zresztą częściej przy badaniach mikroskopowych. Prołow [76] zaproponował uwidocznianie rys w skali makro w betonie, za pomocą napuszczania powierzchni mieszaniną nasyconych roztworów kwasu cytrynowego i nadmanganianu potasowego, w stosunku $1:5$ /objętościowo/. Shah i Slate [195] stosowali barwienie zarzysowanych próbek betonowych czerwonym tuszem, z późniejszym szlifowaniem powierzchni. Forrester [75] jako pierwszy zastosował do betonu atrament fluorescencyjny /Cermor/, zawierający organiczno-metaliczne cząstki o średnicy ca $2 \mu\text{m}$, gromadzące się wzdłuż brzegów szczelin. Próbkę trzeba wówczas obserwować /fotografować/ w świetle ultrafioletowym, wywołującym fluorescencje cząstek. Metody te stosował później Stroeven [204], i inni badacze.

Dość pomysłową choć skomplikowaną technikę obserwacji zaproponował Jaras [102] do badania stanu mikropęknięcia próbek z fibrobetonu z włóknami szklanymi. Spękana próbka nasycona jest żywicą epoksydową o małej lepkości, z dodanym utwardzaczem, następnie wycierana do sucha i poddawana pielęgnacji. Potem następuje oszlifowanie i wytrawienie warstwy zaczynu na powierzchni próbki za pomocą roztworu 5%-owego kwasu solnego. W efekcie widoczna staje się siatka rys o rozwartości do $0,3 \mu\text{m}$, którą można uwyraźnić przez boczne oświetlenie. Siatkę tę można także obserwować pod mikroskopem skanningowym.

Często stosowana w laboratoriach budowlanych metoda uprzedniego pokrywania pękającej powierzchni warstewką wapna pozwala na obserwacje jedynie rys o znacznej rozwartości.

Na koniec wspomnieć warto o uwidacznianiu większych rys powierzchniowych w materiałach ferromagnetycznych za pomocą tzw. procesów Magnaflux i Magnaglo [84]. Próbkę umieszcza się w polu magnetycznym, a rysy stają się widoczne wskutek osadzania się wzdłuż pęknięć specjalnie naniesionego pyłu złożonego z cząstek magnetycznych /wyzyskiwany tu jest efekt zakłócenia pola magnetycznego obecnością szczeliny/.

Szereg istniejących metod poszukiwania szczelin w skali makro wewnątrz materiału, należy do dziedziny badań nieniszczących /non-destructive testing/. Jakkolwiek bardzo ważne, metody te nie są przydatne w badaniach strukturalnych.

Należy dodać, że w większości pomiarów podstawą analizy jest zapis fotograficzny, z którym związane są pewne ograniczenia dokładności, zmiana barw, itp. Przykładem analizy, która może opierać się wyłącznie na obserwacjach w skali makro, jest analiza struktury uzbrojenia w fibrobetonie z włóknem stalowym - por. rozdz.6.

W skali nazwanej "mezo" obserwacje prowadzi się za pomocą optycznych układów powiększających, poczynając od lup, np. lupa Brinnela lub kieszonkowy mikroskop piórowy o powiększeniu 16-32x, kończąc zaś na najdokładniejszych mikroskopach metalograficznych, stereoskopowych itd. Uzyskiwane tymi metodami powiększenie nie może przekraczać 2000x, praktycznie użyteczne obrazy odpowiadają wartości jeszcze niższej [203]. Można liczyć na rozróżnianie punktów odległych nie mniej niż 1 μm , a to z uwagi na zjawiska dyfrakcyjne, które nabierają znaczenia przy obserwacjach przedmiotów o rozmiarach porównywalnych z długością fal światła widzialnego, tj. 0,4-0,7 μm [203].

Przy stosowaniu mikroskopów dochodzą dwa przynajmniej elementy komplikujące badania. Zwiększa się znaczne ilości uzyskiwanych informacji i niekiedy obserwacje prowadzone muszą być tylko w przypadkowo wybranych obszarach, w których mogą akurat nie występować te elementy, które są właściwym przedmiotem badań. W związku z tym znacznie wydłuża się czas badania tak, że np. przy obciążeniach statycznych znaczenia mogą nabrać procesy

reologiczne. Ponadto przy obserwacjach w maszynie wytrzymałościowej konieczne jest skonstruowanie odpowiednich instalacji nośnych dla mikroskopu. Niekiedy konieczne jest ograniczenie się do badania próbek miniaturowych [159], ewentualnie nawet obserwowanie fragmentów wyciętych ex post, z większych badanych elementów.

Jacquot [101] uzyskał fotografie rys w betonie, o rozwarłości 10 μm . Wyzyskując okoliczność, że zaczyn cementowy zawiera składniki częściowo przezroczyste, Higgins i Bailey [87] oświetlali próbkę w pobliżu wierzchołka rysy, chociaż poza bezpośrednim centrum obserwacji. W ten sposób uzyskano możliwość śledzenia niewidocznych rys o rozwarłości 0,1 μm . Do obserwacji rys można ponadto stosować metody fotogrametrii, przy których możliwy jest pomiar przemieszczeń w płaszczyźnie obrazu, o wielkości 0,05 μm [101].

Znaczną dokładność obserwacji rysy można wreszcie uzyskać stosując metodę interferometrii prążkowej /speckle interferometry/, która wymaga użycia lasera. Z jej pomocą de Backer [56] obserwował przemieszczenia rzędu 0,35 μm .

Dodatkowe możliwości w przypadku mikroskopów optycznych stwarza oświetlenie światłem spolaryzowanym, lub światłem monochromatycznym. Mikroskopia polaryzacyjna należy do tradycyjnych technik petrograficznych i metalograficznych [47,176]. Umożliwia ona m.in. rozróżnianie a nawet identyfikację poszczególnych minerałów, w wyniku różnic w reagowaniu na zmianę polaryzacji i na zmianę długości fali światła padającego [99]. Technikę tę stosuje się w połączeniu z zanurzaniem w cieczach o określonym współczynniku załamania światła, ze stosowaniem oświetlenia skośnego, itd.[99]. Kontrast pomiędzy różnymi fazami kompozytu można powiększyć przez trawienie powierzchni tak, aby składniki niektórych faz "wystawały" w stosunku do pozostałych.

Na podstawie obserwacji mikroskopowej przekrojów /szlifów/ materiałów złożonych można wyciągać wnioski odnośnie składu ilościowego. Postępowanie takie stosowane jest w petrografii, metalurgii, oraz w różnych dziedzinach biologii. Przykładem może być metoda ilościowej analizy kompozycji klinkieru, na podstawie obserwacji pod mikroskopem wypolerowanej próbki, która

pochodzi od M. Delesse /1848/ oraz A. Rosiwala /1903/ [201]. Zawartość objętościowa danej fazy określana jest na podstawie pomiaru długości cięciw wyznaczonych przez rodzinę prostych równoległych, w obszarach obrazu zajętych przez wybrany składnik. Stosunek sumy długości wyznaczonych w ten sposób odcinków do łącznej długości linii równy jest objętościowej zawartości składnika w kompozycie /volume fraction/. Metoda ta, która stanowi pierwowzór różnych metod stereologicznych, opiera się na założeniu, że ziarna poszczególnych faz rozłożone są w sposób zupełnie nieuporządkowany. Uzasadnienie analityczne jest dość oczywiste, a metodzie cięciw odpowiadają podobne metody zliczania punktów i pól powierzchni poszczególnych faz [1]. W dziedzinie tworzyw konstrukcyjnych metody stereologiczne wiążą się częściej z obserwacjami w skali mezo, a nie - co wydawałoby się łatwiejsze - w skali makro.

Najdokładniejsze obserwacje bezpośrednie struktury wewnętrznej prowadzone są w skali nazwanej "mikro", i wymagają posługiwania się mikroskopami elektronowymi: transmisyjnymi /TEM - transmission electron microscope/ lub skaningowymi /SEM - scanning electron microscope/. Techniki te szczególnie rozwinęły się w ostatnich dziesiątkach lat, jednak na razie rzadko stosuje się przy tym stereologiczne metody oceny ilościowej.

Mikroskop elektronowy TEM pozwala na uzyskanie bardzo znacznych powiększeń, podawana w opisach rozdzielczość sięga $2-10\text{\AA}$ tj. 0,2-1,0 nm [81,168]. Obserwacje te wymagają jednak starannego przygotowania bardzo cienkich próbek, najczęściej są to tzw. repliki węglowe. Uzyskiwane były informacje o bardzo nawet drobnych elementach struktury zaczynu cementowego [85, 157], jednak w tym właśnie materiale umieszczenie próbki w próżni musi wpływać na stan jej nawilgocenia, co nie jest bez znaczenia dla wszystkich prawie właściwości mechanicznych zaczynu. A zatem technika obserwacji związana może być z zakłóceniem obserwowanego stanu.

Do obserwacji struktury wewnętrznej materiałów konstrukcyjnych szczególnie przydatny jest mikroskop skaningowy - SEM, który może być także połączony z innymi urządzeniami badawczymi [81,224]. Powierzchnia obserwowanej próbki bombardowana jest wiązką elektronów o odpowiedniej energii, a informacji o skła-

dzie i strukturze powierzchni dostarczają wybite z próbki elektrony wtórne, powstające promieniowanie rentgenowskie, itp. W mikroskopie skaningowym bardzo istotna jest możliwość płynnej zmiany skali obserwacji, np. w zakresie od powiększenia 20x do 100000x [224]. Możliwe jest w związku z tym analizowanie obszaru o powierzchni aż 5x5 mm, przy rozdzielczości 100Å [81]. Dzięki temu dokładnie można obejrzeć elementy wybranej fazy, szczególnie pęknięcia lub zanieczyszczenia obecne w materiale, które wyselekcjonowano przy obserwacji z mniejszym powiększeniem. W przypadku dielektryków badane próbki powinny w zasadzie być uprzednio pokryte napyłoną warstwą przewodzącą. Napylenie, przy którym grubość napylanej warstwy jest rzędu 100-200Å, a jako jej materiał stosuje się najczęściej srebro, platynę lub pallad, nie wprowadza istotnych komplikacji, i nie ogranicza uzyskiwanej rozdzielczości /max 100Å/. Realizowane były badania długotrwałe, w których próbkę zaczynu cementowego obserwowano z powodzeniem w okresie od kilku minut do roku od chwili pokrycia jej warstwą przewodzącą [224]. Niedawno opublikowano wyniki unikalnych badań, w których cały układ obciążający udało się umieścić w komorze mikroskopu skaningowego, co pozwoliło na obserwację w materiałach betonopodobnych rys w trakcie propagacji [159,160]. Propagację rysy wywoływano poprzez wciskanie klina /wedge loaded compact tension specimen/. We wspomnianych badaniach ograniczono się do powiększenia zaledwie 400x; należy podkreślić, że na obserwowaną próbkę nie nakładano żadnej warstwy przewodzącej. Wspomniane dwa przykłady wskazują na dużą uniwersalność metody SEM.

Uzupełnieniem obserwacji mikroskopowych są inne metody doświadczalne, służące do identyfikacji struktury atomowej, składu chemicznego i właściwości składników. Wymienić tu należy zwłaszcza spektroskopię rentgenowską, metodę fluorescencji rentgenowskiej /microprobe/, pomiary mikrotwardości, oraz analizę termogravimetryczną /DTA/, która umożliwia ocenę energii wiązań występujących w materiale [81].

Spektroskopia rentgenowska opisywana jest w licznych monografiach, zob. np. [1,168,184,193]. Opiera się na dyfrakcji promieniowania rentgenowskiego na płaszczyznach sieci krystalicznej.

Podstawę teoretyczną stanowi prawo Bragga $n\lambda = 2d \sin \theta$, określające przy jakiej wartości kąta padania promieni θ , fali świetlnej o danej długości λ oraz danej odległości między płaszczyznami krystalizacji d , nastąpi wzmocnienie promieniowania, w wyniku czego na ekranie pojawiają się plamki dyfrakcyjne. Promieniowanie rentgenowskie charakteryzuje się niewielką długością fali $(1+2 \text{ \AA})$, porównywalną z odległościami między głównymi płaszczyznami krystalizacji. W efekcie struktura kryształu staje się odpowiednikiem siatki dyfrakcyjnej, stosowanej w szkolnych doświadczeniach dotyczących interferencji światła widzialnego.

Zjawisko dyfrakcji rentgenowskiej wyzyskane zostało w dwóch metodach pomiarowych. W tzw. metodzie Lauego na próbkę monokrystaliczną pada skupiona wiązka białego promieniowania rentgenowskiego. Każda z dających się określić w danym monokryształe płaszczyzn krystalograficznych "wybiera" odpowiednią długość fali i spełnia dla niej rolę siatki dyfrakcyjnej. Na podstawie intensywności naświetlenia ekranu fluorescencyjnego lub płyty fotograficznej, gdzie tworzy się charakterystyczny układ punktów /plamek/, można identyfikować strukturę oraz orientację kryształu. Jeśli obserwacjom tego rodzaju poddawana jest próbka obciążona siłami zewnętrznymi, można stwierdzić współzależność rozmieszczenia plamek na obrazie ze stanem wyężenia materiału. Ta ostatnia technika jest jednak trudna, a jej dotychczasowe wyniki bardzo ograniczone.

Bardziej rozpowszechniona jest tzw. metoda Hull-Scherrer-Debye'a, w której badana próbka zostaje najpierw sproszkowana do ziaren o średnicy rzędu 10 μm . Monochromatyczne promieniowanie rentgenowskie, pada jednocześnie na wiele ukierunkowanych przypadkowo kryształów, i dyfrakcja może następować kolejno na rozmaitych płaszczyznach krystalograficznych, pod tym jednakże warunkiem, że kąt padania zgodny będzie z prawem Bragga. Kąty takie określane są przez pewien ciąg liczbowy, któremu jednoznacznie dla danego materiału odpowiada układ punktów na ekranie. W praktyce, zamiast ekranu czy materiału światłoczułego stosuje się licznik /np. Geigera/, którego ruch okrężny wokół obracającej się próbki jest sprzężony z obrotami próbki w taki sposób, że kąty padania i odbicia mierzonego promieniowania

rentgenowskiego są sobie zawsze równe. Materiał jest w efekcie charakteryzowany w sensie zarówno jakościowym jak i ilościowym, poprzez wartości podwójnego kąta padania $/2\theta/$ oraz odpowiadające im wartości natężenia promieniowania.

W ogólnym przypadku identyfikacja badanego materiału stanowi zadanie trudne: jakkolwiek znając strukturę kryształu można obliczyć odpowiadający jej obraz dyfrakcyjny, to odwrotne zadanie nie zostało nigdy rozwiązane. Praktyczną pomoc stanowią istniejące dla tej metody tablice liczbowe. Np. ASTM /American Society for Testing of Materials/ skatalogowało ponad 7000 rozmaitych substancji.

Przy obserwacji próbek pod mikroskopem optycznym możliwe jest prowadzenie analizy ilościowej za pomocą tzw. mikroanalizatora rentgenowskiego /microprobe/. Skoncentrowany na powierzchni o średnicy kilku mikronów strumień elektronów z działa elektronowego uderza w powierzchnię obserwowanej pod mikroskopem próbki, wyzwalając promieniowanie rentgenowskie, charakterystyczne dla występujących tam materiałów [84]. Promieniowanie to, zwane K_{α} określane jest w zależności od tego jaki pierwiastek jest poszukiwany za pomocą mikroanalizatora. Przykładowo: przy badaniu zanieczyszczeń w spieku MgO przez tlenek SiO_2 , będzie to promieniowanie SiK_{α} . W ten sposób można badać skład poszczególnych ziaren widzianych pod mikroskopem oraz - co jest szczególnie przydatne - badać zawartość zanieczyszczeń obszarów granicznych między kryształami /zanieczyszczenia takie silnie wpływają na właściwości materiału/.

Istnieje wiele jeszcze bardziej skomplikowanych metod badania powierzchni ciał stałych, np. metody LEED /low energy electron diffraction/, spektroskopii elektronów Auger /metody AES - Auger electron spectroscopy/, pomiaru pracy wyjścia elektronów itd., które stosowane są głównie w chemii i fizyce ciała stałego, i od niedawna dopiero wzmiankowane w odniesieniu do badania struktur tworzyw inżynierskich.

Spośród wymienionych uprzednio metod na uwagę zasługuje ważna, a przy tym tania, prosta i szybka metoda badania struktury na poziomie mezo, jaką jest badanie mikrotwardości /microhardness testing/. Na poziomie makro znane jest w technologii betonu badanie jakości materiału tzw. młotkiem Schmidta

/na podstawie energii odbicia/, jednak niezbyt nadaje się ono do analizy struktury. Istnieje zresztą kilka różnych metod badania twardości materiałów. Pomiar mikrotwardości metodą Vickersa polega na wciskaniu w badanym miejscu powierzchni, w przeciągu ustalonego czasu /np.10s/, i z ustaloną siłą /rzędu dziesiątych części niutona/, diamentowego ostrza o kształcie piramidki. Oprócz wymiarów odcisku, tj. szerokości i głębokości, analizuje się jego kształt, wygląd oraz obecność ewentualnych mikropęknięć [53]. Wszystkie te dane uzależnione są stanem fizycznym materiału. Szerokość powstałego odcisku jest rzędu mikronów, i mierzona jest w trakcie obserwacji mikroskopem optycznym [28,84]. Omawiana metoda umożliwia uzyskanie cennych informacji o właściwościach tych faz, które poza kompozytem w ogóle nie występują oddzielnie. Dotyczy to np. strefy przejściowej na granicy nie w pełni shydratyzowanego ziarna cementu w zaczynie cementowym, lub strefy połączenia dwóch ziaren w spieku ceramicznym - np.[66]. Opisano także zastosowanie prób mikrotwardości do badania takich materiałów bardzo kruchych i twardych jak szkło, krzem, szafir oraz naturalne lub syntetyczne diamenty [96]. W badaniach tych posłużono się igłą o promieniu krzywizny ostrza zaledwie 5 μm oraz użyto układu piezoelektrycznego do dokładnego określenia przebiegu obciążania. Metoda ta pozwala na jednoczesną analizę struktury matrycy kruchych na poziomie mezo oraz na identyfikację występujących składników.

Pewne informacje o materiale można uzyskać innymi jeszcze metodami pośrednimi, jak np. badania ultradźwiękowe i emisja akustyczna. Postępowanie takie dostarcza ocen ilościowych raczej niż jakościowych, w związku z czym ma ograniczone znaczenie dla badań struktury.

Z zestawionych powyżej informacji wynika m.in., że uzyskanie pełnego obrazu struktury wewnętrznej tworzyw konstrukcyjnych jest zagadnieniem skomplikowanym. Dlatego też odpowiednich wyników eksperymentalnych istnieje niezbyt wiele; przeważają przy tym obserwacje jakościowe a nie ilościowe.

Modele fenomenologiczne betonu

W odniesieniu do betonu oraz podobnie do skał i innych tworzyw inżynierskich, nie ma powszechnie zaakceptowanego modelu fenomenologicznego. Tzn. brak jest związków konstytutywnych, które opisywałyby poprawnie wszystkie właściwości mechaniczne tych materiałów. Przegląd proponowanych opisów pod kątem zastosowań do analizy numerycznej konstrukcji betonowych opublikowali niedawno Chen i Ting [43]. Stosunkowo aktualne są również opracowania Kotsovosa [135] i Bazanta [13], a zwłaszcza poświęcona ujęciom numerycznym praca Bazanta [15].

Wyniki obserwacji doświadczalnych, o których była mowa w rozdz.3.1. wskazują, że zachowanie się betonu pod obciążeniem jest skomplikowane, i różne od zachowania znacznie lepiej zbadanych metali. To samo można powiedzieć o wszystkich innych kompozytach betonopodobnych. Z myślą o betonie i skałach proponowane były rozmaite opisy analityczne /modele fenomenologiczne/, wśród których wyróżnić można cztery grupy:

- /1/ modele hiposprężystości,
- /2/ liniowe lub nieliniowe ujęcia teorii sprężystości,
- /3/ rozmaite ujęcia teorii plastyczności,
- /4/ endochroniczna teoria lepkoplastyczności.

Ważniejsze pomysły odpowiadające wymienionym grupom omówione są pokrótce poniżej. Pominięte natomiast zostały liczne istniejące opisy ograniczone do szczególnych stanów deformacji, nie mające zatem charakteru ogólnego. Przykłady takich opisów można znaleźć w pracy Popovicsa [177], który podaje np. 15 różnych formuł, proponowanych przez różnych autorów dla wstępującej gałęzi krzywej $\sigma - \epsilon$ przy ściskaniu osiowym betonu, i który w późniejszej pracy [178] zaproponował - również z ograniczeniem do stanu ściskania - własne wyrażenie algebraiczne dla całej badanej krzywej /complete stress-strain curve/.

W tekście niniejszego opracowania stosowane jest wielokrotnie słowo "model". Modele o jakich tu mowa nie przypominają jednak modeli strukturalnych z rozdz. 3.3. /w szczególności nie posiadają reprezentacji rysunkowych/, a dotyczą raczej pewnych ośrodków idealnych, opisanych matematycznie, których liczbowe charakterystyki odpowiadają charakterystykom badanych materiałów rzeczywistych. We wszystkich opisach ograniczono się do małych odkształceń, tzn. $\epsilon_{ij} = (u_{i,j} + u_{j,i}) / 2$.

Związki konstytutywne hiposprężystości

Wzorowane na koncepcjach Truesdella /1955/ ujęcie tzw. teorii hiposprężystości /hypoelasticity - podsprężystość/ opracowali dla betonu Elwi i Murray [65]. W ujęciu tym przyjmuje się liniowe związki, jak dla materiału anizotropowego, pomiędzy przyrostami naprężeń i odkształceń:

$$d\sigma_{ij} = c_{ijkl} d\epsilon_{kl}$$

oraz zakłada, że współczynniki materiałowe c_{ijkl} zależą od aktualnych wartości tensorów naprężenia i odkształcenia:

$$c_{ijkl} = c_{ijkl}(\sigma, \epsilon) ,$$

w szczególności zależność dotyczyć może tylko jednego z tensorów występujących tu jako argumenty. Zależność pomiędzy przyrostami $d\sigma_{ij}$ oraz $d\epsilon_{ij}$ ma zatem charakter liniowy, jakkolwiek może być różna przy różnych poziomach obciążenia. Jest to ujęcie bardziej ogólne niż w klasycznej teorii sprężystości. Równania konstytutywne opracowywane są w oparciu o wyniki doświadczalne, w drodze dopasowywania krzywych /curve fitting/. M.in. celem opisanego związku pomiędzy naprężeniami i odkształceniami korzysta się z pojęcia tzw. odkształcenia równoważnego osiowego ϵ_{iu} /equivalent uniaxial strain/. Jest to pewna wielkość fikcyjna, liczbowo równa odkształceniu jakie wystąpiłoby przy osiowym ściskaniu próbki daną wartością naprężenia σ_1 , z pominięciem efektu Poissona. Wielkość ta ma oczywisty sens fizyczny jedynie w prostej próbie obciążania osiowego, stanowiąc poza tym dogodną wartość odniesienia przy wyznaczaniu

współczynników odkształcalności materiału. W przypadku nieliniowym, odkształcenie równoważne osiowemu określane jest jako suma odpowiednich przyrostów. W materiałach nieliniowych wspomniane odkształcenie stanowi tę część całkowitego odkształcenia w danym kierunku /tzn. z pominięciem efektów Poissona/, która decyduje o zachowaniu się materiału, włącznie z osłabieniem i zniszczeniem. Gdy wartość ta zostanie wyznaczona, rzeczywiste wartości odkształcenia będą wynikały z uwzględnienia efektu Poissona. W oparciu o wartość odkształcenia równoważnego osiowemu określane są odpowiednie związki funkcyjne, np. rodzina krzywych charakteryzujących zależność pomiędzy naprężeniami i odkształceniami przy rozmaitych stosunkach naprężeń głównych.

Przeprowadzone próby wykazały pewną przydatność omówionej teorii do opisu wyników doświadczalnych. Szereg istotnych zarzutów sformułował jednak Bazant [13,14] zwracając uwagę, że w wyniku procesu obciążania beton może tracić swoją izotropowość. Teoria tego nie uwzględnia, założona jest współliniowość tensorów naprężenia i odkształcenia, a nawet niezmiennosc kierunków głównych w procesie obciążania. Teoria nie uwzględnia także możliwości pęcznienia materiału /dilatancy/, a opisany model ciała izotropowego nie jest niezmienniczy przy przekształceniach tensorowych.

Liniowo sprężysty model z pękaniem

Model ten opracowano dla potrzeb metod elementów skończonych i do tych metod /FEM - finite elements method/ ogranicza się jego przydatność. Zarówno w stanie zarysowanym jak i niezarysowanym materiał opisywany jest za pomocą współczynników sprężystości E i ν z tym, że izotropowość pozostaje zachowana tylko do chwili zarysowania. Przy danych wartościach E i ν , stany naprężeń w elementach na jakie podzielone jest rozważane ciało, są jednoznacznie powiązane ze sobą wzajemnie oraz z warunkami brzegowymi i polem przemieszczeń punktów węzłowych /odpowiada to spełnieniu warunków równowagi i ciągłości deformacji/.

W stosunku do tradycyjnej metody elementów skończonych, znanej z przydatności w rozwiązywaniu problemów brzegowych teorii sprężystości różnica polega na tym, że wprowadza się ograni-

czenia na wartości naprężeń lub odkształceń występujących w poszczególnych elementach. Jeżeli w miarę zwiększania obciążeń na kolejnym etapie obliczeń okaże się, że wartości główne tensora odkształcenia lub naprężenia przekroczą pewne ograniczenie, etap zostaje powtórzony po uprzednim wprowadzeniu zmian w opisie odpowiednich elementów. Kryterium wyciężenia formułowane jest zazwyczaj w naprężeniach [83], co niekoniecznie jest słuszne w przypadku betonu. Dla betonu ostatnio zaproponowano np. kryterium dualne, uwzględniające zarówno stan naprężenia /w strefie przeważającego ściskania/ jak i odkształcenia /w strefie rozciągania/ - Wu [43].

Osiągnięcie tzw. granicy sprężystości pokrywa się przy tym opisie ze zniszczeniem lokalnym, w postaci pęknięcia elementu /lub elementów/ w określonym kierunku; pęknięcie takie można wyobrazić sobie jako układ równoległych rys, równomiernie rozłożonych w danym elemencie. W kierunku równoległym do płaszczyzny pęknięcia materiał pozostaje sprężysty i może nadal przenosić obciążenia. Możliwe jest też przenoszenie ograniczonego ścinania. W niektórych dawniejszych ujęciach FEM pęknięcie wyobrażano sobie /modelowano/ jako rozłączenie w węzłach sąsiadujących ze sobą elementów, co oczywiście zmienia konfigurację całego rozważanego układu; postępowali tak np. Ngo i Sordelis, Nilson oraz Stauder [83].

W przypadku niezarysowanego materiału izotropowego, związki konstytutywne mają postać znaną z teorii sprężystości:

$$/Z-1/ \quad p = \sigma_{kk}/3 = \frac{E}{3(1-2\nu)} \quad \epsilon_{kk} = K \epsilon_{kk},$$

$$/Z-2/ \quad s_{ij} = \frac{E}{1+\nu} \quad e_{ij} = 2\mu e_{ij},$$

przy czym przez K oznaczono współczynnik odkształcalności postaciowej /bulk modułus/, przez μ - współczynnik odkształcalności postaciowej /shear modułus/, natomiast e_{ij} i s_{ij} są standardowymi oznaczeniami dewiatorów odkształcenia i naprężenia:

$$e_{ij} = \epsilon_{ij} - \epsilon_{kk} \delta_{ij}/3, \quad s_{ij} = \sigma_{ij} - \sigma_{kk} \delta_{ij}/3.$$

Macierz sprężystości w metodzie FEM zależy od K i G - zdefiniowanych jak we wzorach /Z-1/ i /Z-2/, od kształtu analizowanego ciała, i od przyjętej geometrii podziału na elementy

skończone. Po zarysowaniu zależności pomiędzy naprężeniami i odkształceniami pozostają nadal liniowe, natomiast wprowadza się modyfikacje macierzy sztywności, w wyniku których materiał przestaje być izotropowy. W miarę "pęknięcia" elementów, w procesie obliczania następują skokowe zmiany sztywności całego, rozważanego ciała, które to zmiany towarzyszą procesowi stopniowego propagowania się rys. Odnośnie stanu ściskania trójosiowego przyjmuje się, że po osiągnięciu wytrzymałości, w wyniku mikropęknięcia materiał ulega skruszeniu, a cała sztywność danego elementu skończonego maleje do pomijalnie małych wartości.

Pomimo upraszczających założeń metoda daje opis zachowania betonu zgodny z niektórymi wynikami obserwacji; dotyczy to zwłaszcza konstrukcji żelbetowych, w których obecność uzbrojenia ogranicza możliwości kruchego pęknięcia [172]. Z jej pomocą Buyukozturk, Nilson i Slate opisali proces propagacji rys w ściskanym elemencie kompozytowym, z regularnie rozmieszczonymi ziarnami kruszywa, o czym była mowa w rozdziale 3.3. - por. rys. 19c [41]; wyniki uzyskano zgodne z doświadczeniem.

Przeba tu jednak zwrócić uwagę na krytykę omawianego ujęcia w odniesieniu do betonu nieuzbrojonego. Wg. liniowo sprężystego modelu z pękaniem, beton nieuzbrojony jest materiałem idealnie kruchym. Bazant i Cedolin wykazali [19], że opis procesu propagacji rysy w rozciąganej tarczy z poprzeczną, centralnie położoną szczeliną pierwotną, jest w ujęciu tego modelu nieobiektywny. Przyjmując jako kryterium wyężenia maksymalną wartość naprężeń rozciągających, i dostatecznie zagęszczając siatkę podziału na elementy skończone, można - jak pokazano - użyć dowolnie niską wartość obciążenia niszczącego. Efektu takiego nie stwierdzono w wypadku żelbetu, gdzie odpowiednio uwzględniono współpracę stali z betonem.

Zastosowaniami omówionej powyżej koncepcji zajmowali się również Ngo i Scordelis /1967/, Chen i Suzuki /1978/, Chen i Chen /1975/, Chen /1979/, Wu /1974/ oraz prawdopodobnie wielu innych autorów pracujących w zakresie obliczania konstrukcji reaktorów jądrowych; szereg odnośników bibliograficznych podano np. w [13,43].

Modele nieliniowo sprężyste

Ujęcia z tej grupy oparte są na aparacie pojęciowym nieliniowej teorii sprężystości. W modelowym materiale przyjmuje się, że w zależnościach liniowej teorii sprężystości /Z-1/ i /Z-2/ wielkości K i μ nie są stałymi lecz funkcjami niezmienników tensora naprężenia lub odkształcenia. Materiał pozostaje sprężysty: stan odkształcenia jest odwracalny, zależny wyłącznie od aktualnego stanu naprężenia, i niezależny od historii obciążenia. Jeżeli wykluczyć możliwość występowania odciążen to model nadaje się do opisywania również materiałów plastycznych, w ramach tzw. odkształceniowej teorii plastyczności /deformation theory of plasticity/. Przy obliczeniach z zastosowaniem omawianego modelu związki o jakich wspomniano powyżej zastępowane są związkami przyrostowymi, pomiędzy prędkościami zmian odkształceń i naprężeń. Np.:

$$\dot{p} = K_t \dot{\epsilon}_{kk},$$

$$\dot{s}_{ij} = 2\mu_t \dot{s}_{ij},$$

przy czym $K_t = K_t(I_1^\sigma) = K_t(\sigma_{kk})$, $\mu_t = \mu_t(J_2^\sigma) = \mu_t(s_{ij}s_{ij}/2)$.

Istnienie takiej jednoznacznej zależności pomiędzy śladami i dewiatorami tensorów naprężenia i odkształcenia potwierdzają wyniki obserwacji eksperymentalnych - por. rys. 11 i 12. Posługiwanie się związkami napisanymi w powyższej postaci określane jest jako metoda przyrostowa /incremental method/ w metodzie elementów skończonych [57,238].

Przy opisie materiału jako ciała nieliniowo sprężystego występuje m.in. założenie o współliniowości przyrostów odkształceń i naprężeń. Prawdziwość takiego założenia została w pewnej mierze potwierdzona eksperymentalnie, ale jedynie w przypadku betonu poddanego stosunkowo niewielkim obciążeniom; pomiary składowych pól odkształcenia są w betonie trudne, pomiary składowych pól naprężenia są w zasadzie niemożliwe. Często podnoszony jest zarzut niemożności uwzględnienia anizotropii betonu powstającej w procesie obciążania /stress induced anisotropy/ [13].

Omawiany model materiału nie pozwala także uwzględnić stwierdzanego w rzeczywistości wzrostu objętości obciążanego betonu /dilatancy/, zachodzących zmian właściwości przy odciążaniu, itd. Stało się to przyczyną wprowadzenia zmiennych współczynników sprężystości /variable moduli models/. Zamiast funkcji ustalonych jak poprzednio /np. $\mu_t(J_2)$ / wprowadzane są funkcje różne przy obciążaniu początkowym, odciążaniu oraz ponownym obciążaniu materiału.

Przy wykonywaniu obliczeń na EAC nie powoduje to istotnych komplikacji, a modele z omawianej grupy dają się bez kłopotów dopasowywać do konkretnych wyników eksperymentów dokonywanych na kompozytach betonopodobnych. Dostatecznie ogólnego modelu dotychczas jednak nie zaproponowano, jak również modele ze zmiennymi współczynnikami zawodzą przy niektórych historiach obciążenia, kiedy to pojawić się może nieciągłość rozwiązania [43]. W ujęciach proponowanych przez Gerstle'a, Cedolina, Poli, Kupfera i Shaha [43] nie analizowano pęknięcia materiału w sensie pojawienia się nieciągłości wektora przemieszczeń; wymagało by to skokowej modyfikacji macierzy sztywności.

Modele sprężysto-plastyczne - przyrostowa teoria plastyczności

U podstaw koncepcji modelu ciała sprężysto - idealnie plastycznego leżało spostrzeżenie doświadczalne, że przy trój-kierunkowym ściskaniu beton wykazuje płynięcie, które poprzedza zniszczenie. W odróżnieniu od płynięcia metali płynięcie takie trudno jest wytłumaczyć, jeśli uwzględnić omawianą w rozdz.2.3. mikrostrukturę zaczynu cementowego; płynięcia nie stwierdzano też nigdy w próbach rozciągania osiowego betonu, mimo uzyskiwania takich wykresów jak na rys.9.

Jeżeli jednak przyjąć, że jakiś rodzaj płynięcia występuje, to dla opisu materiału należy przede wszystkim podać kryterium uplastycznienia. Dokonuje się tego poprzez opisanie tzw. powierzchni płynięcia albo uplastycznienia /yield surface, loading surface/:

$$F(\sigma_{ij}, H_n) = 0,$$

wielkości H_n , $n = 1, 2, \dots$, oznaczają tu pewne parametry stanu, zwane parametrami wzmocnienia. Odmiennie niż w niektórych innych

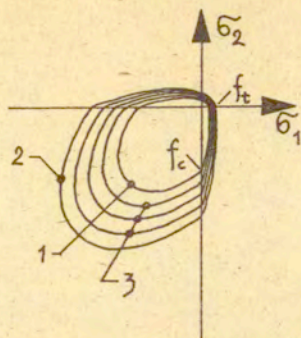
materiałach, w odniesieniu do betonu trzeba przyjąć, że wystąpienie uplastycznienia - cokolwiek to naprawdę oznacza na poziomie mikrostruktury - zależy od pierwszego niezmiennika tensora naprężenia - I_1 , tzn. od średniego ciśnienia hydrostatycznego, a także od drugiego niezmiennika dewiatora naprężenia - J_2 .

Analiza w zakresie plastycznym wymaga określenia sposobu płynięcia materiału. Typowy, stosowany warunek płynięcia odpowiada ortogonalności wektora prędkości odkształceń do powierzchni płynięcia w przestrzeni naprężeń głównych. Jest to tzw. stowarzyszone prawo płynięcia. W materiale sprężysto-idealnie plastycznym parametry wzmocnienia $/H_n/$ nie występują, a idealna plastyczność jest stosowana odnośnie betonu raczej rzadko. Po uplastycznieniu tensor odkształcenia stawałby się wówczas nieokreślony.

Proces obciążania w przypadku materiałów /modeli/ sprężysto-plastycznych ze wzmocnieniem powoduje, że gdy wektor naprężenia w przestrzeni naprężeń głównych osiągnie powierzchnię nieciągłości, rozpoczyna się stopniowa zmiana konfiguracji tej powierzchni przez szereg położen pośrednich, czyli tzw. powierzchni utwardzenia /subsequent loading surfaces/, aż do ewentualnego osiągnięcia powierzchni zniszczenia /fracture surface/. Z chwilą osiągnięcia tej ostatniej rozpoczyna się występowanie efektów osłabienia materiału /strain softening/. Przykład rodziny wspomnianych powierzchni pokazano na rys. Z-1.

Najprościej wzmocnienie materiału opisywane może być w oparciu o jedną z dwóch odmiennych koncepcji. Wzmocnienie tzw. izotropowe /w ośrodkach początkowo izotropowych/ powoduje utworzenie się nowej powierzchni granicznej, zachowującej symetrię względem osi $\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_3$, w przestrzeni naprężeń głównych /przestrzeni Haigha-Westergaarda/. Figury geometryczne, powstałe w wyniku przecięcia powierzchni granicznej z płaszczyznami prostopadłymi do wspomnianej osi ulegają wówczas powiększeniu, na drodze odwzorowania jednokładnego, o środku wewnętrznym.

Wg drugiej koncepcji, tzw. wzmocnienie kinematyczne zachowuje kształt wspomnianej figury przecięcia, natomiast wiąże się z jej translacją; zostaje wówczas naruszona izotropia materiału.



Rys.Z-1. Powierzchnie graniczne w układzie współrzędnych naprężeń głównych, przy dwukierunkowym obciążeniu betonu [42]. 1-początkowa powierzchnia nieciągłości, 2-powierzchnia zniszczenia, 3-kolejne powierzchnie nieciągłości /loading surfaces/.

Opis wzmocnienia kinematycznego jest bardziej skomplikowany matematycznie, pozwala natomiast uwzględnić pewne zjawiska fizyczne, których nie ujmuje model wzmocnienia izotropowego - np. efekt Bauschingera [156]. Przydatność jednej czy drugiej koncepcji wynika z właściwości rozważanego materiału konstrukcyjnego. Beton będący materiałem rzeczywistym nie pasuje do żadnego z tych wyidealizowanych opisów. Nawet w najprostszym wypadku należało by uwzględnić oba - por. rysunki 6 i Z-1.

Zachodzące zmiany właściwości materiału, a więc w pewnym sensie jego pamięć, charakteryzowane są poprzez wartości parametrów wzmocnienia występujące w równaniu powierzchni granicznej. Parametry te powinny być zależne w sposób niezmienny od stanu naprężenia, odkształcenia i ewentualnie także - historii obciążenia.

Efekty osłabienia opisywane są za pomocą związków konstytutywnych wyspecyfikowanych dla betonu "słabnącego". Przeszaje wówczas obowiązywać podstawowy dla przyrostowej teorii materiałów ze wzmocnieniem postulat Druckera: $d \sigma_{ij} d \epsilon_{ij}^{plast} \geq 0$. Trzeba natomiast wymodelować charakterystyczny dla betonu spadek wartości współczynnika sprężystości w fazie osłabienia. Duże znaczenie miały tu prace Dougilla [13,59,60], który wzo-

rując się na funkcji płynięcia /zależnej od ϵ_{ij} / wprowadził tzw. funkcję pęknięcia:

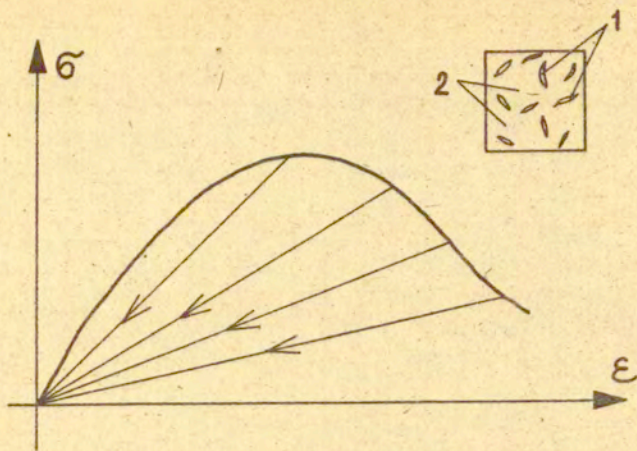
$$\Phi (\epsilon_{ij}, \mu_k) = 0.$$

Na podstawie tej funkcji i rozumowania zbliżonego jak w przypadku teorii plastyczności, można zbudować wzory, w których superponowane są przyrosty naprężeń spowodowanych pękaniem, odpowiadające określonemu przyrostowi tensora odkształcenia $d\epsilon_{ij}$. W efekcie powstaje model materiału plastycznego, z uwzględnieniem spęcznienia, mikropęknięcia i tarcia wewnętrznego [13, 14].

Zaproponowana przez Dougilla teoria materiału "krucho-sprężystego" [13, 59], bardziej realistycznie niż teoria plastyczności opisuje zachowanie się betonu w takim szczególnym przypadku obciążania, gdy przyrosty tensora odkształcenia skierowane są w kierunku równoległym do powierzchni zniszczenia /w teorii plastyczności mowa jest wówczas o obciążaniu "neutralnym"/. Teoria plastyczności dawała by przy wspomnianym programie deformacji opis czysto sprężysty, który charakteryzuje materiał jako bardziej sztywny niż jest on w rzeczywistości [20].

Zachowanie się metali opisywać można za pomocą przyrostowej teorii plastyczności, korzystając z funkcji płynięcia np. von Misesa-Hubera lub Treschi oraz stowarzyszonego prawa płynięcia. Wprowadzony współczynnik wzmocnienia określa zmianę wartości przyrostów odkształceń plastycznych, odpowiadających danemu przyrostowi naprężenia. Beton wykazuje jednak efekty tarcia wewnętrznego i pęcznienia, co jest dość oczywiste na gruncie rozważań mikrostrukturalnych, w związku z czym, obowiązujące ewentualnie prawo płynięcia musi być niestowarzyszone [13]. Tzn. przyrosty odkształceń mogą nie być prostopadłe do powierzchni płynięcia.

W rozmaitych materiałach geologicznych stwierdzono, że pod nieobecność wysokich ciśnień hydrostatycznych współczynnik sprężystości przy odciążaniu /i ponownym obciążaniu/ maleje w procesie obciążania, w związku z rozwojem mikropęknięć. W przypadku wyidealizowanym można wyobrazić sobie, że współczynnik sprężystości maleje tak, że materiał po odciążeniu wraca do stanu wyjściowego - rys. Z-2.



Rys. Z-2. Zachowanie wyidealizowanego materiału wykazującego jedynie pękanie /mikropęknięcie/ i nie wykazującego efektów pełzania /odkształceń nieodwracalnych/;
1 - rysy, 2 - matryca sprężysta.

W ujęciu zaproponowanym dla betonu przez Bazanta /plastic fracturing material with dilatancy and friction/ [13] - skorzystano z obu koncepcji wspomnianych powyżej. Występujące współczynniki materiałowe uzależniono od niezmienników tensorów odkształcenia i naprężenia; jako parametr wprowadzono także osiową wytrzymałość materiału na ściskanie f_c . Postaci występujących w opisie funkcji dobrano do posiadanych wyników eksperymentalnych metodami najmniejszych kwadratów. Wzory końcowe można znaleźć w [13], a porównanie z wynikami doświadczeń wykazuje dużą przydatność tego modelu do opisu betonu. Jest tak przynajmniej w wypadku obciążenia proporcjonalnego. W szczególności opis uwzględnia również zjawisko zakłócenia izotropii materiału w wyniku procesu obciążania /stress induced anisotropy/.

Do modeli związanych z niezależną od czasu teorią plastyczności należy zaliczyć również odmienny od innych omawianych w tym rozdziale, opis zaproponowany przez Dragoną i Mroza [61], w którym wprowadzono tensorową miarę zarysowania /tensor fracture parametr/ Φ :

$$\varphi_{ij} = \frac{1}{V^r} \sum_{k=1}^m \int_{S_k} n_i^{(k)} b_j^{(k)} dS^{(k)},$$

w której n_i oznacza wektor normalny do powierzchni rysy $S^{(k)}$, b_j oznacza nieciągłość wektora przemieszczenia /rozwarcie lub "poślizg" na rysie/, całkowanie rozciąga się na pewną reprezentatywną objętość materiału V^r , natomiast sumowanie dotyczy zbioru wszystkich m rys w tej objętości. Wg niektórych autorów model ten można także zaliczyć do modeli z teorii uszkodzenia [138]. Z wyjątkiem szczególnych przypadków, jak np. gdy

$m = (n_1, 0, 0)$ /wówczas φ_{11} stanowi składnik makroskopowych zmian objętości spowodowanych obciążeniem ciała/, interpretacja fizyczna tego tensora jest mało oczywista. M.in., jak zauważa Krajcinovic [138], po odciążeniu próbki nie sposób odróżnić np. powstałych uprzednio składowych φ_{11} i φ_{12} , odpowiadających różnym procesom fizycznym. Zmiany wartości miary zarysowania \mathcal{Q} w procesie obciążania charakteryzują obok parametru wzmocnienia historię deformacji, możliwe jest przy tym opisanie materiału zarówno w fazie stateczności jak i niestateczności. Zarówno powierzchnia płynięcia jak powierzchnia pęknięcia /yield and fracture surfaces/ zależne są od \mathcal{Q} , na ogół w różny sposób. Wyprowadzone zostały przyrostowe związki pomiędzy tensorami odkształcenia i naprężenia. Próby wykonane przy założeniu, że tylko sferyczna część tensora \mathcal{Q} powiązana jest z plastycznymi odkształceniami objętościowymi (ϵ_{kk}^{plast}), wykazały przydatność tego opisu odnośnie wyników ściskania dwuosowego pewnych skał [61].

Endochroniczna teoria lepko-plastyczności

Wszystkie omawiane dotychczas teorie dotyczyły odkształceń niezależnych od czasu. Oprócz tego, stosowane opisy miały na ogół charakter nieciągły: istniały powierzchnie uplastycznienia, zmiany opisu w przypadku odciążania etc. Tych cech nie wykazuje pewien bardzo ogólny model fenomenologiczny, opisany w pochodzącej od Valanisa /1971 - [220] /, endochronicznej teorii lepko-plastyczności. W odniesieniu do skał, betonu itd., teoria ta została zaproponowana pod koniec lat 70-tych przez

Bazanta i jego współpracowników [13,17,18,21].

W ramach endochronicznej teorii lepko-plastyczności możliwe jest opisywanie materiału bez określania kryterium uplastycznienia w postaci funkcji płynięcia /yield surface/. Zastosowany opis ma charakter ciągły, tzn. unika się sztucznego rozdzielania zachowania się materiału na fazy do- i po- osiągnięciu pewnej powierzchni nieciągłości, a także przy przejściu od obciążania do odciążania. Wyniki obserwacji doświadczalnych betonu powodują spore trudności interpretacyjne przy wyznaczaniu takich powierzchni nieciągłości.

W teorii endochronicznej celem wprowadzenia tzw. czasu wewnętrznego /intrinsic time/ było stworzenie miary pamięci materiału o jego historii odkształcenia. Ma to znaczenie np. przy opisywaniu efektów niesprężystych obciążenia cyklicznego.

Pomysł endochronicznej teorii lepko-plastyczności wyjaśnić można na przykładzie, rozważając co stanie się z modelem Maxwella, opisanym równaniem różniczkowym [17] :

$$\frac{d\varepsilon}{dt} = \frac{1}{E} \frac{d\sigma}{dt} + \frac{\sigma}{EZ_1}$$

/E, Z₁ - stałe/, jeśli dt zastąpić formalnie przez dε .

Otrzymamy wówczas równanie:

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} + \frac{\sigma}{Z_1} = E ,$$

którego rozwiązanie, spełniające warunek początkowy: σ = 0, ε = 0, ma postać:

$$\sigma = EZ_1 \left(1 - \exp(-\varepsilon/Z_1) \right) .$$

Odpowiedni wykres przypomina znany wykres zależności między odkształceniami a naprężeniami materiału nieliniowo sprężystego lub plastycznego. Aby móc analizować odciążanie materiału trzeba dε zastąpić przez |dε|. Wówczas otrzymamy:

$$\begin{aligned} d\sigma &= E d\varepsilon - d\sigma'' , \\ d\sigma'' &= \sigma |d\varepsilon| / Z_1 . \end{aligned}$$

Przy odciążaniu E dε zmienia znak na przeciwny, podczas gdy znak dσ'' nie ulega zmianie. Kąt nachylenia gałęzi odciążania jest zatem na wykresie większy niż w przypadku obciążania.

Oznacza to nieodwracalność procesu deformacji.

W przypadku ogólnym, jeżeli w liniowym materiale lepkosprężystym, o równaniu konstytutywnym

$$\sigma_{ij} = \int_{0-}^t E_{ijkl} (t-\tau) \frac{\partial \varepsilon_{kl}(\tau)}{\partial \tau} d\tau \quad ,$$

wprowadzić skalę pseudo-czasową, za pośrednictwem nieujemnej funkcji f , charakteryzującej historię materiału:

$$\xi = \int_0^z \frac{d\zeta'}{f(\zeta')} \quad ,$$

przy czym $d\zeta^2 = a_{ijkl} d\varepsilon_{ij} d\varepsilon_{kl} + b (dt)^2$, wówczas uzyskuje się równanie konstytutywne endochronicznej teorii lepkoplastyczności:

$$\sigma_{ij} = \int_0^{\xi} E_{ijkl} (\xi-\tau) \frac{\partial \varepsilon_{kl}}{\partial \tau} d\tau \quad .$$

Przy właściwej specyfikacji stałych a_{ijkl} oraz b , otrzymuje się tradycyjne związki lepkosprężystości liniowej, albo płynięcia plastycznego, niezależnego od czasu /time implicate and strain rate independent/. Założenie postaci funkcji $f(\zeta) = 1 + \beta \zeta$, $d\zeta = |d\varepsilon| > 0$, pozwoliło Valanisowi uzyskać opis plastycznego zachowania się metali [220].

Dostosowanie opisu do betonu Bazant i jego współpracownicy przeprowadzili w przypadku ogólnym, w układzie trójwymiarowym [13,17]. Rzeczywisty czas t zastąpiony został przez zmienną z , zależną od przyrostów $d\varepsilon_{ij}$ oraz dt w sposób wynikający z rozwinięcia w szereg potęgowy i następnie narzucenia pewnych ograniczeń wynikających z rozważań fizycznych [13]. Ostatecznie uzyskano:

$$(dz)^2 = \left(\frac{d\zeta_1}{Z_1}\right)^2 + \left(\frac{dt}{\tau_1}\right)^2 \quad ,$$

$$d\zeta_1 = f_1(\xi, \mathbb{E}, \mathbb{E}) d\xi \quad ,$$

$$d\xi = \sqrt{J_2(d\mathbb{E})} = \sqrt{de_{1j} de_{1j}} \quad .$$

/Z-3/

Uwzględniono, że rozwój odkształceń niesprężystych jest stopniowy /wyklucza to płynięcie idealnie plastyczne/, że rozpraszanie energii jest nieujemne, że spełniony jest warunek początkowej izotropii materiału /w związku z tym występuje zależność od niezmiennika tensora odkształcenia/ oraz pominięto małe wyższych rzędów. W wyrażeniach powyższych oznaczono: Z_1 i φ_1 - stałe, f_1 - funkcja wzmocnienia - osłabienia. Zmienna ξ zwana jest miarą dystorsji. Warto zauważyć, że jest ona miarą drogi deformacji w przestrzeni odkształceń głównych /analogicznej do przestrzeni Haigha-Westergaarda/. Natomiast ζ zwana jest miarą uszkodzenia materiału /damage/.

Zestawienie związków pozwalających na stosowanie metody elementów skończonych ma postać następującą:

$$\begin{aligned} d\epsilon_{ij} &= ds_{ij}/(2\mu) + de''_{ij}, \quad de''_{ij} = s_{ij}dz/(2\mu), \\ /Z-4/ \quad d\epsilon_{kk} &= d\sigma_{kk}/(3K) + d\mathcal{E}_{kk}, \\ d\mathcal{E}_{kk} &= d\lambda + [\sigma_{kk}/(3K)]dz' + d\lambda' + d\mathcal{E}^o_{kk}, \\ dz' &= dt/\varphi_1. \end{aligned}$$

Tu \mathcal{E}^o oznacza niesprężyste odkształcenia, niezależne od naprężeń /termiczne lub skurczowe/, λ - spęcznienie niesprężyste, λ' - zagęszczenie związane ze ścinaniem /shear compaction/, z i z' - czasy wewnętrzne odkształceń dystorsyjnych i objętościowych.

Struktura wzorów /Z-3/ i /Z-4/ staje się bardziej przejrzysta jeśli - co jest możliwe - przedstawić je w postaci:

$$\begin{aligned} d\epsilon_{ij} &= A ds_{ij} + B \varphi(\mathbb{G}, \mathbb{E}), \\ d\mathcal{E} &= C d\sigma + D \psi(\mathbb{G}, \mathbb{E}). \end{aligned}$$

A, B, C, D oznaczają tu stałe, natomiast funkcje φ i ψ zależą od stanu deformacji za pośrednictwem niezmienników: $I_1(\mathbb{G})$, $I_3(\mathbb{G})$, $J_2(\mathbb{G})$ i $J_2(\mathbb{E})$. W jednym z przedstawionych wariantów tej teorii Bazant [17] określa także możliwość uwzględnienia rys dyskretnych, poprzez odpowiednie wyspecyfikowanie występujących w opisie funkcji.

Obliczenia oparte na teorii endochronicznej, przeprowadzone metodą elementów skończonych, dotyczące przypadku żelbetowej

belki zginanej powyżej granicy proporcjonalności, wykazały zaskakującą zgodność teorii z doświadczeniem [18].

W ramach opublikowanej niedawno przez Valanisa, [221], udoskonalonej wersji teorii endochronicznej można wykazać, że różne postacie klasycznej teorii plastyczności są asymptotycznymi przypadkami endochronicznej teorii lepkoplastyczności. W odróżnieniu od omówionej nieco wcześniej przyrostowej teorii plastyczności, teoria ta wykazuje obecność odkształceń plastycznych dla wszystkich dróg obciążenia, włącznie z obciążeniem neutralnym /tangential loading, loading to the side/.

Porównanie endochronicznej teorii lepkoplastyczności z przyrostową teorią plastyczności przeprowadził ostatnio Bazant [16], broniąc jej zarazem przed zarzutami Sandlera /1978/ oraz Rivlina /1979/; wspomniane zarzuty dotyczyły m.in. jednoznaczności uzyskiwanych rozwiązań. Obie te dość skomplikowane matematycznie teorie są równie przydatne w opisie zachowania się betonu. Stwierdzenie, która z nich lepiej opisuje rzeczywiste zachowanie się materiału jest na razie niemożliwe, z uwagi na brak odpowiednich wyników eksperymentalnych /w szczególności obejmujących wspomniane przypadki obciążeń neutralnych/.

Wzory uzyskane przez Hirscha

Hirsch wyprowadził wzory na moduł sprężystości betonu, przyjmując że stanowi on prosty kompozyt złożony z jednakowych ziaren rozmieszczonych równomiernie w jednorodnej matrycy. Moduł sprężystości określony został w zależności od właściwości matrycy i kruszywa.

Hirsch przyjął, że kruszywo jest w betonie rozłożone tak jak ilustruje to rys. Z-3. Jeśli moduł sprężystości kruszywa jest większy od modułu sprężystości matrycy, tzn. $E_a > E_m$ /podobnie można rozpatryć przypadek inkluzji słabszych/, to można przeprowadzić rozumowanie z którego wynika, że naprężenia wzdłuż pionowej osi x zmieniają się w sposób ciągły, pomiędzy pewnymi wartościami skrajnymi $\sigma_m/\text{min}/$ i $\sigma_a/\text{max}/$ [88] - rys. Z-3; zmienność tę przyjęto w postaci funkcji sinus:

$$\text{/Z-5/} \quad \sigma(x) = \sigma_c - \left[\sigma_c - \sigma_m/\text{min}/ \right] Z \sin \frac{\eta x}{M} .$$

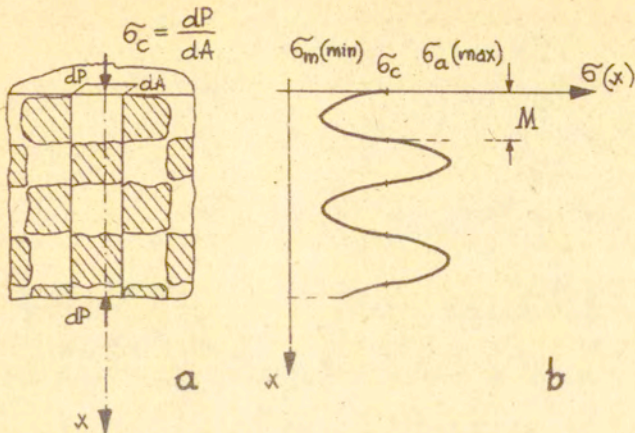
Stałe Z i M charakteryzują w tym wzorze niejednorodność istniejącej struktury betonu. W wyniku przeprowadzonej analizy Hirsch uzyskał wzór na wzrost modułu sprężystości kompozytu E_c/E_m w porównaniu z modułem sprężystości matrycy bez kruszywa E_m , w zależności od względnej zawartości kruszywa (V_a/V_c) :

$$\text{/Z-6/} \quad E_c/E_m = \left[K_1 \frac{V_a}{V_c} \frac{E_m}{E_a} + K_2 \left(1 - \frac{V_a}{V_c} \right) \right]^{-1} ;$$

współczynniki K_1 i K_2 określone są tu zależnościami:

$$K_1 = 1 - \frac{2Z}{\eta} \left[1 - \frac{1}{\frac{E_m}{E_a} \left(1 - \frac{V_a}{V_c} \right) + \frac{V_a}{V_c}} \right] ,$$

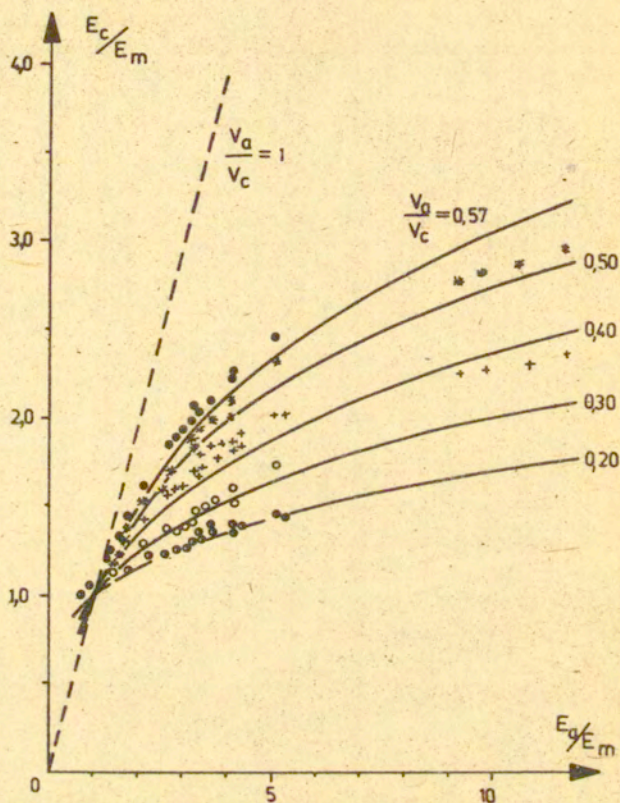
$$K_2 = 1 - \frac{2Z}{\eta} \left[1 - \frac{1}{\left(1 - \frac{V_a}{V_c} \right) + \frac{V_a}{V_c} \frac{E_a}{E_m}} \right] .$$



Rys.Z-3. Zastosowane przez Hirscha [88] idealizacje struktury wewnętrznej /a/ oraz rozkładu naprężeń w betonie /b/, uwzględnione przy wyznaczaniu modułu sprężystości kompozytu ziarnistego.

Empiryczna stała Z oszacowana została na podstawie przeprowadzonych badań na $Z = 0,785$.

W przeprowadzonych eksperymentach porównywano betony wykonane z różną zawartością (V_a/V_c) kruszyw o różnej wartości współczynnika sprężystości (E_a): odłamki stali, piasek krzemowy, kruszone szkło, żwir, kruszywo wapienne oraz ołów. Mimo, że oparta na tak znacznych uproszczeniach analiza pozwoliła na stosunkowo poprawny opis ilościowy: rys.Z-4 pokazuje porównanie wyników zastosowania wzoru /Z-6/ z wynikami eksperymentów. Z rezultatów Hirscha widać praktyczną przydatność ciągłego opisu niejednorodności, przyjętego w postaci wzoru /Z-5/.



Rys.Z-4. Uzyskana przez Hirscha [88] zgodność opisu analitycznego - linie ciągłe - wzór/Z-5/ - oraz wyników doświadczalnych - punkty - uzyskanych przy pomiarze dynamicznego współczynnika sprężystości kompozytu E_c , w zależności od modułów sprężystości kruszywa E_g i matrycy E_m oraz względnej, objętościowej zawartości kruszywa V_a/V_c .

Internal structure and the fracture
of brittle matrix composites

/Summary/

Brittle matrices like cement paste, concrete, some polymers, ceramics etc., reveal - when observed in various scales /macro, meso or micro/ - rather complex internal structure. It is suggested that the behaviour of such materials, and of certain brittle matrix composites in general, can be explained only by taking into consideration internal inhomogeneities of the matrix. An example of a hard-to-explain behaviour is quasi-plasticity in plain concrete under short term, direct tensile loading - Fig.9. It is impossible to explain this behaviour by the yield phenomena only, like in the metals.

It is suggested that the possible reason of such a quasi-plastic behaviour is development of system of cracks in the matrix. While in homogeneous brittle materials crack propagation is usually not limited /instantaneous fracture; at least in most cases shown in Fig.5/ in an inhomogenous body the crack may be stopped by encountering some "stronger" or "weaker" regions.

The Author's proposal is that the internal structure of brittle matrix can be described by a fracture surface energy function (γ_f^*), characterising the local resistance of the material against the crack propagation. Some experiments are cited in Ch.4 which suggest the existence of such a function.

For demonstration it was assumed that the elastic properties are constant inside the body (E and ν), while γ_f^* is a function of one co-ordinate (x) and of three numerical parameters ($\bar{\gamma}$, $\underline{\gamma}$ and λ) - eq./23/. A prismatic specimen with internal cracks have been taken into consideration. It has been assumed that during the loading of the specimen a transformation proceeds of the elastic strain energy into the surface energy of new crack surfaces inside the specimen /Fig.29/. Like in Griffith's theory a condition has been determined for critical stress corresponding to the initiation of the crack

propagation - eq-s /24/ through /28/ and the Fig.28.

Evaluation of the energies results in a differential equation relating the length of the cracks (c) and the specimen elongation (u) - eq./33/. This equation can be solved by a graphical method of isoclines /Fig.30/, and the average stress - total elongation diagram for the specimen can be drawn - Fig.31. The shape of the obtained curve is similar to the experimental diagram in Fig.9.

In fibrous, brittle matrix composites an important parameter is fibre spacing, which influences the conditions of crack propagation. Ch.6 is dedicated to the description of fibres in fibrous composites. Given are the stereological formulae for three idealised fibre distribution systems (Fig.32; eq-s /35/ +/37/). It is demonstrated that fibre distribution parameters like apparent fibre spacing (s_{app}^{1D}) or cross-section area per one fibre (α^{1D} - eq./35/) have clear geometrical meaning (Fig-s 35-36), and can be useful in evaluation of mechanical properties of the composites - Fig-s 37+39 and 41. The fibre distribution parameter α^{1D} is used later on in Chapter 8, in the description of the internal structure of a brittle matrix fibrous composite.

In Ch.7 discussed are some more important analytical theories concerning the brittle matrix fibrous composites; cf. e.g. [4,188].

The same description of inhomogeneity of the matrix as in Ch.5, a similar analytical approach, and a description of the distribution of fibres according to Ch.6 have been used in the analysis in Ch.8 of fibre reinforced specimen loaded in direct tension. The final result has the form of eq./78/. Six curves in Fig.51 have been calculated according to the data in Table 3. The parameters have been chosen in such a way that it is possible to make the comparison with the experimental results presented in Ch.9.

In Ch.9 described are some experiments performed on a particular type of brittle matrix fibrous composite, i.e. - on steel fibre reinforced concrete /SFRC/. Several series of tests have been done on SFRC specimens loaded in direct tension or

bending. The reinforcement parameters like V_f , ζ and d have been measured in separate tests. Fibrous reinforcement in some specimens has been linearised magnetically, the linearisation resulting in fibres orientation of type 1D. The experimental data have been compared with the corresponding analytical results obtained in Ch.8. There is an obvious qualitative resemblance between the results: cf. Fig-s 51 and 54. Also there is a certain quantitative agreement, concerning the reinforcing effect of different fibres.

It is concluded that the rational description of brittle matrix composites should be based on structure independent parameters /like fracture surface energy - γ_f / rather than on the structure dependent parameters /like the tensile strength f_t /. To develop further the proposed approach more studies should be performed on stereological analysis of internal structure of the composites in general, and of brittle matrices alone in particular. Also special numerical procedures should be elaborated.

In Chapters 2 and 3 and in the Appendices reviews are added on brittle matrices internal structures, their observations and descriptions. Also lists of symbols and of most important definitions are given in the Appendices.