

SI
D
3
AKADEMIA TECHNICZNO - ROLNICZA
IM. JANA I JĘDRZEJA ŚNIADECKICH
W B Y D G O S Z C Z Y

ZESZYTY NAUKOWE

Nr 46

MECHANIKA

(16)

EUGENIUSZ RANATOWSKI

WYBRANE UKŁADY NIEJEDNORODNE JAKO MODELE POŁĄCZEŃ
SPAWANYCH W ASPEKTCIE MECHANIKI PĘKANIA
I ICH PRAKTYCZNE WYKORZYSTANIE

B Y D G O S Z C Z - 1977



624.078.3 : 539.4 : 620.1

AKADEMIA TECHNICZNO - ROLNICZA
IM. JANA I JĘDRZEJA ŚNIADECKICH
W B Y D G O S Z C Z Y



ZESZYTY NAUKOWE

Nr 46

MECHANIKA

(16)

EUGENIUSZ RANATOWSKI

WYBRANE UKŁADY NIEJEDNORODNE JAKO MODELE POŁĄCZEŃ
SPAWANYCH W ASPEKTCIE MECHANIKI PĘKANIA
I ICH PRAKTYCZNE WYKORZYSTANIE

B Y D G O S Z C Z - 1977

REDAKTOR NACZELNY

Zbigniew Kikiewicz

REDAKTOR NAUKOWY

Edward Walicki

OPINIODAWCA

Prof. dr hab. inż. Mieczysław Myśliwiec

REDAKTOR TECHNICZNY

Ewa Błażejwicz

Wydano za zgodą Rektora
Akademii Techniczno-Rolniczej
w Bydgoszczy

**WYDAWNICTWA UCZELNIANE AKADEMII TECHNICZNO-ROLNICZEJ
W BYDGOSZCZY**

Nr inw. P 1533/77

ZP UMK, zam. 578, nakład 150 egz., objętość 4,7 ark., B-5, cena zł 10,—

D. 73/77

Spis treści

	Strona
Przedmowa	7
Wykaz ważniejszych oznaczeń	9
1. Wstęp	13
2. Charakterystyka kryteriów stosowanych w mechanice pęknięcia	16
2.1. Współczynnik intensywności naprężenia K	16
2.2. Siła wydłużająca pęknięcie G	19
2.3. Wielkość rozwarcia pęknięcia	21
2.4. Całka J.R. Rice J	23
3. Analiza układów niejednorodnych, zbudowanych z materiałów o odmiennych własnościach sprężystych	27
4. Podsumowanie - wybór zagadnień uzupełniających problematykę rozwoju pęknięć w układach niejednorodnych	33
5. Analiza układów niejednorodnych, zbudowanych z materiałów o identycznych własnościach sprężystych i różnych wskaźnikach wytrzymałościowych	35
5.1. Pęknięcie usytuowane w warstwie o obniżonej wytrzymałości w elemencie płaskim	35
5.2. Pęknięcie usytuowane w warstwie o obniżonej wytrzymałości w elemencie okrągłym lub kwadratowym	54

6.1. Korelacja pomiędzy wartością K_{IC} oceniana na próbkach jednorodnych i niejednorodnych z warstwą przy obciążeniu statycznym	59
6.2. Korelacja pomiędzy wartością K_{IC} oceniana na próbkach jednorodnych i niejednorodnych z warstwą przy obciążeniu dynamicznym	62
6.3. Zmodyfikowana metoda oceny ilości pracy na powstanie przełomu rozdzielczego A i wykorzystanie jej do określenia U , G_{IC} , K_{IC}	67
7. Badania wytrzymałościowe w aspekcie mechaniki pękania wybranych materiałów konstrukcyjnych przy zastosowaniu zmodyfikowanych metod	71
7.1 Charakterystyka materiałów użytych do badań	71
7.2. Metodyka i zakres badań	73
7.3. Ocena K_{IC} , K_C , C przeprowadzona w oparciu o badania statyczne dla wybranych materiałów konstrukcyjnych	78
7.4. Ocena K_{IC} przeprowadzona w oparciu o badania dynamiczne dla wybranych materiałów konstrukcyjnych	86
7.5. Ocena uderności materiału przy zastosowaniu zmodyfikowanych próbek Charpy V	90
8. Podsumowanie i wnioski końcowe	91
Wykaz tablic	95
Literatura	112

Przedmowa

Dążenie do wykonywania konstrukcji lżejszych, bardziej wytrzymałych, pewniejszych w działaniu, związane jest nierozdzielnie z poszukiwaniem nowych sposobów otrzymywania materiałów technicznych o coraz wyższych własnościach mechanicznych. Następstwem tego jest więc wzrost wymagań w stosunku do metod oceny wytrzymałości konstrukcji. Istotnym mankamentem powszechnie stosowanych metod obliczeniowych jest nieuwzględnianie zmian zachodzących w materiale w procesie wytwórczym konstrukcji np. lokalnych zmian struktury, naprężeń wewnętrznych, nieciągłości w formie wad, obcych wtrąceń, pęknięć itp.

Bardzo poważnym problemem jest zagadnienie pękania. Mechanika pękania zajmuje się procesem dokohezji materiału z uwzględnieniem nieciągłości w jego budowie, łącznie z określeniem warunków krytycznych zapoczątkowania rozwoju pęknięcia lub innej wady w materiale. Mechanika pękania ciał stałych w dużej mierze przyczyniła się do wyjaśnienia mechanizmu procesu niszczenia materiałów i opanowania problemu kruchego pękania konstrukcji metalowych.

Niniejsze opracowanie jest podsumowaniem prac prowadzonych przeze mnie od 1972 roku i dotyczących zastosowania mechaniki pękania do oceny układów niejednorodnych, mających w praktyce swoje odniesienie w połączeniach spawanych, zgrzewanych, lutowanych, klejonych. Z uwagi na to, iż część badań przedstawionych w niniejszym opracowaniu przeprowadziłem w kilku uczelniach technicznych, chciałbym podziękować tym wszystkim, którzy

okazali mi pomoc w realizacji programu badawczego, a zwłaszcza płk J.Zborowskiemu, mgr inż. N.Pikorowi, doc.dr inż. H.Oleszyc-kiemu oraz mgr inż. A.Emeschajmerowi. Szczególną wdzięczność chciałbym wyrazić prof. dr hab. inż. M.Myśliwcowi za wiele cen-nych i wnikliwych uwag w trakcie wykonywania tejże pracy.

Wykaz ważniejszych oznaczeń

- $F_{(\vartheta)}$ - funkcja Airy'ego
 K - współczynnik intensywności naprężenia
 K_{IC} - krytyczna wartość współczynnika intensywności naprężenia; dla przypadku pierwszego / $n = I$ / rozwój pęknięcia nastąpi w warunkach płaskiego stanu odkształcenia
 K_Q - obliczeniowa wartość współczynnika intensywności naprężenia
 δ - wartość rozwarcia pęknięcia
 δ_c - krytyczna wartość rozwarcia pęknięcia dla przypadku pierwszego / $n = I$ /
 G - siła wydłużająca pęknięcie
 G_{IC} - krytyczna wartość siły wydłużającej pęknięcie; dla przypadku pierwszego / $N = I$ / rozwój pęknięcia nastąpi w warunkach płaskiego stanu odkształcenia
 J - oznaczenie całki J.R. Rice
 W - jednostkowa energia odkształcenia
 T - składowa naprężenia na konturze w kierunku normalnym do konturu
 r_p - promień charakteryzujący wielkość obszaru odkształcenia plastycznego w sąsiedztwie wierzchołka pęknięcia
 μ - moduł ścinania
 E - moduł Younga
 ν - współczynnik Poissona
 Re - granica plastyczności dla materiału przy obciążeniu statycznym
 Re^M - granica plastyczności dla materiału warstwy przy obciążeniu statycznym

- Kw - współczynnik umocnienia kontaktowego dla warstwy
- Kv - współczynnik umocnienia materiału w wyniku wzrostu szybkości odkształcenia
- ξ, ζ - współrzędne bezwymiarowe
- U - udarność materiału
- A - wielkość pracy zużytej na zniszczenie /złamanie/ próbki udarowej
- F - pole przekroju poprzecznego próbki udarowej w miejscu naciętego karbu

Eugeniusz Ranatowski

WYBRANE UKŁADY NIEJEDNORODNE JAKO MODELE
POŁĄCZEŃ SPAWANYCH W ASPEKTCIE MECHANIKI PĘKANIA
I ICH PRAKTYCZNE WYKORZYSTANIE

Praca dotyczy analizy wytrzymałościowej wybranych układów niejednorodnych z punktu widzenia mechaniki pękania. Uwagę skoncentrowano szczególnie na modelach odzwierciedlających połączenia spawane, zgrzewane, lutowane i klejone.

W początkowej części pracy omówiono sposób oceny kryteriów mechaniki pękania dla układów niejednorodnych, zbudowanych z materiałów o odmiennych własnościach sprężystych, uwzględniając aktualny stan wiedzy w tym zakresie. Powyższe rozważania zakończono podsumowaniem, zestawiając czynniki wpływające na K_C , K_{IC} , σ_C .

Opracowane zależności okazują się nieprzydatne do oceny połączeń, dla których miarą niejednorodności są wskaźniki wytrzymałościowe R_e , R_m . Dla uzyskania rozwiązania tego zagadnienia, do dalszych celów adaptowano i rozwinięto niektóre zależności teorii niejednorodności mechanicznej.

W dalszej kolejności rozpatrzono możliwość wykorzystania w/w układów niejednorodnych do modyfikacji oceny wytrzymałości materiałów w aspekcie mechaniki pękania. W związku z powyższym ustalono korelację pomiędzy wartością K_{IC} ocenianą na próbkach jednorodnych i niejednorodnych z warstwą, przy obciążeniu statycznym i dynamicznym.

Ustalono również podstawy teoretyczne modernizacji oceny ilości pracy A na powstanie przełomu rozdzielczego i wykorzystania jej do określenia U , G_{IC} , K_{IC} .

W końcowej części opracowania przeprowadzono weryfikację praktyczną powyższych rozważań teoretycznych, uzyskując jej potwierdzenie.

1. Wstęp

Właściwa ocena materiałów, a także gotowych konstrukcji w zakresie ich odporności na rozwój kruchych pęknięć, jest zagadnieniem bardzo złożonym. Zagadnienie to nabrało szczególnego znaczenia w związku ze stosowaniem na skalę przemysłową stali o wysokich własnościach wytrzymałościowych i przeważnie o obniżonej plastyczności. Stale te znajdują zastosowanie w odpowiedzialnych konstrukcjach np. reaktorów atomowych raket kosmicznych, turbin, kadłubów statków, zbiorników ciśnieniowych itp. Wprowadzenie spawania jako metody łączenia stosowanej przy budowie tychże konstrukcji, problem ten jeszcze bardziej zaostrzyło.

W oparciu o szeroki materiał doświadczalny określono szereg czynników warunkujących rozwój kruchych pęknięć w konstrukcjach. Jest rzeczą szczególnie istotną, iż kruche pęknięcie może wystąpić w konstrukcji przy jednoczesnym występowaniu następujących czynników [1,2,3]:

- w konstrukcji znajduje się korb lub inny geometryczny koncentrator naprężeń;
- korb lub wspomniane nieciągłości muszą znajdować się w obszarze naprężeń rozciągających;
- materiał jest poddany działaniu naprężeń w takiej temperaturze, że wykazuje kruchość w obecności korbu.

Z uwagi na to, iż w trakcie eksploatacji pewne czynniki mogą zmieniać własności mechaniczne materiału, należy je rów-

nież uwzględnić przy ocenie możliwości kruchego pęknięcia. I tak np. w przypadku reaktorów atomowych, pod wpływem napromieniowania z zasady zwiększa się kruchość materiału [4,5].

W celu określenia odporności materiałów na kruche pęknięcie opracowano szereg prób laboratoryjnych. Jednakże w oparciu o dane uzyskane z badań laboratoryjnych nie możemy w większości przypadków w sposób jednoznaczny ocenić własności samego tworzywa konstrukcyjnego, ponieważ uzyskane wyniki, przy przyjętym kryterium oceny są niczym innym, jak reakcją materiału na warunki stworzone przez daną próbę. Wobec tego, zagadnienia oceny materiałów w aspekcie odporności na kruche pęknięcie nie można uznać za problem w pełni zamknięty. Stwierdzenie to jest szczególnie aktualne, jeżeli zamierzamy uwzględnić zmiany zachodzące w materiale, związane z procesem wytwarzania konstrukcji. Na przykład stosowanie spawania wprowadza w konstrukcji lokalną niejednorodność strukturalną, znacznie naprężenia wewnętrzne itp. Potwierdzeniem powyższych wniosków może być dokument Komisji IX Międzynarodowego Instytutu Spawalnictwa, w którym między innymi stwierdza się potrzebę [6]:

- opracowania prób ilościowej analizy pęknięcia,
- dokonania ilościowej oceny ostrości klasycznych prób pęknięcia.

Wydaje się, iż rzeczywisty postęp w wyżej wymienionym zakresie można osiągnąć, jeżeli stosowane próby laboratoryjne oraz kryteria oceny wynikać będą ze znajomości istoty mechanizmu powstawania i rozwoju pęknięć. Istotną rzeczą jest więc określenie zależności, które by w jasnej formie uwzględniały wpływ różnych parametrów fizycznych na zjawisko pęknięcia, jak również opracowanie odpowiednich metod pomiarowych. Powyższe wymagania

w dużej mierze spełniają zależności ustalone przez mechanikę pęknięcia, której podstawy zostały opracowane w latach 60-ych w USA i są w dalszym ciągu przedmiotem szeregu opracowań i uzupełnień. Podstawowe kryteria mechaniki pęknięcia wynikają z oceny stanu naprężenia w sąsiedztwie wierzchołka pęknięcia bądź z analizy stanu energetycznego w sąsiedztwie pęknięcia.

2. Charakterystyka kryteriów stosowanych w mechanice pęknięcia.

2.1. Współczynnik intensywności naprężenia K.

Badania rozkładu naprężeń i odkształceń w pobliżu wierzchołka pęknięcia zostały zapoczątkowane przez H.M. Westergaarda [7], I.N. Sneddon [8,9], a kontynuowane były przez G.I. Barenblata [10,11], M.L. Williamsa [12], G.R. Irwina [13,14] i innych. Z praktycznego punktu widzenia szczególnie interesująca jest analiza dokonana przez G.R. Irwina. Opierając się na rozważaniach G.R. Irwina i przyjmując trzy różne modele rozwoju pęknięć /rys.1/, ogólną zależność charakteryzującą stan naprężenia w sąsiedztwie końca pęknięcia /rys.2/, można wyrazić przez [15, 16]:

$$\sigma_{ik} = \frac{K_n}{\sqrt{2\pi r}} F_{ik}(\theta) \quad (1)$$

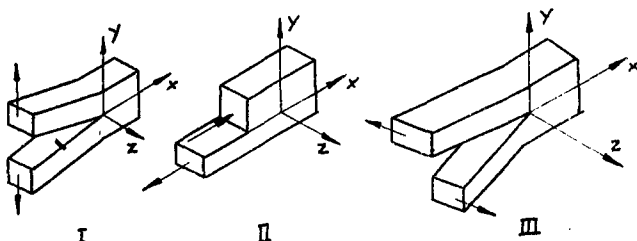
gdzie:

$ik - x, y, z,$

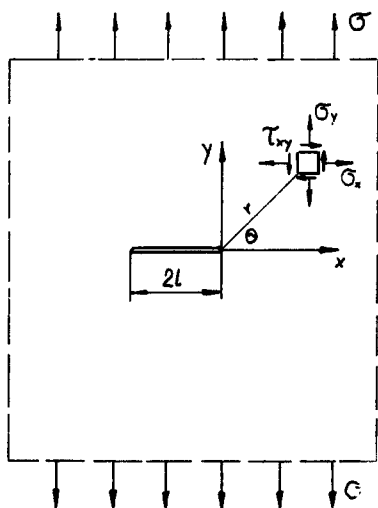
$n - \text{przypadek I, II, III,}$

$F_{ik} - \text{funkcja kątowa,}$

$K_n - \text{stała, niezależna od } r \text{ i } \theta.$



Rys.1. Schemat trzech podstawowych przypadków rozwoju pęknięć wraz z odpowiednimi obciążeniami.



Rys.2. Model płyty z pęknięciem o długości $2l$ wraz z charakterystyką naprężeń w sąsiedztwie pęknięcia

Stała K_n nazywana jest w zachodniej literaturze technicznej współczynnikiem intensywności naprężeń /stress intensity factor/. Z fizycznego punktu widzenia współczynnik intensywności naprężeń można rozpatrywać jako parametr, który charakteryzuje jednoznacznie pole naprężeń w następstwie obecności pęknięcia. Ocena krytycznej wartości K_n ma sens tylko w takim przypadku, gdy obszar odkształceń plastycznych na końcu pęknięcia jest mały w porównaniu z długością pęknięcia i wymiarami próbki. Niezależnie od tego, obecność strefy odkształcenia plastycznego uwzględniamy wprowadzając poprawkę w rzeczywistej długości pęknięcia o wielkości strefy odkształcenia plastycznego. Wielkość strefy odkształcenia plastycznego jest uzależniona od wartości stosunku $K_n/Re/2$ [17,18]. Jak wykazują szczegółowe badania, wartość K_n jest we wszystkich przypadkach funkcją przyłożonego obciążenia geometrii pęknięcia i próbki. Z uwagi na niebezpieczeństwo kruchego pęknięcia oraz możliwość doświadczalnej realizacji badań, odnoszących się do przypadku I - rysunek 1a, na nim

skoncentrowano głównie rozważania mechaniki pękania. Z technicznego punktu widzenia interesująca jest krytyczna wartość współczynnika intensywności naprężenia K_{IC} , która charakteryzuje niestabilność powiększenie się pęknięcia w warunkach płaskiego stanu odkształcenia bez podwyższania obciążenia zewnętrznego. W związku z tym, iż nie można ustalić analitycznie warunków, stwierdzających jaki test badawczy jest słuszny do określania K_{IC} , w oparciu o szeroki materiał doświadczalny uzyskany między innymi w USA w National Aeronautics and Space Administration, NRL - Naval Research Laboratory, określono minimalne wymiary próbek do ustalania prawidłowej wartości K_{IC} , które są wielokrotnością wyrażenia $(K_{IC}/Re)^2$. Na przykład, grubość i szerokość próbki powinna spełniać następujące warunki:

$$B \geq 2,5 (K_{IC} / Re)^2$$

$$B \geq 5 (K_{IC} / Re)^2$$

Sposób określania wartości K_{IC} jest znormalizowany i ujęty między innymi w normach amerykańskich i brytyjskich [19-22]. Oceniając z praktycznego punktu widzenia współczynnik intensywności naprężenia K_{IC} , należy stwierdzić, iż może być on wykorzystany do:

- oceny i klasyfikacji materiałów,
- jako wielkość użyteczna w obliczeniach konstrukcyjnych.

Dla konstruktora stanowi on pewną, dolną graniczną wartość o podwójnym znaczeniu:

- przy określonej wielkości obciążeń można ustalić największy

dopuszczalny wymiar wad materiałowych np. długość pęknięcia, wady spawalniczej, wtrącenia itp.,

- przy stwierdzeniu obecności wad o określonej długości w elemencie konstrukcyjnym można określić dopuszczalną wielkość obciążenia dla danego elementu lub konstrukcji.

2.2. Siła wydłużająca pęknięcie G

Idea zmodyfikowanej teorii Griffith'a polega na powiązaniu energii niezbędnej do jednostkowego wydłużenia pęknięcia z ilością energii sprężystej G , która ubyła z otoczenia pęknięcia. Jest to wielkość, która może również spełniać rolę kryterium służącego do oceny odporności materiałów na rozwój pęknięć. Autorem powyższej koncepcji jest G.R. Irwin [13,14]. Zmniejszenie energii sprężystej dla płyty z usytuowanym pęknięciem o długości $2l$ - rysunek 2, wynosi:

$$G = \frac{\pi l \sigma^2}{E} \quad (2)$$

Wielkość G Irwin określił jako siłę wydłużającą pęknięcie (crack extension force). Uwzględniając, iż dla modelu przedstawionego na rysunku 2, $K = \sigma \sqrt{\pi l}$, otrzymamy:

$$K^2 = \pi l \sigma^2 \quad (3)$$

Wstawiając zależność (3) do (2) otrzymamy bezpośredni związek

pomiędzy G i K:

$$K^2 = E G \quad (4)$$

Dla płaskiego stanu odkształcenia związek ten ma postać:

$$K^2 = G E \frac{1}{1 - \nu^2} \quad (5)$$

Wzory (4) i (5) określają związki, które są zgodne dla pierwszego i drugiego typu pęknięcia - rysunek 1. Dla trzeciego typu pęknięcia związek ten przyjmuje postać:

$$K^2 = G E \frac{1}{1 + \nu^2} \quad (6)$$

Przy złożonym charakterze obciążenia, całkowita energia jest równa:

$$G = G_I + G_{II} + G_{III} \quad (6a)$$

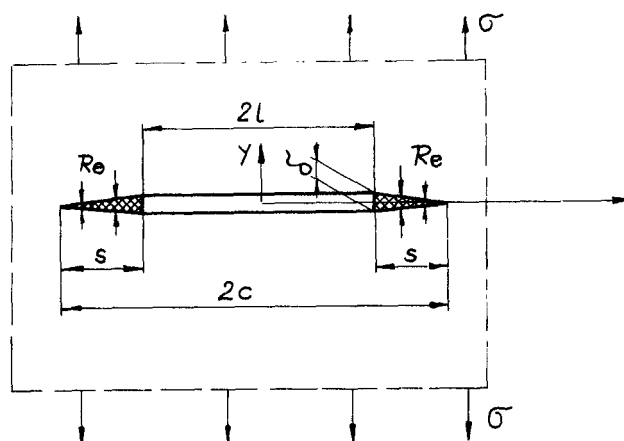
gdzie: G_I , G_{II} , G_{III} odnoszą się odpowiednio do przypadków I, II, III - rysunek 1.

2.3. Wielkość rozwarcia pęknięcia δ

Jak już wspomniano w punkcie 2.1, obecność strefy odkształcenia plastycznego w sąsiedztwie wierzchołka pęknięcia stwarza ograniczenia w zakresie praktycznego stosowania liniowej mechaniki pęknięcia do oceny metali i ich stopów [23]. Istotną więc rzeczą jest wypełnienie luki i wprowadzenie odpowiedniego kryterium, kiedy tracą swą moc zależności określone przy pomocy liniowo sprężystej mechaniki pęknięcia. Jest to również ważny przypadek, gdyż różnorodne wady zdolne są spowodować szybkie i nagłe zniszczenie przy naprężeniu niższym od granicy plastyczności.

Zjawisko to jest podobne do kruchego zniszczenia, z tą różnicą, że znaczna miejscowa plastyczna deformacja powoduje zanik ważności zależności matematycznych liniowo-sprężystej mechaniki pęknięcia. Współczesny poziom wiedzy niestety nie pozwala nam określić wystarczająco dokładnie wartości naprężeń w zakresie odkształceń sprężysto-plastycznych. Powyższą trudność pokonano zakładając, iż konstrukcja ulegnie zniszczeniu, gdy odkształcenie przy krawędzi pęknięcia lub wady osiągnie określoną wielkość. Ponieważ rozważania dotyczą małych i nieokreślonych odległości, warunki zniszczenia wygodniej jest wyrazić poprzez przemieszczanie, a nie przez wielkość obszaru odkształconego. Autorem powyższej koncepcji jest A.A.Wells [24].

Do rozważań przyjęto model pęknięcia według D.S. Dugdale'a [25] - rysunek 3. W modelu tym przyjęto istnienie wąskiej strefy plastyczności o kształcie klinowym, przylegającym bezpośrednio do wierzchołka pęknięcia. Pod działaniem naprężenia σ długość



Rys.3. Model pęknięcia według Dugdale'a.

pęknięcia wraz ze strefą odkształcenia plastycznego wzrasta do długości $2c$. Rozwój pęknięcia i jego rozwarcie częściowo wstrzymywane jest równomiernie rozłożonym wewnętrznym naprężeniem działającym na powierzchni od $x = \pm l$ do $x = \pm c$, równemu Re . Wielkość rozwarcia pęknięcia zgodnie z opracowaniem [26] określa zależność:

$$\delta = \frac{8 Re l}{E \pi} \ln \left(\sec \frac{\pi \sigma}{2 Re} \right) \quad (7)$$

Rozwijając powyższy wzór w szeregu Maclaurina, otrzymamy:

$$\delta = \frac{8 Re l}{E \pi} \left[\frac{1}{2} \left(\frac{\pi \sigma}{2 Re} \right)^2 + \frac{1}{12} \left(\frac{\pi \sigma}{2 Re} \right)^4 + \frac{1}{45} \left(\frac{\pi \sigma}{2 Re} \right)^6 + \dots \right] \quad (8)$$

Pozostawiając do dalszych rozważań tylko pierwszy człon szeregu, wielkość rozwarcia pęknięcia δ wynosi:

$$\delta = \frac{\pi \sigma^2}{E Re} \quad (9)$$

Dzieląc równanie (2), określające G przez Re i przyrównując otrzymane wyrażenie ze wzorem (9), otrzymamy bezpośredni związek pomiędzy G i δ :

$$G = Re \delta \quad (10)$$

Eksperymentalne wyniki badań wskazują na słuszność powyższej zależności do $\sigma \leq Re$ [27]. Analiza przeprowadzona dodatkowo przy pomocy metody elementów skończonych wykazała słuszność powyższych rozważań, aż do momentu osiągnięcia Re w całym przekroju [28,29]. W dalszej kolejności wykorzystując powiązanie pomiędzy G i K , po przekształceniu wzoru (10) otrzymamy związek pomiędzy K i δ . W granicach stosowalności K_{IC} , kryterium to jest równoważne z δ_c :

$$\delta_c = \frac{K_{IC} (1 - \nu^2)}{E Re} \quad (11)$$

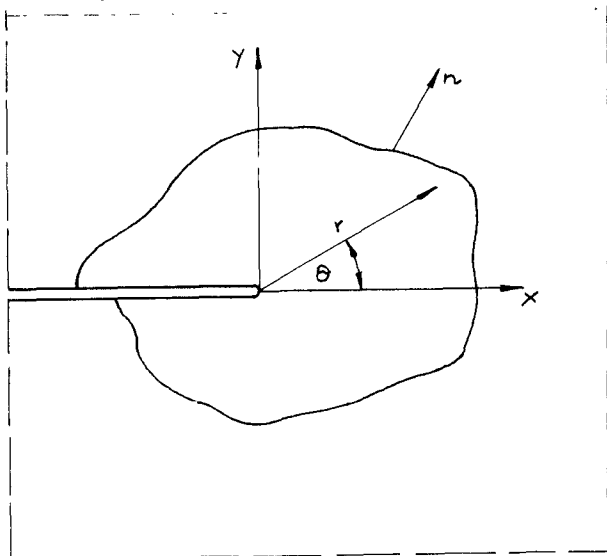
2.4. Całka J.R. Rice (J)

Bardzo użyteczna w mechanice pęknięcia jest całka J.R. Rice [30]:

$$J = \int_{\Gamma} \left(W dy - T \frac{\partial u}{\partial x} ds \right) \quad (12)$$

Główna korzyść wynikająca ze stosowania całki J.R. Rice do określania odkształceń w sąsiedztwie karbu, wynika z jej nie-

zależności od drogi całkowania i możliwości jej obliczenia wzdłuż drogi odległej od wierzchołka karbu - rysunek 4. Dla pęknięcia typu I /Rys.1/ w przypadku płaskiego stanu odkształcenia



Rys.4. Model karbu w dwuwymiarowym polu odkształceń wraz z oznaczeniami stosowanym przez J.R.Rice.

całka J.R. Rice wynosi:

$$J = (1 - \nu^2) \frac{K_{IC}^2}{E} \quad (13)$$

a więc $J = G_{IC}$.

Niedawno J.A.Begley i J.D. Landes [31] wykazali, iż całka J może być również wykorzystana jako kryterium rozwoju pęknięcia dla dwuwymiarowych przypadków, jeżeli towarzyszą mu odkształcenia plastyczne.

Całka J jest również powiązana wprost z wartością δ . W przypadku ogólnym powyższy związek charakteryzuje następująca

zależność [32,33]:

$$J = m \operatorname{Re} \sigma \quad (15)$$

$$m = 1 + 3$$

Dla analizowanego uprzednio modelu Dugdale'a $m = 1$.

Jak wynika z przedstawionych rozważań, w oparciu o całkę J.R.Rice uzyskujemy potwierdzenie słuszności rozważań przedstawionych w punkcie 2.3. Ponadto wartość całki $J = J_c$ może służyć jako samodzielne kryterium. Wzrost długości pęknięcia nastąpi, gdy J osiąga krytyczną wartość J_c , którą uważa się za stałą materiałową. Wartość J_c może być określona eksperymentalnie w oparciu o badanie próbek, różniących się pomiędzy sobą wstępną długością pęknięcia [34,35,36].

2.5. Kryterium cieplno - mechaniczne spoistości materiałów

Jedną z najnowszych propozycji w zakresie mechaniki pęknięcia jest kryterium cieplno - mechaniczne, zaproponowane przez M.Zakrzewskiego [37]. Podstawowa idea tego kryterium polega na określeniu spoistości materiału s na podstawie stosunku ilości ciepła pochłanianego i rozpraszanego w procesie odkształceń trwałych. Analitycznie kryterium cieplno - mechaniczne jest określone przez wyrażenie:

$$s = \frac{Q_m - Q_T}{Q_m} \leq 1 \quad (16)$$

gdzie:

$Q_m - Q_T$ - energia pochłonięta w procesie obciążenia materiału,

Q_m - energia cieplna równoważna pracy odkształceń trwałych L w czasie adyabatycznego procesu obciążenia materiału,

Q_T - energia cieplna zużytkowana na przemiany nieodwracalne w materiale.

Niezależnie od odmiennego podejścia, należy się spodziewać korelacji kryterium ciepłno - mechanicznego, wynikłego z rozważań energetycznych, opartych o energię cieplną, z przedstawionymi uprzednio kryteriami mechaniki pękania. Jeżeli $s = 1$, to cała praca odkształcenia plastycznego zostaje zgromadzona w materiale, przyczyniając się do obniżenia sił kohezji. Dla tego przypadku zarówno K_{IC} , G_{IC} , δ_C i J_C powinny posiadać małą wartość. Jeżeli $s = 0$, to cała praca odkształcenia plastycznego powoduje jedynie wzrost temperatury, a spoiistość materiału nie ulega zmianie. Dla tego przypadku zarówno K_{IC} , G_{IC} , δ_C i J_C powinny posiadać dużą wartość.

Kryterium ciepłno - mechaniczne znajdujące się obecnie na etapie teoretycznej propozycji, wymaga eksperymentalnego potwierdzenia w ośrodkach badawczych i wypracowania prostych i niezawodnych metod badawczych.

3. Analiza układów niejednorodnych, zbudowanych z materiałów o odmiennych własnościach sprężystych

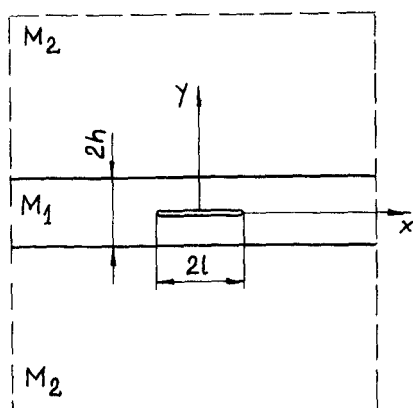
Omówione w poprzednim rozdziale kryteria mechaniki pękania zdały egzamin praktyczny. Świadczy o tym między innymi powołanie norm państwowych w tym zakresie. Należy jednakże podkreślić, iż rozważania dotyczą materiałów o własnościach mechanicznych jednolitych, czyli w skali makroskopowej jednorodnych. Jest to uproszczenie, które dla dużej ilości technicznie ważnych przypadków nie jest przeszkodą w ocenie jakości materiałów i wytrzymałości konstrukcji z punktu widzenia mechaniki pękania [38, 39]. Jednakże w przypadku znacznej i wyraźnej niejednorodności mechanicznej, wartość kryteriów mechaniki pękania określonych dla jednorodnego materiału, np. płyty, nie jest stosowna dla tego samego materiału ukształtowanego przykładowo w formie warstwy sprężonej z dwiema półnieskończonymi płytami, posiadającymi odmienne własności mechaniczne niż warstwa i tworzącymi układ niejednorodny mechanicznie. Powyższy fakt rozpatrywany w aspekcie mechaniki pękania został po raz pierwszy zasygnalizowany przez M.L. Williams'a [40]. Wnioski swoje sformułował on w oparciu o analizę naprężeń w sąsiedztwie pęknięcia usytuowanego wzdłuż linii połączenia dwóch półnieskończonych płyt, wykonanych z materiałów o odmiennych własnościach sprężystych. Układy niejednorodne o podobnej budowie były przedmiotem rozważań wielu badaczy przy wykorzystaniu teorii funkcji zmiennej zespolonej [41-59] bądź metody transformacji całkowych [60-63]. Zagadnienie niejednorodności mechanicznej praktycznie odnosi się do:

- połączeń spawanych,

- połączeń zgrzewanych,
- połączeń lutowanych,
- połączeń klejonych itp.

Analiza odporności na rozwój pęknięć w elementach niejednorodnych mechanicznie posiada złożony charakter. Istota fizyczna odmiennego podejścia, związanego z oceną kryteriów mechaniki pęknięcia dla układów niejednorodnych polega na uwzględnieniu zmiany charakteru odkształcenia materiałów, posiadających odmienne własności sprężyste, wzajemnie na siebie oddziałujących i tworzących jeden monolit. W wyniku tego zmienia się stan naprężeń wewnętrznych. Bezpośrednim następstwem zmiany stanu naprężenia w materiale jest również zmiana wartości jego wskaźników wytrzymałościowych, a w konsekwencji i odmienna odporność na rozwój pęknięć w porównaniu z materiałem jednorodnym.

Rozważmy wspomniany uprzednio układ niejednorodny, składający się z warstwy sprężonej z dwiema półnieskończonymi płytami /rys.5/, dla którego miarą niejednorodności jest różnica w



Rys.5. Model połączenia dwóch płyt M_2 przy pomocy warstwy M_1 o grubości $2h$, posiadającej pęknięcie o długości $2l$

wartości stałych sprężystości materiałów układu. Jeżeli za miarę niejednorodności układu przyjmiemy tylko stałe sprężyste materiałów, współczynnik intensywności naprężenia, charakteryzujący odporność materiału warstwy na rozwój pęknięć określimy zgodnie z rozważaniami F. Erdogan'a [64] z zależności:

$$K_I = \lim_{x \rightarrow 1} [2(x-1)]^{\frac{1}{2}} \sigma_{yy} \quad (17)$$

$$K_{II} = \lim_{x \rightarrow 1} [2(x-1)]^{\frac{1}{2}} \tau_{xy} \quad (18)$$

W danym przypadku, po uwzględnieniu wzajemnego oddziaływania na siebie materiałów o różnych wartościach stałych sprężystości, wyrażającego się w zmianie zdolności odkształcenia warstwy, skorygowana wartość naprężenia wynosi:

$$\sigma_{yy} = - \frac{2\mu}{1+k} \phi_2(x) \quad (19)$$

$$\tau_{xy} = - \frac{2\mu}{1+k} \phi_1(x) \quad (20)$$

gdzie:

$k = 3 - 4\nu$ - dla płaskiego stanu odkształcenia,

$k = \frac{3 - \nu}{1 + \nu}$ - dla płaskiego stanu naprężenia,

ϕ_1, ϕ_2 - funkcje uwzględniające zmianę charakteru odkształcenia warstwy.

Funkcje ϕ_1 i ϕ_2 w sposób fizyczny uwzględniają zmianę charakteru odkształcenia w sąsiedztwie pęknięcia, wynikłą

wskutek wzajemnego oddziaływania na siebie materiałów o odmiennych własnościach sprężystych i tworzących jeden monolit. Określenie funkcji ϕ_1 i ϕ_2 sprowadza się do rozwiązania układu równań całkowych, które otrzymamy wychodząc z warunków równowagi, wyrażonych w przemieszczeniach przy uwzględnieniu warunków brzegowych. Dla omawianego płaskiego zagadnienia, układ tychże równań całkowych wyrażonych w formie ogólnej posiada następującą postać:

$$\frac{1}{\pi} \int_{-1}^1 \sum_1^M a_{ij} \phi_j(t) \frac{dt}{t-x} + \int_{-1}^1 \sum_1^M k_{ij}(x,t) \phi_j(t) dt = g_i(x) \quad (21)$$

$$-1 < x < 1, \quad i, j = 1, 2, \dots, M$$

a_{ij} - stałe, zależne od własności sprężystych;

$k_{ij}(x,t)$ - jądro całkowe określone w kwadracie $-1 \leq x \leq 1$,
 $-1 \leq t \leq 1$;

$g_i(x)$ - funkcje określająca charakter obciążenia zewnętrznego.

Dla modelu przedstawionego na rysunku 5, równania całkowe wraz z poszukiwanymi funkcjami ϕ_1 i ϕ_2 przyjmują następującą postać:

$$\frac{1}{\pi} \int_{-1}^1 \frac{\phi_2(t) dt}{t-x} + \int_{-1}^1 k_1(x,t) \phi_2(t) dt = \frac{1+k_1}{2 \mu_1} p_1(x) \quad (22)$$

$$\frac{1}{\pi} \int_{-1}^1 \frac{\phi_1(t) dt}{t-x} + \int_{-1}^1 k_2(x,t) \phi_1(t) dt = \frac{1+k_2}{2\mu_2} p_2(x) \quad (23)$$

$$k_1(x,t) = \frac{1}{\pi} \int_0^{\infty} \frac{(1 - a_1 a_2 + 4\alpha h + 4\alpha^2 h^2 - 2a_1 e^{-2\alpha h}) e^{-2\alpha h}}{a_2 - 4\alpha h e^{-2\alpha h} + a_1 e^{-4\alpha h}} x \sin \alpha (t-x) d\alpha \quad (24)$$

$$k_2(x,t) = \frac{1}{\pi} \int_0^{\infty} \frac{(1 - a_1 a_2 - 4\alpha h + 4\alpha^2 h^2 - 2a_1 e^{-2\alpha h}) e^{-2\alpha h}}{a_2 + 4\alpha h e^{-2\alpha h} + a_1 e^{-4\alpha h}} x \sin \alpha (t-x) d\alpha$$

$$x \sin \alpha (t-x) d\alpha$$

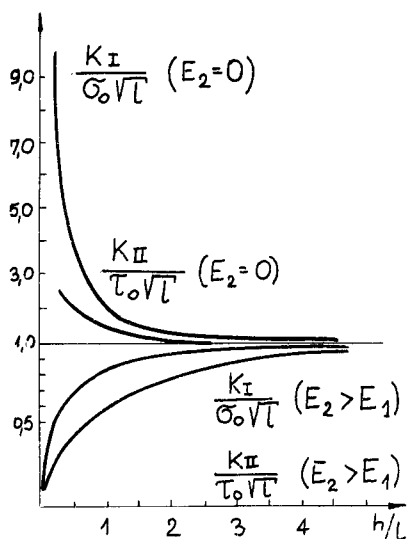
25

$$a_1 = \frac{\mu_1 k_2 - \mu_2 k_1}{\mu_1 k_2 + \mu_2}$$

$$a_2 = \frac{\mu_2 k_1 + \mu_1}{\mu_1 - \mu_2}$$

Niech $p_1(x) = -\sigma_0$ i $p_2(x) = -\tau_0$ będą przyłożone wzdłuż powierzchni pęknięcia $(x,0)$, $|x| < 1$. W wyniku rozwiązania równań (22)-(25) i określenia funkcji ϕ_1 i ϕ_2 można wyznaczyć K_I oraz K_{II} . Na rysunku 6 przedstawiono graficznie zmianę wartości K_I i K_{II} w zależności od zmieniającego się stosunku h/l .

Jeżeli h/l zmniejsza swoją wartość, K_I i K_{II} również maleją w porównaniu z modelem jednorodnym, co odpowiada sytuacji, gdy $h \rightarrow \infty$.



Rys.6. Wykresy $K_I/\sigma_0 \sqrt{l}$ i $K_{II}/\tau_0 \sqrt{l}$ w zależności od h/l przy obciążeniu zewnętrznym σ_0 i τ_0 .

$$M_1 : E_1 = 4,5 \cdot 10^5 \text{ kg/cm}^2, \quad \nu_1 = 0,35$$

$$M_2 : E_2 = 10^7 \text{ kg/cm}^2, \quad \nu_2 = 0,3$$

Jak wynika z powyższego przykładu, nie uwzględnienie zmiany stanu naprężenia z uwagi na niejednorodność mechaniczną układu, związane jest z błędną oceną współczynnika intensywności naprężenia. Na przykład, dla $h/l \rightarrow 1$, błąd w ocenie K_I w porównaniu z układem jednorodnym wynosi około 20%. Jeżeli $E_2 = 0$, K_I i K_{II} osiągają wyższe wartości, aniżeli w przypadku pęknięcia usytuowanego w jednorodnej płycie o nieskończonych wymiarach. Bardziej szczegółową analizę układów niejednorodnych, w których występuje nagią, skokowa zmiana własności mechanicznych

przedstawiono w opracowaniu [65].

4. Podsumowanie - wybór zagadnień uzupełniających problematykę rozwoju pęknięć w układach niejednorodnych

Dla analizowanych układów niejednorodnych współczynnik intensywności naprężenia K jak i pozostałe kryteria mechaniki pęknięcia są zależne od:

- rodzaju obciążenia;
- wymiarów geometrycznych elementu oraz odległości pęknięcia od powierzchni rozdzielającej obszary o odmiennych własnościach mechanicznych;
- stopnia niejednorodności, wyrażającego się różnicą wartości stałych sprężystych materiałów układu.

Przeprowadzone do tej pory rozważania obejmują zagadnienia dotyczące rozwoju pęknięć w układach heterogenicznych, dla których miarą niejednorodności są stałe, charakteryzujące własności sprężyste materiałów wchodzących w skład układów niejednorodnych. Z przeprowadzonych rozważań wynika również, że jeżeli stałe sprężyste materiałów wchodzących w skład układu niejednorodnego mają tę samą wartość, układ należy traktować jako jednorodny. Należy jednakże podkreślić, iż przyjęcie za miarę niejednorodności układu tylko stałych sprężystości jest uproszczeniem, umożliwiającym zastosowanie liniowych zależności teorii sprężystości, lecz nie wyczerpującym problemu rozwoju pęknięć w układach niejednorodnych. Własności mechaniczne metali oraz stopów określają nie tylko stałe sprężystości: E, μ , lecz również wskaźniki wytrzyma-

łościowe: Re , Rm . W związku z tym do układów niejednorodnych należałoby zaliczyć również takie, które tworzą materiały posiadające te same wartości stałych sprężystości i różne wartości wskaźników wytrzymałościowych Re i Rm . Dla takich układów zachodzą jakościowo podobne zjawiska, jednakże dopiero w zakresie odkształceń nieliniowych, a więc po przekroczeniu Re . Na przykład w czasie rozciągania niejednorodnego układu, który tworzy element z warstwą /rys.7/, zarówno dla $E_1 > E_2$ jak i dla $E_1 = E_2$, ale przy $Re_1 > Re_2$ i $Rm_1 > Rm_2$ w warstwie wystąpi wieloosiowy stan naprężenia. Efektem zmiany stanu naprężenia w warstwie jest między innymi zmiana wartości Re_2 i Rm_2 materiału warstwy. Nie pozostanie to oczywiście bez wpływu na odporność materiału na rozwój pęknięć.

Rozszerzone pojęcie układów niejednorodnych w praktyce odnosi się głównie do konstrukcji spawanych. W konstrukcjach spawanych występuje bardzo często układ przedstawiony na rysunku 7. Zagadnienie to nabiera szczególnego znaczenia w związku ze stosowaniem do budowy konstrukcji spawanych stali wysokowytrzymałościowych. Stale te charakteryzują się - jak wynika z samego ich określenia - dużą wytrzymałością, ale posiadają stosunkowo niskie własności plastyczne. Wobec powyższego, głównym celem dalszych rozważań jest ocena wytrzymałościowa w aspekcie mechaniki pęknięcia wybranych układów niejednorodnych, w skład których wchodzi materiały posiadające te same wartości stałych sprężystości, lecz różne wartości wskaźników wytrzymałościowych. Z uwagi na duże znaczenie praktyczne, szczególną uwagę skoncentrowano na układzie z warstwą o obniżonej wytrzymałości /rys.7/. Rozważania teoretyczne zostały w dalszej kolejności zweryfikowane w oparciu o badania laboratoryjne, które przeprowadzono na wy-

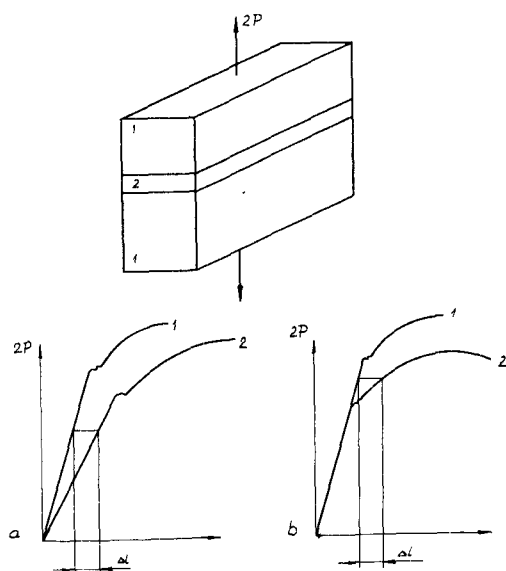
branych materiałach konstrukcyjnych.

5. Analiza układów niejednorodnych, zbudowanych z materiałów o identycznych własnościach sprężystych i różnych wskaźnikach wytrzymałościowych

5.1. Pęknięcie usytuowane w warstwie o obniżonej wytrzymałości w elemencie płaskim

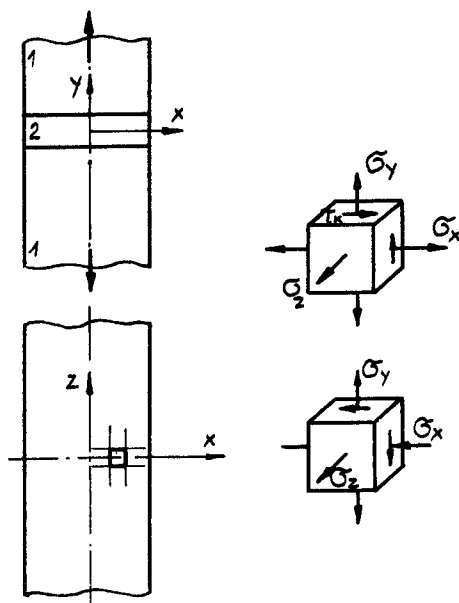
Przedmiotem rozważań jest płaski układ niejednorodny z warstwą o obniżonej wytrzymałości, geometrycznie analogiczny do modelu analizowanego w rozdziale 3 niniejszego opracowania - rysunek 5. Jest to model odzwierciedlający połączenie spawane, w którym spoina bądź obszar strefy wpływu ciepła posiada obniżoną wytrzymałość w porównaniu z pozostałą częścią złącza. Podobnie jak dla modelu analizowanego w rozdziale 3, warstwę traktujemy jako ośrodek o własnościach izotropowych. Z uwagi na to, iż początek zmiany układu naprężenia w warstwie nastąpi dopiero po osiągnięciu granicy plastyczności Re_2 przez materiał warstwy, rozwiązanie tego zagadnienia w oparciu o liniowe zależności teorii sprężystości jest możliwe. Wynika to z tego, iż po osiągnięciu Re_2 , dalszy przebieg odkształcenia warstwy ma charakter nieliniowy. W celu uzyskania rozwiązania tego zagadnienia, do dalszych rozważań adaptowano i rozwinięto niektóre zależności teorii niejednorodności mechanicznej, której podstawy zostały opracowane przez L.M.Kacanova, N.O.Okerblöma, O.A.Bakszi i innych [66-69]. Ogólna koncepcja tej teorii scharakteryzowana z fizycznego punktu widzenia, polega na uwzględnieniu zjawiska wstrzy-

mywania odkształceń warstwy przez bardziej wytrzymałą część materiału. W wyniku tego w całym obszarze warstwy nastąpi zmiana stanu naprężenia. I tak, jeżeli element z warstwą /rys.7/ jest poddany działaniu jednoosiowego rozciągania, w samej warstwie powstanie płaski lub przestrzenny stan naprężenia o charakterze rozciągającym /rys.8/.



Rys. 7. Wykres $P = f(\Delta l)$ charakteryzujący jakościowe podobieństwo procesu odkształcenia w trakcie rozciągania niejednorodnego układu z warstwą:

- a/ przy różnych wartościach stałych sprężystości,
- b/ przy tych samych wartościach stałych sprężystości, lecz przy różnych wartościach wskaźników wytrzymałościowych.



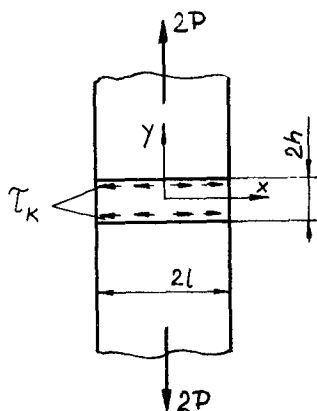
Rys.8. Stan naprężeń w sąsiedztwie powierzchni kontaktowej warstwy (2) z pozostałą częścią elementu (1) dla układu płaskiego.

W celu określenia ilościowych związków, oceniających zmianę stanu naprężenia w warstwie, przyjęto kilka założeń, które można scharakteryzować następująco:

- współczynniki sprężystości materiałów wchodzących w skład niejednorodnego mechanicznie układu są sobie równe;
- między granicą plastyczności warstwy Re^M i granicą plastyczności dla pozostałej części układu Re^T istnieje związek $Re^T > Re^M$;
- powierzchnie styku warstwy z pozostałą częścią układu są płaskie i zachowują ten charakter we wszystkich fazach procesu rozciągania;
- w rozpatrywanym układzie nie występują naprężenia wewnętrzne;

- materiał jest nieściśliwy.

Wyżej wymienione założenia ułatwiają przeprowadzenie analizy, nie wpływając w istotny sposób na jej jakość [67,70,71]. Rozpatrzmy w dalszym ciągu analityczne związki określające wartość naprężeń, które wystąpią w warstwie o obniżonej wytrzymałości w elemencie płaskim, przy założeniu jednostkowej długości w kierunku prostopadłym do płaszczyzny rysunku - rysunek 9. Zgodnie z danymi, jakie podaje L.M. Kačanov [72], wartość naprężeń stycznych na powierzchni styku warstwy z pozostałą częścią układu wynosi:



Rys.9. Schemat obliczeniowy dla płaskiego modelu niejednorodnego z warstwą

τ_k - naprężenie styczne na powierzchni kontaktowej

$$\tau_{xy} = R(\xi) \frac{\eta}{\pi} \quad (26)$$

gdzie:

- $\xi = x/l_p$, $\eta = y/l_p$ - bezwymiarowe współrzędne,
 $\pi = h/l_p$ - bezwymiarowa grubość warstwy,
 $R(\xi)$ - funkcja określająca zmianę k w zależności od współrzędnej.

Dla przypadku rozciągania ($\sigma_y > 0$) funkcja $R(\xi)$ ma następującą postać:

$$R(\xi) = k \frac{c \xi}{\sqrt{1 + c^2 \xi^2}} \quad (27)$$

gdzie:

c - dowolny parametr,

k - granica plastyczności.

Jeżeli założymy, że warstwa jest cienka, to przybliżone rozwiązanie problemu można uzyskać przez określenie naprężeń σ_x i σ_y na powierzchniach styku przy $|\eta| = \alpha$. Powyższy sposób postępowania można uzasadnić tym, iż dla małej grubości warstwy naprężenia σ_x i σ_y na powierzchniach styku, jak również w samej warstwie będą miały wartości zbliżone z uwagi na znaczne ograniczenie odkształceń. Na podstawie warunku równowagi warstwy naprężenie σ_x określić można następująco:

$$\sigma_x = \frac{1}{\alpha} \int_{\xi}^l R(\xi) d\xi + B \quad (28)$$

gdzie:

B - stała całkowania.

Składową naprężenia w kierunku y przy $\eta = \alpha$ określono z warunku Hubera - Mises'a:

$$\sigma_y = \sigma_x \pm 2 \sqrt{k^2 - R^2(\xi)} \quad (29)$$

przy czym znak $+$ dotyczy rozciągania, zaś $-$ ściskania. Po uwzględnieniu zależności (27) i (28) równanie (29) przyjmie następującą postać:

$$\sigma_y = \frac{k}{c \alpha} (\sqrt{1 + c^2} - \sqrt{1 + c^2 \xi^2}) + \frac{2k}{\sqrt{1 + c^2 \xi^2}} + B \quad (30)$$

Naprężenie σ_y osiągnie maksymalną wartość przy $\xi = 0$, a więc na osi

$$\sigma_y \max = k \left(\frac{\sqrt{1+c^2}}{c} \arcsin \frac{c}{\sqrt{1+c^2}} - \frac{1}{\sqrt{1+c^2}} + \frac{\sqrt{1+c^2}}{c} + 2 - \frac{1}{c\pi} \right) \quad (31)$$

Średnia wartość naprężenia w kierunku y wynosi:

$$p = \int_0^L \sigma_y d\xi \quad (32)$$

gdzie:

p - średnia wartość naprężenia.

Wykorzystując zależności (30) i (31) otrzymamy:

$$\frac{p - B}{2k} = \frac{1}{4c} \sqrt{1+c^2} + \frac{1}{c} \left(1 - \frac{1}{4c} \right) \ln (c + \sqrt{1+c^2}) \quad (33)$$

Naprężenie σ_x określone zostało na podstawie warunku plastyczności Hubera - Mises'a oraz zależności (26), (27) i (30):

$$\sigma_x = k \frac{1}{c\pi} \left(\sqrt{1+c^2} - \sqrt{1+c^2} \xi^2 + \frac{2}{\sqrt{1+c^2} \xi^2} + \frac{B}{k} + - 2 \sqrt{1 - \frac{c^2 \xi^2 \eta^2}{1+c^2 \xi^2 \pi^2}} \right) \quad (34)$$

Zgodnie z warunkiem de Saint - Venanta, dla $|\xi| = 1$, stwierdzamy, iż:

$$\int_0^{\pi} \sigma_x d\eta = 0 \quad (35)$$

Korzystając z zależności (34) można określić z warunku (35) wartość stałej B:

$$\frac{B}{2k} = \frac{\sqrt{1+c^2}}{2c} \arcsin \frac{c}{\sqrt{1+c^2}} - \frac{1}{2\sqrt{1+c^2}} \quad (36)$$

Po podstawieniu zależności (36) do (33) otrzymamy wartość średniego naprężenia p jako funkcji wielkości k i C :

$$p = k \left\{ \frac{\sqrt{1+c^2}}{c} \arcsin c - \frac{c}{\sqrt{1+c^2}} + \frac{\sqrt{1+c^2}}{2c} + \left(2 - \frac{1}{2c\pi} \right) \frac{1}{c} \ln \left[c \left(1 + \frac{\sqrt{1+c^2}}{c} \right) \right] \right\} \quad (37)$$

Dla punktu granicznego, od którego zaczyna się proces wstrzymywania odkształcenia warstwy parametr $C = 0$, a zatem i $R = 0$. W punkcie tym naprężenie $\sigma_y = 2k$ i jest równe średniemu naprężeniu p . W następnej kolejności określono wartości naprężeń σ_x , σ_y , τ_{xy} , gdy k zmierza do stałej granicznej wartości przy $\xi > 0$. Dla $C \rightarrow \infty$ funkcja $C\xi / \sqrt{1+C^2\xi^2} \rightarrow 1$, a więc zgodnie z zależnościami (26) i (27) naprężenie τ_{xy} równe jest:

$$\tau_{xy} = k \frac{y}{h} = k \frac{\eta}{\alpha} \quad (38)$$

Zgodnie z zależnością (30) naprężenie σ_y dla $C \rightarrow \infty$ osiągnie następującą wartość:

$$\sigma_y = k \left(\frac{1}{\alpha} + \frac{\pi}{2} - \frac{\xi}{\alpha} \right) \quad (39)$$

Wyrażenie $k \left(\frac{1}{\alpha} + \frac{\pi}{2} \right)$ dla określonych stałych wartości α i k przedstawić można za pomocą pewnej stałej wartości a ; wobec tego zależność (39) przyjmie postać:

$$\sigma_y = a - k \frac{\xi}{\alpha} \quad (40)$$

Po przekształceniu zależności (34) naprężenie σ_x przyjmie dla $C \rightarrow \infty$ następującą wartość:

$$\sigma_x = a - k \frac{\xi}{\alpha} - 2k \sqrt{1 - \frac{\eta^2}{\alpha^2}} \quad (41)$$

Dla $C \rightarrow \infty$ równanie (37) określające wartość średniego naprężenia p przyjmie postać:

$$p = 2k \left(\frac{\pi}{4} + \frac{1}{4\alpha} \right) \quad (42)$$

Jeżeli k osiągnie graniczną wartość równą $\frac{M}{\sqrt{3}}$, to zależność (42) przedstawić można następująco:

$$p = \frac{2}{\sqrt{3}} \frac{M}{Re} \left(\frac{\pi}{4} + \frac{1}{4\alpha} \right) \quad (43)$$

Jak wynika z powyższej zależności, p może znacznie przewyższyć wartość granicy plastyczności Re^M , a przy pewnej krytycznej wartości α_m , wytrzymałość układu niejednorodnego może zwiększyć się do wartości Rm^T . Względną krytyczną wartość grubości warstwy α_m określono z zależności (43), zakładając, że $p = Rm^T$:

$$\alpha_m = \frac{4}{2\sqrt{3}(K_S \gamma^T - \frac{2}{\sqrt{3}})} \quad (44)$$

gdzie:

$$K_S = Re^T / Re^M$$

$$\gamma^T = Rm^T / Re$$

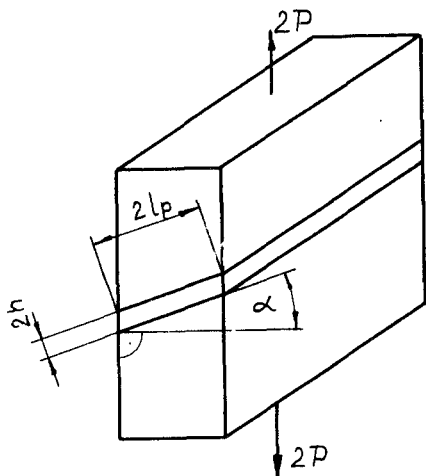
Dodatkowo należy stwierdzić, iż naprężenia maksymalne $\sigma_y \max$ mogą znacznie przewyższyć średnią wartość naprężeń p . Wynika to z przyrównania zależności (31) do (42) lub (43). Jeżeli k zmierza do stałej granicznej wartości $k = Re^M / \sqrt{3}$, zaś $C \rightarrow \infty$, to wzór (31), przyjmie następującą postać:

$$\sigma_y \max = \frac{2Re^M}{\sqrt{3}} \left(\frac{\pi}{4} + 1 + \frac{1}{2\alpha} \right) \quad (45)$$

Przyrównując otrzymaną zależność do wzoru (43) stwierdzamy, iż $\sigma_y \max > p$. Przykładowo, dla $\alpha = 0,1$ wartość średniego naprężenia wynosi $p = 2Re^M / \sqrt{3} (\pi/4 + 2,5)$, natomiast $\sigma_y \max = 2Re^M / \sqrt{3} (\pi/4 + 6)$. Przy odpowiednio cienkiej warstwie i dużej wartości K_S można przewidywać, że w warstwie powstanie prawie równomierny przestrzenny stan naprężenia o charakterze rozciągającym. Zmiana stanu naprężenia w niejednorodnym mechanicznie układzie ze stanu jednoosiowego na stan przestrzenny ma niewąt-

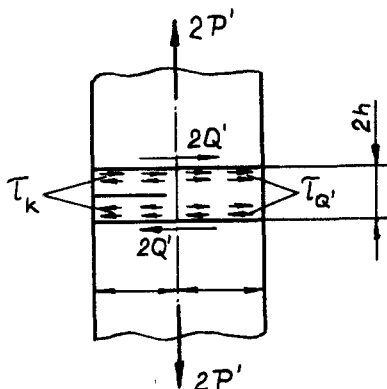
pliwie wpływ na jego własności w czasie eksploatacji. Szczególnie dodatkowa obecność wyraźnie wyodrębnionych obszarów spiętrzenia naprężeń, np. wad powstałych w procesie spawania, spowodować może naruszenie wytrzymałości rozdzielczej materiału lub też przyczynić się do powstania warunków sprzyjających rozwojowi pęknięć. Rozważania przedstawione powyżej opracowano wykorzystując między innymi prace L.M.Kačanova, R.Hill'a i W.Sokołowskiego [72,73,74].

Nieco odmiennie przedstawia się zagadnienie stanu naprężenia w warstwie, kiedy jest ona odchylona od położenia prostopadłego w stosunku do działającego obciążenia /rys.10/. W danym



Rys.10. Niejednorodny mechanicznie model układu z warstwą odchylną od kierunku działania obciążenia o kąt α .

przypadku na powierzchnię styku warstwy działa siła $2P'$ oraz $2Q'$ /rys.11/. Przy obecności siły $2Q'$ na części powierzchni styku $y = -h$, $x < l_p$ oraz $y = k$, $x > l_p$, naprężenia styczne osiągną jak poprzednio graniczną wartość k , przy czym $\tau_k + \tau_Q = k$. Na pozostałej części powierzchni styku, naprężenia styczne osiągną wartość mniejszą od k , równą odpowiednio



Rys.11. Schemat obliczeniowy dla modelu niejednorodnego z warstwą odchyloną od kierunku działania obciążenia o kąt α .

$\tau_k - \tau_Q = k_1$. Między wartościami k_1 i k zachodzi związek: $|k_1| \leq k$. Podobnie jak w poprzednim przypadku, na podstawie równań określających stan równowagi warstwy, warunku plastyczności Hubera - Mises'a oraz równań spełniających graniczne warunki dla τ_{xy} na powierzchni $y = \pm h$, otrzymamy następujące wzory określające stan naprężeń na powierzchni styku:

$$\tau_{xy} = k \left(\frac{1 + \gamma'}{2} + \frac{1 - \gamma'}{2} \frac{\eta}{\alpha} \right) \quad (46)$$

$$\sigma_y = k \left(a - \frac{1 - \gamma'}{2} \frac{\xi}{\alpha} \right) \quad (47)$$

$$\sigma_x = k \left[a - \frac{1 - \gamma'}{2} \frac{\xi}{\alpha} - 2 \sqrt{1 - \left(\frac{1 + \gamma'}{2} + \frac{1 - \gamma'}{2} \frac{\eta}{\alpha} \right)^2} \right] \quad (48)$$

przy czym $x < l_p$, $\gamma' = k_1/k$, $|\gamma'| \leq 1$.

Jeżeli $\gamma' = 1$, to mamy do czynienia z czystym ścinaniem, a więc $\tau_{xy} = k$. Jeżeli $\gamma' = -1$, to wzory (46), (47), (48) przyjmą

znaną już postać, określoną wcześniej wzorami (38), (39), (40). Pozwala to na stwierdzenie, że na powierzchnię styku warstwy nie działa siła $2Q'$. Z praktycznego punktu widzenia interesujące jest porównanie własności nośnych elementów z warstwą ułożoną prostopadłe i odchylną w stosunku do działającego obciążenia. Dla pierwszego przypadku graniczna wartość $2P$ wynosi

$$2P = 2 \int_0^{l_p} \sigma_y dx \quad (49)$$

Na podstawie równania (41) określającego wartość σ_y , otrzymamy:

$$2P = k_1 \left(\frac{1}{2l} + \pi \right) \quad (50)$$

Postępując analogicznie w drugim przypadku otrzymamy:

$$2P' = k_1 l_p \left\{ (1 - q) \frac{1}{4l} + \frac{1}{4(1-q)} \left[\frac{\pi}{2} + 2(1 - 2q) \sqrt{q(1-q)} + \right. \right. \\ \left. \left. - \arcsin(2q - 1) \right] \right\} \quad (51)$$

gdzie:

$$q = Q/k l_p \quad 1 \leq 1.$$

Jeżeli siła ścinająca Q' nie występuje, to $q = 0$, a zależność (51) przyjmie postać wzoru (50) czyli $2P' = 2P$. Z powyższych zależności wynika również, iż przy tej samej wartości względnej grubości warstwy l_p , układ niejednorodny z warstwą ułożoną prostopadłe w stosunku do przyłożonego obciążenia może przetrwać większe obciążenia.

Biorąc pod uwagę wyżej przedstawione rozważania, średnią wartość naprężenia w kierunku y , po uwzględnieniu działania poprzecznej siły Q' , określimy jako:

$$p = \frac{2Re^M}{\sqrt{3}} \left\{ \frac{1}{4(1-q)} \left[\frac{\pi}{2} + 2(1-2q)\sqrt{q(1-q)} + \right. \right. \\ \left. \left. - \arcsin(2q-1) \right] + (1-q)\frac{1}{4\pi} \right\} \quad (52)$$

Jeżeli $Q' = 0$, to równanie (52) sprowadza się do znanej już zależności (43). Ponadto uwzględniając przyjęty warunek, mówiący o idealnych własnościach elastoplastycznych materiału warstwy, możemy stwierdzić, iż wartość p określona wzorami (43) i (52), odpowiada jednocześnie nowej wartości granicy plastyczności Re_2 i wytrzymałości na rozciąganie Rm_2 dla materiału warstwy. Jeżeli materiał warstwy podlega umocnieniu w czasie odkształcenia, to zależności charakteryzujące nową wartość granicy plastyczności Re_2 i wytrzymałość na rozciąganie Rm_2 określimy zgodnie ze wzorami:

$$Re_2 = Re Kw^M \quad (53)$$

$$Rm_2 = Rm Kw^M \quad (54)$$

Dla $Q' = 0$ współczynnik umocnienia kontaktowego Kw wynosi:

$$Kw = \frac{2}{\sqrt{3}} \left(\frac{\pi}{4} + \frac{1}{4\pi} \right) \quad (55)$$

Dla $Q' > 0$ wyrażenie określające K_w ma postać:

$$K_w = \frac{2}{\sqrt{3}} \left\{ \frac{1}{4(1-q)} \left[\frac{\pi}{2} + 2(1-2q) \sqrt{q(1-q)} + \right. \right. \\ \left. \left. - \arcsin(2q-1) \right] + (1-q) \frac{1}{4\alpha} \right\} \quad (56)$$

Wobec powyższego, współczynnik intensywności naprężenia dla warstwy, po skorygowaniu wartości $\bar{\sigma} = p$ przedstawia się następująco:

- dla $Q' = 0$

$$K_I = \frac{2Re}{\sqrt{3}} \left(\frac{\pi}{4} + \frac{1}{4\alpha} \right) \lim_{x \rightarrow 1} \left[2(x-1) \right]^{\frac{1}{2}} \quad (57)$$

- dla $Q' > 0$

$$K = \sqrt{K_I^2 + K_{II}^2} = \frac{2Re}{\sqrt{3}} \left\{ \frac{1}{4(1-q)} \left[\frac{\pi}{2} + 2(1-2q) \sqrt{(1-q)q} + \right. \right. \\ \left. \left. - \arcsin(2q-1) \right] + (1-q) \frac{1}{4\alpha} \right\} \lim_{x \rightarrow 1} \left[2(x-1) \right]^{\frac{1}{2}} \quad (58)$$

Zależność (58) otrzymano przekształcając wzór (6a) i uwzględniając związek pomiędzy G i K . Jak wynika z przedstawionych rozważań, traktowanie układu niejednorodnego z warstwą przy $E_1 = E_2$ i $\mu_1 = \mu_2$, ale przy $Re_1 > Re_2$ i $Rm_1 > Rm_2$ jako ośrodek jednorodny jest niedopuszczalnym uproszczeniem z technicznego punktu widzenia. Wartość współczynnika intensywności naprężeń jest w tym przypadku funkcją zależną od:

- własności mechanicznych warstwy;
- wartości współczynnika umocnienia kontaktowego K_w , który z kolei zależy od wymiarów geometrycznych warstwy, współczynnika niejednorodności mechanicznej $K_s = R_s^T/R_s^M$ oraz rodzaju obciążenia.

W dalszej kolejności rozważmy zachowanie się pęknięcia usytuowanego w warstwie, wykorzystując wykresy wyężeniowe T. Pełczyńskiego [75-77]. Naprężenia główne w sąsiedztwie pęknięcia wynoszą [78]:

$$\sigma_1 = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \right) \quad (59)$$

$$\sigma_2 = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \right) \quad (60)$$

W przypadku płaskiego stanu odkształcenia:

$$\sigma_3 = 2 \nu \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \quad (61)$$

gdzie:

$$K_I = p \sqrt{\pi l}$$

Zgodnie z rozważaniami T. Pełczyńskiego, niezbędna jest znajomość naprężeń zastępczych σ_H i σ_V . Wyrażenie określające zastępcze naprężenie σ_H po uwzględnieniu zależności (59) - (61) zgodnie z hipotezą M.T. Hubera ma postać:

$$\sigma_H = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \cdot \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{6 \sin^2 \frac{\theta}{2} - 8\nu(1-\nu) + 2} \quad (62)$$

Uwzględniając zależności (59) - (61), otrzymamy następującą zależność określającą zastępcze naprężenia według de Saint-Venanta:

$$\sigma_v = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi} r} \cos \frac{\theta}{2} \left\{ \left(1 + \sin \frac{\theta}{2}\right) - \nu \left[\left(1 - \sin \frac{\theta}{2}\right) + 2\nu \right] \right\} \quad (63)$$

Wobec powyższego, wielkość Z charakteryzująca stan naprężenia wynosi:

$$Z = \frac{\sigma_H}{\sigma_v} = \frac{\left[6 \sin^2 \frac{\theta}{2} - 8\nu(1-\nu) + 2 \right]^{\frac{1}{2}}}{\sqrt{2} \left\{ \left(1 + \sin \frac{\theta}{2}\right) - \nu \left[\left(1 - \sin \frac{\theta}{2}\right) + 2\nu \right] \right\}} \quad (64)$$

Własności mechaniczne materiału charakteryzuje wyrażenie:

$$r = \frac{Re}{Ro} \quad (65)$$

Krucze zniszczenie warstwy nastąpi, jeżeli:

$$r = Z \quad (66)$$

Uwzględniając, iż $p = Re$ oraz wstawiając równania (64), (65) do zależności (66) otrzymamy:

$$\frac{\frac{2}{\sqrt{3}} Re^M \left(1 + \frac{1}{4 \alpha} \right)}{Ro} = \frac{\sigma_H}{\sigma_v} \quad (67)$$

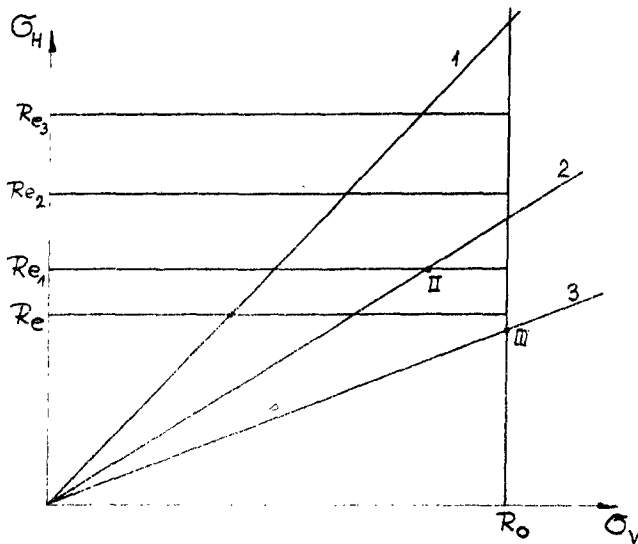
Z powyższej zależności możemy określić krytyczną wartość względnej grubości warstwy, kiedy ulegnie ona zniszczeniu w formie kruchej:

$$\alpha_{kr} = \frac{\sigma_{V Re}^M}{2(\sigma_H R_0 \sqrt{3} - 2 \sigma_{V Re}^M)} \quad (68)$$

Po uwzględnieniu wzorów (62) i (63), równanie (68) przyjmie następującą postać:

$$\alpha_{kr} = \frac{Re^M \left\{ \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \right) - \nu \left[\left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \right) + 2\nu \right] \right\}}{\sqrt{\theta} R_0 \left[3 \sin^2 \frac{\theta}{2} - 8\nu(1-\nu) + 2 \right]^{\frac{1}{2}} - 4 Re^M \left\{ \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \right) - \nu \left[\left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \right) + 2\nu \right] \right\}} \quad (69)$$

Na rysunku 12 przedstawiono wykres wytrzymałościowy według T. Pełczyńskiego. Dla malejącej wartości α następuje wzrost gra-

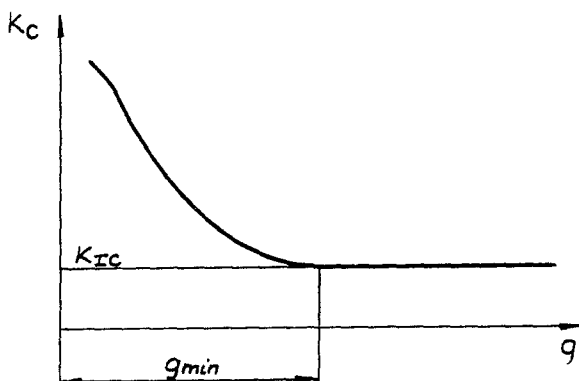


rys. 12. Wykres wytrzymałościowy według T. Pełczyńskiego dla malejącej grubości warstwy $\alpha_1 > \alpha_2 > \alpha_3$ i odpowiednio zmieniającej się granicy plastyczności $Re_1 < Re_2 < Re_3$



nicy plastyczności warstwy. I tak, dla $\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3$ odpowiednio granica plastyczności spełnia związek $Re_1 < Re_2 < Re_3$. W wyniku tego, zwiększeniu ulega r . W następstwie obecności pęknięcia lub innej nieciągłości, naprężenie zmienia również swój charakter. W sąsiedztwie wierzchołka pęknięcia naprężenie zmienia swój charakter z jednoosiowego stanu - prosta 1, na płaski lub przestrzenny stan - prosta 2 i 3. Wobec tego możemy stwierdzić, iż obecność wad w warstwie wpływa niejednoznacznie na jej wytrzymałość. W pewnych warunkach może nastąpić podwyższenie wytrzymałości w porównaniu z sytuacją, kiedy brak jest wad w warstwie /pkt. II - rys.12/. Ma to miejsce przy stosunkowo niedużym podwyższeniu granicy plastyczności, kiedy materiał warstwy aż do momentu zniszczenia pozostaje ciągliwy. W przypadku znacznego podwyższenia granicy plastyczności materiału warstwy, wystąpi odwrotna sytuacja /pkt. III - rys.12/. Wtedy element z warstwą niszczy się krucho, poniżej wytrzymałości określonej przy braku wad w warstwie. W oparciu o powyższe rozważania możemy również wnioskować, iż przy malejącej wartości względnej grubości warstwy, wartość współczynnika intensywności naprężenia powinna ulec stopniowemu zmniejszaniu, aż do osiągnięcia K_{IC} . W danym przypadku zachodzi podobny efekt, odpowiadający zwiększaniu grubości próbki - rysunek 13. W związku z tym możemy stwierdzić, iż minimalne wymiary próbek niejednorodnych do oceny K_{IC} powinny mieć mniejsze wymiary, aniżeli próbki wykonane z jednorodnego materiału, posiadające w stanie wyjściowym te same własności mechaniczne, co materiał warstwy.

Potwierdzenie powyższego wniosku uzyskamy uwzględniając, iż minimalny niezbędny wymiar próbki jest wielokrotnością ilorazu $(K_{IC} / Re)^2$. Jeżeli Re_2 odpowiada granicy plastyczności



Rys.13. Zależność współczynnika intensywności naprężenia K_c od grubości próbki

dla próbki jednorodnej, natomiast Re_{2n} jest nową granicą plastyczności warstwy i $Re_{2n} > Re_2$, to pomiędzy grubością próbki jednorodnej g_2 i niejednorodnej g_{2n} zachodzi związek:

$$\frac{g_2}{g_{2n}} = \left(\frac{Re_{2n}}{Re_2} \right)^2 > 1 \quad (70)$$

W zakresie odkształceń płaskich przy tych samych wymiarach próbek, krytyczna wartość rozwarcia pęknięcia $\tilde{\sigma}_c$ dla próbki z warstwą powinna osiągnąć mniejszą wartość, aniżeli dla próbki jednorodnej. Wynika to z następującego związku:

$$\tilde{\sigma}_c = \frac{G_{IC}}{p} = \frac{K_{IC}^2 (1 - \nu^2)}{E p} \quad (71)$$

$$p = Re_{2n} > Re_2$$

Jeżeli rozwój pęknięcia poprzedzony jest znacznymi odkształceniami plastycznymi, pomiędzy grubością próbki jednorod-

nej i niejednorodnej z warstwą powinien być spełniony podobny związek. Potwierdzenie powyższego wniosku uzyskamy wykorzystując całąkę R.R. Rice. Dla próbki jednorodnej możemy napisać [32, 33]:

$$\varepsilon_2 \gg \propto \frac{Jc}{Re_2} \quad (72)$$

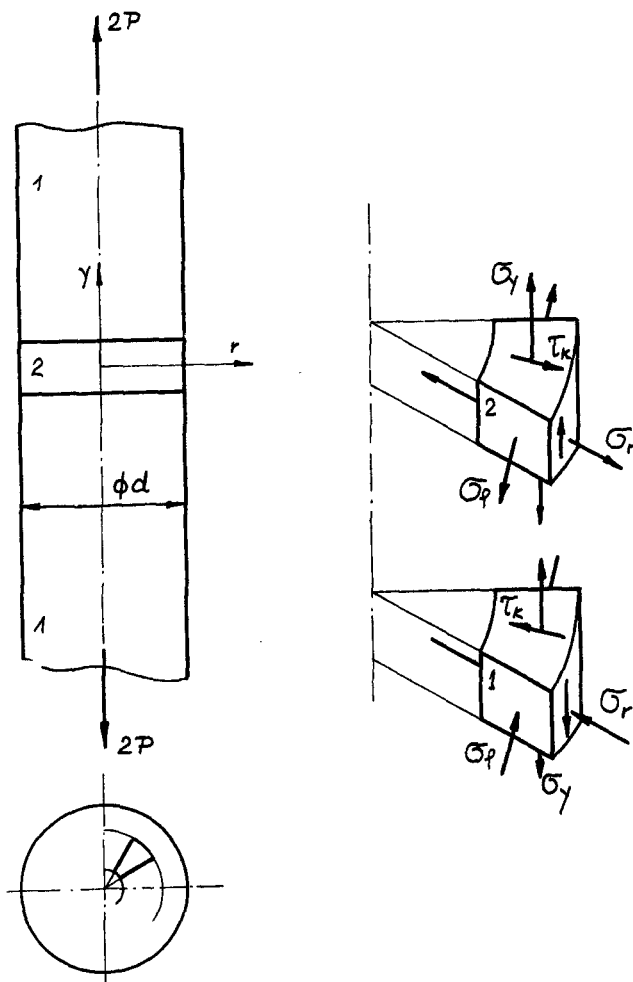
Wobec tego dla płaskiej próbki niejednorodnej z warstwą, powyższą zależność charakteryzuje związek:

$$\varepsilon_{2n} \gg \propto \frac{Jc}{p} \quad (73)$$

Jeżeli $p = Re_{2n} \gg Re_2$, to $\varepsilon_2 \gg \varepsilon_{2n}$.

5.2. Pęknięcie usytuowane w warstwie o obniżonej wytrzymałości w elemencie okrągłym lub kwadratowym

Z uwagi na podobieństwo fizyczne do modelu analizowanego w poprzednim punkcie, istota zjawisk zachodzących w czasie rozciągania niejednorodnego elementu z warstwą o przekroju okrągłym lub kwadratowym jest taka sama. W danym przypadku zachodzą jednakże odmienne związki ilościowe. Przy tych samych założeniach, które zostały sformułowane w punkcie 5.1. zmiane układu naprężeń w warstwie /rys.14./ charakteryzują następujące zależności [97]:



Rys.14. Stan naprężeń w sąsiedztwie powierzchni kontaktowej warstwy 2 z pozostałą częścią elementu 1 dla układu niejednorodnego o średnicy d .

$$\sigma_y = \operatorname{Re} \left[\frac{M}{\sqrt{3} \alpha} \left(\frac{1}{c_1} - \frac{\sqrt{1 + c^2 \xi^2}}{c} + \frac{1}{\sqrt{1 + c^2 \xi^2}} + \frac{1}{2} \left(\frac{1}{c_1} \arcsin c_1 - \frac{c_1}{c} \right) \right) \right] \quad (74)$$

$$c_1 = \frac{c}{\sqrt{1+c^2}}$$

$$\begin{aligned} \bar{\sigma}_r = \bar{\sigma}_\varphi = \operatorname{Re} & \left[\frac{1}{\sqrt{3} \alpha} \left(\frac{1}{c_1} \frac{\sqrt{1+c^2 \varphi^2}}{c} + \frac{1}{\sqrt{1+c^2 \varphi^2}} + \right. \right. \\ & \left. \left. + \frac{1}{2} \left(\frac{1}{c_1} \arcsin c_1 - \frac{c_1}{c} \right) \mp \sqrt{1 - \frac{c^2 \varphi^2}{1+c^2 \varphi^2}} \frac{\varphi^2}{\alpha^2} \right] \end{aligned} \quad (75)$$

Srednia wartość naprężenia p w kierunku y wynosi:

$$\begin{aligned} p = \frac{M}{\sqrt{3} \alpha} & \left[\frac{1}{c_1} - \frac{2}{3} \left(\frac{1}{c_1^3} - \frac{1}{c^3} \right) \right] + \left[\frac{2}{c} \left(\frac{1}{c_1} - \frac{1}{c} \right) + \right. \\ & \left. + \frac{1}{2} \left(\frac{1}{c_1} \arcsin c_1 - \frac{c_1}{c} \right) \right] \frac{M}{\operatorname{Re}} \end{aligned} \quad (76)$$

Jeżeli $c \rightarrow \infty$, to zależność (76) przyjmie postać:

$$p = \operatorname{Re} \left(\frac{\pi}{4} + \frac{1}{3\sqrt{3}\alpha} \right) \quad (77)$$

Korzystając z wykresów wytyżeńiowych T. Pełczyńskiego i postępując podobnie jak w punkcie 5.1., moment kruchej zniszczenia warstwy określimy z warunku:

$$\frac{\operatorname{Re} \left(\frac{\pi}{4} + \frac{1}{3\sqrt{3}\alpha} \right)}{R_0} = \frac{\sigma_H}{\sigma_V} \quad (78)$$

Z powyższej zależności określimy krytyczną wartość względnej grubości warstwy, kiedy ulegnie ona zniszczeniu w formie kruchej:

$$\alpha_{kr} = \frac{4 \operatorname{Re} \bar{\sigma}_V^M}{3 \sqrt{3} (4 \operatorname{Ro} \bar{\sigma}_H^M - \pi \operatorname{Re} \bar{\sigma}_V^M)} \quad (79)$$

Jak wynika ze wzoru (79), krytyczna względna grubość warstwy, przy której należy spodziewać się kruchego zniszczenia w przypadku obecności pęknięcia lub innej wady jest uzależniona od:

- własności mechanicznych materiału Re i Ro ,
- stanu naprężenia w sąsiedztwie wierzchołka pęknięcia, który charakteryzują $\bar{\sigma}_V$ i $\bar{\sigma}_H$.

Z uwagi na jakościowe podobieństwo modeli analizowanych w punktach 5.1. i 5.2, rozważania przeprowadzone w punkcie 5.1. w aspekcie mechaniki pęknięcia odnoszą się całkowicie do niejednorodnego układu okrągłego lub kwadratowego.

5.3. Podsumowanie

Wnioski wypływające z przeprowadzonych do tej pory rozważań można sformułować następująco:

- a/ w układach niejednorodnych z warstwą następuje zmiana stanu naprężenia wewnętrznego, w wyniku czego ulegają zmianie własności mechaniczne warstwy Re^M i Rm^M ;
- b/ z uwagi na zmianę stanu naprężenia w warstwie, proces niszczenia niejednorodnego układu z pęknięciem usytuowanym w war-

stwie odbywa się przy innym naprężeniu, aniżeli rozwój pęknięcia usytuowanego w geometrycznie analogicznym elemencie, posiadającym jednorodną budowę mechaniczną, odpowiadającą własnościom mechanicznym warstwy /rys.12/. Wobec tego, wartość współczynnika intensywności naprężenia dla układu niejednorodnego z warstwą jest funkcją zależną od:

- własności mechanicznych warstwy, wyrażonych przez R_e^M i R_{mM} ,
- wartości współczynnika umocnienia kontaktowego K_w , którego wartość z kolei zależy od wymiarów geometrycznych warstwy, współczynnika niejednorodności mechanicznej $K_S = R_e^T / R_e^M$ oraz sposobu obciążenia;

- c/ przeprowadzając badania niejednorodnych układów z warstwą, możemy ułatwić metodykę oceny materiałów z punktu widzenia mechaniki pęknięcia, głównie ze względu na możliwość użycia próbek o znacznie mniejszych rozmiarach. Powyższe stwierdzenie odnosi się do takiej sytuacji, kiedy własności mechaniczne materiału warstwy i próbki jednorodnej są analogiczne. Ma to szczególnie istotne znaczenie dla materiałów o niskiej i średniej wytrzymałości;
- d/ w oparciu o powyższe rozważania, możemy również wnioskować, iż przy malejącej wartości względnej grubości warstwy, wartość współczynnika intensywności naprężenia powinna ulec stopniowemu zmniejszeniu, aż do osiągnięcia K_{IC} . W danym przypadku zachodzi podobny efekt, odpowiadający zwiększeniu grubości próbki;
- e/ jak wynika z przeprowadzonych rozważań, traktowanie układów jako niejednorodnych tylko na zasadzie różnicy stałych sprężystości, a pomijania różnicy w wartości wskaźników wytrzyma-

małościowych jest z technicznego punktu widzenia niedopuszczalnym uproszczeniem.

6. Analiza możliwości wykorzystania układów niejednorodnych z warstwą do modernizacji oceny wytrzymałości materiałów w aspekcie mechaniki pęknięcia

6.1. Korelacja pomiędzy wartością K_{IC} oceniana na próbkach jednorodnych i niejednorodnych z warstwą przy obciążeniu statycznym

Istotnym mankamentem związanym z oceną materiałów o niskiej i średniej wytrzymałości w aspekcie liniowej mechaniki pęknięcia, są znaczne wymiary próbek. Niejednokrotnie przeprowadzenie takich badań jest niemożliwe z technicznego punktu widzenia, z uwagi na zbyt niską moc urządzeń wytrzymałościowych, będących na wyposażeniu przeciętnych przemysłowych ośrodków badawczych. W związku z końcową sugestią zawartą w punkcie 5.3 niniejszego opracowania, rozważmy korelację pomiędzy wartością K_{IC} ocenianą na próbkach jednorodnych i niejednorodnych z warstwą o obniżonej wytrzymałości, zakładając, że materiał warstwy i próbki jednorodnej to ten sam gatunek materiału, posiadający identyczne własności sprężyste i te same wskaźniki wytrzymałościowe.

Rozwój pęknięcia w warunkach płaskiego stanu odkształcenia zachodzi, jeżeli spełniony jest warunek $g \geq 15 r_p$. Uwzględniając w dalszej kolejności, iż granica plastyczności warstwy uzależniona jest od współczynnika umocnienia kontaktowego K_w , wielkość strefy odkształcenia plastycznego w kierunku rozwoju pę-

knięcia określimy z zależności:

- płaski stan odkształcenia

$$r_{pn} = \frac{(1 - 2\nu)^2}{2\pi} \left(\frac{K_{IC}}{p} \right)^2 = \frac{(1 - 2\nu)^2}{2\pi} \left(\frac{K_{IC}}{Re^M Kw} \right)^2 \quad (80)$$

- płaski stan naprężenia

$$r_{pn} = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{p} \right)^2 = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{Re^M Kw} \right)^2 \quad (81)$$

Minimalna grubość niejednorodnej próbki z warstwą do oceny K_{IC} powinna wynosić:

$$g_n = 15 r_{pn} = 15 \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_{IC}^2}{Re^M Kw} \right)^2 \quad (82)$$

Dla jednorodnej próbki minimalna grubość wynosi:

$$g = 15 r_p = 15 \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_{IC}}{Re} \right)^2 \quad (83)$$

Dzieląc stronami równanie (82) przez (83), otrzymamy:

$$\frac{g_n}{g} = \left(\frac{K_{IC}^2}{K_{IC}} \right)^2 \left(\frac{Re}{Re^M} \right)^2 \left(\frac{1}{Kw} \right)^2 \quad (84)$$

Uwzględniając następnie, iż własności mechaniczne materiału warstwy próbki niejednorodnej i próbki jednorodnej są jednakowe, to $Re^M = Re$ i $K_{IC}^2 = K_{IC}$, a zależność (84) przyjmie postać:

$$g_n = g \frac{1}{Kw}^2 \quad (85)$$

Otrzymany wzór (85) charakteryzuje związek pomiędzy grubością próbki jednorodnej i niejednorodnej z karbem usytuowanym w warstwie o obniżonej wytrzymałości, których badania powinny prowadzić do tej samej wartości współczynnika intensywności naprężenia.

Uwzględniając zależności określające K_w dla rozciągniętych próbek płaskich i okrągłych, możemy rozwinąć wzór (85) w następującą postać:

- dla próbek płaskich

$$\varepsilon_n = \frac{3}{4} \frac{1}{\left(\frac{\pi}{4} + \frac{1}{4\alpha}\right)^2} g \quad (86)$$

- dla próbek okrągłych lub kwadratowych

$$\varepsilon_n = \frac{1}{\left(\frac{\pi}{4} + \frac{1}{3\sqrt{3}\alpha}\right)^2} g \quad (87)$$

Jeżeli względna grubość warstwy niejednorodnej próbki spełnia następujące warunki:

- próbka płaska

$$\frac{2}{\sqrt{3}} \left(\frac{\pi}{4} + \frac{1}{4\alpha}\right) = 1 \quad (88)$$

- próbka okrągła lub kwadratowa

$$\frac{\pi}{4} + \frac{1}{3\sqrt{3}\alpha} = 1 \quad (89)$$

to $\varepsilon_n = g$.

Z powyższych rozważań wynika, iż określony związek (85) może stanowić podstawę do podjęcia oceny K_{IC} na próbkach znacznie mniejszych gabarytowo.

6.2. Korelacja pomiędzy wartością K_{IC} oceniana na próbkach jednorodnych i niejednorodnych z warstwą przy obciążeniu dynamicznym

Zgodnie z obowiązującymi normami, ustalającymi warunki oceny K_{IC} , próba statycznego rozciągania lub zginania jest podstawą do oceny tej wielkości. Przeprowadzenie badań statystycznych nie jest bynajmniej wynikiem ograniczeń stawianych przez liniową mechanikę pęknięcia.

Jak wynika z analizy zależności (1), rozkład naprężenia w kierunku rozwoju pęknięcia przy $K_{IC} = \text{const}$, $\theta = 0$ i $F_{ik} = 1$ jest określony przez wyrażenie $1/r^{\frac{1}{2}}$... a więc jest niezależny od obciążenia i geometrii elementu. Z uwagi na to, iż wartość naprężeń jest proporcjonalna do współczynnika intensywności naprężenia, K_{IC} można uznać za wielkość charakteryzującą moment krytycznego, niestabilnego rozwoju pęknięcia bez podwyższania obciążenia zewnętrznego. Współczynnik intensywności naprężenia K_{IC} uważa się za stałą materiałową. Powyższe stwierdzenie znalazło swe doświadczalne potwierdzenie głównie dla materiałów, które nie były prawie wcale wrażliwe na szybkość obciążenia i temperaturę [80]. Uwaga ta dotyczy przede wszystkim materiałów wysokowytrzymałościowych. Jeżeli z jakiegokolwiek powodu nie są spełnione wyżej wymienione warunki, uwidacznia się zarówno wpływ szybkości obciążenia jak i temperatury badania na wartość K_{IC}

[81,82]. Chcąc uwzględnić wpływ tych czynników na K_{IC} , należy przeprowadzić równoległe badania przy obciążeniu statycznym i dynamicznym przy zmiennej temperaturze. Jeżeli okaże się, że $K_{ID} = K_{IC}$, wtedy wartość K_{IC} można praktycznie uważać za stałą materiałową. Przeprowadzenie dynamicznych badań na analogicznych próbkach, które są stosowane do badań statycznych i przy zastosowaniu podobnej metodyki badań jest trudne do zrealizowania z technicznego punktu widzenia. Dlatego wielu badaczy jak np. J.M. Barson, S.T. Rolfe i inni [83 - 90], wykorzystują próbę udarowego zginania próbek Charpy V z wstępnym pęknięciem jako zakończeniem karbu do oceny K_{IC} . Ocena wartości współczynnika intensywności naprężenia K_{IC} przeprowadzana jest w oparciu o oscylogramy w układzie siła - czas lub siła - ugięcie. Wykresy te wykonane są przy pomocy tensometrów, naklejonych na nożu wahadła młota udarowego lub młotach udarowych wyposażonych w piezoelektryczne urządzenie pomiarowe [91 - 95]. Należy jednakże podkreślić, iż pomimo obecności wstępnego pęknięcia jako zakończenia karbu, realizacja rozwoju pęknięcia w warunkach płaskiego stanu odkształcenia jest utrudniona szczególnie dla materiałów o niskiej średniej wytrzymałości. Powodem tego są znaczne odkształcenia plastyczne wokół karbu. W takim przypadku konieczne jest zwiększenie wymiarów próbki, aby rozwój pęknięcia nastąpił w warunkach płaskiego stanu odkształcenia. Ponadto niektórzy badacze w takiej sytuacji wykonują nacięcia z boku próbki [96,97]. Tego typu podejście jest jednak obarczone pewnymi wadami. Do tej pory nie został w pełni wyjaśniony problem podobieństwa badań na próbkach udarowych o różnych przekrojach. Brak również bliższego wyjaśnienia odnośnie wpływu bocznych nacięć próbek udarowych na pole naprężeń przed pęknięciem, z któ-

Wym związana jest wartość K_{IC} . Wobec powyższego wydaje się, iż zastosowanie niejednorodnych mechanicznie próbek z warstwą do badań dynamicznych w celu oceny K_{IC} umożliwi bardziej precyzyjną ocenę tejże wielkości. Jak wiadomo, podwyższenie szybkości obciążenia, a co za tym idzie i szybkości odkształcenia, powoduje zmianę własności mechanicznych materiału wywołując w pierwszej kolejności wzrost granicy plastyczności.

Wzrost szybkości odkształcenia materiału przy dynamicznym obciążeniu nie powinien prowadzić do zmiany jakościowej stanu naprężenia w warstwie, określonego w punkcie 5. Zgodnie z danymi eksperymentalnymi, wrażliwość materiału na wzrost szybkości odkształcenia praktycznie nie zależy od stanu naprężenia [98, 99]. W związku z tym do oceny wytrzymałości układów niejednorodnych z warstwą przy dynamicznym obciążeniu można wykorzystać zależności określające stan naprężenia w warstwie przy statycznym obciążeniu. Ponadto należy skorygować wyżej wymienione zależności o wielkość współczynnika K_v , uwzględniającego wzrost szybkości odkształcenia. Wobec tego, ogólną zależność charakteryzującą średnią wartość granicy plastyczności materiału warstwy przy dynamicznym obciążeniu określa wzór:

$$p = Re \quad K_w \quad K_v \quad (90)$$

Wyrażenie określające K_w dla rozciąganych próbek przedstawiono w punkcie 5. Dla próbki zginanej podpartej w dwóch punktach i obciążonej siłą skupioną w połowie odległości pomiędzy podporami, wyrażenie określające K_w ma postać [100,101]:

- dla próbek płaskich

$$K_w = \frac{2}{\sqrt{3}} \left(\frac{\pi}{4} + \frac{1}{8\pi} \right) \quad (91)$$

- dla próbek okrągłych lub kwadratowych

$$K_w = \frac{\pi}{4} + \frac{1}{6\sqrt{3}\pi} \quad (92)$$

Z kolei wyrażenie określające współczynnik K_v ma następującą postać [98] :

$$K_v = \left(\frac{v}{v_0} \right)^n \quad (93)$$

gdzie:

v - rzeczywista prędkość odkształcenia przy dynamicznym zginaniu,

v_0 - maksymalna prędkość odkształcenia statycznego,

n - współczynnik charakteryzujący czułość materiału na zmianę prędkości odkształcenia.

Wzrost szybkości odkształcenia jednorodnego materiału powoduje również wzrost jego granicy plastyczności, co możemy wyrazić następującym związkiem:

$$\frac{D}{Re} = Re K_v \quad (94)$$

Uwzględniając zależności (90) i (94) oraz postępując podobnie jak w punkcie 6.1. otrzymamy ostatecznie:

$$\xi_n = g \left(\frac{K_v}{K_v^0} \right)^2 \frac{1}{K_w^2} \quad (95)$$

gdzie:

K_v - współczynnik uwzględniający wzrost szybkości od-

kształcenia dla próbki jednorodnej,

K_v - współczynnik uwzględniający wzrost szybkości odkształcenia dla próbki niejednorodnej.

Otrzymany wzór (95) określa związek pomiędzy grubością próbki jednorodnej g i grubością równoważnej próbki niejednorodnej g_n z karbem usytuowanym w warstwie przy dynamicznym obciążeniu. Zakładając, iż w warunkach płaskiego stanu odkształcenia szybkość odkształcenia w warstwie jak i w materiale jednorodnym jest równa $v' = v$ oraz $n' = n$ otrzymamy $K_v/K_v' = 1$. W związku z tym możemy stwierdzić, iż zależność (95) przyjmie postać analogiczną do wzoru (85). Opierając się na podobnym toku rozumowania możemy otrzymać związek pomiędzy grubością próbki jednorodnej g przeznaczoną do badań statycznych, a grubością równoważnej próbki niejednorodnej g_n przeznaczoną do badań dynamicznych:

$$g_n = \frac{1}{K_v^2 K_w^2} g \quad (96)$$

Wyprowadzone zależności (95) i (96) umożliwiają redukcję wymiarów próbek jednorodnych do znacznie mniejszych, równoważnych próbek niejednorodnych, których badania przy obciążeniu dynamicznym, powinny prowadzić do tej samej wartości K_{IC} . Redukując wymiary próbki jednorodnej z karbem usytuowanym w warstwie zakładamy, iż materiał warstwy i próbki jednorodnej posiada identyczne własności sprężyste oraz te same wskaźniki wytrzymałościowe co materiał próbki jednorodnej.

6.3. Zmodyfikowana metoda oceny ilości pracy na powstanie przełomu rozdzielczego A i wykorzystanie jej do określenia U , G_{IC} , K_{IC}

Zgodnie z PN - 69 / H - 043/0 oraz normami zagranicznymi wyrażenie:

$$U = \frac{A}{F} \quad (97)$$

jest miarą udarności materiału. Jak wiadomo, podstawowym zadaniem karbu wykonanego na próbce przeznaczonej do badań udarowych jest wywołanie spiętrzenia naprężenia i zlokalizowanie plastycznego odkształcenia w możliwie małej objętości. Pomimo stosowania karbu, procesowi zniszczenia próbki w większości przypadków towarzyszy znaczne odkształcenie plastyczne. Wobec tego trudno uznać wyrażenie A/F za właściwe i określające ilość zużytej pracy na powstanie przełomu rozdzielczego. Można stwierdzić, iż zalecana przez normy państwowe charakterystyka udarności nie ma sensu fizycznego. Jednakże zgodnie z utartą tradycją oraz z uwagi na duże nagromadzenie materiału doświadczalnego, powyższa próba nadal znajduje szerokie zastosowanie.

Jak już wspomniano uprzednio, jednym z istotnych czynników pozwalającym w sposób bardziej dokładny określić wartość A / F jest zlokalizowanie odkształcenia plastycznego w możliwie małej objętości w sąsiedztwie wierzchołka karbu. Najprostszym i skutecznym sposobem zmniejszenia obszaru plastycznego odkształcenia wokół karbu jest obniżenie temperatury badania. Gdy materiał przeznaczony jest do pracy w niskiej temperaturze, ko-

nieczność takiego postępowania nie wzbudza wątpliwości. Nie jest to jednak sposób uniwersalny i wiarygodny, ponieważ badania przy temperaturach znacznie różniących się od temperatur eksploatacyjnych są równoważne w zasadzie badaniom innego już materiału. Ponadto koncentratory naprężeń w formie karbów wywołując umiejscowienie odkształcenia w ich sąsiedztwie, również obniżają sumaryczną plastyczność tym skuteczniej, im bardziej ostry jest karb.

Opisane powyżej sposoby są głównymi, jakie stosuje się w celu wyeliminowania wpływu odkształcenia plastycznego na udarność i zrealizowania rozwoju pęknięcia w warunkach płaskiego stanu odkształcenia. Nie wyczerpuje to jednakże możliwości realizacji wyżej wymienionego celu. W świetle rozważań teoretycznych przeprowadzonych w punkcie 6.1. wydaje się, iż zastosowanie do oceny udarności niejednorodnych próbek z karbem usytuowanym w warstwie o obniżonej wytrzymałości, pozwoli uzyskać bardziej dokładną ocenę wskaźnika A / F . Niektórzy badacze, jak np. G.M. Orner, G.L. Hartbower [102] i inni [82], wykorzystują bezpośrednio wyrażenie A / F do oceny G_{IC} :

$$G_{IC} = \frac{A}{2 F} \quad (98)$$

Ustalając powyższy związek założono, iż całkowita praca A zostanie zużyta na powstanie nowego przełomu, który ma charakter płaski. Ponadto założono, iż chwilowa wartość wyrażenia A / F ma wartość stałą w procesie rozwoju pęknięcia. Założenia te w dużym stopniu są spełnione przy badaniu stali wysokowytrzymałościowych [103,104]. Dla materiałów o niskiej i średniej wytrzymałości w większości przypadków warunki te nie są spełnione. Wy-

nika to z dużego rozproszenia energii, która zostaje zużyta na pracę odkształcenia plastycznego wokół karbu. Wspomniani powyżej badacze do określenia wyrażenia A/F wykorzystują próbę dynamicznego zginania próbek Charpy V z wstępnym pęknięciem jako zakończenie karbu. W aspekcie przeprowadzonych w punkcie 5 rozważań teoretycznych wydaje się właściwe zastosowanie do oceny G_{IC} niejednorodnych próbek z warstwą, co umożliwi dokładniejszą ocenę tej wielkości.

Wykorzystując związek pomiędzy G_{IC} i K_{IC} , możemy również określić K_{IC} jako funkcję wyrażenia A/F . Związek pomiędzy K_{IC} i G_{IC} określa wyrażenie:

$$K_{IC}^2 = G_{IC} E \frac{1}{1 - \nu^2} \quad (99)$$

Jeżeli uwzględnimy zależność (98), to wzór określający K_{IC} jako funkcję A/F ma postać:

$$K_{IC} = \sqrt{\frac{E}{2(1 - \nu^2)} \frac{A}{F}} \quad (100)$$

Praktyczna ocena G_{IC} i K_{IC} w oparciu o wyrażenie A/F powinna odbywać się w takich warunkach, w których rozwój pęknięcia przebiega przy płaskim stanie odkształcenia. Jest to związane ze spełnieniem zależności:

$$\frac{r_p}{g} = \frac{1}{15} \quad (101)$$

Stosunek r_p/g możemy wyrazić również przez wyrażenie:

$$\frac{r_p}{g} = \frac{E G_{IC}}{2\pi Re^2 g} \quad (102)$$

Wobec powyższego, uwzględniając graniczną wartość stosunku

$r_p/g = 1/15$ otrzymamy:

$$G_{IC} = \frac{2 \pi}{15 E} Re^2 g \quad (103)$$

Uwzględniając dynamiczny charakter zginania próbek poprzez uwzględnianie zależności (90) i (94), otrzymamy następujące wzory określające G_{IC} :

- dla próbek jednorodnych

$$G_{IC} = \frac{2 \pi}{15 E} Re^2 Kv^2 g \quad (104)$$

- dla próbek niejednorodnych

$$G'_{IC} = \frac{2 \pi}{15 E} Re^2 Kw^2 Kv'^2 \xi_n \quad (105)$$

Jeżeli materiał warstwy i materiał próbki jednorodnej posiadają te same własności sprężyste i tą samą wartość wskaźników wytrzymałościowych i badania wyżej wymienionych próbek powinny prowadzić do tej samej wartości G_{IC} , to:

$$Re = Re^M \quad (106)$$

$$G_{IC} = G'_{IC}$$

Wobec tego, dzieląc stronami równanie (104) przez (106) otrzymamy związek pomiędzy grubością próbki jednorodnej i niejednorodnej:

$$\xi_n = \left(\frac{Kv}{Kv'} \right)^2 \frac{1}{Kw^2} g \quad (107)$$

Równanie (107) posiada postać analogiczną do określonego wcześniej równania (95). W związku z tym uwagi końcowe sformułowane w punkcie 6.2. odnoszą się także do rozważań przedstawionych w niniejszym punkcie. Należy dodatkowo podkreślić, iż istniejąca praktycznie możliwość zredukowania wymiarów próbek do wymiarów standardowej próbki według Charpy V ma duże znaczenie praktyczne. Wynika to z możliwości przeprowadzenia badań na młotach udarowych o zasobie energii 15 i 30 KGm, które wchodzi w skład wyposażenia większości przemysłowych laboratoriów wytrzymałościowych.

7. Badania wytrzymałościowe w aspekcie mechaniki pękania wybranych materiałów konstrukcyjnych przy zastosowaniu zmodyfikowanych metod

7.1. Charakterystyka materiałów użytych do badań

Zadania stojące przed krajowym przemysłem hutniczym w latach 1976 - 1980 mają na celu wdrożenie do produkcji nowych materiałów o podwyższonej i wysokiej wytrzymałości. Między innymi już w roku 1976 ma nastąpić wdrożenie do produkcji przemysłowej stali typu maraging. Jest to stal konstrukcyjna, stopowa, spawalna o wysokiej wytrzymałości $R_{m_{min}} = 250 \text{ kg/mm}^2$. Zastosowanie w przemyśle maszynowym stali o podwyższonej i wysokiej wytrzymałości jest warunkiem koniecznym, jeżeli zamierzamy wytwarzać maszyny i urządzenia lżejsze o wyższej sprawności, jakości i niezawodności. W chwili obecnej przemysł krajowy oferuje stale o podwyższonej wytrzymałości, objęte normą PN-72/H -

84018. Stale te znalazły dosyć szerokie zastosowanie w różnych konstrukcjach przemysłu okrętowego, taboru kolejowego, motoryzacyjnego, maszyn budowlanych, rolniczych itp. Pomimo stosowania tychże stali na skalę przemysłową, zachodzi konieczność prowadzenia w dalszym ciągu prac badawczo - doświadczalnych w wielu kierunkach, a między innymi z zakresu spawania w celu zapewnienia wysokiej jakości połączeń spawanych w różnych warunkach eksploatacyjnych [105-109]. Zapewnienie wysokiej jakości połączeń spawanych wiąże się również z problematyką odporności materiałów na rozwój pęknięć, co zresztą wynika ze wstępu niniejszego opracowania. Wobec powyższego, do badań wytypowano martenzytyczną stal 14HNMBCu. Jest to gatunek stosunkowo nowy. Został on opracowany w Instytucie Metalurgii Żelaza jako odpowiednik amerykańskiej stali T1. Ponadto do badań wytypowano powszchnie stosowane stale:

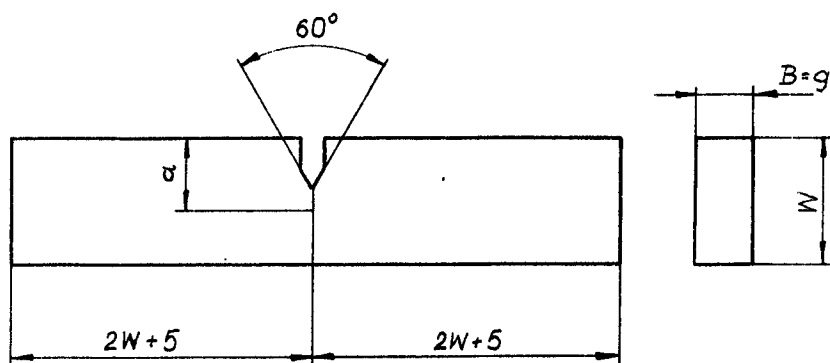
- stal do budownictwa w gatunku 18G2A, która może być również stosowana w stanie ulepszonym cieplnie;
- stal do ulepszania cieplnego w gatunku 40H;
- stal konstrukcyjną wyższej jakości ogólnego przeznaczenia w gatunku 45.

Skład chemiczny wyżej wymienionych stali przedstawiono w tablicy 1, a ich własności mechaniczne w tablicy 2. Dane przedstawione w tablicy 2, charakteryzujące wytrzymałość oraz plastyczność materiału nie są wystarczające do oceny podatności materiału na kruche pękanie. Dlatego w dalszej kolejności przeprowadzano ocenę tych stali konstrukcyjnych w aspekcie kryteriów mechaniki pękania. Ponadto przeprowadzono konfrontację wyżej wymienionych badań z badaniami zmodernizowanych próbek, we-

ryfikując zależności wyprowadzone w punktach 5 i 6 niniejszego opracowania.

7.2. Metodyka i zakres badań

Jako podstawę do oceny K_{IC} i $\tilde{\sigma}_C$ przyjęto normy brytyjskie [22,110]. Są to badania oparte o statyczną próbę rozciągania i zginania. Wartość współczynnika intensywności naprężenia wyznaczono w oparciu o próbki, których kształt i wymiary przedstawiono na rysunku 15.



Rys.15. Kształt i wymiary próbki do statycznego zginania zgodnie z DD3 - 1971 22

Wstępnego doboru wymiarów próbek do oceny K_{IC} zgodnie z normą dokonujemy na podstawie stosunku Re/E , korzystając z danych zawartych w tabelicy 3. Dla materiałów będących przedmiotem badań stosunek ten wynosi

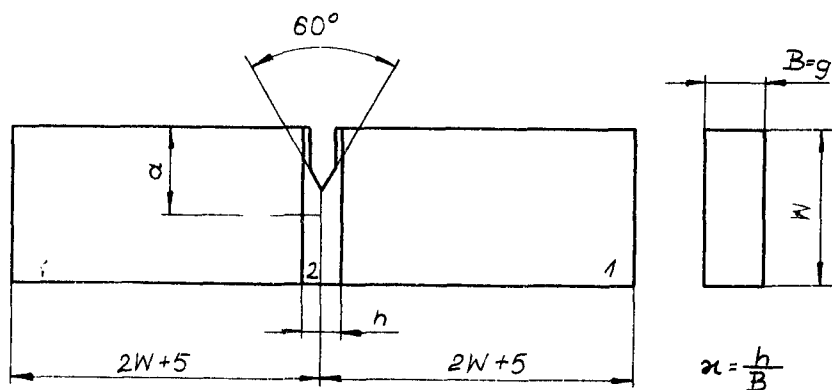
$$14HMBCu - Re/E = 0,00604$$

$$18G2A - Re/E = 0,0036$$

$$40H - Re/E = 0,0046$$

$$45 - Re/E = 0,0023$$

Z uwagi na ograniczone możliwości techniczne, w pierwszej fazie badań przeprowadzono ocenę K_{IC} tylko dla próbek jednorodnych wykonanych ze stali 14HMNBCu. Dla pozostałych materiałów oceniano $\hat{\sigma}_C$ w oparciu o badania jednorodnych próbek [105]. Szczegółowy sposób postępowania w zakresie oceny K_{IC} i $\hat{\sigma}_C$ wraz z krytyczną oceną wyżej wymienionych wskaźników przedstawiono w literaturze krajowej w opracowaniu R. Wiernika i M. Zakrzewskiego [37]. Ze względu na brak wiarygodnych metod do oceny K_{IC} , wielkość tę oceniono w sposób pośredni wykorzystując uprzednio określoną wartość $\tilde{\sigma}_C$ i jej związek z K_C . W dalszej kolejności przeprowadzono badania niejednorodnych mechanicznie próbek /rys.16/, jako równoważnych w stosunku do próbek jednorodnych, wykorzystując zależność (85). Miejscową zmianę własności mechanicznych w próbce uzyskano poddając lokalnemu podgrzewa-



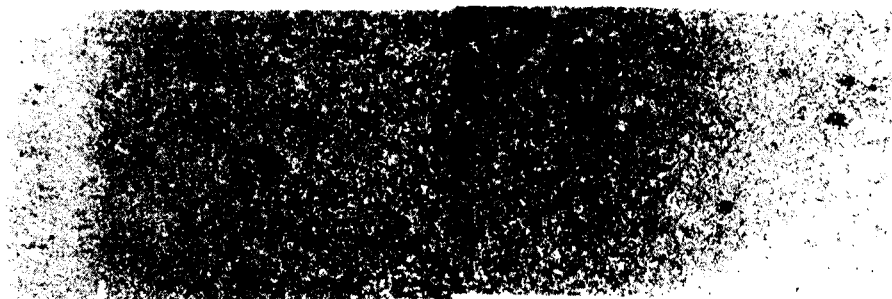
Rys.16. Kształt i wymiary niejednorodnej mechanicznie próbki z warstwą do statycznego zginania i oznaczania współczynnika intensywności naprężenia.

niu na zgrzewarce doczołowej specjalnie przygotowane płytki, uprzednio hartowane. Szczegółową metodykę postępowania w tym



Rys.17. Struktura w sąsiedztwie warstwy dla próbek wykonanych ze stali 14HMNBCu. Pow. 100x.

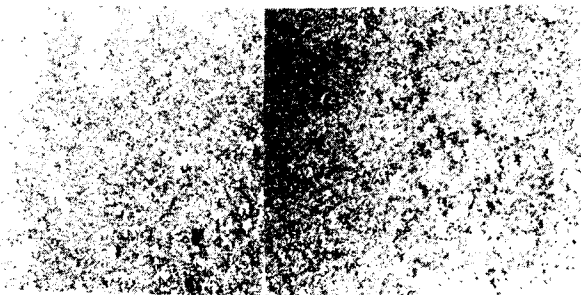
zakresie scharakteryzowano w opracowaniu [71]. Na rysunku 17 przedstawiono układ struktury w niejednorodnych mechanicznie próbkach, wykonanych ze stali 14 HMNBCu. Podobnie przedstawia



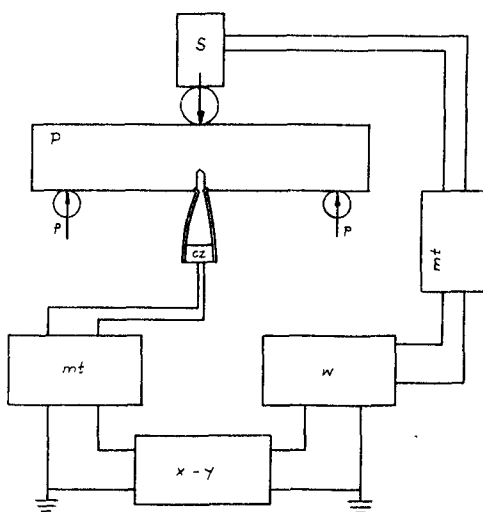
Rys.18. Struktura w sąsiedztwie warstwy dla próbek wykonanych ze stali 40H. Pow. 100X.

się budowa struktury w niejednorodnych próbkach, wykonanych z pozostałych materiałów - rysunki 18 i 19. Schemat stanowiska badawczego zastosowanego do wyznaczania K_{IC} i σ_C przedstawio-

no na rysunku 20. Powyższe badania miały charakter statycznej próby zginania.



Rys.19. Struktura w sąsiedztwie warstwy dla próbek wykonanych ze stali 45, pow. 100 x.

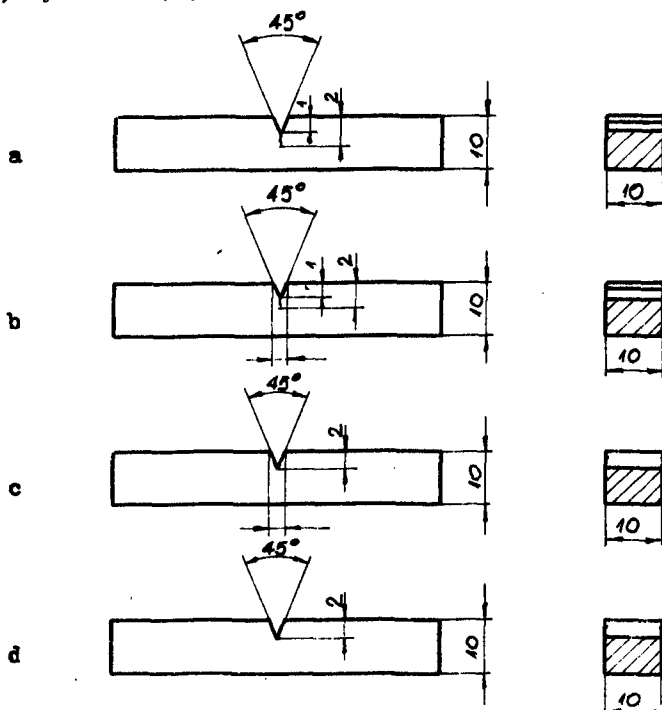


Rys. Schemat stanowiska badawczego do oceny K_{IC} i C_C .

- P - badania próbka
- P - podpory
- mt - mostek tensometryczny
- S - silownik
- w - wzmacniacz
- cz - czujnik tensometryczny
- xy - rejestrator X-Y

Niezależnie od badań statycznych przeprowadzono również badania dynamiczne. Miały one na celu określenie wartości współczynnika intensywności naprężenia K_{IC} . W danym przypadku K_{IC} oceniano tylko i wyłącznie w oparciu o próbki, których wymiary zewnętrzne odpowiadają wymiarom próbek typu Charpy V. Próbki te posiadały następującą budowę:

- jednorodne z wstępnym pęknięciem jako zakończeniem karbu -typ A, rysunek 21a;
- niejednorodne z wstępnym pęknięciem jako zakończeniem karbu - typ B, rysunek 21b;
- niejednorodne z karbem wykonanym mechanicznie w kształcie V - typ C, rysunek 21c.



Rys.21. Zmodyfikowane próbki do badań udarowych.

Ocenę K_{IC} przeprowadzono w oparciu o oscylogramy, wykonane na młocie udarowym typu PWSO z piezoelektrycznym urządzeniem pomiarowym. Ponadto przeprowadzono ocenę K_{IC} w oparciu o wartość pracy zużytej na jednostkę przekroju próbki. Wykonano również ocenę temperatury kruchości, wykorzystując próbki udarowe Charpy V. W tym przypadku przeprowadzono badania porównawcze w oparciu o próbki jednorodne i niejednorodne.

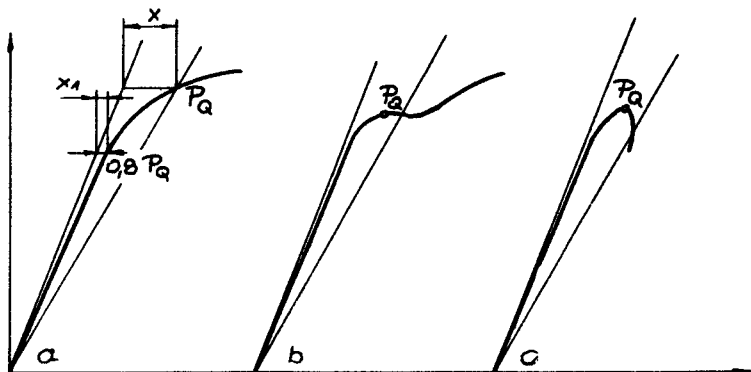
7.3. Ocena K_{IC} , K_C , δ_C przeprowadzona w oparciu o badania statyczne dla wybranych materiałów konstrukcyjnych

Współczynnik intensywności naprężenia K_{IC} wyznaczono, wykorzystując próbkę przedstawioną na rysunku 15. Próbka ta jest wolnopodparta, trójpunktowo obciążana. Do określenia K_{IC} przy danych wymiarach próbki niezbędna jest wartość siły P_Q . Siłę P_Q określa się w oparciu o wykres otrzymany w wyniku automatycznej rejestracji przemieszczania się zewnętrznych krawędzi karbu zakończonego wstępnym pęknięciem o długości nie mniejszej od 5% wielkości i równocześnie większej od 1,25 mm w funkcji działającego obciążenia. Wyznaczenie siły P_Q zgodnie z wytycznymi zawartymi w brytyjskiej normie [22], przeprowadza się w sposób następujący:

- należy poprowadzić styczną OA do wykresu obciążenie - przemieszczenie /rys.22/;
- w dalszej kolejności prowadzimy linię OB o nachyleniu o 5% mniejszym od nachylenia stycznej OA;
- określamy punkt P_5 przecięcia się prostej OB z wykresem obciążenie - przemieszczenie i wyznaczamy odległość x pomiędzy

punktem P_5 i styczną OA w kierunku poziomym;

- podobnie jak dla punktu P_5 wyznaczamy odstęp poziomy x_1 dla $0,8 P_5$.



Rys. 22. Sposób oznaczania wartości siły P_Q

Jeżeli wykres jest do punktu P_5 monotoniczny - rysunek 22a, to $P_5 = P_Q$. Jeżeli przed osiągnięciem punktu P_5 wykres posiada lokalne bezwzględne maksimum - rysunek 22b,c to za P_Q przyjmuje się wartość siły odpowiadającą temu maksimum. Określona w ten sposób wartość siły P_Q oraz znane już wymiary próbki stanowią podstawę do oceny K_Q , którą to wielkość obliczamy z następującego wyrażenia:

$$K_Q = \frac{P_Q L}{B W^2} \left[1,93 \left(\frac{a}{W}\right)^{\frac{1}{2}} - 3,07 \left(\frac{a}{W}\right)^{\frac{3}{2}} + 14,53 \left(\frac{a}{W}\right)^{\frac{5}{2}} - 25,11 \left(\frac{a}{W}\right)^{\frac{7}{2}} + 25,80 \left(\frac{a}{W}\right)^{\frac{9}{2}} \right] \quad (108)$$

Jeżeli określona według wzoru (108) wielkość K_Q spełnia następujące warunki:

$$x_1 \leq \frac{1}{4} x \quad (109)$$

$$g \geq 2,5 \left(\frac{K_Q}{Re} \right)^2 \quad (110)$$

$$a \geq 2,5 \left(\frac{K_Q}{Re} \right)^2 \quad (111)$$

to $K_Q = K_{IC}$.

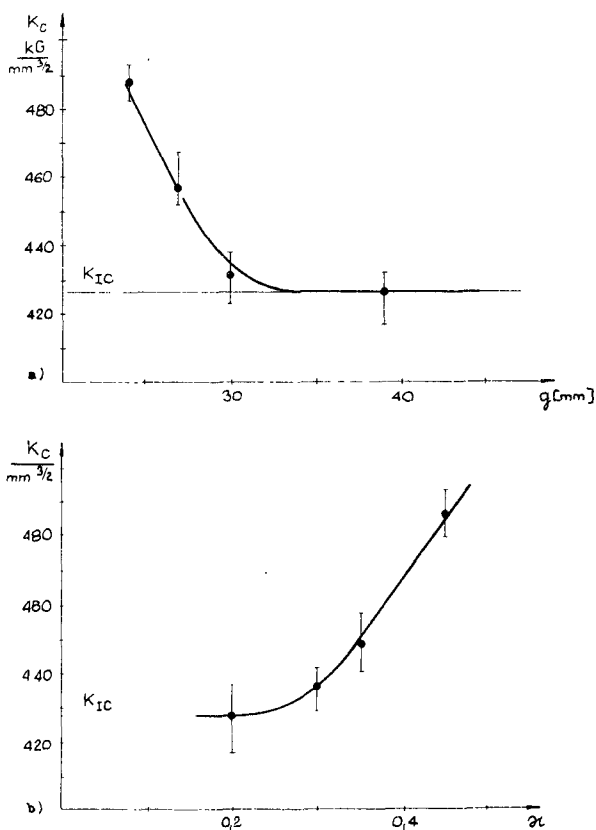
Zgodnie z określonymi wytycznymi przeprowadzono w pierwszej kolejności ocenę K_{IC} dla stali 14HMNBCu. Wyniki badań tej stali przedstawiono w tabelicy 4. W danym przypadku średnia wartość $K_Q = 427 \text{ kG/mm}^2$. Wobec spełnienia warunków (109) - (111), K_Q możemy uznać za krytyczną wartość współczynnika intensywności naprężenia K_{IC} . Oceniając grubość próbek w oparciu o średnią wartość $K_{IC} = 427 \text{ kG/mm}^{3/2}$ stwierdzimy, iż minimalna grubość próbki konieczna do oceny K_{IC} jest równa $g = 2,5 \left(\frac{427}{127} \right)^2 = 28,3 \text{ mm}$. W tabelicy 5 zestawiono wyniki powtórnych badań próbek o grubości $g = 30 \text{ mm}$ dla tego samego materiału. W danym przypadku średnia wartość współczynnika intensywności naprężenia wynosi $K_{IC} = 428,9 \text{ kG/mm}^{3/2}$. Badania próbek o znacznie mniejszych wymiarach i spełniających warunki (109)-- (111) pozwoliły uzyskać tę samą wartość K_{IC} .

W dalszej kolejności badano niejednorodnie mechanicznie próbki z warstwą jako równoważne do próbek jednorodnych, wykorzystując uprzednio określoną zależność (85). Uwzględniając własności mechaniczne warstwy oraz pozostałej części próbki $Re^M = 127 \text{ kG/mm}^2$ i $Re^T = 142 \text{ kG/mm}^2$, określono wartość współczynnika umocnienia kontaktowego, jaka może być praktycznie osiągnięta dla tejże próbki jako $K_w = 1,12$. Taką wartość współczynnika umocnienia

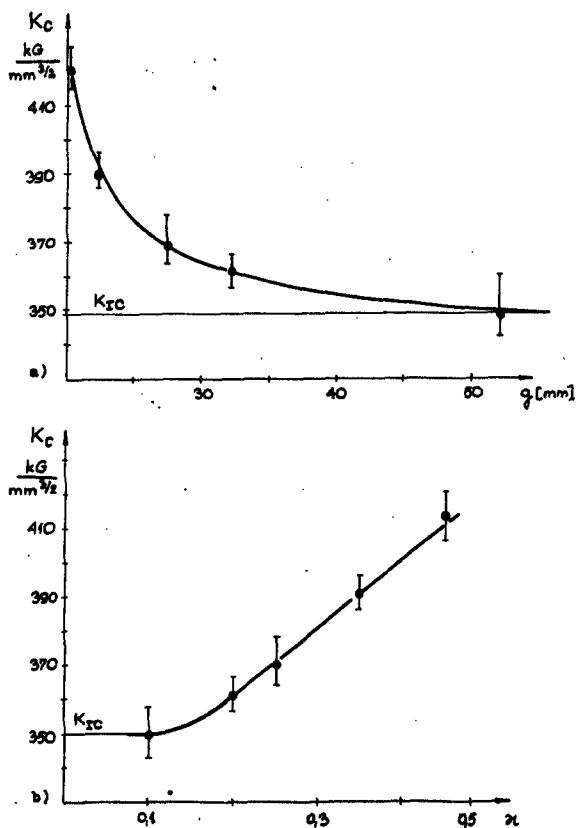
kontaktowego osiąga niejednorodna próbka, dla której względna grubość warstwy wynosi $\alpha = 0,29$. Przyjmując dalej, iż grubość próbki jednorodnej wynosi $g = 30$ mm, zgodnie z zależnością (85) określono grubość równoważnej próbki niejednorodnej $g_n = g(1/K_w)^2 = 30(1/1,12)^2 = 24$ mm. Dla niejednorodnych próbek o grubości 24 mm i $\alpha < 0,29$, obliczeniowa wartość współczynnika intensywności naprężenia K_{IC} powinna być równa K_{IC} . Przedstawione w tabelicy 6 wyniki badań niejednorodnych próbek spełniających ten warunek potwierdzają powyższe stwierdzenie. Różnica pomiędzy średnią wartością K_{IC} , ocenioną na próbkach jednorodnych i niejednorodnych z warstwą wynosi $8 \text{ kg/mm}^{3/2}$ a więc około 2%. Wyniki powyższych badań wskazują na możliwość użycia próbek niejednorodnych do oceny K_{IC} jako równoważnych do próbek jednorodnych. Zależność (85) okazała się również słuszna dla $\alpha > 0,29$. W pierwszej kolejności oceniano krytyczną wartość rozwarcia pęknięcia $\tilde{\sigma}_C$ dla próbek jednorodnych i równoważnych próbek niejednorodnych z warstwą. W oparciu o uzyskaną wartość $\tilde{\sigma}_C$ określono w sposób pośredni wartość współczynnika intensywności naprężenia K_C .

Na rysunku 23a przedstawiono graficznie zmianę wartości K_C dla stali 14HMNBCu w zależności od zmieniającej się grubości próbek. W dalszej kolejności dla tej samej stali przedstawiono na rysunku 23b zmieniającą się wartość K_C , określoną w oparciu o badania niejednorodnych mechanicznie próbek przy zmieniającej się wartości α . Próbkę te były równoważne w stosunku do próbek jednorodnych. Z analizy rysunków 23a,b wynika, iż w przypadku próbek jednorodnych przy zwiększającej się ich grubości g , a dla próbek niejednorodnych z warstwą przy malejącej wartości względnej grubości warstwy α , współczynnik intensywności

ci naprężenia K_C maleje, aż do osiągnięcia granicznej wartości K_{IC} . Podobny przebieg miały również badania pozostałych stali 18G2A, 40H i 45, o czym świadczą rysunki 24, 25, 26. Ponadto w tablicach 7 - 10 przedstawiono ocenę K_{IC} dla stali 18G2A i 40H, wykonaną w oparciu o badania próbek jednorodnych i równoważnych próbek niejednorodnych.

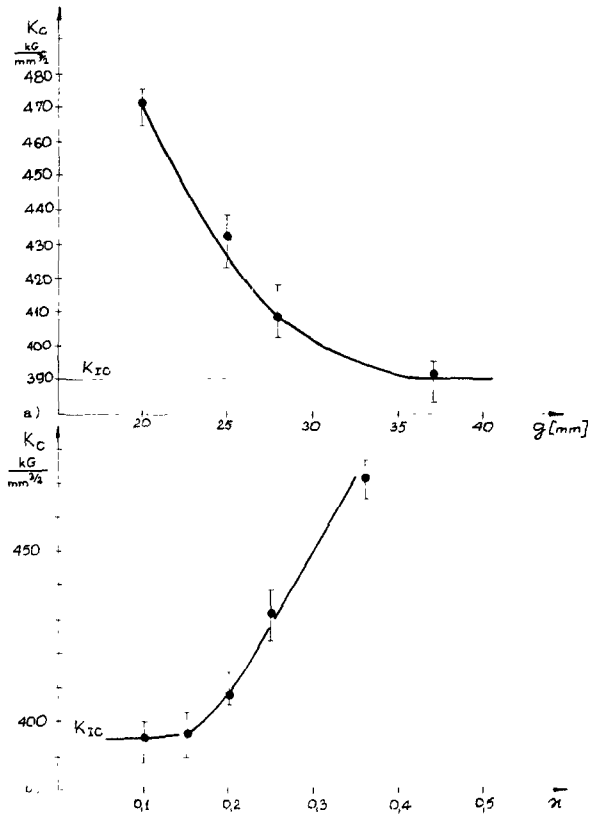


Rys. 23. Ocena K_C dla próbek jednorodnych i równoważnych próbek niejednorodnych, wykonanych ze stali 14FMNBCu.
a/ próbki jednorodne; b/ próbki niejednorodne

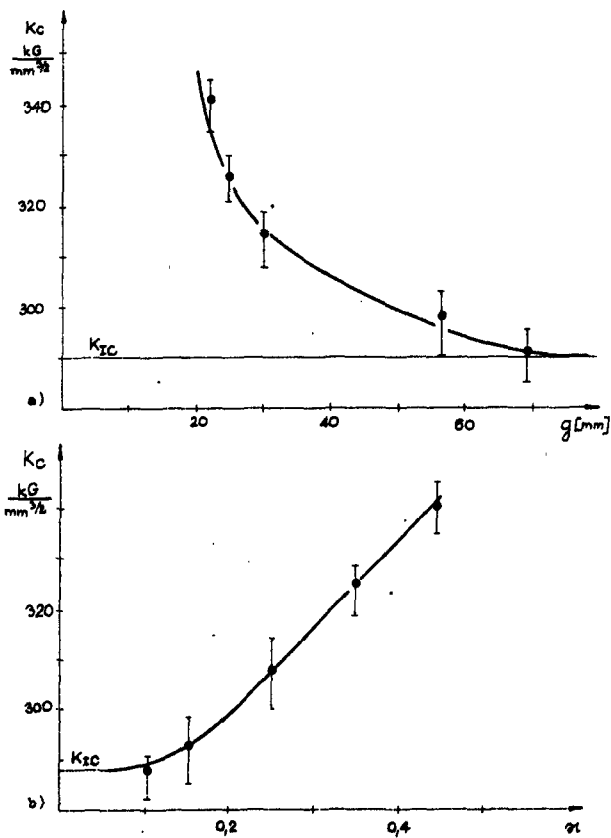


Rys. 24. Ocena K_C dla próbek jednorodnych i równoważnych próbek niejednorodnych ze stali 18G2A.

a/ próbki jednorodne; b/ próbki niejednorodne



Rys. 25. Ocena K_C dla próbek jednorodnych i równoważnych próbek niejednorodnych, wykonanych ze stali 40H.
 a/ próbki jednorodne; b/ próbki niejednorodne.



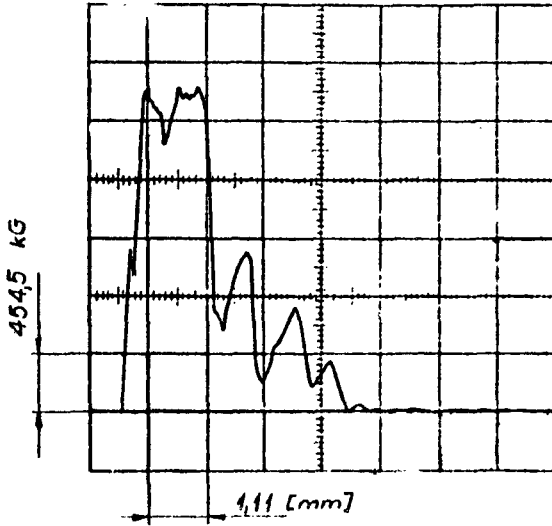
Rys. 26. Ocena K_C dla próbek jednorodnych i równoważnych próbek niejednorodnych, wykonanych ze stali 45
a/ próbki jednorodne; b/ próbki niejednorodne

Z przeprowadzonych badań wynika, iż dla badanych stali różnica pomiędzy średnią wartością współczynnika intensywności naprężenia, oceniana na próbkach jednorodnych i równoważnych próbkach niejednorodnych z warstwą, wynosi maksimum 5%. Z uwagi na ograniczoną liczbę zbadanych gatunków stali, wysuwanie ostatecznych wniosków o słuszności zależności (85) dla każdej sytuacji, wydaje się nieco przedwczesne. Tym niemniej uzyskane wyniki są bardzo ciekawe i wskazują na celowość przeprowadzenia dalszych eksperymentów we wskazanym kierunku.

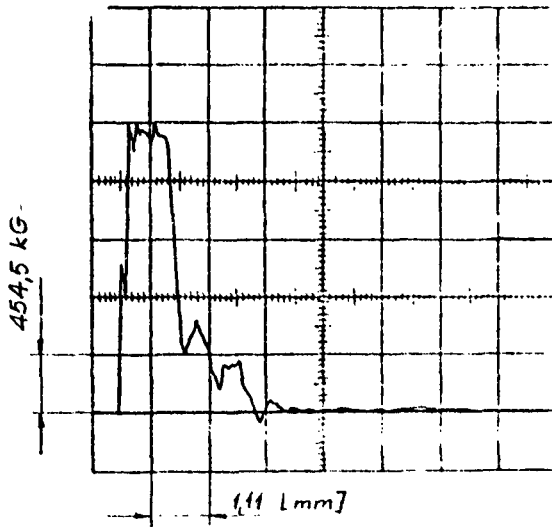
7.4. Ocena K_{IC} przeprowadzona w oparciu o badania dynamiczne dla wybranych materiałów konstrukcyjnych

W celu uzyskania wielkości porównywalnych z wynikami badań statycznych, do badań dynamicznych wytypowano te same gatunki materiałów konstrukcyjnych tzn. stale 14HNMBCu, 18G2A, 40H i 45. W pierwszej kolejności przeprowadzono ocenę wartości K_{IC} w oparciu o wykresy siła - ugięcie, uzyskane w czasie dynamicznego zginania próbek na młocie udarowym PWSO z piezoelektrycznym urządzeniem pomiarowym. Próbki użyte do badań przedstawiono na rysunku 21. Wyniki tych badań zestawiono w tablicy 11. Analizując powyższe dane możemy stwierdzić pewną rozbieżność wyników. Najniższą wartość K_{IC} osiągnięto przeprowadzając badania niejednorodnych próbek typu B. W danym przypadku średnia wartość K_{IC} jest nawet nieco niższa od tej samej wielkości ocenionej w czasie statycznej próby zginania. Dla tychże stali rozbieżność w ocenie średniej wartości K_{IC} wynosi 3%. Analiza wyników badań próbek typu A wskazuje na zawyżoną wartość K_{IC} w porównaniu z wynikami badań statycznej próby zginania. Powyższy fakt może-

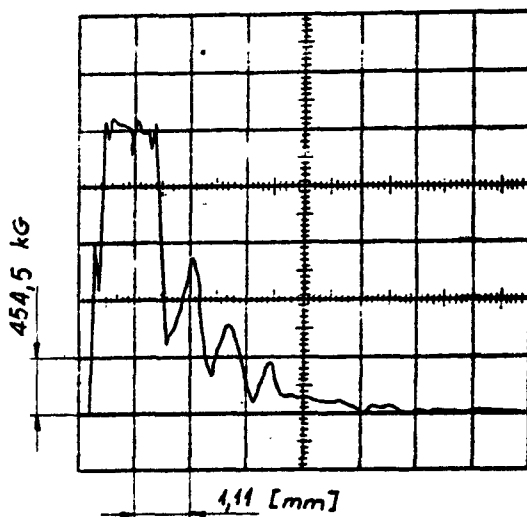
my wyjaśnić tym, iż wymiary próbek typu A nie spełniają podstawowych warunków mechaniki pęknięcia, związanych z prawidłową oceną krytycznej wartości współczynnika intensywności naprężenia K_{IC} . Bardzo interesujące są wyniki badań dynamicznego zginania próbek typu C. W tym przypadku, pomimo nieobecności wstępnego pęknięcia, wartość K_{IC} posiada tylko o około 5% wyższą wartość w porównaniu z wynikami badań statycznej próby zginania. Uzyskane w czasie badań wykresy w układzie siła - ugięcie, pozwalają z jednej strony określić wartość siły niezbędnej do oceny K_{IC} , a z drugiej strony pole pod linią wykresu oznacza całkowitą pracę zużytą na odkształcenie i zniszczenie próbki. Porównując powyższe wykresy możemy jednoznacznie stwierdzić, iż całkowita praca różni się znacznie dla próbek jednorodnych i niejednorodnych. Dla próbek jednorodnych wartość tej pracy jest większa, aniżeli dla próbek niejednorodnych z warstwą - rysunek 27. W danym przypadku wielkość pracy zużytej na zapoczątkowanie i rozwój pęknięcia dla próbek niejednorodnych w porównaniu z próbkami jednorodnymi, posiada obniżoną wartość. Próbki te posiadały karb nacięty mechanicznie w kształcie V. Porównując dalej wykresy uzyskane w czasie zginania próbek typu C z wykresami uzyskanymi w czasie badań próbek typu A i B możemy stwierdzić, iż posiadają one zbliżony kształt. Z uwagi na mniejsze straty rozproszonej energii, badania niejednorodnych próbek możemy uznać za bardzo miarodajne dla oceny własności mechanicznych materiału. Próbka typu B jest najbardziej przydatna do oceny własności mechanicznych materiału z punktu widzenia mechaniki pęknięcia.



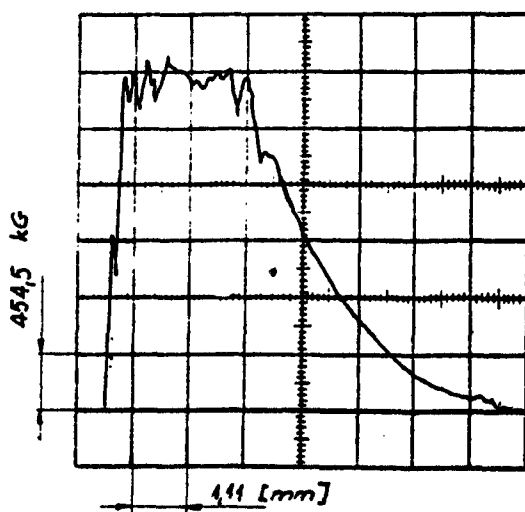
Rys. 27a. Wykres siła - ugięcie dla zmodernizowanych próbek typu A, wykonanych ze stali 18G2A



Rys. 27b. Wykres siła - ugięcie dla zmodernizowanych próbek typu B, wykonanych ze stali 18G2A



Rys. 27c. Wykres siła - ugięcie dla zmodernizowanych próbek typu C, wykonanych ze stali 18G2A



Rys. 27d. Wykres siła - ugięcie dla próbek Charpy V, wykonanych ze stali 18G2A

Następnie przeprowadzono ocenę K_{IC} w oparciu o wartość energii zużytej na jednostkę przekroju, wykorzystując związek pomiędzy G_{IC} i K_{IC} zgodnie ze wzorem (100). Wyniki zbliżone do uprzednio otrzymanych wartości K_{IC} osiągnięto dla stali 45. Wyniki tych badań przedstawiono w tabelicy 12. Średnia wartość K_{IC} oceniona w oparciu o wyrażenie A/F wynosi $330 \text{ kg/mm}^{3/2}$. Dla pozostałych stali oceniona w ten sposób wartość K_{IC} posiada zawyżoną wielkość. Analizując dane przedstawione w tabelicy 12, zauważamy dość duży rozrzut ocenionej w ten sposób wartości K_{IC} . Wobec tego trudno uznać powyższą metodę jako odpowiednią do oceny K_{IC} .

7.5. Ocena udarnośći materiału przy zastosowaniu zmodyfikowanych próbek Charpy V

Potwierdzeniem słuszności rozważań teoretycznych dotyczących podstaw modernizacji próby udarowej i przedstawionych w punkcie 6.3. są wykresy w układzie siła - ugięcie, przedstawione na rysunku 27. Z porównania pól pod wykresami, uzyskanymi w czasie dynamicznego zginania typowych próbek udarowych wykonanych zgodnie z PN-69/H-04370 oraz próbek niejednorodnych typu C, wynika iż znacznie mniejsze jest zużycie pracy na zapoczątkowanie i rozwój pęknięcia dla próbek niejednorodnych. Jest to głównie związane z mniejszymi stratami rozprószonej pracy na odkształcenie plastyczne materiału.

W tablicach 13 - 16 zestawiono wyniki badań udarowych próbek jednorodnych i niejednorodnych typu C. Próbki wykonane ze stali 18G2A i 45 badano w zakresie temperatur od $+20^{\circ}\text{C}$ do

-75°C. Analizując wyniki badań możemy stwierdzić istotną różnicę w wartości pracy zużytej na jednostkę przekroju próbki dla tego samego materiału. Wyniki badań próbek typu C należy uznać za bardziej miarodajne, w związku z mniejszymi stratami energii na odkształcenia plastyczne. Poza tym dostrzegamy wyraźne przesunięcie temperaturowego progu kruchości w stronę wyższej temperatury. Wspomniane zjawisko ma duże znaczenie praktyczne. Sumując powyższe rozważania, stwierdzamy, iż zastosowanie do oceny udamności niejednorodnych próbek typu C pozwala uzyskać bardziej precyzyjną ocenę odporności materiału na rozwój pęknięć zgodnie z zależnością (97).

8. Podsumowanie i wnioski końcowe

1. Zgodnie z analizą przeprowadzoną w punkcie 3, charakteryzującą aktualny stan wiedzy w zakresie oceny układów niejednorodnych w aspekcie mechaniki pęknięcia, stopień niejednorodności określony jest różnicą we własnościach sprężystych materiałów układu. Jeśli stałe sprężyste materiałów wchodzących w skład danego układu są sobie równe, to układ taki traktuje się jako jednorodny. Ze względu na to, iż własności mechaniczne materiału określają nie tylko stałe sprężyste, lecz także wskaźniki wytrzymałościowe R_e i R_m , rozszerzono pojęcie układu niejednorodnego, uwzględniając również różnicę w wartościach wskaźników wytrzymałościowych.

2. Analizę wytrzymałościową z punktu widzenia mechaniki pęknięcia dla rozszerzonych układów niejednorodnych, przeprowadzono adaptując i rozwijając zależności teorii niejednorodności

mechanicznej. W toku przeprowadzonych rozważań teoretycznych i praktycznych badań wykazano, iż nie uwzględnienie różnicy w wartościach wskaźników wytrzymałościowych układu prowadzi do błędnej oceny wartości kryteriów mechaniki pękania. Wartość współczynnika intensywności naprężenia dla układu niejednorodnego z warstwą jest funkcją zależną od:

- własności mechanicznych warstwy, wyrażonych przez R_e^M i R_{m1}^M ;
- wartości współczynnika umocnienia kontaktowego K_w , która zależy od wymiarów geometrycznych warstwy, współczynnika niejednorodności mechanicznej $K_g = R_e^T / R_e^M$ oraz sposobu obciążenia.

3. Zmiana wartości kryteriów mechaniki pękania posiada istotne znaczenie dla oceny wytrzymałości konstrukcji, w której występują układy niejednorodne. Praktycznie dotyczy to połączeń spawanych, zgrzewanych, lutowanych, klejonych. Fakt ten należy uwzględnić zarówno w fazie projektowania konstrukcji jak i w trakcie ustalania procesów technologicznych.
4. Niezależnie od zagadnień związanych z oceną wytrzymałości konstrukcji, układy niejednorodne w formie próbek z warstwą mogą być wykorzystane do oceny kryteriów mechaniki pękania, jako równoważne w stosunku do próbek jednorodnych. W punktach 5 i 6 określono podstawy teoretyczne tego zagadnienia. Weryfikację praktyczną przedstawiono w punkcie 7. Badania przeprowadzone na stalach w gatunkach 14HNMBCu, 18G2A, 40H, 45 potwierdzają słuszność rozważań teoretycznych. Średnie wartości K_{IC} i K_C ocenione na próbkach jednorodnych i równoważnych próbkach niejednorodnych, różniły się pomiędzy sobą maksymalnie o 5%. Należy to uznać za wynik zadowalający

do celów praktycznych. Dotyczy to zarówno badań statycznych jak i dynamicznych. Istotną korzyść płynącą z tego podejścia, to możliwość przeprowadzenia badań na mniejszych gabarytowo próbkach. Ma to szczególnie istotne znaczenie przy ocenie własności mechanicznych materiałów o niskiej i średniej wytrzymałości z punktu widzenia kryteriów mechaniki pękania.

5. Przeprowadzona ocena wartości K_{IC} w oparciu o wielkość zużytej energii, określonej w trakcie dynamicznego zginania zmodernizowanych próbek typu B, dała pozytywny wynik jedynie dla stali 45. Dla pozostałych stali wartość K_{IC} była zawyżona. Wobec tego trudno uznać powyższą metodę jako odpowiednią do oceny K_{IC} .
6. Niejednorodne próbki z warstwą, posiadającą w stanie wyjściowym identyczne własności mechaniczne jak materiał jednorodnej próbki, zastosowano również do oceny udamności. Z uwagi na mniejsze straty energii na odkształcenie plastyczne, całkowita wartość energii zużyta na udarowe gięcie próbek jest mniejsza dla próbek niejednorodnych. Ponadto temperaturowy próg kruchości oceniany w oparciu o próbki niejednorodne, przesunął się w stronę wyższych temperatur. Biorąc pod uwagę powyższe fakty, możemy uznać, iż badania niejednorodnych próbek z karbem usytuowanym w warstwie, mogą stanowić podstawę do bardziej precyzyjnej oceny udamności materiałów aniżeli badania oparte o próbki wykonane zgodnie z PN-69/H-04370.
7. Próbki niejednorodne z warstwą mogą być przydatne do oceny spoiwości materiałów w stopniu wyższym niż próbki jednorodne, zgodnie z kryterium cieplno-mechanicznym zaproponowanym przez M. Zakrzewskiego [37]. Wynika to z możliwości ograniczenia obszaru, w którym wystąpi przełom próbki, do obszaru war-

stwy. Ponadto przy odpowiednio małej wartości σ_0 , wystąpią stosunkowo nieduże zmiany przekroju próbki w miejscu powstania przekomu.

8. W sensie praktycznym, problematyka niejednorodności mechanicznej dotyczy głównie konstrukcji spawanych. W związku z tym zarysowuje się możliwość powiązania mechaniki pękania układów niejednorodnych z teorią cieplnych procesów spawalniczych. Dzięki takiemu podejściu możemy rozszerzyć możliwości w zakresie oceny technologiczności konstrukcji spawanej i spawalności użytych materiałów.

Tablica 1

Skład chemiczny stali konstrukcyjnych wytypowanych do badań

Znak stali	Skład chemiczny w %											
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	V	B'	Al
14HNBu	0,15	0,80	0,28	0,020	0,018	0,56	0,75	0,45	0,28	0,04	0,032	-
18G2A	0,18	1,35	0,40	0,02	0,025	0,10	0,06	-	0,10	-	-	0,029
40H	0,42	0,60	0,28	0,03	0,02	1,06	0,20	-	-	-	-	-
45	0,48	0,72	0,25	0,03	0,03	-	-	-	-	-	-	-

Tablica 2

Własności mechaniczne stali wytypowanych do badań

Lp.	Rodzaj stali	Rodzaj obróbki cieplnej	Re kG/mm ²	Rm kG/mm ²	σ_s %	Z %
1.	14HMBCu	Hartow. i odpuszcz. 500°C	127	132,5	11	30
2.	18G2A	Hartow. i odpuszcz. 500°C	75,5	88	20,5	46
3.	40H	Hartow. i odpuszcz. 500°C	95	108	18	49
4.	45	Hartow. i odpuszcz. 500°C	50	80	19	40

Tablica 3

Dobór wymiarów próbek na podstawie Re/E

Re/E	g min a min /mm/	Re/E	g min a min /mm/
0,0050 - 0,0057	75	0,0071 - 0,0075	32
0,0057 - 0,0062	63	0,0075 - 0,0080	25
0,0062 - 0,0065	50	0,0080 - 0,0085	20
0,0065 - 0,0068	44	0,0085 - 0,0100	12,5
0,0068 - 0,0071	38	0,0100 lub wyżej	6,5

Tablica 4

Ocena wartości $K_Q = K_{IC}$ dla stali 14HMBCu na podstawie zginania jednorodnych próbek o grubości $g = 55$ mm.

Obciążenie statyczne

Lp.	g mm	w mm	a mm	$\frac{a}{w}$	f/ $\frac{a}{w}$	P_Q kG	K_{IC} kG/mm
1.	55	110	54,2	0,492	10,34	24040	341
2.	55	110	53,8	0,489	10,25	23920	425
3.	55	110	54,0	0,491	10,31	23950	428
4.	55	110	55,1	0,501	10,65	22750	420
5.	55	110	53,9	0,490	10,28	23900	420
6.	55	110	54,6	0,496	10,43	23830	433
7.	55	110	53,6	0,487	10,18	23860	421
8.	55	110	54,5	0,493	10,53	23440	430
9.	55	110	54,5	0,493	10,44	23700	429
10.	55	110	54,3	0,493	10,38	23780	428
11.	55	110	53,9	0,490	10,28	24240	432
12.	55	110	55,1	0,502	10,63	22740	421

$$\sum_1^{12} K_{IC}/12 = 427$$

Tablica 5

Ocena wartości $K_Q = K_{IC}$ dla stali 14HMBCu na podstawie zginania jednorodnych próbek o grubości $g = 30$ mm.

Obciążenie statyczne

Lp.	g mm	w mm	a mm	$\frac{a}{W}$	f / $\frac{a}{W}$ /	P_Q kG	K_{IC} kG/mm ^{3/2}
1	30	60	30,2	0,503	10,71	9330	430
2	30	60	29,6	0,493	10,38	9690	433
3	30	60	30,6	0,510	10,96	8910	420
4	30	60	30,1	0,502	10,68	9360	430
5	30	60	29,7	0,495	10,44	9500	427
6	30	60	29,8	0,497	10,51	9510	430
7	30	60	30,3	0,505	10,78	9210	427
8	30	60	30,2	0,503	10,71	9420	434
9	30	60	29,8	0,497	10,51	9400	425
10	30	60	29,9	0,498	10,54	9550	433

$$\sum_{1}^{10} K_{IC} / 10 = 428,9$$

Tablica 6

Ocena wartości $K_Q = K_{IC}$ dla stali 14HMBCu na podstawie zginania niejednorodnych próbek

Obciążenie statyczne

Lp.	g mm	α	W_n mm	a_n mm	$\frac{a_n}{W_n}$	$f/\frac{a_n}{W_n}$	P_Q kG	K_{IC} kG/mm ^{3/2}
1	24	0,15	48	24,1	0,502	10,68	6540	420
2	24	0,15	48	24,2	0,504	10,75	6420	415
3	24	0,15	48	24,0	0,500	10,61	6645	424
4	24	0,15	48	24,0	0,502	10,68	6570	422
5	24	0,15	48	23,8	0,496	10,48	6745	425
6	24	0,15	48	24,3	0,506	10,32	6440	419
7	24	0,15	48	24,2	0,504	10,75	6500	420
8	24	0,15	48	24,0	0,500	10,61	6755	431
9	24	0,15	48	23,6	0,492	10,34	6720	418
10	24	0,15	48	23,9	0,498	10,54	6675	423

$$\sum_{1}^{10} K_{IC} / 10 = 421,7$$

Tablica 7

Ocena wartości $K_Q = K_{IC}$ dla stali 18G2A na
podstawie zginania jednorodnych próbek
Obciążenie statyczne

Lp.	g mm	W mm	a mm	$\frac{a}{W}$ -	f/ $\frac{a}{W}$ / -	P_Q kG	K_{IC} kG/mm	MPa
1	52	104	52,6	0,506	10,82	17060	348	
2	52	104	52,1	0,504	10,75	17070	346	
3	52	104	52,0	0,500	10,61	17150	343	
4	52	104	52,4	0,504	10,75	17000	345	
5	52	104	52,1	0,501	10,65	16950	341	
6	52	104	52,6	0,506	10,82	17060	348	
7	52	104	52,1	0,501	10,65	17480	351	
8	52	104	52,3	0,503	10,71	17180	347	
9	52	104	52,0	0,500	10,61	17490	350	
10	52	104	52,4	0,504	10,75	17070	346	

$$\sum_{i=1}^{10} K_{IC} / 10 = 346,5$$

Tablica 8

Ocena wartości $K_Q = K_{IC}$ dla stali 18G2A na
podstawie zginania niejednorodnych próbek

Obciążenie statyczne

Lp.	g mm	η -	W_n mm	a_n mm	$\frac{a_n}{W_n}$ -	$f/\frac{a_n}{W_n}$ -	P_Q kG	K_{IC} kG/mm ^{2/3}
1	20	0,15	40	20,1	0,502	10,68	4170	352
2	20	0,15	40	20,0	0,500	10,61	4220	354
3	20	0,15	40	20,1	0,502	10,68	4100	346
4	20	0,15	40	20,6	0,515	11,14	3960	349
5	20	0,15	40	20,8	0,520	11,33	3910	350
6	20	0,15	40	20,4	0,510	10,96	3995	346
7	20	0,15	40	20,2	0,505	10,78	4095	349
8	20	0,15	40	20,2	0,505	10,78	4085	348
9	20	0,15	40	20,6	0,515	11,14	4000	352
10	20	0,15	40	20,1	0,502	10,68	4135	349

$$\sum_1^{10} K_{IC} / 10 = 349,5$$

Tablica 9

Ocena wartości $K_Q = K_{IC}$ dla stali 40H na
podstawie zginania jednorodnych próbek

Obciążenie statyczne

Lp.	g mm	h mm	a mm	$\frac{a}{h}$ -	$f / \frac{a}{h} /$ -	P_Q kG	K_{IC} kG/mm ^{3/2}
1	37	74	37,9	0,512	11,03	10960	330
2	37	74	38,4	0,519	11,09	11160	339
3	37	74	38,2	0,516	11,18	10960	335
4	37	74	37,6	0,508	10,89	11460	392
5	37	74	37,8	0,509	10,93	11360	390
6	37	74	37,8	0,509	10,93	11150	333
7	37	74	38,4	0,519	11,29	11030	391
8	37	74	38,0	0,513	11,07	11330	394
9	37	74	37,5	0,506	10,81	11120	378
0	37	74	37,0	0,500	10,61	11610	387

$$\sum_1^{10} K_{IC} / 10 = 386,9$$

Tablica 10

Ocena wartości $K_Q = K_{IC}$ dla stali 40H na
podstawie zginania niejednorodnych próbek

Obciążenie statyczne

Lp.	S mm	α -	W_n mm	a_n mm	$\frac{a_n}{W_n}$ -	$f/\frac{a_n}{W_n}/$ -	P_Q kG	K_{IC} kG/mm ^{2/3}
1	18	0,1	36	18,3	0,508	10,89	3870	390
2	18	0,1	36	13,2	0,505	10,78	3940	393
3	18	0,1	36	18,2	0,505	10,78	3880	387
4	18	0,1	36	18,4	0,511	11,00	3820	389
5	18	0,1	36	18,1	0,503	10,71	3950	392
6	18	0,1	36	18,3	0,508	10,89	3850	388
7	18	0,1	36	18,5	0,514	11,11	3800	391
8	18	0,1	36	18,1	0,503	10,71	3880	385
9	18	0,1	36	18,3	0,508	10,89	3850	388
10	18	0,1	36	18,0	0,500	10,61	3960	389

$$\sum_1^{10} K_{IC} / 10 = 389,2$$

c.d. tablicy 11

	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	
3.	40H	4,95 5,01 4,87 4,75 4,73 4,90 5,01 4,86 4,82 4,89	2650 2570 2630 2750 2530 2550 2710 2640 2640	416 408 405 419 412 404 420 417 403 409	0,1 1,23	1,23	1,76	4,79 4,94 4,99 4,77 5,02 4,91 4,87 4,90 4,73 4,93	2510 2420 2370 2540 2360 2460 2410 2420 2540 2410	380 379 374 383 375 362 372 373 381 376	0,1	1,23	1,76	4,86 4,77 4,91 4,83 4,85 5,05 4,82 4,75 4,96 4,95	2540 2530 2430 2640 2570 2430 2610 2450 2450	391 382 385 389 394 383 392 391 355	
			$\sum_{i=1}^4 K_{iC}/10 =$	411,3					$\sum_{i=1}^4 K_{iC}/10 =$	377,7					$\sum_{i=1}^4 K_{iC}/10 =$	380,1	
	4.	45	4,79 4,91 4,97 4,94 4,83 4,72 5,02 4,75 4,87 4,80	2140 2120 2100 2080 2130 2210 2060 2160 2130 2160	324 328 331 321 334 330 327 326 328 328	0,07 1,98	1,98	2,17	4,75 4,89 4,93 4,97 5,13 4,99 4,80 4,83 4,91 4,77	2095 2060 2010 2040 1950 1970 2070 2090 2000 2090	315 319 313 321 316 312 315 320 311 315	0,07	1,38	2,17	4,74 4,90 5,05 4,87 4,85 4,90 4,93 4,94 4,78 4,89	2150 2100 2000 2090 2060 2070 2080 2130 2070 2070	322 320 319 319 323 316 323 325 322 320
				$\sum_{i=1}^4 K_{iC}/10 =$	320,3					$\sum_{i=1}^4 K_{iC}/10 =$	315,7					$\sum_{i=1}^4 K_{iC}/10 =$	321,5

Tablica 12

Ocena wartości K_{IC} w oparciu o wartość zużytej energii dla stali 45 na podstawie dynamicznego zginania próbek typu B

Lp.	α	K_V	K_W	$\frac{a}{W}$	$\frac{A}{F}$ kGm/cm ²	K_{IC} kG/mm ^{3/2}
1	0,07	1,38	2,17	0,211	0,82	306
2	0,07	1,38	2,17	0,203	0,93	326
3	0,07	1,38	2,17	0,224	0,89	319
4	0,07	1,38	2,17	0,215	1,10	354
5	0,07	1,38	2,17	0,207	1,05	347
6	0,07	1,38	2,17	0,222	0,95	330
7	0,07	1,38	2,17	0,213	0,74	291
8	0,07	1,38	2,17	0,217	1,15	363
9	0,07	1,38	2,17	0,215	0,90	321
10	0,07	1,38	2,17	0,208	1,03	343

$$\sum_{1}^{10} K_{IC} / 10 = 330$$

Tablica 13

Ocena udatności dla stali 18G2A na podstawie
dynamicznego zginania próbek Charpy V

Lp.	Temper. badania °C	F cm ²	L _V kGm	U _V kGm/cm ²	U _V śr. kGm/cm ²
1	2	3	4	5	6
1.	+ 20	0,811	10,1	12,4	13,06
		0,810	11,5	14,1	
		0,811	9,4	11,6	
		0,800	13,1	16,3	
		0,806	8,8	10,9	
2.	0	0,790	10,4	13,1	11,7
		0,790	7,3	9,2	
		0,793	8,0	10,1	
		0,802	10,1	12,6	
		0,802	10,8	13,5	
3.	- 30	0,815	5,4	6,6	6,68
		0,795	7,0	8,8	
		0,798	5,1	6,3	
		0,796	4,5	5,7	
		0,795	4,8	6,0	
4.	- 50	0,814	3,4	4,2	4,98
		0,815	4,2	5,1	
		0,797	4,7	5,9	
		0,795	3,8	4,8	
		0,800	3,9	4,9	
5.	- 75	0,795	2,1	2,6	2,7
		0,800	1,6	2,0	
		0,795	1,8	2,3	
		0,798	3,0	3,7	
		0,805	2,4	2,9	

Tablica 14

Ocena udarnośći dla stali 18G2A na podstawie dynamicznego zginania niejednorodnych próbek z warstwą typu C. Zmodyfikowana próba Charpy.

Lp.	Temper. badania °C	F cm ²	L _V kGm	U _V kGm/cm ²	U _V śr. kGm/cm ²
1	2	3	4	5	6
1.	+ 20	0,810	2,9	3,6	3,74
		0,810	2,8	3,5	
		0,812	3,4	4,2	
		0,811	2,4	3,0	
		0,815	3,6	4,4	
2.	0	0,795	3,7	4,6	3,94
		0,790	2,6	3,3	
		0,798	4,1	5,1	
		0,790	2,5	3,2	
		0,793	2,8	3,5	
3.	- 30	0,812	2,9	3,6	3,34
		0,810	2,4	2,9	
		0,810	3,2	3,9	
		0,815	2,9	3,5	
		0,812	2,3	2,3	
4.	- 50	0,815	2,0	2,4	2,68
		0,810	2,8	3,5	
		0,815	2,1	2,6	
		0,813	1,7	2,1	
		0,812	2,3	2,8	
5.	- 75	0,796	1,8	2,3	2,58
		0,805	2,5	3,1	
		0,799	2,2	2,8	
		0,800	1,9	2,4	
		0,800	2,7	2,3	

Tablica 15

Ocena uderności dla stali 45 na podstawie dynamicznego zginania próbek Charpy V

Lp.	Temper. badania °C	F cm ²	L _V kGm	U _V kGm/cm ²	U _V śr. kGm/mm ²
1	2	3	4	5	6
1.	+ 20	0,790	3,0	3,8	3,0
		0,811	2,2	2,7	
		0,811	2,0	2,5	
		0,795	2,5	3,1	
		0,795	2,3	2,9	
2.	0	0,806	2,2	3,9	3,12
		0,808	2,3	2,8	
		0,800	2,8	3,5	
		0,800	2,3	2,9	
		0,800	2,0	2,5	
3.	- 30	0,815	2,0	2,4	2,4
		0,813	1,7	2,1	
		0,813	2,3	2,8	
		0,805	2,0	2,5	
		0,810	2,7	2,2	
4.	- 50	0,798	1,8	2,3	2,3
		0,795	1,6	2,0	
		0,795	2,1	2,6	
		0,805	1,5	1,8	
		0,790	2,2	2,8	
5.	- 75	0,812	1,6	1,9	1,78
		0,810	1,4	1,7	
		0,794	2,2	2,8	
		0,798	1,00	1,3	
		0,798	0,95	1,2	

Ocena uderności dla stali 45 na podstawie dynamicznego zginania niejednorodnych próbek z warstwą typu C.

/Zmodyfikowana próba Charpy/

Lp.	Temper. badania °C	F cm ²	L _V kGm	U _V kGm/cm ²	V _V śr. kGm/cm ²
1	2	3	4	5	6
1.	+ 20	0,810	1,0	1,2	1,34
		0,815	1,1	1,3	
		0,810	0,7	0,9	
		0,812	1,2	1,4	
		0,795	1,5	1,9	
2.	0	0,810	1,5	1,8	1,52
		0,805	1,2	1,5	
		0,795	1,1	1,3	
		0,800	1,5	1,9	
		0,814	0,9	1,1	
3.	- 30	0,811	1,0	1,2	1,2
		0,795	0,7	0,9	
		0,805	1,1	1,3	
		0,810	0,7	0,9	
		0,810	1,4	1,7	
4.	- 50	0,800	0,65	0,8	1,2
		0,815	1,2	1,5	
		0,815	1,4	1,7	
		0,812	0,9	1,1	
		0,815	0,7	0,9	
5.	- 75	0,790	0,7	0,9	1,0
		0,790	1,0	1,3	
		0,816	0,65	0,8	
		0,810	0,65	0,8	
		0,803	0,9	1,1	

Tablica 17

Równoważniki niektórych jednostek w odniesieniu do jednostek układu SI

Ip.	Wielkość	Jednostka w układzie		Równoważnik
		SI	MKS	
1	Siła	1N	1 kG	1N = 0,102 kG
2	Napięcie	1N/m ²	1 kG/mm ²	1N/m ² = 0,102 · 10 ⁻² kG/mm ²
3	Udarność	1J/m ²	1 kGm/cm ²	1J/m ² = 0,102 · 10 ⁻⁴ kGm/cm ²
4	Ciężar właściwy	1N/m ³	1G/cm ³	1N/m ³ = 0,102 · 10 ⁻³ G/cm ³

Literatura

1. International Institut of Welding, Doc. IX - 753 - 71 Case - book of brittle failures.
2. Myśliwiec M.: Spawalnictwo okrętowe. Wydawnictwo Morskie 1971
3. Juffy E.A.: Spawalnictwo w budowie reaktorowych naczyń ciśnieniowych. Przegląd spawalnictwa nr 6/1965.
4. Heckel K.: Einführung in die technische Anwendung der Bruchmechanik. Carl Hanser Verlag München 1970.
5. Hołł U.D., Kihara H., Zut W., Wells A.A.: Chrupkije razruszenija swarnych konstrukcji. Maszynostrojenije. Moskwa 1974.
6. Pilarczyk J.: Literaturowa analiza problemu ilościowej interpretacji wyników badań uzyskanych w próbach skłonności stali o podwyższonej wytrzymałości do tworzenia pęknięć w procesie spawania. Instytut Spawalnictwa. Gliwice Id - 48. 1970.
7. Westergaard H.M.: Bearing pressures and cracks. Journal of Applied Mechanics, June 1939.
8. Sneddon I.N.: The distribution of stress in the neighbourhood of a crack in an elastic solid. Proceeding of Royal Society. Seria A, 1946.
9. Sneddon I.N.: The opening of a Griffith crack under internal pressure. Quarterly of Applied Mathematic. Nr 3, 1946.
10. Barenblatt G.I.: O niekotorych zadaczach teoriji uprugosti, voznikajuszczich pri issledovanii mehanizma gidravličeskogo razrywa nieftienosnogo płasta. Prikładna Matematika i Mehanika. Nr 4, 1956.

11. Barenblatt G.I.: The mathematical theory of equilibrium cracks in brittle fracture. *Advanced of Applied Mechanics*, Nr 7, 1962.
12. Williams M.L.: On the stress distribution at the base of a stationary crack. *Journal of Applied Mechanics*. Nr 1, 1957,
13. Irwin G.R.: *Fracture Mechanics*, in *Structural Mechanisc*, Pergamon Press, London 1960.
14. Irwin G.R.: *Fracture*, in *Handbuch der Physik t.VI*, Springer Verlag, Berlin 1958.
15. Paris P.C., Sih G.C.: Stress analysis of cracks, in *Fracture toughness testing and its applications*. ASTM Special Technical Publication Nr 381.
16. Sih G.C., Liebowitz H.: *Matemactical theories of brittle fracture*, in *Fracture*, t.II, Academic Press, New York, London 1968.
17. Kocańda S.: *Zmęczeniowe niszczenie metali*. Wydawnictwo - Naukowo - Techniczne, Warszawa 1972.
18. Mc Clintock F.A., Irwin G.R.: *Plasticity aspects of fracture mechanics*, in *Fracture toughness testing and its applications*. ASTM Special Technical Publication Nr 381.
19. *Fracture testing of high - strength sheet materials: a report of a special ASTM Committee*. ASTM Bulletin Nr 1, 1960,
20. Brown W.F., Srawley J.E.: *Plane strain crack toughness of high strength metallic materials*. ASTM Special Technical Publication Nr 410.

21. ASTM - E - 399 - 70T Plane-strain fracture toughness of metallic materials.
22. Methods for plane strain fracture toughness $/K_{IC}/$ testing. DD3, British Standards Institution. London 1971.
23. Wessel E., Clark U.: Rasčety stalnych konstrukcji s krupnymi secenijami metodami mehaniki rozruszenija. Novyje metody ocenki soprotivlenija chrupkomu razruszeniju. Mir, Moskva 1972.
24. Wells A.A.: Application of fracture mechanics at and beyond general yielding. British Welding Journal, November 1963.
25. Dugdale D.S.: Yielding of steel containing slits. Journal of the Mechanics and Physic of Solids, 8, 1960.
26. International Institut of Welding. Doc. IX - 655 - 69. The use of critical opening displacement techniques for the selection of fracture resistant materials.
27. Sobczykiewicz W., Glinka G.: Wykorzystanie mehaniki pękania do określenia wytrzymałości konstrukcji. Przegląd Mechaniczny Nr 17, 1974.
28. Egan G.R.: Compatibility of linear elastic $/K_{IC}/$ and general yielding $/COD/$ fracture mechanics. Engineering Fracture Mechanics Nr 1, 1973.
29. Hilton P.D., Sih G.C.: Applications of the finite element method to the calculations of stress intensity factors, in Methods of analysis and solutions of crack problems . Noordhoff International Publishing Leyden, The Netherlands 1973.

30. Rice J.R.: A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks. Journal of Applied Mechanics, June 1968.
31. Begley J.A., Landes J.D.: The J - integral as a failure criterion. Scientific Paper 71 - JE7 - FM - PWR - P3 Westinghouse Research Laboratories, June 1971.
32. Markstrom K.: Fracture mechanics, basic concepts and testing procedures. Department of Strength Materials and Solid Mechanics. The Royal Institute of Technology, Stockholm, July, 1975
Materiały Seminarium - Mechanika pękania i jej praktyczne zastosowanie w technice, odbytego w dniach 14-19 lipca 1975 roku w Politechnice Gdańskiej
33. Carlsson J.: Fracture Mechanics. Department of Strength Materials and Solid Mechanics. The Royal Institute of Technology. Stockholm, July 1975.
Materiały Seminarium - Mechanika pękania i jej praktyczne zastosowanie w technice, odbytego w dniach 14 - 19 lipca 1975 roku w Politechnice Gdańskiej.
34. Carlsson J.: Brottmekanik. Hallfasthetslara. Kungliga Tekniska Hogskolan. Stockholm 1974.
35. Kobayashi A.S., Chiu S.T., Belfurkes R.: A numerical and experimental investigation on the use of J - integral. Engineering Fracture Mechanics Nr 2 1973.
36. Adams N.J. Muro H.G.: A single test method for evaluation of the J integral as a fracture parameter. Engineering Fracture Mechanics, Nr 1 1974.

37. Wiernik R., Zakrzewski M.: Mechanika pękania I. Prace Naukowe Instytutu Materiałoznawstwa i Mechaniki Technicznej Politechniki Wrocławskiej Nr 23, Seria: Studia i Materiały Nr 14, Wrocław 1975.
38. Banks E.: Toughness properties of HAZ structures in structural steel. *Welding Journal*, July 1974.
39. Archer G.L.: Fracture toughness in the heat affected zones of a carbon manganese steel and a low alloy steel. *Metal Construction and British Welding Journal*, December 1974.
40. Williams M.L.: The Stresses around a fault or crack in dissimilar media. *Bulletin of the Seismological Society of America*, Nr 2 1959.
41. Sawyer S.G., Anderson R.B.: Collocated interfacial stress intensity factors for finite bi-material plates. *Engineering Fracture Mechanics*, Nr 4 1972.
42. Čerepanov G.P.: O napriazennom sostojanii v nieodnorodnoj płastinie s razrezami. *Izvestia Akademii Nauk SSSR. OTN Mechanika i Maszinstrojenje* Nr 1 1962.
43. Erdogan F.: Stress distribution in a nonhomogeneous elastic plane with crack. *Journal of Applied Mechanics*, June 1963.
44. Erdogan F. Stress distribution in bonded dissimilar materials with cracks. *Journal of Applied Mechanics*, June, 1965.
45. Erdogan F.: Stress distribution in bonded dissimilar materials containing circular or ring-shaped cavities. *Journal of Applied Mechanics*, December 1965.

46. Erdogan F., Ratavani M.: The contact problem for an elastic layer supported by two elastic quarter planes. *Journal of Applied Mechanics*, September 1974.
47. Rice J.R., Sih G.C.: Plane problems of crack in dissimilar media, *Journal of Applied Mechanics*, June 1965.
48. Sih G.C., Rice J.R.: The bending of plates of dissimilar materials with cracks. *Journal of Applied Mechanics*, June 1964.
49. Musheliszvili N.J.: Niekotoryje osnovnyje zadachi matematičeskoj teorii uprugosti. Izdatielstwo Akademii Nauk SSSR - Moskva 1966.
50. England A.H.: A crack between dissimilar media. *Journal of Applied Mechanics*, June 1965.
51. Salganik R.Ł.: O chrupkom razruszeniu sklejnnych tieł. *Prikladnaja Matematika i Mechanika*, Nr 5 1963.
52. Kassir M.K., Bergman A.M.: The stress intensity factor for a penny-shaped crack between two dissimilar materials. *Journal of Applied Mechanics*, March 1972.
53. Willis J.R.: Fracture mechanics of interfacial cracks, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Nr 6 1971.
54. Clements D.L.: A crack between dissimilar anisotropik media. *International Journal of Engineering Science*, Nr 3 1971.
55. Erdogan F.: Bonded dissimilar materials containing crack parallel to the interface. *Engineering Fracture Mechanics*, Nr 3 1971.
56. Erdogan F.: Fracture problems in composite materials. *Engineering Fracture Mechanics*, Nr 4 1972.

57. Erdogan F.: Approximate solutions of systems of singular integral equations. *SIAM Journal on Applied Mathematics*, Nr 6 1969.
58. Erdogan F.: Simultaneous dual integral equations with trigonometric and Bessel kernels. *Zeitschrift für Angewandte Mathematik und Mechanik*, Nr 4 1968.
59. Erdogan F. Gupta G.: The stress analysis of multilayered composites with a flaw. *International Journal of Solids and Structures*, Nr 1 1971.
60. Lowengrub M., Sneddon I.N.: The stress field near a Griffith crack at the interface of two bonded dissimilar elastic half planes. *International Journal of Engineering Science*, Nr 9 1973.
61. Lowengrub M.: Stress distribution due to a Griffith crack at the interface of an elastic half plane and a rigid foundation. *International Journal of Engineering Science*, Nr 5 1973.
62. Ranjit S. Dhalival: Two coplanar cracks in an infinitely long elastic strip bonded to semi-infinite elastic planes. *International Journal of Engineering Science*, Nr 5 1973.
63. Sneddon I.N.: Metoda transformacji całkowych w mieszanych zagadnieniach brzegowych klasycznej teorii sprężystości. PAN - Ossolineum, Wrocław 1974.
64. Erdogan F.: Numerical solution of singular integral equations, in *Methods of analysis and solutions of crack problems*. Noordhoff International Publishing Leyden, The Netherlands 1973.

65. Ranatowski E.: Analiza niektórych układów niejednorodnych z punktu widzenia mechaniki pękania. Część I i II. Przegląd Mechaniczny Nr 5 i 6 1976.
66. Kačanov L.M.: Osnovy teorii płaścičnosti. Izdatielstwo Nauka, Moskva 1969.
67. Okerbłom N.O., Bakszi O.A., Szron R.Z.: Vlijanije mehaničeskoj nieodnorodnosti svarnych sojedinienij na ich rabotosposobnost'. Trudy Leningradskogo Politechničeskogo Instituta, Nr 229 1964.
68. Bakszi O.A., Szron R.Z.: Pročnost' pri statičeskom rastiaženii svarnych sojedinienij s miagkoj prosłojkoj. Svaročnoje Proizvodstvo Nr 5 1962.
69. Bakszi O.A., Szatov A.A.: O napriazennom sostojanii i deformacii tvierdovo materiała v svarnych sojedinienijach s tvierdoj i mjagkoj prosłojkami. Svaročnoje Proizvodstvo Nr 5 1966.
70. Lesiński K.: Wpływ lokalnego starzenia na skłonność stali niskowęglowych do kruchych pęknięć. Przegląd Mechaniczny Nr 6 1972.
71. Ranatowski E.: Ocena wytrzymałości połączeń o niejednorodnej budowie mechanicznej. Przegląd Mechaniczny Nr 5 1973.
72. Kačanov L.M.: O napriazennom sostojanii płaścičnoj prosłojki. Izviestija Akademii Nauk SSSR. Mechanika i Maszynostrojenije Nr 5 1962.
73. Hill R.: The mathematical theory of plasticity. Oxford 1950.

74. Sokołowski W.W.: Teoria plastyczności. Państwowe Wydawnictwo Naukowe, Warszawa 1957.
75. Pełczyński T.: Nowa koncepcja wyznaczania temperatury kruchości. Przegląd Spawalnictwa Nr 4 1959.
76. Pełczyński T.: Ocena złączy spawanych pod względem ich skłonności do kruchego pęknięcia. Przegląd Spawalnictwa Nr 1 1962.
77. Pełczyński T.: Zagadnienie wytężania i pęknięcia materiałów. Politechnika Warszawska, Warszawa 1969.
78. Hekkel K.: Techničeskoje primienienije mechaniki razruszenija. Metalżurgija, Moskva 1974.
79. Bakszi O.A., Kačanov Ł.M.: O napriazennom sostojanii płaścičnojj prosłojki pri osiesimmetričnojj deformacjii. Izviesztija Akademii Nauk SSSR. Mechanika Nr 2 1965.
80. Lindholm Ulric S.: Mechanical behavior of materials under dynamic loads. Springer Verlag. Berlin, Heidelberg, New York 1968.
81. Matthews W.T.: The role of impact testing in characterizing the toughness of materials, in Impact testing of metals. ASTM STP 466.
82. Udarnyje ispytanija metałłow pod red. Drozdowskogo i Morozova. Izdatielstvo Mir 1973.
83. Barson J.M., Rolfe S.T.: Correlations between K_{IC} and Charpy V notch test results in the transition temperature range, in Impact testing of metals. ASTM STP 466.
84. Wilshaw T.R.: Deformation and fracture of mild steel Charpy specimens. Journal of the Iron and Steel Institute, Sep-

tember 1966.

85. Radon J.C., Turner C.E.: Note on the relevance of linear fracture mechanics to mild steel. *Journal of the Iron and Steel Institute*, August 1966.
86. Fearnough C.D., Hoy C.J.: Mechanism of deformation and fracture in the Charpy test as revealed by dynamic recording of impact loads. *Journal of the Iron and Steel Institute*, November 1964.
87. Fearnough G.D., Nichols R.W.: Fracture mechanics considerations in the Charpy impact test. *The International Journal of Fracture Mechanics*, Nr 3 1968.
88. Ronald T.M.F., Hall J.A., Pierce C.M.: Usefulness of precracked Charpy specimens for fracture toughness screening test of titanium alloys. *Metallurgical Transactions*, April 1972.
89. Weiss B.Z., Steffens H.D. i in.: Dynamic fracture instability in welded 17 - 7 PH type steel by instrument impact tests. *Welding Journal*, July 1975.
90. Hannerz N.E., Lowery J.F.: Influence of micro-slag distribution on MIG-MAG weld metal impact properties. *Metal Construction and British Welding Journal*, January 1975.
91. Man J., Holzman M.: Measurement of fracture load and determination of fracture toughness G_{IC} in instrumented Charpy tests. *Journal of the Iron and Steel Institute*, February 1970.
92. Gleorgijev M.N., Popova L.V.: Sravnienie metodov razdielenija udarnoj vjzskosti. *Zavodskaja Laboratorija* Nr 5 1969.

93. Vladimirskij T.A.: K voprosu o **razloženi** udarnoj vjazkosti na jeje sostavljajuszcziye. Zavodskaja Laboratorija Nr 5 1969.
94. Bakszi O.A., Monoszkov A.N., Kukin A.G.: Metod opriediele-nija sostavljajuszczych udarnoj vjazkosti. Zavodskaja La-boratorija Nr 5 1969.
95. **Stiecenko** B.A.: K voprosu ocenki soprotivlenija stali chrup-komu razruszeniju po ispytanim na udarnuju vjazkost'. Zavodskaja Laboratorija Nr 5 1969.
96. Gielmiza V.I., Szur D.M.: O korreliacii miezdu rabotoj raz-ruszenija obrazcov s trieszczinnoj i charakteristikoj vja-zkosti razruszenija materiala G_{IC} . Problemy Pročnosti, Nr 5 1974.
97. Smith E., Patchett B.M.: Effects of notch acuity and side grooving on fracture toughness. Welding Journal, June 1975.
98. Bakszi O.A., Monoszkov A.N.: Pročnost mehaničeski makro-nieodnorodnych svarnych sojedinenij pri udarnom rastja-ženii. Svaročnoje Proizvodstvo Nr 1965.
99. Bakszi O.A., Monoszkov A.N., Anisimov J.I.: Rabotosposob-nost' svarnych sojedinenij s mjagkoj prošojkoj pri udar-nom rastjaženii v uslovijach niskich temperatur. Svaročnoje Proizvodstvo Nr 11 1968.
100. Kačanov L.M.: Požuzučest tonkogo sloja pri szatii i izgibie. Izviestija Akademii Nauk SSSR. Mechanika i Maszinstroje-nije Nr 4 1963.

101. Bakszi O.A., Kulnievič B.G.: Rasčetnaja ocenka pročnosti i energojemkosti svarnogo stykovogo sojedinienija pri izgibie. Avtomatičeskaja Svarka Nr 12 1965.
102. Orner G.M., Hartbower C.E.: Sheet fracture toughness evaluated by Charpy impact and slow bend. Welding Journal, September 1961.
103. Gross J.H.: Effect of strength and thickness on notch ductility, in Impact testing of metals. ASTM STP 466.
104. Lange E.A., Loss F.I.: Dynamic tear energy - a practical performance criterion for fracture resistance, in Impact testing of metals. ASTM STP 466.
105. Krzanowski A.: Perspektywiczne potrzeby przemysłu maszynowego w zakresie nowych tworzyw konstrukcyjnych. Instytut Mechaniki Precyzyjnej. Warszawa Nr 1 1975. XIV Jubileuszowe Seminarium.
106. Węgrzyn J., Brózda J. i in.: Spawanie stali 15G2ANb. Biuletyn Instytutu Spawalnictwa Nr 54 2 1973.
107. Węgrzyn J., Brózda J. i in.: Zagadnienia technologiczne i materiałowe przy spawaniu stali 15G2ANb. XVIII Naukowo - Techniczna Konferencja Spawalnicza, Gdansk, maj 1973.
108. Butnicki S.: Spawalność i kruchość stali. Wydawnictwo Naukowo - Techniczne, Warszawa 1975.
109. Brózda J.: Badanie odporności na pękanie kruche złącz spawanych w oparciu o technikę COD. Biuletyn Instytutu Spawalnictwa Nr 60 1974.

110. DD 19 Methods for crack opening displacement /COD/testing.
British Standards Institution, London 1972.
111. Bigda Cz., Gołaski L.: Odporność materiału na pękanie .
Prace Naukowe Instytutu Materiałoznawstwa i Mechaniki
Technicznej Politechniki Wrocławskiej, Nr 17, Seria: Kon-
ferencje, Nr 2, Wrocław 1973.

THE SELECTED HETEROGENEOUS SYSTEMS AS PATTERNS OF
WELDED JOINTS AGAINST A BACKGROUND OF FRACTURE ME-
CHANICS AND THEIR PRACTICAL APPLICATION

Summary

The work deals with strength analysis of the selected heterogeneous system from the point of view fracture mechanics. The author concentrated on patterns reflecting welded, soldered and glued joints.

The first part of the work deals with the ways of estimating fracture mechanics criteria for heterogeneous systems, e.g. constructed of the materials of different elastic properties, taking into consideration the present state of knowledge in this respect. The above-said considerations have been summarized by listing the factors affecting K_c, K_{Ic}, σ_c .

The worked out dependence has been found out to be useless for joints estimation for which section moduli R_e, R_m are heterogeneity measure. To solve this problem for further aims, some dependences of mechanical heterogeneity theory have been adapted and developed.

Next, there has been considered the possibility of the application of the above-mentioned heterogeneous systems for the estimation of modification of the material strength against a background of fracture mechanics. In this connection there has been determined the correlation between the value K_{Ic} estimated on the basis of heterogeneous and homogeneous samples, on static

and dynamic load.

There have also been determined theoretical principles of the modernization of work quantity A on the toughness and its use for determining U_I, G_{IC}, K_{IC} .

The final part of the work includes the practical verification of the above-said theoretical considerations.

ИЗБРАННЫЕ ГЕТЕРОГЕННЫЕ СИСТЕМЫ КАК МОДЕЛИ
СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ В АСПЕКТЕ МЕХАНИКИ РАЗ-
РУШЕНИЯ И ИХ ПРАКТИЧЕСКОГО ИСПОЛЬЗОВАНИЯ

Резюме

Работа представляет анализ прочности избранных гетерогенных систем с точки зрения механики разрушения. Внимание сконцентрировано, главным образом, на моделях отражающих сварные, паяльные и клеевые соединения.

В первой части работы рассмотрен способ оценки критериев механики разрушения для гетерогенных систем, построенных из материалов с разными упругими свойствами, принимая во внимание актуальные знания в этой области. Эти рассуждения закончены подведением итогов, составляя факторы влияющие на K_C , K_{IC} , δ_C .

Разработанные зависимости являются непригодными для оценки соединений, для которых мерой гетерогенности являются факторы прочности R_e , R_m . Для получения решений этой проблемы, для дальнейших целей были приспособлены и развиты некоторые зависимости теории механической гетерогенности.

Далее была рассмотрена возможность использования вышеупомянутых гетерогенных систем для модификации оценки прочности материалов в аспекте механики разрушения. В связи с этим установлена корреляция между величиной K_{IC} оцениваемой на пробках однородных и гетерогенных, при нагрузках статической и динамической.

Также были установлены теоретические основы модернизации оценки количества работы A на образование распределительного излома и использования её для определения U , G_{IC} , K_{IC} .

В заключительной части работы проведена практическая проверка истинности вышеупомянутых рассуждений, получая подтверждение её.



Cena zł 10,—