MONOGRAFIE, STUDIA, ROZPRAWY

M25

Ihor Dzioba

MODELOWANIE I ANALIZA PROCESU PĘKANIA W STALACH FERRYTYCZNYCH

Kielce 2012

MONOGRAFIE, STUDIA, ROZPRAWY NR M25

Redaktor Naukowy serii NAUKI TECHNICZNE – BUDOWA I EKSPLOATACJA MASZYN prof. dr hab. inż. Stanisław ADAMCZAK, dr h.c.

Recenzenci

prof. dr hab. inż. Andrzej SEWERYN dr hab. inż. Dariusz BOROŃSKI, prof. nadzw. UTP

Redakcja Elżbieta WIKŁO

Redakcja techniczna Irena PRZEORSKA-IMIOŁEK

Projekt okładki Tadeusz UBERMAN

© Copyright by Politechnika Świętokrzyska, Kielce 2012

Wszelkie prawa zastrzeżone. Żadna część tej pracy nie może być powielana czy rozpowszechniana w jakiejkolwiek formie, w jakikolwiek sposób: elektroniczny bądź mechaniczny, włącznie z fotokopiowaniem, nagrywaniem na taśmy lub przy użyciu innych systemów, bez pisemnej zgody wydawcy.

PL ISSN 1897-2691

Samodzielna Sekcja "Wydawnictwo Politechniki Świętokrzyskiej" 25-314 Kielce, al. Tysiąclecia Państwa Polskiego 7 tel./fax 41 34 24 581 e-mail: wydawca@tu.kielce.pl www.tu.kielce.pl/organizacja/wydawnictwo

SPIS TREŚCI

Spis ważniejszych oznaczeń i skrótów		
1. WPROWADZENIE	11	
2. MECHANIKA PĘKANIA. PODSTAWOWE PARAMETRY I KRYTERIA	18	
3. WPŁYW WYMIARÓW GEOMETRYCZNYCH NA ODPORNOŚĆ NA PĘKANIE	31	
3.1. Rozkład naprężeń w elemencie ze szczeliną, materiał liniowo-sprężysty	31	
3.2. Rozkład naprężeń w elemencie ze szczeliną, materiał sprężysto-plastyczny	32	
3.3. Wpływ grubości na odporność na pękanie materiału	34	
3.4. Pękanie ciągliwe, odporność na pękanie według mechanizmu wzrostu pustek	35	
3.5. Odporność na pękanie dla mechanizmu rozwoju pęknięcia poprzez ścinanie	37	
3.6. Odporność na pękanie dla przypadku jednoczesnego występowania mechanizmu		
wzrostu pustek i mechanizmu ścinania	40	
3.7. Doświadczalna weryfikacja modeli pękania, uwzględniających wpływ		
wymiarów elementu	41	
3.7.1. Zależność odporności na pękanie od wymiarów próbek i parametru Q	43	
3.7.2. Weryfikacja modelu uwzględniającego wpływ grubości na poziom		
odporności na pękanie, dla przypadku pękania kruchego	52	
3.7.3. Weryfikacja modelu uwzględniającego wpływ wymiarów próbki,		
dla przypadku pękania ciągliwego	53	
4. PROCEDURY OCENY WYTRZYMAŁOŚCI ELEMENTÓW KONSTRUKCYJNYCH,		
ZAWIERAJĄCYCH PĘKNIĘCIA	60	
4.1. Podstawowe elementy procedur PD6493, EPRI, R6	61	
4.2. Ocena bezpieczeństwa elementów według procedur SINTAP i FITNET	67	
4.2.1. Zasady analizy według podejścia FAD i CDF	68	
4.2.2. Poziomy analizy	71	
4.2.3. Charakterystyki wytrzymałościowe materiału	73	
4.2.4. Wyznaczanie charakterystyki odporności na pękanie, K _{mat}	74	
4.2.5. Przedstawianie rozkładu naprężeń w przekroju elementu	78	
4.2.6. Zasady przedstawienia defektów w postaci szczelin	79	
4.2.7. Wyznaczanie $L_{\rm r}$ i $K_{\rm r}$	81	
4.2.8. Wykres krzywej zniszczenia, $f(L_r)$	82	
4.2.9. Analiza wrażliwości elementu	88	
4.3. Weryfikacja i zastosowanie procedur FITNET	90	

5. V I	VPŁYW MIKROSTRUKTURY NA CHARAKTERYSTYKI WYTRZYMAŁOŚCIOWE ODPORNOŚĆ NA PEKANIE STALI 13HMF
5.1	Metody i materiały badań
5.2	. Zmiany mikrostruktury i charakterystyk stali 13HMF w wyniku długotrwałej eksploatacji
	 5.2.1. Anizotropia właściwości wytrzymałościowych i odporności na pękanie 5.2.2. Wytrzymałość i odporność na pękanie w zależności od typu mikrostruktury stali
5.3	. Badanie wpływu mikrostruktury na właściwości stali 13HMF
	5.3.1. Modelowanie mikrostruktury i właściwości stali 13HMF
	5.3.2. Badanie degradacji mikrostruktury i zmian charakterystyk w stali 13HMF
	5.3.3. Regeneracja mikrostruktury i charakterystyk stali 13HMF zdegenerowane w wyniku długotrwałej eksploatacji
	5.3.4. Zależności charakterystyk wytrzymałości i odporności na pękanie od twardości
	5.3.5. Charakterystyki wytrzymałości i odporności na pękanie dla różnych mikrostruktur stali 13HMF w zakresie temperatur ujemnych
5.4	Podsumowanie
l 6.1 6.2	ODPORNOŚĆ NA PĘKANIE STALI FERRYTYCZNYCH . Ilościowe dane o składnikach dla różnych mikrostruktur stali 13HMF
6.3 6.4	. Wpływ składników mikrostrukturalnych na odporność na pękanie . Podsumowanie
7. A L	NALIZA PROCESU PĘKANIA STALI FERRYTYCZNYCH WEDŁUG PODEJŚCIA OKALNEGO
7.1	. Podstawowe modele i kryteria pękania opracowane na podstawie podejścia lokalnego
	7.1.1. Nukleacja mikrodefektów
	7.1.2. Modele i kryteria pękania łupliwego
	7.1.3. Wzrost i koalescencja pustek, modele pękania ciągliwego
7.2	. Analiza procesu pękania stali niskostopowych Cr-Mo-V o osnowie ferrytycznej
	7.2.1. Kryterium RKR, uwzględniające duże odkształcenia
	7.2.2. Modyfikacja kryterium RKR poprzez uwzględnianie składników mikrostruktury
7.3	. Analiza pękania stali 13HMF z uwzględnieniem składników mikrostruktury

7.3.1. Ocena występowania pękania całkowicie łupliwego	196
7.3.2. Ocena prawdopodobieństwa występowania pękania łupliwego	199
7.3.3. Ocena występowania pękania łupliwego w mikrostrukturach	
stali ferrytycznych	201
7.3.3.1. Stal o mikrostrukturze ferryt-perlit-bainit (FPB) oraz ferryt	
z węglikami (FW)	202
7.3.3.2. Stal 13HMF o mikrostrukturze ferryt-bainitu (FB)	208
7.3.3.3. Stal 13HMF o mikrostrukturze bainitu (B)	210
7.3.3.4. Stal 13HMF o mikrostrukturze bainit-martenzytu (BM)	212
7.3.3.5. Materiał po eksploatacji	213
7.3.3.6. Stal 18G2A	216
7.4. Podsumowanie analizy pękania według modyfikowanych kryteriów RKR	217
8. PODSUMOWANIE	221
8.1. Wnioski o charakterze naukowo-badawczym	221
8.2. Wnioski o charakterze aplikacyjnym i utylitarnym	224
Literatura	227
Streszczenie	243
Summary	245

Spis ważniejszych oznaczeń i skrótów

W pracy pojawia się wiele różnych oznaczeń. Na ogół, na początku poszczególnych rozdziałów zdefiniowano oznaczenia odnoszące się do wielkości używanych w danym rozdziale. Poniżej podano znaczenie tych symboli, które pojawiają się w tekście całego opracowania.

Oznaczenie	Znaczenie
a	długość, lub połowa długości pęknięcia
a_0	początkowa długość pęknięcia
$a_{\rm ef}$	efektywna długość pęknięcia
В	grubość próbki
b	niepęknięta szerokość próbki ($b = W - a$)
Ε	moduł Younga
G	moduł ścinania
F	siła, działająca na element z zewnątrz
$f(L_{\rm r})$	krzywa uszkodzenia, FAD
F _Y	obciążenie graniczne, odpowiadające przejściu elementu w stan plastyczny
$F_{\mathrm{Y}}^{\mathrm{B}}, F_{\mathrm{Y}}^{\mathrm{M}}$	obciążenie graniczne kolejno dla materiału rodzimego i dla zastępczej próbki składającej się z części łączonych i spoiny
$F_{ m L}$	obciążenie graniczne obliczane dla maksymalnej siły wykresu siła – przemieszczenie
G_{I}	współczynnik uwalniania energii przy pierwszym sposobie obciążenia
G _{IC}	krytyczna wartość współczynnika uwalniania energii przy pierwszym sposobie obciążenia
J	całka J ($J = J_e + J_{pl}$)
J _e	sprężysta część całki J
$J_{ m pl}$	plastyczna część całki J
$J_{ m IC}$	krytyczna wartość całki J
Κ	symbol oznaczający współczynnik intensywności naprężeń, WIN
K _{ef}	efektywny WIN
KI	WIN przy pierwszym sposobie obciążenia
K _{IC}	krytyczna wartość WIN

Oznaczenie	Znaczenie
K _{JC}	przeliczona na jednostki WIN wartość J_{IC}
K _{mat}	odporność na pękanie wyrażona w jednostkach WIN
Kr	$=K_{\rm l}/K_{\rm mat}$
<i>n</i> , <i>N</i>	wykładnik potęgowy w prawie Ramberga-Osgooda ($n = 1/N$)
L _r	$= F/F_{\rm Y}$ lub $\sigma_{\rm ref}/\sigma_0$
Р	siła, działająca na element z zewnątrz
$P_{\rm f}$	prawdopodobieństwo
R	promień
r	składowa biegunowego układu współrzędnych; również odległość od wierzchołka pęknięcia
r _C	krytyczna odległość
R _e	granica plastyczności, nie sprecyzowano umowna czy wyraźna
R _{eH}	górna granica plastyczności
R _{eL}	dolna granica plastyczności
$R_{\rm e}^{\rm W}$	granica plastyczności dla materiału spoiny
$R_{\rm e}^{\rm B}$	granica plastyczności dla materiału rodzimego
R _p	wyraźna granica plastyczności
$R_{0.2}$	umowna granica plastyczności przy trwałym odkształceniu 0.2%
R _m	wytrzymałość doraźna materiału
$R_{\rm m}^{\rm B}$	wytrzymałość doraźna dla materiału rodzimego
$R_{\rm m}^{\rm W}$	wytrzymałość doraźna dla materiału spoiny
W	szerokość próbki
Q	współczynnik, charakteryzujący wpływ płaskich wymiarów elementu na rozkład naprężeń, $Q = (\sigma_{22} - \sigma_{22HRR})/\sigma_0$
Т	drugi człon asymptotycznego rozwiązania Williamsa dla pola naprężeń przed wierzchołkiem szczeliny, charakteryzujący wpływ wymiarów ele- mentu na rozkład naprężeń
Tz	współczynnik charakteryzujący wpływ grubości, $Tz = \sigma_{33}/(\sigma_{11}+\sigma_{22})$
CDF	crack driving force, siła napędzająca wierzchołek szczeliny
FAD	<i>failure assessment diagram,</i> krzywa uszkodzenia lub zniszczenia, $f(L_r)$

Oznaczenie	Znaczenie
HRR	pole naprężeń, opisywane wzorami Hutchinsona, Rice'a, Rosengrena
PSN	płaski stan naprężeń
PSO	płaski stan odkształcenia
RKR	kryterium pękania łupliwego Ritchie, Knotta, Rice'a
RWP	rozwarcie wierzchołka pęknięcia
WIN	współczynnik intensywności naprężeń
FW	mikrostruktura ferrytu z wydzieleniami węglików
FP	mikrostruktura ferrytyczno-perlityczna
FPB	mikrostruktura ferrytyczno-perlityczna-bainityczna
FB	mikrostruktura ferrytyczno-bainityczna
В	mikrostruktura bainityczna
BM	mikrostruktura bainityczno-martenzytyczna
α, β	współczynniki
γ	jednostkowa energia powierzchniowa pęknięć
μ	moduł ścinania
ν	moduł Poissona
$\sigma^{\rm S}$	naprężenia drugiego rodzaju (własne)
$\sigma_{ m R}^{ m T}$	poprzeczne naprężenia spawalnicze
$\sigma_{ m R}^{ m L}$	wzdłużne naprężenia spawalnicze
$\sigma_{ m ref}$	naprężenia netto działające w przekroju elementu
σ_{0},σ_{y}	granica plastyczności, również R _e
$\sigma_{ m uts}$	wytrzymałość doraźna, również <i>R</i> _m
$\sigma_{ m yw}$	granica plastyczności dla materiału spoiny, również R_{e}^{W}
$\sigma_{ m yp}$	granica plastyczności dla materiału rodzimego, również R_{e}^{B}
$\sigma_{ m C}$	naprężenie krytyczne
$\sigma_{\rm m}, \sigma_{\rm b}$	rozciągająca i zginająca składowe rozkładu naprężeń
σj	współczynniki wielomianu, który opisuje rozkład naprężeń
$\sigma_{ m f}$	$= (R_{\rm e} + R_{\rm m})/2$ lub $= (\sigma_0 + \sigma_{\rm uts})/2$
σ_{22}, σ_{yy}	rozkład naprężeń rozwierających przed wierzchołkiem pęknięcia

Wprowadzenie

Problemy związane z zagadnieniami zniszczenia elementów konstrukcyjnych budzą żywe zainteresowanie od czasów, kiedy zaczęto projektować i budować obiekty inżynierskie. Wraz z rozwojem industrializacji problem zyskuje na wadze, ponieważ coraz ważniejsze staje się bezpieczeństwo podczas eksploatacji konstrukcji i obiektów inżynierskich. Spektakularne katastrofy są wydarzeniami, które oprócz społecznych, prawnych i inżynierskich skutków mają istotny aspekt ekonomiczny. Przykładowo, ekonomiczna ocena strat w wyniku zniszczeń w USA w 1978 r. oszacowana została na 119 miliardów dolarów, co stanowiło około 4% narodowego produktu brutto [66]. Zastosowanie ówczesnych technologii pozwoliłoby zmniejszyć te straty o 35 miliardów dolarów, a kolejne 25 miliardów można było odzyskać, gdyby wykorzystano analizę według reguł mechaniki pękania podczas projektowania i eksploatacji. Przyczyny większości zniszczeń obiektów należą do jednej z dwóch poniższych kategorii:

- nieprawidłowości podczas projektowania, wykonania lub eksploatacji konstrukcji,
- zastosowanie nowych metod projektowania lub materiałów bez przeprowadzenia odpowiednich analiz i badań.

Jednym z najbardziej znanych przypadków zniszczenia konstrukcji, który należy do drugiej kategorii, jest kruche pękanie statków *Liberty* w czasie i po II wojnie światowej. Statki te miały w całości spawane kadłuby, co pozwalało wytwarzać je szybszej i taniej niż według tradycyjnych technologii. Jednak wprowadzenie nowej technologii bez wykonania należnych badań i odpowiedniej analizy skutkowało licznymi poważnymi awariami wywołanych pękaniem. Z 2700 wyprodukowanych statków, w około 400 odnotowano pęknięcia, z których 90 zostało poważnie uszkodzonych. W dwudziestu statkach pęknięcia rozpowszechniły się na wskroś, a w około dziesięciu przypadkach statki rozpadły się całkowicie na dwie części [3] (rys. 1.1a). Obecnie kadłuby wszystkich statków są również spawane, jednak zastosowanie odpowiedniej wiedzy pozwala w dużym stopniu wyeliminować pękanie, choć przypadki poważnych katastrof zdarzają się również i dzisiaj.

Klasycznym przykładem zniszczenia wywołanego niewłaściwą eksploatacją było pęknięcie tankowca podczas załadunku na północnym Atlantyku w 1979 roku. Zderzenie ciepłego oleju wewnątrz kadłuba z zimną wodą na zewnątrz było przyczyną skurczu termicznego i powstania wysokiego poziomu naprężeń w kadłubie. Spowodowało to gwałtowne rozprzestrzenianie się pęknięcia w niewłaściwie eksploatowanych elementach spawanych.

Bezpośrednią przyczyną katastrofy *Challenger Space Shuttle* (28.01.1986 r.) było to, że jedna z uszczelek O-ringów w silniku nie całkiem odpowiadała warun-

kom, jakie powinna spełniać podczas eksploatacji w niskich temperaturach. W *Shuttle* wykorzystano najnowsze technologie, jednak doświadczenia w eksploatacji obiektu były ograniczone. Eksploatacja silnika z nieprzebadaną uszczelką doprowadziła do katastrofy.



Rys. 1.1. a) statek zniszczony na skutek kruchego pękania kadłuba; b) rurociąg gazowy zniszczony w wyniku propagacji pęknięcia

Zniszczenia rurociągów do transportu ropy i gazu (rys. 1.1b), to przykłady awarii wywołanych długotrwałym oddziaływaniem środowiska korozyjnego wodorowego na metal rurociągów, w wyniku czego obniżają się właściwości materiału. Analiza wytrzymałości przeprowadzona na stali w stanie wyjściowym staje się nieaktualna. Wzrasta zagrożenie występowania zniszczenia na skutek występowania przeciążenia eksploatacyjnego, spadku temperatury lub innych czynników.

Zapobieganie awaryjnym zniszczeniom oraz przewidywanie okresów bezpiecznej eksploatacji elementów to podstawowe zagadnienia w procesach projektowania i eksploatacji konstrukcji. Zagadnienia te analizowano w ramach mechaniki ciała stałego, teorii sprężystości, wytrzymałości materiałów, teorii plastyczności, mechaniki zniszczenia i mechaniki pękania. Hipotezy, kryteria i metody oceny bezpieczeństwa pracy elementów konstrukcyjnych przedstawiono w licznych publikacjach. Ważne osiągnięcia w rozwiązywaniu zagadnień zniszczenia wytrzymałości elementów konstrukcji są również dziełem polskich naukowców i badaczy. Współtwórcą warunku uzyskania przez materiał stanu uplastycznienia, na którym bazują metody wytrzymałości elementów, jest Huber [124]. Metody analizy nośności granicznej elementów o złożonych kształtach, zawierających karby konstrukcyjne, przedstawiono w pracach Szczepińskiego [248], Szlagowskiego [249], Bodaszewskiego [40, 41], Dudziaka, Seweryna i innych [65]. Zagadnienia wytrzymałości zmęczeniowej materiałów i konstrukcji analizowano w pracach Kocańdy [139], Szali [140, 247], Machy [157], Glinki [110], Kocańdy [138], Borońskiego [44]. Problematykę związaną z określeniem stanu materiału elementów, eksploatowanych w warunkach wysokich temperatur przedstawiono w pracach Maciejnego [156], Hernasa [120], Dobrzańskiego [60, 121]. Metody analizy i kryteria pękania dla elementów zawierających pęknięcia opracowano przez Neimitza [171-189], Seweryna [229-232] i Mroza [230].

Podczas projektowania i eksploatacji według większości istniejących obecnie zasad, przyjmuje się, że element nie zawiera defektu. Jednak w każdym wykonanym elemencie może znajdować się pęknięcie, jako rezultat procesu technologicznego lub ewolucji mikrodefektów podczas eksploatacji. Dlatego, aby zapobiec zniszczeniu konstrukcji, ważne znaczenie ma analiza procesu pękania, tak na etapie projektowania, jak i jego eksploatacji. Należy być również świadomym, że niezależnie od poziomu doświadczenia, wiedzy i znajomości właściwości materiału nigdy nie uda się z całkowitą pewnością zagwarantować, że konstrukcja nie ulegnie zniszczeniu. Jednak prawidłowe wyjaśnienie przyczyn występowania pękania pozwoli znacząco zredukować straty oraz w wielu przypadkach zapobiec zniszczeniom.

Analizując proces pękania elementów należy uwzględniać dwa podstawowe aspekty, od których zależy występowanie pękania. Pierwszy, to analiza pól naprężeń i odkształceń w obszarze przed wierzchołkiem pęknięcia, które powstają w wyniku obciążenia elementu. Uwzględnienie tego aspektu przeprowadza się poprzez rozwiązanie zagadnienia brzegowego. Drugi aspekt dotyczy uwzględniania właściwości materiału elementu. Odgrywa on szczególnie ważną rolę podczas analizy elementów przeznaczonych do długotrwałej pracy w warunkach wysokich temperatur, promieniowania, środowisk korozyjnych. W niniejszej pracy przedstawiono analizę zmiany odporności na pękanie od kształtu i wymiarów elementów. Przeprowadzono również badania dotyczące wpływu budowy mikrostruktury materiału na charakterystyki wytrzymałościowe i odporność na pękanie.

Celem pracy jest zastosowanie parametrów, kryteriów i procedur mechaniki pękania do oceny wytrzymałości elementów zawierających pęknięcia.

Tak ogólnie sformułowany cel obejmuje szereg zagadnień z obszaru mechaniki pękania. W monografii położono nacisk na te zagadnienia, w których uczestniczył autor. Skoncentrowano się więc na:

- ocenie wpływu kształtu i rozmiarów elementów konstrukcyjnych na ich odporność na pękanie (w tym obszarze autor był współautorem lub autorem następujących prac [176, 178, 180, 182, 183]);
- zastosowaniu procedur obliczeniowych, wykorzystujących narzędzia mechaniki pękania do oceny wytrzymałości i bezpieczeństwa pracy elementów konstrukcyjnych (w tym obszarze autor był współautorem lub autorem następujących prac [71-84, 86, 88, 89, 91, 127, 186, 189]);
- wpływie mikrostruktury wybranych stali ferrytycznych na charakterystyki mechaniczne i odporność na pękanie elementów konstrukcyjnych wykonywanych z tych stali. Pokazano sposoby, za pomocą których można kształtować te właściwości zarówno dla stali w stanie nieeksploatowanym, jak i po długotrwałej eksploatacji (w tym obszarze autor był współautorem lub autorem następujących prac [85, 90, 92, 93]);
- wyprowadzeniu szeregu empirycznych wzorów, za pomocą których można obliczyć wartość granicy plastyczności i odporności na pękanie w oparciu o znajomość parametrów charakteryzujących mikrostrukturę lub twardość (w tym obszarze autor był współautorem lub autorem następujących prac [92, 93, 94, 96]);
- opracowaniu modeli, które pozwalają na ocenę momentów krytycznych podczas procesu pękania i zrozumienia tego zjawiska (w tym obszarze autor był współautorem lub autorem następujących prac [94, 95, 97, 188]).

Rozdział pierwszy monografii zawiera ogólną charakterystykę dotyczącą zagadnień mechaniki pękania, a także podstawowe cele i zakres niniejszej pracy.

W rozdziale drugim zdefiniowano podstawowe wielkości i kryteria mechaniki pękania, które są wykorzystywane w następnych rozdziałach. Celem autora nie było podsumowywanie całego obszaru mechaniki pękania. Takie podsumowanie można znaleźć w książkach Kocańdy [139], Neimitza [173], Szali [247], Seweryna [231], Machy [148] oraz w licznych opracowaniach w językach obcych: angielskim (Andersona [3], Broberga [47]), ukraińskim (Panasyuka [201, 202]) i rosyjskim (Partona i Morozova [206]).

W rozdziale trzecim rozpatrzono zagadnienia dotyczące wpływu wymiarów geometrycznych elementów (grubości, szerokości, długości pęknięcia) na stan naprężeń-odkształceń w obszarze przed wierzchołkiem pęknięcia oraz na odporność na pękanie materiału. Wpływ wymiarów płaskich (*in-plane constraint*) opisu-

je się za pomocą drugiego członu asymptotycznego rozwiązania Williamsa dla przypadku materiału liniowo-sprężystego, naprężenia T [117, 135], lub za pomocą naprężenia $Q\sigma_0$, uwzględniającego pozostałe człony z szeregu dla materiału nieliniowo-sprężystego [195-197]. Miarą wpływu grubości (*out-plane constraint*) jest współczynnik $Tz = \sigma_{33}/(\sigma_{11} + \sigma_{22})$.

W wyniku przeprowadzonych badań ustalono zależności pomiędzy charakterystykami odporności na pękanie a kształtem i wymiarami próbek, opisane za pomocą parametrów Q i Tz. Przeprowadzone badania eksperymentalne oraz rezultaty obliczeń numerycznych pozwoliły opracować modele do wyznaczenia odporności na pękanie, uwzględniające wpływ wymiarów płaskich i w kierunku grubości. W zaproponowanych modelach brano pod uwagę różne mechanizmy propagacji pęknięcia w elementach z materiału sprężysto-plastycznego.

W rozdziale czwartym monografii zamieszczono przegląd podstawowych procedur oceny wytrzymałości elementów zawierających defekty, które zostały opracowane w czołowych instytucjach naukowych w okresie minionych 40 lat: PD6493 [45]; R6 [224], SINTAP [239], FITNET [102]. Szczegółowo opisano strukturę i podstawowe komponenty procedury FITNET, która powstała w wyniku prac przeprowadzonych w ramach Europejskiego Programu Badawczego GIRT-CT-2001-05071 w 2008 roku. W opracowaniu procedury FITNET bezpośrednio uczestniczył profesor Andrzej Neimitz, a pracownicy Katedry Podstaw Konstrukcji Maszyn Politechniki Świętokrzyskiej wykonali szereg badań i analiz, dotyczących weryfikacji metod zawartych w FITNET. Opis rozdziału zilustrowano rezultatami badań własnych. Przedstawiono wyniki analizy wytrzymałości elementów konstrukcyjnych, w tym elementów spawanych. Metody i procedury zawarte w FITNET wykorzystano do oceny bezpieczeństwa elementów rurociągów energetycznych i do transportu gazu.

W rozdziale piątym badano wpływ mikrostruktury na właściwości mechaniczne i odporność na pękanie niskostopowych stali o osnowie ferrytycznej, które są wykorzystywane na wyroby elementów energetycznych. Przedstawiono badania zmiany własności mechanicznych i odporności na pękanie stali 13HMF i 12H1MF o rożnych typach mikrostruktury początkowej. Badania przeprowadzono na próbkach z materiału pobranego bezpośrednio z elementów rurociągów ciepłowniczych eksploatowanych przez różne okresy czasu oraz na próbkach, których mikrostruktura modelowana była w warunkach laboratoryjnych. W wyniku badań ustalono zmiany zachodzące w mikrostrukturze oraz odpowiednie zmiany charakterystyk wytrzymałości i odporności na pękanie podczas długotrwałego wyżarzania. Pokazano, że transformacja mikrostruktury oraz zmiany własności mechanicznych i odporności na pękanie są zależne od początkowego stanu mikrostruktury. Ustalono, że najbardziej korzystny zestaw właściwości mechanicznych i odporności na pękanie odpowiada stali o mikrostrukturze odpuszczonego bainitu-martenzytu. Uzyskany rezultat jest zgodny z rezultatami badań przeprowadzonych na materiale "oryginalnym". Stal o mikrostrukturze bainitu-martenzytu po 192 000 h eksploatacji posiada najwyższy poziom charakterystyk mechanicznych i odporności na pękanie w porównaniu do stali o innych typach mikrostruktury. Pokazano również, że mikrostrukturę i charakterystyki stali, zdegradowane w wyniku długotrwałej eksploatacji, można zregenerować za pomocą powtórnej obróbki cieplnej.

W rozdziale szóstym przedstawiono wyniki badań wpływu składników mikrostruktury – rozmiarów ziaren, wielkości i dyspersyjności cząstek wtrąceń i wydzieleń na właściwości mechaniczne i odporność na pękanie stali 13HMF o różnych mikrostrukturach. Pokazano, że zwiększenie dyspersyjności cząstek w materiale powoduje wzrost granicy plastyczności materiału. Ustalono, że odporność na pękanie zależy od względnego udziału dużych cząstek (o rozmiarach średnicy ponad 150 nm) w materiale – im wyższy jest udział względny cząstek dużych w jednostce powierzchni, tym niższa jest odporność na pękanie.

Dane o rozkładach cząstek i ziaren dla różnych mikrostruktur stali 13HMF wykorzystano w analizie procesu pękania, przedstawionej w rozdziale siódmym. Analizę procesu pękania przeprowadzono na podstawie lokalnego podejścia i kryterium sformułowanego przez Ritchie-Knott-Rice'a (RKR): kruche pękanie zostanie zrealizowane, jeśli poziom naprężeń w materiale przed wierzchołkiem pęknięcia, σ_{yy} , przekroczy wartość naprężenia krytycznego, σ_{C} , na dostatecznie dużym odcinku, x_C, większym od wymiaru krytycznego, r_C. Model RKR zaproponowano po analizie stanu naprężeń przed wierzchołkiem pęknięcia przy założeniu małych odkształceń. Analizę procesu pękania przeprowadzono według dwóch modeli. W pierwszym modelu, zaproponowanym przez Neimitza i współpracowników [185, 188], na podstawie zmodyfikowanego rozkładu naprężeń przed wierzchołkiem pęknięcia, gdzie zamiast dotychczas wykorzystywanego rozwiązania HRR wprowadzono rozwiązanie, uwzględniające duże skończone odkształcenia, określono naprężenie krytyczne $\sigma_{\rm C}$ i krytyczną długość $r_{\rm C}$. Wynik analizy pozwala jednoznacznie przewidzieć mechanizm pękania materiału: kruchy łupliwy, dla przypadku, jeśli naprężenia, σ_{yy} , są wyższe od krytycznych, σ_{C} , na odcinku większym od krytycznego, $r_{\rm C}$; mieszany – łupliwie-ciągliwy, jeśli naprężenia $\sigma_{\rm yy}$ są wyższe od krytycznych, $\sigma_{\rm C}$, na odcinku mniejszym od krytycznego, $r_{\rm C}$, a większym, co najmniej, od rozmiaru ziarna; ciągliwy, jeśli naprężenia σ_{yy} są niższe od krytycznych lub przekraczają krytyczne na odcinku mniejszym od rozmiaru ziarna. Zaproponowany model pozwala ocenić proces pękania całościowo, jako zjawisko, poprzez analizę rozkładów naprężeń przed wierzchołkiem pęknięcia.

W drugim modelu pękanie łupliwe analizowano jako proces kilkuetapowy – na każdym etapie realizacja kruchego pękania zależy od odpowiednich składników mikrostruktury. Pierwszy etap – nukleacja mikrodefektów jest możliwa, jeśli w materiale są cząstki wydzieleń i/lub wtrąceń określonej wielkości. Drugi etap, rozwój mikropęknięcia w materiale ziarna, zależy od rozmiarów i liczby mikrode-fektów utworzonych na cząstkach i jest łatwiejszy z mikrodefektów o większych rozmiarach. Trzeci etap – pokonanie przez mikropęknięcie bariery w postaci granicy między ziarnami, zależy od rozmiaru ziaren materiału. Zaproponowano więc model, w którym występowanie pękania łupliwego zależne jest od składników

mikrostruktury materiału – rozmiaru ziaren, rozmiaru i dyspersyjności cząstek wydzieleń i wtrąceń w materiale.

Model uwzględniający składniki mikrostrukturalne pozwala określić krytyczny poziom naprężenia dla występowania pękania łupliwego na podstawie rozmiaru ziaren oraz rozmiaru i gęstości cząstek. Na podstawie zaproponowanego modelu można również ocenić prawdopodobieństwo występowania pękania łupliwego w materiale, jeśli znany jest rozkład naprężeń.

W rozdziale ósmym zamieszczono wnioski końcowe i podsumowanie rezultatów przedstawionych w opracowaniu. Wnioski przedstawiono jako: naukowobadawcze oraz aplikacyjne i rozwojowe.

Doświadczalny charakter pracy sprawił, że podczas jej realizacji wykorzystano nowoczesne metody i techniki badań właściwości mechanicznych i odporności na pękanie, które zastosowano w szerokim zakresie temperatur. W pracy wykorzystano badania i analizy metalograficzne i faktograficzne, które pozwoliły wyjaśnić pewne szczegóły zjawiska pękania stali ferrytycznych.

Autor składa szczególne podziękowania *profesorowi Andrzejowi Neimitzowi* za wszechstronną pomoc i wsparcie podczas prowadzenia badań, przygotowania publikacji, oraz pisania monografii.

Autor również wyraża wdzięczność *profesorowi Mirosławowi Gajewskiemu* i *profesorowi Władysławowi Osuchowi* za pomoc podczas przeprowadzania badań na mikroskopach skaningowym i transmisyjnym.

2 Mechanika pękania. Podstawowe parametry i kryteria

Pierwsze udokumentowane badania, dotyczące mechaniki pękania, zostały przeprowadzone przez Leonardo da Vinci. Testował on wytrzymałość drutu żelaznego i ustalił, że wytrzymałość obniża się wraz ze wzrostem jego długości. Ten rezultat oznacza, że defekty w materiale wpływają na jego wytrzymałość – większej długości odpowiada większa objętość materiału oraz wyższe prawdopodobieństwo obecności defektów. Rezultaty te przedstawiono jedynie w postaci opisu jakościowego.

Ilościowe związki pomiędzy naprężeniem a rozmiarem defektu ustalił po raz pierwszy Griffith w 1920 roku [112]. Na podstawie analizy rozkładu naprężeń w okolicy eliptycznego otworu, przeprowadzonej przez Inglisa [129], Griffith opisał warunki dla niestabilnej propagacji szczeliny. Zgodnie z jego teorią, ilość energii uwolnionej przy przyroście długości szczeliny o jednostkową wartość musi być równa energii powstającej nowej powierzchni szczeliny. W ten sposób Griffith sformułował energetyczne kryterium pękania. Zdefiniował on energię potencjalną układu i zapisał kryterium pękania w postaci:

$$\frac{\partial}{\partial A}(V - W - \Gamma) = 0 \quad \text{lub} \quad \frac{\partial}{\partial a}(V - W - \Gamma) = 0 \tag{2.1a}$$

gdzie: V jest pracą sił zewnętrznych, W jest energią odkształcenia, Γ jest energią powierzchni szczeliny na jednostkę grubości, dA (dA = Bda) [183].

W kryterium Griffitha (2.1a) założono, że energia kinetyczna związana z ruchem wierzchołka szczeliny i energia cieplna są pomijalnie małe. W przypadku ogólnym całkowita energia odkształcenia jest sumą sprężystej i plastycznej składowych: $W = W_S + W_P$. Dla ciała sprężystego w przypadku pękania kruchego $W_P = 0$ i $W = W_S$. Dla tego przypadku kryterium Griffitha można zapisać w postaci:

$$\frac{\partial}{\partial a}\Gamma = \frac{\partial}{\partial a}(V - W_{\rm S}) = -\frac{\partial}{\partial a}\Pi$$
(2.1b)

gdzie: $\Pi = V - W_{\rm S}$ jest energią potencjalną układu.

Pochodna - $\partial \Pi / \partial a = G$ nazywana jest *współczynnikiem uwalniania energii*, WUE, *G*:

$$G = \frac{\partial (V - W_{\rm S})}{\partial a} = -\frac{\partial}{\partial a}\Pi$$
(2.1c)

a warunek inicjacji wzrostu pęknięcia przedstawia się w postaci:

$$G_{\alpha} = 2\gamma \tag{2.1d}$$

gdzie: γ jest jednostkową energią powierzchniową; indeks α wskazuje na sposób obciążenia próbki ze szczeliną ($\alpha = I - rozrywanie$, $\alpha = II - ścinanie wzdłużne$, $\alpha = III - ścinanie poprzeczne$).

Model Griffitha zakłada, że energia pękania odpowiada energii tworzenia nowej powierzchni i może być zastosowany tylko dla materiałów idealnie kruchych, takich jak szkło. Próby bezpośredniego zastosowania modelu Griffitha, bez zmiany interpretacji odpowiednich wielkości do próbek wykonanych z metali, zakończyły się niepowodzeniem.

Dopiero w 1948 roku Irwin [130] i Orowan [198] uwzględnili w modelu Griffitha energię dyssypowaną w lokalnym obszarze płynięcia plastycznego. Zgodnie ze współczesną interpretacją kryterium energetycznego, pękanie odbywa się wówczas, gdy zmiana energii podczas propagacji pęknięcia przewyższa opór stawiany przez materiał. Opór ten uwzględnia energię powierzchniową, energię odkształcenia plastycznego oraz inne rodzaje dyssypowanej energii, towarzyszące propagacji pęknięcia w materiale plastycznym (np. energia cieplna, energia tworzenia pustek). Równania (2.1a) dla materiału sprężysto-plastycznego zapisać można w postaci:

$$\frac{\partial}{\partial a}(V - (W_{\rm S} + W_{\rm P}) - \Gamma) = 0$$
(2.2a)

lub po przekształceniu równania (2.2a):

$$\frac{\partial}{\partial a}(V - W_{\rm S}) = \frac{\partial}{\partial a}(W_{\rm P} + \Gamma)$$
(2.2b)

W równaniu (2.2b) lewa strona przedstawia uogólnioną siłę, działającą na szczelinę, prawa zaś siłę oporu, jaką stawia materiał rozwijającej się szczelinie. Oznaczając lewą część G_{α} , a prawą – $G_{\alpha C}$, zapiszemy równanie (2.2b) w postaci współczesnego *kryterium pękania*:

$$G_{\alpha} = G_{\alpha C} \tag{2.2c}$$

Wielkość po prawej stronie równości, $G_{\alpha C}$, jest krytyczną wartością współczynnika uwalniania energii, która na ogół zależy od kształtu i wymiarów elementu.

W roku 1957 Williams [275] uzyskał analityczne rozwiązanie dla rozkładu naprężeń przed wierzchołkiem pęknięcia w materiale liniowo-sprężystym. Pierwszy istotny fizycznie człon w nieskończonym szeregu jest osobliwy. Amplitudę tej osobliwości nazwano współczynnikiem intensywności naprężeń (WIN), K_{α} . Pełne rozwiązanie Williamsa przedstawia się w postaci:

$$\sigma_{ij} = \frac{K_{\alpha}}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}^{(1)\alpha}(\theta) + \sum_{n=2}^{\infty} C_{\alpha}^{(n)} r^{(n-2)/2} f_{ji}^{(n)\alpha}(\theta)$$
(2.3a)

gdzie *r* jest odległością od wierzchołka szczeliny; θ jest kątem pomiędzy powierzchnią szczeliny (oś x_1) a promieniem *r*; $f_{ij}^{(n)\alpha}(\theta)$ są funkcjami kąta i są niezależne od obciążenia zewnętrznego i kształtu elementu; indeksy i, j = 1, 2, 3 wskazują na składowe tensora lub wektora; współczynniki K_{α} i $C_{\alpha}^{(n)}$ zależą od obciążenia zewnętrznego i geometrii próbki.

W wyrażeniu (2.3a) pierwszy człon jest dominujący (dla $r \rightarrow 0$), dlatego w wielu przypadkach analizę prowadzi się z uwzględnieniem jedynie tego członu, a wzór (2.3a) przedstawia się w postaci:

$$\sigma_{ij} = \frac{K_{\alpha}}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}^{\alpha}(\theta) + O(r^0)$$
(2.3b)

Ze wzoru (2.3b) wynika, że jedyną wielkością, która ma wpływ na rozkład naprężeń przed wierzchołkiem pęknięcia jest skalarny współczynnik K_{α} . Wielkość ta jest zależna od geometrycznych rozmiarów szczeliny i elementu oraz od obciążenia elementu: $K_{\alpha} = K_{\alpha}(\sigma_{zw}, a, Y (param. geometr.))$. Rozwiązanie Williamsa stało się fundamentem dla rozwoju liniowo-sprężystej mechaniki pękania. Uzyskano w ten sposób wzory do obliczenia WIN w różnych elementach konstrukcyjnych zawierających szczeliny. Wzory te, jako zależności WIN od parametrów obciążenia oraz od geometrycznych wymiarów elementu i szczeliny, przedstawiono w wielu pracach (np. Murakami i wsp. [168], Tada i wsp. [250], Savruk [226]). Uporządkowane i skatalogowane w książkach wzory stanowią dużą pomoc podczas analizy wytrzymałości elementów i konstrukcji zawierających pęknięcia. Metody wyznaczania WIN oraz zależności WIN od obciążenia, geometrii pęknięcia i elementu dla szeregu elementów konstrukcyjnych przedstawiono również w książce Neimitza Mechanika pękania [173]. W procedurze FITNET [102] porównano dużą ilość rozwiązań dla typowych elementów konstrukcyjnych, co pozwoliło zweryfikować wzory pochodzące z różnych źródeł.

Rozwiązanie Williamsa oraz zależności $K_I = K_I(\sigma_{zw}, a, Y)$ uzyskano dla materiału liniowo-sprężystego. W rzeczywistych materiałach konstrukcyjnych przed wierzchołkiem pęknięcia prawie zawsze występuje strefa plastyczna. Znajomość rozmiaru i kształtu strefy plastycznej przed wierzchołkiem pęknięcia ma istotne znaczenie w mechanice pękania. Od rozmiaru strefy plastycznej zależy, jaki model materiału przyjmuje się w analizie: liniowo-sprężysty czy sprężystoplastyczny. Jeśli rozmiar strefy plastycznej r_p przed wierzchołkiem pęknięcia *a* jest mniejszy od: to obszar plastyczny jest dostatecznie mały i jest w pełni kontrolowany przez otaczający go obszar sprężysty. Dla tych przypadków można stosować liniową mechanikę pękania. Jeśli nierówność (2.4a) nie jest spełniona, to analizę należy przeprowadzić z wykorzystaniem nieliniowej mechaniki pękania.

Rozmiar i kształt obszaru plastycznego zależy od granicy plastyczności materiału, poziomu naprężeń zewnętrznych, rozmiarów szczeliny i elementu. Zależy również od tego czy analizę wykonuje się w płaskim stanie naprężeń (PSN), czy w płaskim stanie odkształceń (PSO). Często oszacowanie rozmiaru strefy plastycznej, r_p , przeprowadza się według uproszczonego modelu zaproponowanego przez Irwina [132]. Pomijając wyprowadzenie, z którym można zapoznać się w podręcznikach (np. [173]), rozmiar promienia strefy plastycznej przed frontem szczeliny wyznacza się ze wzoru:

$$r_{\rm p} = \frac{1}{2\pi} \alpha_{\rm p} \left(\frac{K_{\rm I}}{\sigma_0}\right)^2 \tag{2.4b}$$

gdzie: $\alpha_p = 1$ dla PSN; $\alpha_p = 1/3$ dla PSO; σ_0 to granica plastyczności materiału.

W próbkach ze szczeliną PSN występuje na bocznych powierzchniach oraz w odległości od wierzchołka szczeliny, większej niż grubość próbki [169, 174, 177]. Oznacza to, że cienkie próbki zdominowane są przez PSN. Natomiast PSO występuje przed frontem szczeliny w materiale w środkowej części próbki, w pewnej odległości od powierzchni bocznych. Dlatego, aby próbka była zdominowana przez PSO, musi być dostatecznie gruba.

Porównanie wartości WIN, $K_I = K_I(\sigma_{zw}, a, Y)$, obliczonej z zagadnienia brzegowego, z krytyczną wartością, K_{IC} , wyznaczoną doświadczalnie w momencie początku procesu pękania, pozwala obliczyć wartości parametrów w momencie krytycznym:

$$K_{\rm I}(\sigma_{\rm zw}, a, Y) = K_{\rm IC} \tag{2.5a}$$

Równość (2.5a) nazywana jest *kryterium pękania*. Wielkość K_{IC} nie jest istotnie wrażliwa na zmiany wymiarów próbki przy spełnieniu następujących warunków:

$$B, a, b > 2.5 \left(\frac{K_{\rm I}}{\sigma_0}\right)^2$$
 dla $0.45 < \frac{a}{W} < 0.55$ (2.5b)

gdzie: *B* jest grubością próbki; *a* jest długością pęknięcia; *W* jest szerokością próbki; b = (W-a) jest długością niepękniętego obszaru próbki przed frontem szczeliny.

Spełnienie warunków, dotyczących wielkości strefy plastycznej (2.4a) i geometrycznych rozmiarów elementu (2.5b) pozwala podczas analizy zastosować parametry liniowej mechaniki pękania. Krytyczna wartość WIN, K_{IC} , wyznaczona na próbkach spełniających nierówności (2.5b) jest zawsze niższa w porównaniu do wartości K_{C} , uzyskanych na próbkach niespełniających warunków (2.5b). W pracy Irwina [131] pokazano, że w elemencie liniowo-sprężystym ze szczeliną prawdziwy jest związek:

$$G_{\rm I} = \frac{K_{\rm I}^2}{E'} \tag{2.6}$$

gdzie: E' = E dla PSN lub $E' = E/(1 - v^2)$ dla PSO. Podobne zależności pomiędzy WUE a WIN obowiązują dla II i III sposobu obciążania. Zależność (2.6) ustala jednoznaczny związek pomiędzy wielkością lokalną, charakteryzującą stan materiału w obszarze tuż przed wierzchołkiem szczeliny, WIN – $K_{\rm I}$, oraz wielkością o charakterze globalnym, WUE – $G_{\rm I}$.

Pierwsze próby uwzględnienia obszarów plastycznych w analizie pękania podjęte zostały przez Irwina. Rezultatem tych badań jest wzór (2.4b) oraz pojęcie – rozwarcie wierzchołkowe pęknięcia (RWP) $\delta_{\rm T}$ [132], zdefiniowane wzorem:

$$\delta_{\rm T} = \frac{4}{\pi} \alpha \frac{K_{\rm I}^2}{\sigma_0 E} \tag{2.7a}$$

Zbliżone do wzorów (2.4b) i (2.7a) są wzory wyprowadzone przez Dugdale'a [67].

$$r_{\rm p} = \frac{\pi}{8} \left(\frac{K_{\rm I}}{\sigma_0}\right)^2 \tag{2.7b}$$

Rozwarcie wierzchołka pęknięcia, δ_{Γ} , wyznacza się ze wzoru:

$$\delta_{\rm T} = 2u_2 \Big|_{x = -r_{\rm p}} = \frac{8a\sigma_0}{\pi E} \ln \left[\sec \left(\frac{\pi \sigma_{zw}}{2\sigma_0} \right) \right]$$
(2.7c)

Po rozwinięciu (2.7b) w szereg, wprowadzeniu zależności $K_{\rm I} = \sigma_{zw} \sqrt{\pi a}$ oraz założeniu uplastycznienia bliskiego zasięgu ($\sigma_{zw}/\sigma_0 \ll 1$), otrzymano:

$$\delta_{\rm T} = \frac{K_{\rm I}^2}{\sigma_0 E} \left[1 + \frac{1}{6} \left(\frac{\pi \sigma_{\rm zw}}{2\sigma_0} \right)^2 + \dots \right] \cong \frac{K_{\rm I}^2}{\sigma_0 E}$$
(2.7d)

Podobne rozwiązania uzyskano przez Panasyka, Leonova i Vitvitskiego [151, 199, 200, 264] oraz Bilbi, Cotrella i Swindena [37]. Wartości rozwarcia wierzchołka pęknięcia uzyskane według różnych modeli wykazały, że wyniki są podobne i różnią się jedynie współczynnikami. Uwzględniając różne rozwiązania, wzór dla obliczenia rozwarcia wierzchołka pęknięcia przedstawiono w postaci:

$$\delta_{\rm T} = d_n \xi \frac{K_{\rm I}^2}{\sigma_0 E} \tag{2.7e}$$

We wzorze (2.7d): $\xi = 1$ dla PSN; $\xi = (1 - v^2)$ dla PSO. Współczynnik d_n w zależności od współczynnika umocnienia materiału *n* oraz założeń modelowych zmienia się w zakresie: od 1 do 0.47 (Levy i inni [153]). Wzór (2.7d) przedstawia jednoznaczną zależność pomiędzy WIN a RWP. Uwzględniając zależność pomiędzy WIN a WUE (2.6), analizę wytrzymałości elementów ze szczelinami możemy przeprowadzić wykorzystując jeden z trzech parametrów odporności na pękanie, pod warunkiem że został on wyznaczony przy spełnieniu ograniczeń (2.4a) i (2.5b) [276].

Innym parametrem, charakteryzującym pola mechaniczne przed wierzchołkiem pęknięcia w materiale sprężysto-plastycznym, jest całka J wprowadzona przez Cherepanova [52, 53] i Rice'a [216]. Na podstawie analizy dla ciała nieliniowego według modelu Ramberga-Osgooda pokazano, że zmianę energii potencjalnej w materiale nieliniowo-sprężystym można przedstawić za pomocą całki wzdłuż dowolnego konturu *C* wokół pęknięcia (rys. 2.1):

$$J = \int_{C} w dx_2 - t_i \frac{\partial u_i}{\partial x_1} ds = \int_{C} (w n_1 - \sigma_{ij} n_j u_{i1}) ds$$
(2.8a)

gdzie:

$$w = \int_{0}^{z_{ij}} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij}$$
(2.8b)

jest gęstością energii odkształcenia (i, j = 1, 2, 3); t_i i u_i są kolejno wektorami naprężenia i przemieszczenia działającymi wzdłuż konturu *C*; $t_i = \sigma_{ij}n_i$, *n* jest jednostkowym wektorem normalnym do konturu *C*; gęstość energii odkształcenia musi być jednoznaczną funkcją odkształceń, aby prawdziwy był związek:

$$\sigma_{ij} = \frac{\partial W(\mathcal{E}_{ij})}{\partial \mathcal{E}_{ij}}$$
(2.8c)



Rys. 2.1. Schemat wyznaczania całki J

Można wykazać, że dla ciała plastycznego całka J jest różnicą pomiędzy energiami potencjalnymi dwóch identycznie obciążonych elementów, różniących się jedynie długością szczeliny o wartości *da*:

$$J = -\frac{\partial \Pi}{\partial a} \tag{2.9a}$$

gdzie:

$$\Pi = \int_{V} w(\varepsilon_{ij}) dV - \int_{S} T_i^0 u_i ds$$
(2.9b)

We wzorze (2.9b) *S* jest powierzchnią próbki, *V* jest objętością próbki przy jednostkowej grubości, $T_i^0 = \sigma_{ij}n_j$ jest obciążeniem na powierzchni elementu. Dla ciała liniowo-sprężystego interpretacja całki J i WUE, *G*, jest identyczna. W tym przypadku G = J.

W roku 1968 Hutchinson [125] oraz Rice i Rosengren [217] przedstawili niezależnie od siebie wyrażenia dla opisu pól naprężeń, odkształceń i przemieszczeń przed wierzchołkiem pęknięcia w materiale nieliniowo-sprężystym, znane jako rozwiązanie HRR. W rozwiązaniu HRR uwzględniono tylko pierwszy dominujący człon z wieloczłonowego szeregu. Z równań tych wynika, że dla materiału nieliniowo-sprężystego całka J, podobnie jak K_1 dla materiału liniowo-sprężystego, jest amplitudą osobliwego pola przed wierzchołkiem pęknięcia:

$$\sigma_{ij} = \sigma_0 \left(\frac{J}{\alpha \sigma_0 \varepsilon_0 I_n r} \right)^{\frac{1}{1+n}} \tilde{\sigma}_{ij}(\theta, n)$$
(2.10a)

$$\varepsilon_{ij} = \alpha \varepsilon_0 \left(\frac{J}{\alpha \sigma_0 \varepsilon_0 I_n r} \right)^{\frac{n}{1+n}} \widetilde{\varepsilon}_{ij}(\theta, n)$$
(2.10b)

$$u_i - \hat{u}_i = \alpha \sigma_0 r \left(\frac{J}{\alpha \sigma_0 \varepsilon_0 I_n}\right)^{\frac{n}{1+n}} \widetilde{u}_{ij}(\theta, n)$$
(2.10c)

We wzorach (2.10) α jest współczynnikiem, a *n* jest wykładnikiem umocnienia dla materiału sprężysto-plastycznego według prawa Ramberga-Osgooda:

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} + \alpha \left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^n \tag{2.11}$$

 I_n jest funkcją, która zależy od *n* i od stanu materiału – PSO czy PSN; są bezwymiarowymi funkcjami *n* i θ . Dla materiału nieliniowo-sprężystego całka J jest parametrem, który charakteryzuje intensywność naprężeń, szybkość uwalniania energii oraz że wartość całki J jest niezależna od konturu całkowania. Aby materiał plastyczny również posiadał cechy całki J, musi on odpowiadać opisowi według deformacyjnej teorii plastyczności. Dla materiału plastycznego obszar przed frontem szczeliny, gdzie wzory (2.10) we właściwy sposób opisują pola mechaniczne, podlega ograniczeniom [173]:

dla uplastycznienia małego zasięgu:

$$3\delta_{\rm T} < r < 0.2r_{\rm p} \tag{2.12a}$$

- dla pełnego uplastycznienia:

$$3\delta_{\rm T} < r < \beta_1 b_0 \tag{2.12b}$$

gdzie: *r* jest odległością od wierzchołka szczeliny; $b_0 = W - a_0$ jest niepękniętym przekrojem próbki; $\beta_1 = 0.01$ (dla elementów rozciąganych), $\beta_1 = 0.07$ (dla elementów zginanych).

Całka J nie miałaby tak istotnego znaczenia w mechanice pękania, gdyby nie jej interpretacja fizyczna. Wykorzystując właśnie interpretację całki J jako parametru, który charakteryzuje zmiany energii potencjalnej, Begley i Landes [24] zaproponowali metodę wyznaczania odporności na pękanie dla materiału sprężysto-plastycznego. Metoda ta stała się podstawą podczas opracowania pierwszej normy do wyznaczania krytycznej wartości całki J – J_{IC} , ASTM E813-81. Podobnie jak krytyczna wartość WIN – K_{IC} , również krytyczna wartość całki J – J_{IC} zależy od grubości próbki i długości szczeliny. Jednak dla całki J ograniczenia te są mniej rygorystyczne:

$$a_0, b_0, B > \alpha \frac{J_{\rm IC}}{\sigma_0} \tag{2.13}$$

gdzie: α jest współczynnikiem, który zależy od rodzaju obciążenia: $\alpha = 25$ dla próbek z przewagą zginania (CT, SENB)^{*}; $\alpha = 175$ dla próbek z przewagą rozciągania (CCT, SENT, DENT)^{*}. W badaniach eksperymentalnych wartość całki J – *J*, wyznaczano początkowo ze wzoru:

$$J = \frac{\eta A}{b_0 B} = \frac{\eta A_{\rm spr}}{b_0 B} + \frac{\eta A_{\rm pl}}{b_0 B} = \frac{K_{\rm I}^2}{E} + \frac{\eta A_{\rm pl}}{b_0 B} = J_{\rm spr} + J_{\rm pl}$$
(2.14)

W powyższym wzorze η jest funkcją, która zależy od kształtu próbki i długości szczeliny: $\eta = 2$ dla próbek SENB lub $\eta = 2 + 0.522(b_0/W)$ dla próbek CT z zakre-

^{*} Schematy próbek SENB, SENT, DENT, CCT pokazano na rysunku 3.6

su długości pęknięcia $a/W \in [0.45; 0.65]$; A_{spr} i A_{pl} są sprężystymi i plastycznymi składowymi energii zarejestrowanej podczas obciążenia próbki. We współczesnych normach, bazujących na metodach wyznaczania całki J na pojedynczej próbce, wykorzystuje się zmodyfikowany wzór (2.14).

Znajomość krytycznej wartości całki J, J_{IC} pozwala zapisać kryterium pękania w postaci:

$$J_{\rm I}(\sigma_{\rm zw}, a, Y, \sigma_0, \varepsilon_0, n) = J_{\rm IC}$$
(2.15)

Całka J po lewej stronie wzoru (2.15) wyznaczana jest drogą obliczeń numerycznych.

W praktyce inżynierskiej dla obliczenia całki J wykorzystywane są metody przybliżone. Zakładając, że dla pełnego uplastycznienia elementu sprężysta składowa odkształcenia może być pominięta oraz że lokalne naprężenia przy wierzchołku szczeliny są proporcjonalne do obciążenia, *P*, w pracy Shiha i Hutchinsona [236] pokazano, że:

$$J_{pl} = \alpha \varepsilon_0 \sigma_0 b h_1(n, a/W) \left(\frac{P}{P_0}\right)^{n+1}$$
(2.16a)

gdzie: h_1 jest bezwymiarową funkcją, która zależy od kształtu elementu i współczynnika umocnienia materiału, n; P_0 jest obciążeniem granicznym dla elementu przy założeniu materiału doskonale plastycznego. Rozwarcie wierzchołka pęknięcia, δ_{Γ} , opisuje się wzorem:

$$\delta_T = \alpha \varepsilon_0 b h_4(n, a/W) \left(\frac{P}{P_0}\right)^n \tag{2.16b}$$

Porównując wzory (2.16a) i (2.16b) ustalono związek pomiędzy rozwarciem wierzchołka pęknięcia, CTOD, a całką J [237]:

$$\delta_T = d_n \frac{J}{\sigma_0} \tag{2.17}$$

gdzie: d_n jest funkcją, która zależy od współczynnika umocnienia, n, i granicy plastyczności materiału, σ_0 .

Powyższa metoda została rozwinięta w badaniach przeprowadzonych przez EPRI (*Electric Power Research Institute*) [99, 143, 144, 238].

W materiałach sprężysto-plastycznych z reguły nie występuje pękanie kruche po osiągnięciu krytycznych wartości całki J, J_{IC} . Krytyczne wartości odpowiadają inicjacji stabilnego wzrostu pęknięcia. Następnie obserwuje się zwiększenie wartości całki J (lub δ_{Γ}) wraz ze wzrostem przyrostu pęknięcia, Δa (rys. 2.2).



Rys. 2.2. Schemat wyznaczania krytycznej wartości całki J, J_{IC} , na podstawie krzywej odporności na propagację pęknięcia J_R

Zależność całki J (lub δ_{Γ}) od przyrostu pęknięcia, Δa , opisuje się krzywą odporności na propagację pęknięcia, J_R: $J_{R} = C_{11} (\Delta a)^{C_{12}}$ (lub $\delta_{R} = C_{21} (\Delta a)^{C_{22}}$), gdzie C_{ij} są wielkościami wyznaczonymi doświadczalnie. Analiza pochylenia krzywej J_R pozwala uzyskać dodatkowe ważne informacje o zachowaniu się materiału podczas pękania. W materiale z bardziej stromą krzywą J_R mniejsza jest możliwość występowania niestabilności. Miarą odporności materiału na propagację pęknięcia jest również bezwymiarowa wielkość T_{mat} , nazywana modułem rozrywania [126, 205]:

$$T_{mat} = \frac{E}{\sigma_0^2} \frac{dJ_{\rm R}}{da}$$
(2.18)

Wartość T_{mat} zmniejsza się wraz ze wzrostem pęknięcia. Obniżenie T_{mat} poniżej, charakterystycznej wartości T_{app} powoduje występowanie niestabilności w rozwoju quasi-statycznego pęknięcia. Dla analizowanego elementu wartość T_{app} należy obliczyć według metody przedstawionej w Raporcie EPRI [99, 143]. W wyniku licznych badań stwierdzono, że krzywa J_R zależy od długości pęknięcia i wymiarów próbek [172-184, 260, 261]. Rozbieżności w przebiegach krzywych J_R zwiększają się wraz ze wzrostem pęknięcia podkrytycznego. Przyczyną wrażliwości krzywych J_R na zmianę wymiarów geometrycznych jest to, że odwzoruje ona nie tylko energię zużytą na wzrost pęknięcia podkrytycznego, ale również na inne rodzaje energii dyssypowanej podczas obciążenia próbki, w tym na energię odkształcenia plastycznego materiału, a rozmiar strefy plastycznej zależy od kształtu próbki i długości szczeliny. Badania dotyczące wpływu geometrii próbek na przebieg krzywych J_R przedstawiono w rozdziale 3 niniejszej monografii. Ponieważ krytyczna wartość całki J, *J*_{IC}, wyznaczana jest na podstawie krzywej J_R, normy narzucają dodatkowe warunki prowadzące do uzyskania krzywych niezbyt zależnych od wymiarów próbek [7-10]:

$$b_0, B \ge 20 \frac{J_{\text{max}}}{\sigma_0} \tag{2.19a}$$

$$\Delta a_{\max} \le 0.10b_0 \tag{2.19b}$$

Zastosowanie modelu rozwarcia wierzchołka pęknięcia w połączeniu z analizą przełomów próbek pozwoliło wykorzystać szerokość strefy stępienia, Δa_{SZW} (*Stretch Zone Wide*), w jakości charakterystyki odporności na pękanie materiału (rys. 2.3). Procedura wyznaczania parametru Δa_{SZW} została znormalizowana i opisana w normach [128]. Krytyczna wartość rozwarcia wierzchołka pęknięcia, $\delta_{\Gamma C}$, i szerokość strefy stępienia, Δa_{SZW} , znajdują się w zależności:

$$\delta_{\rm TC} = 2\Delta a_{\rm SZW} tg\beta \tag{2.20a}$$

Uwzględniając założenie Shiha, że $\beta = 45^{\circ}$, rozwarcie wierzchołka pęknięcia oblicza się z zależności:



Rys. 2.3. Schemat wyznaczenia szerokości strefy stępienia, Δa_{szw} (na podstawie wyników własnych)

Poza klasycznymi kryteriami pękania, wykorzystującymi takie wielkości, jak: WIN, WUE RWP ważne miejsce w mechanice pękania zajmują kryteria opracowane na podstawie lokalnego podejścia do analizy procesu pękania (LAF – *Local Approach to Fracture*). W koncepcji lokalnego podejścia zakłada się, że pękanie wystąpi, jeśli poziom naprężeń (lub/i odkształceń) w tym obszarze przewyższy poziom krytyczny. Do ważnych osiągnięć, dotyczących analizy procesu pękania według podejścia lokalnego, zaliczyć należy prace McClintocka [163], Novozhilova [190, 191], Beremina [27, 28], Ritchie, Knotta, Rice'a [219], Seweryna i Mroza [229, 230] oraz Neimitza i wsp. [185, 188]. Jednym z pierwszych, który wykorzystał tę koncepcję do sformułowania kryterium pękania, był McClintock [162]. Stwierdził on, że dla inicjacji procesu pękania, odkształcenie ε powinno osiągnąć poziom krytyczny, ε_c , na długości krytycznej, r_c :

$$\varepsilon = \varepsilon_{\rm C} \quad \text{dla} \quad r = r_{\rm C} \tag{2.21}$$

Założono, że krytyczna długość, $r_{\rm C}$, zależna jest od budowy mikrostruktury materiału, np. od rozmiaru ziaren, odległości pomiędzy cząstkami wtrąceń czy wydzieleń, odległością pomiędzy pustkami. Kryterium McClintocka pozwala opisać proces pękania w warunkach uplastycznienia materiału. Na podstawie tego kryterium opracowano modele inicjacji, wzrostu i łączenia się pustek [68, 163] oraz opracowano kryteria ciągliwego pękania materiału [218].

Szeroko wykorzystywanym kryterium pękania jest kryterium Novozhilova [190, 191]. Kryterium postuluje, że pękanie materiału wystąpi, jeśli średni poziom naprężeń obciążających $\sigma_{yy}(x)$ na odcinku o długości r_0 osiągnie wartość krytyczną σ_C :

$$\sigma_{\rm C} = \frac{1}{r_0} \int_0^{r_0} \sigma_{\rm yy}(x) dx \tag{2.22}$$

Naprężenie $\sigma_{\rm C}$ w kryterium (2.22) charakteryzuje wytrzymałość na rozrywanie materiału i powinno być stałą materiałową. Natomiast długość odcinka r_0 utożsamiona jest ze strefą zniszczenia i można ją uzależnić od budowy mikrostruktury. Mimo, że w kryterium Novozhilova nie sprecyzowano wielkości $\sigma_{\rm C}$ i r_0 , słuszność koncepcji została zaakceptowana i następnie wykorzystywana w pracach różnych autorów.

Rozwinięcie kryterium Novozhylova do postaci uogólnionej przeprowadzone zostało przez Seweryna i Mroza [229, 230]. Zakłada się, że inicjacja pęknięcia następuje, gdy uśredniona na odcinku d_0 funkcja normalnych i tnących naprężeń $R_{\sigma}(\sigma_n, \tau_n)$ osiągnie wartość krytyczną:

$$R_{\rm f} = \max_{(\theta, x_0)} \widehat{R}_{\sigma}(\sigma_n, \tau_n) = \max_{(\theta, x_0)} \left[\frac{1}{d_0} \int_0^{d_0} R_{\sigma}(\sigma_n, \tau_n) dr \right] = 1$$
(2.23)

gdzie: R_f jest współczynnikiem pękania; x_0 jest początkiem lokalnego układu współrzędnych (r, θ), określającym miejsce inicjacji szczeliny; d_0 jest odcinkiem odpowiadającym długości strefy pękania. Zaproponowane kryterium pozwala określić inicjacje i kierunek rozwoju pęknięcia w złożonym stanie naprężeń.

Wykorzystując koncepcję Novozhylova, Ritchie, Knott i Rice (RKR) [219] zaproponowali kryterium kruchego pękania dla materiału sprężysto-plastycznego. W kryterium RKR rozkład naprężeń obliczono numerycznie przy założeniu małych odkształceń. Zgodnie z postulatem autorów kruche pękanie wystąpi, jeśli poziom naprężeń rozwierających σ_{yy} jest wyższy od naprężenia krytycznego $\sigma_{\rm C}$ na odcinku o długości większej od krytycznej, $r_{\rm C}$. Na podstawie eksperymentalno-numerycznej analizy ustalono, że poziom naprężenia krytycznego kilkakrotnie przewyższa granicę plastyczności: $\sigma_{\rm C} = (3.0-4.5)\sigma_0$. Stwierdzono również, że długość krytycznego odcinka ściśle zależy od budowy mikrostruktury i powinna być większa od średnicy ziarna.

Modyfikacja kryterium RKR wykonana została przez Neimitza i współpracowników [185]. W obliczeniu rozkładu naprężeń uwzględniono duże odkształcenia. Analiza wyników badań eksperymentalnych wraz z rezultatami obliczeń numerycznych pozwoliła wyznaczyć poziom naprężenia krytycznego, $\sigma_{\rm C}$, długość i położenie odcinka krytycznego, $r_{\rm C}$ [188]. Pokazano również, że mechanizm pękania materiału ściśle zależy od poziomu naprężeń obciążających, $\sigma_{\rm yy}$ i długości odcinka *l*, na którym są one wyższe od krytycznych, $\sigma_{\rm C}$: dla przypadku $\sigma_{\rm yy} \ge \sigma_{\rm C}$ i $l \ge r_{\rm C}$ występuje całkowicie łupliwe pękanie; jeśli $\sigma_{\rm yy} \ge \sigma_{\rm C}$ i $l < r_{\rm C}$, obserwowano mieszany mechanizm propagacji pęknięcia – obszary łupliwego i ciągliwego pękania występują obok siebie; jeśli $\sigma_{\rm yy} < \sigma_{\rm C}$, pękanie realizuje się według mechanizmu ciągliwego [94, 188].

Koncepcje założone w kryteriach McClintoka i Novozhylova zostały również rozwinięte w pracach Beremina [27, 28] i Pineau [207-210]. W modelach pękania, wykorzystywanych w tych kryteriach, uwzględnia się współoddziaływanie pół naprężeń (lub/i odkształceń) ze składnikami mikrostruktury, określa się warunki powstania mikrodefektów, rozwoju procesu pękania i zniszczenia. Proces pękania analizuje się również jak sekwencję, która składa się z kilku podstawowych eta-pów: nukleacji mikrodefektu, inicjacji mikropęknięcia, jego rozwoju do rozmiaru meso/makropęknięcia [148, 161]. Na każdym etapie proces pękania kontrolowany jest poprzez różne składniki mikrostruktury – cząstki lub ziarna [209].

Dokładny przegląd kryteriów pękania opracowanych w oparciu o koncepcję LAF przedstawiono w rozdziale 7 niniejszej monografii. W rozdziale tym zamieszczono wyniki badań własnych, dotyczące modyfikowanego kryterium pękania RKR [94]. Przedstawiono również analizę pękania opracowaną przez autora na podstawie koncepcji rozwoju pękania jako procesu kilkuetapowego, w której uwzględniono wpływ wielkości i dyspersyjności cząstek oraz rozmiarów ziaren na proces pękania [97].

3 Wpływ wymiarów geometrycznych na odporność na pękanie

3.1. Rozkład naprężeń w elemencie ze szczeliną, materiał liniowo-sprężysty

Po uwzględnieniu drugiego członu we wzorze (2.3a) [275] rozkład naprężeń przedstawia się w postaci:

$$\sigma_{ij} = \frac{K_{\rm I}}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) + T\delta_{1i}\delta_{1j}$$
(3.1)

Związek członu *T* z rozkładem naprężeń przed wierzchołkiem szczeliny σ_{ij} analizowano w pracach Hancocka i wsp. [117], Kirka i wsp. [135] oraz innych. Pole naprężeń obliczono numerycznie przy założeniu warunków brzegowych na kołowym konturze, wokół wierzchołka szczeliny. Pokazano, że przypadek T = 0 odpowiada modelowi nieskończonej szczeliny w nieskończonym ciele, rozciąganej jednakowo we wszystkich kierunkach. W innych przypadkach, $T \neq 0$ (rys. 3.1a). Obliczenia przeprowadzone dla próbek, które są wykorzystywane w badaniach laboratoryjnych, wykazały, że poziom *T* zależy zarówno od kształtu, jak i długości szczeliny [3, 245]. Wyniki tych obliczeń pokazano na rysunku 3.1b.



Rys. 3.1. a) pola naprężeń przed wierzchołkiem szczeliny dla różnych wartości T/σ_0 [140]; b) zależność współczynnika β od długości pęknięcia dla próbek o różnym kształcie [3]

Współczynnik $\beta = T \sqrt{\pi a} / K_{I}$ istotnie zależy od typu próbki i wzrasta wraz z długością szczeliny, *a/W*. Współczynnik β jest dodatni dla długich szczelin w próbkach SENB i SENT, w których w niepękniętych przekrojach występuje dominacja

naprężeń zginających. Dla próbek DENT i CCT, w których występuje dominacja naprężeń rozciągających, współczynnik β jest zawsze ujemny.

W próbkach z przewagą zginania, przed wierzchołkiem pęknięcia występuje wysoki poziom trójosiowości stanu naprężeń [3], co utrudnia rozwój płynięcia plastycznego. Natomiast w próbkach z przewagą rozciągania poziom trójosiowości jest niski i to sprzyja rozwojowi dużych obszarów plastyczności. Poziom trójosiowości stanu naprężeń ogranicza więc (nakłada więzy na) rozwój odkształceń plastycznych w elemencie. W anglojęzycznej literaturze dla scharakteryzowania tej właściwości używa się terminu *constraint*. W zagadnieniach płaskich analizuje się wpływ wymiarów płaskich (*in-plane constraint*), w zagadnieniach trójwymiarowych – wpływ grubości (*out-of-plane constraint*) na poziom trójosiowości stanu naprężeń przed wierzchołkiem szczeliny w elemencie, lub na możliwość kształtowania się strefy plastycznej. W polskiej literaturze fachowej używa się pojęcia *więzów* (Neimitz [178-182]): więzy płaskie w zagadnieniach 2D, więzy w kierunku grubości w zagadnieniach 3D.

Naprężenia *T*, lub współczynnik β , charakteryzują płaskie więzy w elemencie w warunkach uplastycznienia bliskiego zasięgu. Z zależności pokazanych na rysunku 3.1b wynika, że w próbce SENB z długością pęknięcia ponad 0.45*a/W* współczynnik β jest dodatni i zmienia się nieznacznie, co oznacza, że dla a/W > 0.45 zmiana rozmiaru strefy plastycznej oraz poziomu krytycznej wartości odporności na pękanie jest również mała. Zgodnie z przepisami norm, podczas wyznaczania $K_{\rm IC}$ na próbkach SENB względna długość pęknięcia powinna mieścić się w zakresie $a/W \in [0.45; 0.55]$, co zapewnia niezależność uzyskanych wyników względem długości pęknięcia.

3.2. Rozkład naprężeń w elemencie ze szczeliną, materiał sprężysto-plastyczny

O'Dowd i Shih [195-197] rozszerzyli wzory HRR [125, 217] dla ciała sprężysto-plastycznego do postaci:

$$\sigma_{ij} = \sigma_0 \left(\frac{J}{\alpha \sigma_0 \varepsilon_0 I_n r} \right)^{\frac{1}{1+n}} \widetilde{\sigma}_{ij}(\theta, n) + Q \sigma_0 \delta_{ij}$$
(3.2a)

lub

$$\sigma_{ij} = \left(\sigma_{ij}\right)_{\text{HRR}} + Q\sigma_0 \delta_{ij} \quad \text{dla} \quad \left|\theta\right| \le \frac{\pi}{2} \tag{3.2b}$$

We wzorach (3.2) $(\sigma_{ij})_{\text{HRR}}$ jest rozkładem naprężeń HRR (wg (2.10a)), wyrażenie $Q\sigma_0\delta_{ij}$ uwzględnia pozostałe człony wielomianu, który opisuje rozkład naprężeń przed wierzchołkiem pęknięcia w materiale sprężysto-plastycznym. Dla materiału nieliniowego parametr Q określa podatność elementu na rozwój obszarów plastycznych (więzy płaskie) i według O'Dowda i Shiha wyznacza się go ze wzoru:

$$Q = \frac{\sigma_{22} - (\sigma_{22})_{\text{HRR}}}{\sigma_0} \quad \text{dla} \quad \theta = 0 \quad \text{i} \quad \frac{r\sigma_0}{J} = 2$$
(3.3)

gdzie: σ_{22} jest naprężeniem obliczonym numerycznie, a $(\sigma_{ij})_{HRR}$ jest wyznaczonym z rozkładu HRR w punkcie $\theta = 0$, $r\sigma_0/J = 2$.

Wartość parametru Q obniża się wraz z obniżeniem granicy plastyczności materiału lub rozwojem strefy plastyczności w elemencie. Podobnie jak dla współczynnika β dla materiału liniowo-sprężystego, wartości Q zależą również od kształtu elementów i długości szczelin. Według wyników przedstawionych w pracy [3] w próbce SENB z a/W = 0.5 utrzymuje się $Q \approx 0$ do wysokich poziomów obciążenia. Natomiast w próbkach CCT, Q jest ujemne nawet przy małych obciążeniach, a wzrost obciążenia powoduje znaczący spadek wartości Q (rys. 3.2a). Wielkości T i Q dla uplastycznienia małego zasięgu korelują między sobą: ujemnym wartościom T odpowiadają ujemne wartości Q, dodatnim wartościom T- odpowiadają dodatnie wartości Q.

Zależność pomiędzy odpornością na pękanie a współczynnikiem Q jednoznacznie wskazuje, że odporność na pękanie spada wraz ze wzrostem współczynnika Q(rys. 3.2b). Niskim wartościom Q odpowiada wysoki poziom odporności na pękanie. Minimalne wartości odporności na pękanie uzyskiwane są w elementach, w których występuje wysoki poziom Q. Przykładem jest próbka SENB; dla szczeliny o początkowej długości a/W = 0.5 poziom Q jest najwyższy, uzyskana wartość odporności na pękanie jest więc niższa niż dla szczelin innej długości. Uwzględnienie powyższych obserwacji prowadzi do wniosku, że odporność na pękanie zależy od wartości parametru Q (lub T):

$$J_{\rm C} = J_{\rm C}(Q) \tag{3.4}$$



Rys. 3.2. a) zmiana parametru Q wraz z obciążeniem w próbkach o różnej geometrii [3]; b) zależność odporności na pękanie $J_{\rm C}$ od Q dla stali A515 [197]

Uwzględnienie poziomu Q pozwala oszacować poziom odporności na pękanie w analizowanym elemencie. Dla próbki, w której występuje PSO i Q = 0, krytyczny poziom naprężenia $\sigma_{\rm C}$ w odległości $r_{\rm C}$ (dla $\theta = 0$) wyznacza się z rozkładu HRR:

$$\sigma_{\rm C} = \sigma_0 \left(\frac{J_{\rm IC}}{\alpha \sigma_0 \varepsilon_0 I_n r_{\rm C}} \right)^{\frac{1}{1+n}} \widetilde{\sigma}_{22}(0,n) \tag{3.5a}$$

Dla próbki w PSO, dla której $Q \neq 0$, krytyczny poziom naprężenia $\sigma_{\rm C}$ wyznacza się ze wzoru:

$$\sigma_{\rm C} = \sigma_0 \left(\frac{J_{\rm C}}{\alpha \sigma_0 \varepsilon_0 I_n r_{\rm C}} \right)^{\frac{1}{1+n}} \widetilde{\sigma}_{22}(0,n) + \sigma_0 Q \tag{3.5b}$$

Zakłada się, że odległość $r_{\rm C}$, w której naprężenia osiągają wartość krytyczną jest cechą materiałową [165]. Z zależności (3.5a) i (3.5b) otrzymamy po przekształceniach:

$$J_{\rm C} = J_{\rm IC} \left(1 - \frac{Q}{\sigma_{\rm C} / \sigma_0} \right)^{1+n} \tag{3.6}$$

Ze wzoru (3.6) można wyznaczyć charakterystyczną wartość naprężenia krytycznego $\sigma_{\rm C}$ dla materiału. Wystarczy na dwóch próbkach (w PSO) o identycznym kształcie, lecz różnych długościach pęknięcia (w jednej wymiar pęknięcia dobrano tak, aby Q = 0, w drugiej – $Q \neq 0$) wyznaczyć odporności na pękanie $J_{\rm IC}$ i $J_{\rm C}$ oraz metodą numeryczną obliczyć wartość Q. Współczynnik umocnienia materiału ni wartość granicy plastyczności σ_0 wyznacza się na podstawie danych z jednoosiowej próby rozciągania.

3.3. Wpływ grubości na odporność na pękanie materiału

W przedstawionej wyżej analizie nie uwzględniono wpływu grubości, założono jedynie, że materiał znajduje się w PSO. W rzeczywistych elementach poziom naprężeń zmienia się wzdłuż profilu szczeliny po grubości. Uwzględnienie rozkładu naprężeń po grubości wymaga rozwiązania zagadnienia trójwymiarowego w materiale nieliniowym. Analityczne dokładne rozwiązania tego zagadnienia nie istnieje. W serii prac wykonanych przez Guo [113-115] przedstawiono uproszczone analityczno-numeryczne rozwiązanie przestrzenne. Miarą więzów geometrycznych w kierunku grubości jest, według Guo, bezwymiarowa funkcja $Tz = \sigma_{33}/(\sigma_{11}+\sigma_{22})$. Podstawowe wnioski z analizy są następujące:

 osobliwość naprężeń typu HRR występuje tylko w osi próbki (PSO) oraz przy bocznej powierzchni próbki (PSN);

- pomiędzy osią próbki a boczną powierzchnią wzdłuż frontu szczeliny osobliwość naprężeń jest nieco mniejsza niż dla rozwiązania HRR;
- Guo pokazał, że we wzorze (3.2) dla Q = 0 funkcja $I_n(n)$ może być zastąpiona przez $I_n(n,Tz)$ oraz $\tilde{\sigma}_{ij}(\theta,n) \rightarrow \tilde{\sigma}_{ij}(\theta,n,Tz)$.

Zmodyfikowany w ten sposób wzór (3.2) z dobrym przybliżeniem określa stan naprężeń wzdłuż frontu szczeliny.

Inny wzór dla wyznaczenia naprężeń wzdłuż frontu szczeliny został zaproponowany przez Neimitza i wsp. [178-180, 182-184]:

$$\sigma_{ij}(r,Tz) = \sigma_{ij}(r)|_{\text{PSN}} + \left[\sigma_{ij}(r)|_{\text{PSO}} - \sigma_{ij}(r)|_{\text{PSN}}\right] \cdot \left(\frac{Tz}{0.5}\right)^{\alpha_1}$$
(3.7)

gdzie wykładnik $\alpha_1 \leq 1$, dolne indeksy (-) $|_{PSN}$ lub (-) $|_{PSO}$ wskazują, że daną wielkość należy obliczyć w PSN lub PSO. Ponieważ wyznaczana doświadczalnie według procedur normatywnych krytyczna wartość całki J dotyczy uśrednionej po grubości długości szczeliny, do obliczeń przyjmuje się średnią wartość *Tz* po grubości próbki. Dla momentu krytycznego, wzór (3.7) przedstawia się w postaci:

$$\sigma_{\rm C}(r_{\rm C}, Tz) = \sigma_{\rm C}(r_{\rm C})|_{\rm PSN} + \left[\sigma_{\rm C}(r_{\rm C})|_{\rm PSO} - \sigma_{\rm C}(r_{\rm C})|_{\rm PSN}\right] \cdot \left(\frac{Tz}{0.5}\right)^{\alpha_1}$$
(3.8)

Podstawiając do równania (3.8) wzory (3.5a) i (3.5b) oraz wykonując przekształcenia, otrzymamy:

$$J_{\rm C} = J_{\rm IC} \left\{ \left[1 - \frac{Q_{\rm PSO} \left(\frac{Tz}{0.5}\right)^{\alpha_{\rm I}} + Q_{\rm PSN} \left(1 - \left(\frac{Tz}{0.5}\right)^{\alpha_{\rm I}}\right)}{\sigma_{\rm C} / \sigma_{\rm 0}} \right] \frac{1}{\left(\frac{Tz}{0.5}\right)^{\alpha_{\rm I}} + \frac{\xi_{\rm PSN}}{\xi_{\rm PSO}} \left(1 - \left(\frac{Tz}{0.5}\right)^{\alpha_{\rm I}}\right)} \right\}^{1+n}$$
(3.9)

gdzie, $\xi = \tilde{\sigma}_{ij}(\theta, n) / (I_n)^{1/(1+n)}$ wyznacza się odpowiednio dla PSN lub PSO. Funkcję ξ można wyznaczyć wykorzystując dane literaturowe lub program, który został opracowany przez Gałkiewicza i wsp. [103-105] i jest dostępny w Internecie.

3.4. Pękanie ciągliwe, odporność na pękanie według mechanizmu wzrostu pustek

Zakładając, że ciągliwy rozwój pękania jest kontrolowany przez odkształcenia, O'Dowd [197] zaproponował koncepcję wyznaczania krytycznej wartości całki J, *J*_C,

1.

z uwzględnieniem współczynnika Q. Przyrównując rozwarcie wierzchołka pęknięcia w próbce dla PSO i Q = 0 z rozwarciem dla próbki w PSO i $Q \neq 0$, otrzymał wyrażenie:

$$J_{\rm C} = J_{\rm IC} \frac{d_n (Tz = 0.5, Q = 0)}{d_n (Tz = 0.5, Q \neq 0)}$$
(3.10)

gdzie: $d_n(-)$ jest współczynnikiem wiążącym całkę J z rozwarciem wierzchołka pęknięcia δ_{Γ} (2.17). Analiza wzoru (3.10) wskazuje, że nie jest on słuszny dla przypadku ogólnego, gdy Tz < 0.5. W próbkach o mniejszej grubości, czyli dla Tz < 0.5, przy tych samych wartościach Q, d_n są większe niż dla PSO. Według wzoru (3.10) wartość J_{C} powinna więc maleć w stosunku do J_{IC} wraz ze zmniejszaniem grubości. Liczne doświadczenia wskazują, że taki wniosek nie jest prawdziwy. Należy więc wykonywać analizę w oparciu o inne przesłanki.

Charakterystycznym wymiarem strukturalnym dla mechanizmu pękania poprzez wzrost i łączenie się pustek jest średnica pustki. Mechanizm ten musi być jednocześnie skorelowany z prawem ewolucji pustki w polu naprężeń przy obecności odkształceń plastycznych. W oparciu o model wzrostu pustki McClintocka [163] oraz Rice'a i Tracy'ego [218], przez Neimitza i wsp. [180, 184] opracowano wzór do obliczenia odporności na pękanie dla pękania ciągliwego poprzez rozwój pustek:

$$J_{\rm C} = J_{\rm IC} \frac{d_n (Tz = 0.5, Q = 0)}{d_n (Tz = 0.5, Q \neq 0)} \frac{\sinh\left[\frac{\sqrt{3}\sigma_{\rm m} (Tz = 0.5, Q = 0)}{\sigma_0}\right]}{\sinh\left[\frac{\sqrt{3}\sigma_{\rm m} (Tz < 0.5, Q \neq 0)}{\sigma_0}\right]}$$
(3.11)

gdzie $\sigma_m = (\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33})/3$. Wielkość d_n w ogólnym przypadku (Tz < 0.5 i $Q \neq 0$) wyznacza się ze wzoru:

$$d_{n}(Tz,Q) = (d_{n})_{\text{PSN}} \left\{ H(0.4 - Tz) + \left[1 - \left[1 - \frac{(d_{n}(Q))_{\text{PSO}}}{(d_{n})_{\text{PSN}}} \right] \left(\frac{Tz - 0.4}{0.1} \right)^{\beta} \right] H(Tz - 0.4) \right\}$$
(3.12)

We wzorze (3.12) funkcja H(–) jest funkcją Heaviside'a. Wielkość $(d_n)_{PSN}$ i $(d_n(Q))_{PSO}$ wyznacza się odpowiednio dla PSN i PSO. Potęga β jest rzędu jedności. Procedura wyznaczania wartości σ_m kolejno dla przypadków Tz = 0.5 i Q = 0oraz dowolnych Tz < 0.5 i $Q \neq 0$ dokładnie została opisana w pracach Neimitza i wsp. [180, 184].
3.5. Odporność na pękanie dla mechanizmu rozwoju pęknięcia poprzez ścinanie

Realizacja mechanizmu pękania wzdłuż płaszczyzn poślizgu podczas rozwoju pęknięcia ciągliwego jest charakterystyczna dla dużego uplastycznienia materiału przed frontem szczeliny. Na makroprzełomie próbki obserwujemy dwa obszary, które odpowiadają dwóm mechanizmom rozwoju pęknięcia ciągliwego. W środkowej części próbki, gdzie występuje dominacja PSO, pęknięcie propaguje się według mechanizmu wzrostu i łączenia się pustek. W obszarach zdominowanych przez PSN (przy bocznych powierzchniach próbki), na pochylonych płaszczyznach, pęknięcie rozwija się według mechanizmu ścinania. Płaszczyzny te nazywane są również daszkami ścinania (*shear lips*). O "pełnych" daszkach ścinania mówić można, gdy pomiędzy dwiema powierzchniami ścięcia nie występuje płaski obszar, gdzie ciągliwe pękanie realizuje się przez wzrost i łączenie się pustek. Taka sytuacja jest obserwowana w cienkich próbkach, całkowicie zdominowanych przez PSN.

Według Rice'a całkę J można obliczyć z prostego wzoru (2.14), jeśli tylko posiadamy odpowiednie dane z doświadczenia. Całkowita energia *A* (rys. 3.3) składa się z energii odkształcenia sprężystego i energii odkształcenia plastycznego. Energię odkształcenia plastycznego oblicza się następująco:

$$A_{\rm pl} = \int_{V_{\rm pl}} \zeta dV \tag{3.13a}$$

gdzie: $V_{\rm pl}$ jest objętością strefy plastycznej; ζ jest właściwą energią odkształcenia plastycznego wzdłuż płaszczyzn poślizgu wewnątrz strefy plastycznej.



Rys. 3.3. Wykres obciążenia, P = f(u), z zaznaczoną energią odkształceń sprężystych i plastycznych oraz schemat pełnego uplastycznienia przekroju próbki w PSN [180]

Dla cienkiej próbki, w PSN przy pełnym uplastycznieniu niepękniętego przekroju, charakterystycznym wymiarem jest grubość próbki *B*. Szerokość strefy plastycznej jest równa grubości (rys. 3.3). W tym przypadku ilość energii odkształcenia plastycznego oblicza się ze wzoru [180]:

$$A_{\rm pl} = V_{\rm pl}\zeta = B^2 b\zeta \tag{3.13b}$$

We wzorze (3.13b) przyjęto, że energia właściwa odkształcenia plastycznego, ζ , dla pełnego uplastycznienia netto przekroju jest wartością stałą. Podstawiając wzór (3.13b) do (3.13a), otrzymano:

$$J_{\rm C} = \eta B \zeta + J_{\rm spr} = \eta B \zeta + K_{\rm I}^2 / E \tag{3.14}$$

gdzie: $K_{\rm I} = \sigma_{\rm zw} \sqrt{a} \cdot f(a/W)$.

Jeśli we wzorze (3.14) energia odkształcenia sprężystego nie może być pominięta, należy określić siłę w momencie krytycznym, $P_{\rm C}$. W celu obliczenia siły $P_{\rm C}$ wykorzystano zależność dla wyznaczenia całki J według EPRI [99]:

$$J_{\rm C} = \alpha \sigma_0 \varepsilon_0 a \left(\frac{P_{\rm C}}{P_0}\right)^{n+1} + J_{\rm spr}$$
(3.15)

gdzie P_0 jest obciążeniem granicznym. Porównując wzory (3.14) i (3.15) wyznaczono $P_{\rm C}$:

$$P_{\rm C} = \left(\frac{\eta B\zeta}{\alpha\sigma_0\varepsilon_0 a}\right)^{\frac{1}{1+n}} P_0 \tag{3.16}$$

Podstawiając wzór (3.16) do (3.14) otrzymamy równanie do obliczenia krytycznej wartości $J_{\rm C}$ dla elementu w PSN. Nieznaną wartość właściwej energii odkształcenia plastycznego, ζ , należy określić doświadczalnie, wyznaczając wartość $J_{\rm C}$ dla cienkiej próbki, w PSN.

Problemem jest określenie momentu, kiedy mechanizm rozwoju pęknięcia poprzez poślizg po daszkach ścinania całkowicie zdominuje całą szerokość przełomu. Stanie się tak, jeśli współczynnik $R_t \le 1$, gdzie:

$$R_{\rm t} = \frac{\sigma_{\rm m}}{\sigma_{\rm e}} \tag{3.17}$$

Uwzględniając $Tz = \sigma_{33}/(\sigma_{11} + \sigma_{22})$ w wyrażeniu (3.17), naprężenie średnie, σ_m , i naprężenie efektywne, σ_e , można przedstawić w postaci:

$$\sigma_{\rm m} = (\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33})/3 = (1 + Tz)(\sigma_{11} + \sigma_{22})/3 \tag{3.18}$$

$$\sigma_{e} = \left[\frac{1}{2} \left((\sigma_{11} - \sigma_{22})^{2} + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^{2} + (\sigma_{33} - \sigma_{11})^{2} \right) \right]^{1/2} =$$

$$= \left[(1 - Tz + Tz^{2}) (\sigma_{11}^{2} + \sigma_{22}^{2}) + (2Tz^{2} - 2Tz - 1) (\sigma_{11}\sigma_{22}) \right]^{1/2}$$
(3.19)

Współczynnik R_t należy obliczyć w odległości równej $2\delta_{\rm T}$ od wierzchołka szczeliny.

Przykładowe wyniki obliczenia współczynnika R_t dla materiału $\sigma_0 = 500$ MPa, n = 13, E = 215000 MPa pokazano na rysunkach 3.4 i 3.5. Dla *Tz* mniejszych niż 0.3, wszystkie krzywe zlewają się w jedną, niezależnie od Q oraz od n. Współczynnik R_t staje się mniejszy niż 1 dla średniej po grubości wartości Tz = 0.15.



Rys. 3.5. Zależność *Tz* od *B* [115]

Zależność pomiędzy *Tz* a *B* ustalono na podstawie wzoru podanego przez Guo [113-115]:

$$Tz = v_p(\beta)F(\gamma)h(\gamma) \tag{3.20}$$

gdzie: $\beta = r/r_p$, $\gamma = r/B$, r_p jest długością strefy plastycznej, a *r* jest odległością od frontu szczeliny.

Podstawiając w miejsce r, $2\delta_T$, długość strefy plastycznej, r_p , oblicza się ze wzoru: $r_p = 0.24J/\sigma_0\varepsilon_0$. Funkcje $v_p(\beta)$, $F(\gamma)$, $h(\gamma)$ można znaleźć w cytowanych pracach Guo lub w pracach Neimitza [174-184]. Dla grubości próbki rzędu 0.5 mm Tz osiąga wartość 0. Oznacza to, że próbka o grubości $B \le 0.5$ mm znajduje się w PSN, a jedynym mechanizmem rozwoju pęknięcia jest ścinanie.

3.6. Odporność na pękanie dla przypadku jednoczesnego występowania mechanizmu wzrostu pustek i mechanizmu ścinania

Proces pękania ciągliwego nie rozpoczyna się jednocześnie wzdłuż całego frontu szczeliny. Zwykle proces pękania rozpoczyna się w środkowej części frontu pęknięcia. W pobliżu powierzchni próbki pęknięcie propaguje nieco później. Centralna część przełomu jest zdominowana przez mechanizm powstania i wzrostu pustek. Przy krawędziach próbki pęknięcie rozwija się po płaszczyznach ścinania, gdzie powstają daszki ścinania. Wraz ze wzrostem pęknięcia zwiększa się udział mechanizmu ścinania wzdłuż daszków.

Ponieważ uchwycenie "momentu inicjacji" w procesie rozwoju pęknięcia według mechanizmu ciągliwego jest niemożliwe przy obecnie znanych metodach badawczych, sposób wyznaczania J_{IC} opiera się na koncepcji krzywej J_R . Krytyczną wartość całki J, J_{IC} wyznacza się w punkcie przecięcia krzywej J_R z linią stępienia lub z linią pomocniczą (zależnie od normy). Krzywą J_R wyznacza się na podstawie danych odpowiadających przyrostowi pęknięcia o długości 0.1*b*. Dane te ekstrapoluje się do $\Delta a \rightarrow 0$. Tak więc przebieg ekstrapolowanej krzywej J_R zależy od udziału procentowego obu mechanizmów rozwoju pęknięcia podczas przyrostu długości szczeliny o wartość 0.1*b*. Udział każdego mechanizmu pękania w procesie pękania łatwo oszacować wykonując pomiary na powierzchni przełomu [180].

Wielkość J_{C} /S charakteryzuje odporność na pękanie na jednostkę powierzchni przełomu. W przypadku pękania ciągliwego, kiedy występują równolegle dwa mechanizmy pękania ciągliwego możemy zapisać:

$$\frac{S}{J_{\rm C}} = \frac{S_1}{J_{\rm C}^{\rm v}} + \frac{S_2}{J_{\rm C}^{\rm S}}$$
(3.21)

We wzorze (3.21) $J_{\rm C}^{\rm v}$ odpowiada wartości całki J, a S₁ – powierzchni przełomu, na której proces pękania nastąpił na skutek mechanizmu wzrostu pustek. Drugim, równoległym mechanizmem podczas pękania ciągliwego jest ścinanie, którego odporność na pękanie na jednostkę powierzchni charakteryzuje iloraz $J_{\rm C}^{\rm S}/{\rm S}_2$. Ostateczny wzór dla wyznaczenia odporności na pękanie dla dwóch działających równolegle mechanizmów zniszczenia jest następujący:

$$J_{\rm C} = \frac{J_{\rm C}^{\rm v} J_{\rm C}^{\rm S}}{({\rm S}_1 / {\rm S}) J_{\rm C}^{\rm S} + ({\rm S}_2 / {\rm S}) J_{\rm C}^{\rm v}}$$
(3.22)

Wykorzystując wzór (3.11) do wyznaczenia odporności na pękanie według mechanizmu rozwoju pęknięcia poprzez wzrost pustek, $J_{\rm C}^{\nu}$, oraz wzór (3.15) do wyznaczenia odporności na pękanie według mechanizmu rozwoju pęknięcia wzdłuż daszków ścinania $J_{\rm C}^{\rm S}$, obliczyć możemy odporność na pękanie elementu z uwzględnieniem wpływu rozmiarów geometrycznych.

3.7. Doświadczalna weryfikacja modeli pękania, uwzględniających wpływ wymiarów elementu

W celu weryfikacji przedstawionych w podrozdziałach 3.3-3.5 modeli, gdzie został opisany wpływ kształtu i wymiarów próbki na odporność na pękanie elementu, zrealizowano szeroki program badawczy. W ramach programu testowano próbki o różnych kształtach – SENB, CCT, SENT, DNT (rys. 3.6), które wykonano z różnych gatunków stali: 18G2A, 40HMNA, 40H, 3H13 (tab. 3.1). Dodatkowo przeprowadzona obróbka cieplna pozwoliła uzyskać materiały w szerokim zakresie zmian charakterystyk mechanicznych o różnych współczynnikach umocnienia (tab. 3.2). Wykorzystanie próbek o różnej grubości oraz wprowadzenie nacięć bocznych pozwoliły uzyskać dominację płaskiego stanu odkształceń, lub płaskiego stanu naprężeń, lub trójosiowego stanu naprężeń i odkształceń podczas prowadzenia badań.

W analizowanych próbkach, występują obszary z dominacją PSN lub PSO. Udział jednego lub drugiego stanu ocenia się w zależności od wartości współczynnika *Tz*. Im wartość tego współczynnika jest lokalnie bliższa do 0.5, tym bliżej jesteśmy do PSO. Im wartość tego współczynnika jest lokalnie bliższa 0, tym bliżej jesteśmy do PSN. Ocenę, jaki stan, PSO czy PSN, dominuje w próbce, dokonuje się na podstawie charakterystycznego wymiaru. Najczęściej jest to grubość *B*, ale może być to również długość szczeliny *a* lub długość niepękniętego odcinka *b*. W odległości r > 0.5B przed frontem szczeliny materiał znajduje w PSN [165, 169, 173]. Jeśli spełniony jest warunek: *B*, *a*, $b \ge 2.5(K_{IC}/\sigma_0)^2$ lub *B*, *a*, $b \ge \alpha(J_{IC}/\sigma_0)$ ($\alpha = 25$ dla próbek z przewagą zginania, $\alpha = 175$ dla próbek z przewagą rozciągania), to materiał przed wierzchołkiem pęknięcia, gdzie inicjuje się pękanie, jest w PSO.



Rys. 3.6. Schematy badanych próbek

Materiał	С	Mn	Si	Р	S	V	Cn	Cr	Ni	Cu	Мо	Al
18G2A	0.18	1.41	0.38	0.020	0.010	-	< 0.05	< 0.05	< 0.05	-	< 0.05	< 0.025
40HMNA	0.41	0.66	0.25	0.026	0.003	0.01	-	0.71	1.35	0.12	0.17	-
40H	0.39	0.71	0.22	0.021	0.016	-	-	0.90	0.08	0.18	0.025	0.017
3H17Ni13	0.03	2.00	1.00	0.045	0.015	-	-	17.0	12.5	-	-	-

TABELA 3.1. Skład chemiczny badanych materiałów

Stal, obróbka cieplna	<i>R</i> e, MPa	<i>R</i> m, MPa	n	Twardość, HRC	J _{IC} , kN/m	K _{JC} , MPa⋅m ^{1/2}
40H; (H: 850°C)	1592	1850	*	65.1	5.7	35.4
40H; (H: 850°C; O: 250°C)	1475	1800	*	55.3	6.9	38.9
40H; (H: 850°C; O: 300°C)	1425	1745	*	51.5	7.8	41.4
40H; (H: 850°C; O: 350°C)	1380	1620	*	49.2	12.2	51.4
40H; (H: 850°C; O: 400°C)	1230	1385	*	46.3	33.5	85.8
40H; (H: 850°C; O: 450°C)	1170	1260	21.2	44.0	120.5	162.7
40H; (H: 850°C; O: 500°C)	1050	1155	19.2	43.4	202.1	210.7
40H; (H: 850°C; O: 550°C)	965	1035	16.7	40.5	225.8	222.9
40H; (H: 850°C; O: 600°C)	780	880	*	36.6	254.7	236.7
40H; (H: 850°C; O: 620°C)	760	865	*	35.5	275.2	245.8
40H; (H: 850°C; O: 680°C)	700	820	14.5	29.5	311.3	261.4
18G2A; (N: 850°C)	301	513	8.7	162(HV10)	305.8	259.3
40HMNA(S); (H: 870°C; O: 480°C)	1217	1294	69.1	45.7	95.6	145.2
40HMNA(W); (H: 870°C; O: 530°C)	1086	1176	53.2	44.2	110.2	155.5
3H17; (H: 1050°C; O: 250°C)	1318	1940	6.58	51.7	17.7	62.4
H – hartowanie w oleju; O – odpuszc:	zanie przez 3 h	; N – normalizo	wanie; * ·	- nie wyznaczano		

TABELA 3.2. Właściwości badanych materiałów (dane własne)

W rozkładzie naprężeń rozwierających przed wierzchołkiem pęknięcia, obliczonych przy założeniu dużych odkształceń dla ciała sprężysto-plastycznego, obserwuje się maksimum naprężeń, który znajduje się w odległości około $2\delta_{\Gamma}$ od wierzchołka szczeliny. Jeśli maksimum naprężeń leży w odległości większej niż *B*/2, obszar przed wierzchołkiem szczeliny jest zdominowany przez PSN. Tak więc, w próbce występuje dominacja PSN, jeśli $2\delta_{\Gamma} > B/2$, z czego wynika, że grubość próbki musi być mniejsza niż $4J_{IC}/\sigma_0$ ($B \le 4J_{IC}/\sigma_0$). Natomiast PSO występuje wówczas, gdy $B \ge \alpha J_{IC}/\sigma_0$.

Ponieważ wartość J_{IC}/σ_0 jest równa blisko połowie odległości położenia maksimum naprężeń przed wierzchołkiem szczeliny, to dominacja PSO w próbce występuje, jeśli maksimum znajduje się w odległości mniejszej niż $2B/\alpha$. Jeśli maksimum naprężeń leży w odległości $2B/\alpha \le r \le B/2$, wówczas w próbce panuje trójwymiarowy stan naprężeń i odkształceń. Podsumowując powyższe rozważania podkreślimy, że:

- dominacja PSN występuje, gdy grubość próbki spełnia warunek $B \le 4J_{\rm IC}/\sigma_0$,
- dominacja PSO występuje, gdy grubość próbki spełnia warunek $B \ge \alpha J_{\rm IC}/\sigma_0$ oraz gdy maksimum naprężeń leży w odległości mniejszej niż $2B/\alpha$ od wierzchołka pęknięcia,
- stan trójwymiarowy występuje w próbkach o grubości $4J_{IC}/\sigma_0 < B < \alpha J_{IC}/\sigma_0$.

Wyniki badań doświadczalnych pozwoliły ustalić podstawowe tendencje zmiany odporności na pękanie w zależności od typu próbek i ich geometrycznych wymiarów. W oparciu o wyniki uzyskane doświadczalnie oraz za pomocą obliczeń numerycznych wyznaczono konkretne wartości parametru Q, dla przypadku płaskich zagadnień – PSO i PSN oraz funkcji Tz, dla zagadnień przestrzennych. Wyniki doświadczalne razem z obliczonymi wartościami Q i Tz wykorzystano do weryfikacji modeli pękania przedstawionych we wcześniejszych rozdziałach.

Do wyznaczenia parametru Q rozwiązywano płaskie zagadnienie, PSO, dla wszystkich badanych próbek. Sposoby i szczegóły obliczeń numerycznych przedstawiono w pracach [180, 182-184]. Do wyznaczenia Tz rozwiązywano zagadnienia trójwymiarowe dla dużych i małych odkształceń dla wszystkich badanych próbek. Tz jest wartością średnią po grubości próbki obliczoną dla krytycznych obciążeń, wyznaczonych doświadczalnie, w odległości $2J/\sigma_0$.

3.7.1. Zależność odporności na pękanie od wymiarów próbek i parametru Q

Wyniki przedstawione w niniejszym podrozdziale wykonano w celu ustalenia wpływu kształtu próbek i długości pęknięć na poziom współczynnika Q oraz na poziom odporności na pękanie. W badaniach przeanalizowano około 200 różnych wariantów: kształt-wymiary-materiał-obciążenie-PSO lub PSN. Dokładne dane o wymiarach próbek, zastosowanych metodach doświadczalnych wyznaczania charakterystyk wytrzymałości i odporności na pękanie oraz opisy metod wykorzy-stanych podczas obliczeń numerycznych zamieszczono w raportach badawczych i opublikowano w artykułach [105, 180, 182-184]. Poniżej uogólniono podstawowe sugestie i wnioski zawarte w tych pracach.

Na przebieg krzywych J_R silnie wpływa kształt próbek. Najwyżej układają się krzywe dla próbek DENT, niżej – dla CCT, następnie – dla SENT, najniżej – dla próbek SENB (rys. 3.7a). W próbkach z nacięciami bocznymi nie obserwowano wpływu grubości na przebieg krzywych J_R . Natomiast w próbkach bez nacięć bocznych grubość próbki ma duży wpływ na wykresy krzywych J_R (rys. 3.7b). W próbkach zdominowanych przez PSO lub trójosiowy stan naprężeń i odkształceń wyżej układają się krzywe J_R dla grubości mniejszych. Dla próbek zginanych SENB, zarówno z nacięciami bocznymi, jak i bez nacięć, wyżej układają się krzywe J_R dla krótszych szczelin (rys. 3.7c). Odwrotna sytuacja jest obserwowana dla próbek rozciąganych CCT (rys. 3.7d). Dla próbek SENT, gdzie nie występuje dominacja zginania lub rozciągania, nie ustalono żadnych prawidłowości.



Rys. 3.7. Wykresy krzywych J_R w zależności: a) od kształtu próbek; b) od grubości próbek; c) od początkowej długości dla próbek CCT; d) próbek SENB (dane własne)

Podczas wzrostu pęknięcia podkrytycznego w próbkach obserwowano różne mechanizmy rozwoju (rys. 3.8a):

- a) stabilny rozwój pęknięcia według ciągliwego mechanizmu wzrostu pustek (krzywa 1),
- b) na ogół stabilny ciągliwy wzrost pęknięcia według mechanizmu mieszanego; występują obszary wzrostu pustek i poślizgu (krzywa 2),
- c) zmiana mechanizmu, ze stabilnego-ciągliwego na niestabilny-kruchy (krzywa 3),
- d) niestabilny według całkowicie kruchego pękania (krzywa 4).



Rys. 3.8. a) charakterystyczne rodzaje wykresów obciążenia P = f(u) i odpowiadające im mechanizmy propagacji pęknięcia; b) wykresy krzywych J_R znormalizowane przez J_{IC} dla krzywej (1) – round house (stal 18G2A) i krzywej (2) – pagoda roof (stal 40HMNA) (dane własne)

Stabilny mechanizm propagacji pęknięcia podkrytycznego zwykle zostaje zrealizowany, jeśli krzywa obciążenia P = f(u) jest typu (1) – "*round house*". W przypadku próbek SENB, ze stali 18G2A, zawsze występował stabilny przyrost pęknięcia, który odbywał się na skutek mechanizmów pękania ciągliwego: nukleacji i wzrostu pustek, jak również mechanizmu propagacji pęknięcia wzdłuż płaszczyzn ścinania. Krzywa obciążenia typu "*round house*" i stabilny ciągliwy mechanizm pękania występuje tak w stalach ferrytycznych o niskiej granicy plastyczności (np. stal 18G2A), jak również w stalach konstrukcyjnych po hartowaniu i wysokim odpuszczaniu (np. stal 40H, hartowana i odpuszczana w 680°C). Jednakże w stali o osnowie ferrytycznej po pełnym uplastycznieniu materiału i stabilnym przyroście pęknięcia 2-3 mm może występować gwałtowna zmiana mechanizmu pękania z ciągliwego na łupliwy. Przyczyny zmiany mechanizmu pękania z ciągliwego na łupliwy w niskostopowych stalach ferrytycznych (np. stal 13HMF) szczegółowo badano i analizowano w rozdziale 7.

W próbkach ze stali konstrukcyjnych, hartowanych i odpuszczanych w temperaturze T = 450-600°C, obserwowano krzywe obciążenia P = f(u) typu (2) – "*pagoda roof*". Ten kształt wykresu jest charakterystyczny dla mieszanego ciągliwego mechanizmu propagacji pęknięcia; obszary propagacji pęknięcia według nukleacji i wzrostu pustek występują razem z obszarami rozwoju pęknięcia na skutek poślizgu plastycznego.

Dla mieszanego ciągliwo-łupliwego mechanizmu rozwoju pęknięcia charakterystyczny jest wykres typu (3). Po pewnym ciągliwym przyroście pęknięcia realizuje się pękanie kruche – międzykrystaliczne, wzdłuż granic ziaren, lub transkrystaliczne, przez ziarna po płaszczyznach łupliwości. Podczas wzrostu pęknięcia może zachodzić kilka zmian mechanizmu pękania z ciągliwego na kruchy. Przy takim charakterze rozwoju pęknięcia, kruche pękanie realizuje się jedynie w ograniczonych obszarach materiału, otoczonych dominującym ciągliwym mechanizmem pękania. Całkowicie kruchy mechanizm rozwoju pęknięcia (krzywa 4) realizuje się w próbce, która przebywa w stanie liniowo-sprężystym. Ten typ pękania występuje poniżej temperatury przejścia krucho-ciągliwego materiału.

O odporności na propagację pęknięcia materiałów możemy wnioskować porównując krzywe J_R uzyskane na próbkach o takim samym kształcie. Na rysunku 3.8b pokazano wykresy znormalizowanych krzywych J_R dla próbek SEN(B), $a_0/W = 0.5$. Dla próbki ze stali 18G2A, w której obserwowano ciągliwy mechanizm wzrostu pęknięcia według nukleacji, wzrostu i łączenia się pustek, wykres krzywej J_R jest bardziej stromy, niż dla próbki ze stali 40HMNA, w której zrealizowany został mieszany mechanizm propagacji według wzrostu pustek i poślizgów plastycznych po płaszczyznach poślizgu. Rozmieszczenie krzywych J_R świadczy o większych stratach energetycznych podczas propagacji pęknięcia według mechanizmu rozwoju pustek. W miarę zwiększenia udziału mechanizmu poślizgowego w rozwoju pęknięcia, straty energetyczne zmniejszają się, a wraz z nimi obniża się pochylenie krzywej J_R. Podczas rozwoju pęknięcia według mechanizmu kruchego, kąt pochylenia krzywej J_R jest bliski zeru, co oznacza, że propagacja pęknięcia nie wymaga dodatkowe energii.

Charakter przebiegu krzywych J_R nie zależy wyłącznie od mechanizmu propagacji pęknięcia. Na rysunku 3.7a przedstawiono wykresy krzywych J_R dla stali 18G2A, uzyskane na próbkach różnych typów dla $a_0/W = 0.5$ i $B_N = 3$ mm. Wyraźnie widać, że krzywe J_R rozbiegają się ze zwiększeniem przyrostu pęknięcia. Nie stwierdzono jednak istotnych różnic w mechanizmie rozwoju pęknięcia podczas badań faktograficznych [178, 183]. W każdej z próbek obserwowano podobny charakter rozwoju pęknięcia według mechanizmu ciągliwego poprzez nukleację, rozwój i łączenie się pustek. Przełomy jedynie nieco różniły się rozmiarami pustek – większe w próbkach SENB, mniejsze w próbkach CCT. W tym przypadku różnice przebiegów krzywych J_R są skutkiem wpływu kształtu próbek, czego miarą jest parametr *Q* lub naprężenie *T* [178, 183]. Przykładowe rozkłady naprężeń dla próbki typu CCT (a/W = 0.5) ze stali 18G2A, obliczone numerycznie przy założeniu małych i dużych odkształceń w PSO, pokazano na rysunku 3.9. Naprężenia obliczone przy założeniu odkształceń dużych (skończonych) posiadają maksimum w odległości około dwóch rozwarć wierzchołka szczeliny, δ . Maksymalna wartość naprężeń nie zależy istotnie od poziomu obciążeń zewnętrznych, jednak położenie maksimum oddala się od wierzchołka szczeliny wraz ze wzrostem obciążenia. Należy zwrócić uwagę na istotną różnicę pomiędzy naprężeniami obliczonymi według wzoru HRR a naprężeniami obliczonymi numerycznie. Różnice te zależą od wielu czynników: poziomu zewnętrznego obciążenia, materiału, kształtu i wymiarów próbek oraz wyboru PSO, PSN czy 3D podczas przeprowadzania analizy.



Rys. 3.9. Rozkład naprężeń przed frontem szczeliny w próbce CCT (PSO) ze stali 18G2A: a) w funkcji odległości od wierzchołka pęknięcia r; b) w funkcji znormalizowanej odległości od wierzchołka pęknięcia, $r\sigma_0/J$ [178]

Dla większości zbadanych przypadków, szczególnie w PSO, wartości parametru Q są ujemne (rys. 3.10a,b). Poziom naprężeń jest więc niższy, w porównaniu do obliczonych za pomocą wzoru HRR. Dla próbek w PSN wartości Q są bliskie zeru (SENT) lub większe od zera (DENT) (rys. 3.10c,d). W PSN parametr Q nie jest istotnie wrażliwy na wzrost obciążeń zewnętrznych, z wyjątkiem długich szczelin $(a/W \ge 0.8)$.

Dla wszystkich typów próbek ze stali 18G2A, za wyjątkiem próbek DENT, wartości Q spadają wraz ze wzrostem obciążeń zewnętrznych (rys. 3.10a,b). Dla dużych obciążeń wartość naprężeń normalnych spada często do wartości $2\sigma_0$ poniżej rozwiązania HRR (rys. 3.9). Fizyczna interpretacja tego zjawiska jest następująca: poziom parametru Q charakteryzuje poziom naprężeń hydrostatycznych przed frontem szczeliny, jest on tym mniejszy, im większy jest poziom i zakres odkształceń plastycznych. Inaczej mówiąc – im niższa jest wartość Q, tym mniejsze ograniczenia są stawiane odkształceniom plastycznym, a większy wpływ w rozwoju pęknięcia odgrywają procesy plastyczne.

W przypadku PSO dla próbek ze stali 18G2A z przewagą zginania (np. SENT) wraz ze wzrostem długości szczeliny, a/W, wartość Q najpierw rośnie, następnie w zakresie $a/W \in [0.4 \div 0.65]$ utrzymuje względnie stałą wartość, potem Q obniża się (rys. 3.10a). W próbkach typu DENT wartości Q zawsze rosną wraz z a/W (rys. 3.10a).



Rys. 3.10. Zmiana współczynnika Q w funkcji długości szczeliny a/W dla różnych poziomów obciążenia próbki SENT w PSO (a) i w PSN (c) oraz próbki DNT PSO (b) i w PSN (d) [183]

Na rysunkach 3.11 pokazano zależności współczynnika Q od długości pęknięcia dla próbek o różnych kształtach w momencie krytycznym dla dwóch różnych materiałów: stali 18G2A ($\sigma_0 = 301$ MPa, n = 8.7, $J_{IC} = 300$ kN/m) i stali 40HMNA ($\sigma_0 = 1086$ MPa, n = 53.2, $J_{IC} = 110$ kN/m). Dla obu materiałów w PSN wartości Qnieznacznie zmieniają się ze wzrostem początkowej długości szczeliny. W PSN wyższe wartości Q właściwe dla materiału o niższej granicy plastyczności: $Q \approx 0$, dla stali 18G2A; $Q \approx -0.25$, dla stali 40HMNA. Odwrotnie jest w PSO: dla odpowiednich typów próbek wyższe wartości Q uzyskano dla materiału o wyższym poziomie granicy plastyczności. Dla obu materiałów w PSO w próbkach z przewagą zginania (SENT i SENB) poziom wartości Q jest wyższy niż w próbkach rozciąganych (CCT). Z wykresów przedstawionych na rysunkach 3.11 wynika, że dla materiału o niższym poziomie granicy plastyczności właściwy jest większy wpływ wymiarów geometrycznych próbki na poziom *Q*.



Rys. 3.11. Zależności zmiany Q (dla $J = J_{IC}$) od początkowej długości szczeliny (a_0/W) dla próbek o różnych kształtach ze stali: a) 18G2A, b) 40HMNA (dane własne)

Regułą jest, że w PSN wartości parametru Q są bliskie zeru, dla wszelkiego typu próbek i materiałów. W PSO dla próbek z przewagą zginania (SENT i SENB) w zakresie długości szczeliny $0.45 < a_0/W < 0.65 Q$ jest najbliżej zera dla stali o niskim poziomie granicy plastyczności (np. stal 18G2A), lub Q > 0 dla stali wysokowytrzymałej (np. stal 40HMNA). Rezultaty te wskazują, że najniższe wartości odporności na pękanie można uzyskać na próbkach zginanych dla zakresu szczelin o długości $0.45 < a_0/W < 0.65$. Warunek ten jest zgodny z warunkami stawianymi w normach ASTM czy EN-PN dla wyznaczania krytycznej wartości całki J, J_{IC} . Spełnienie warunków stawianych w normach pozwala uzyskać krytyczne wartości całki J, J_{IC} , zawsze najniższe pośród krytycznych wartości J_C dla elementów o innych kształtach i długości szczelin. Wykorzystanie najniższych wartości odporności na pękanie w analizie wytrzymałości elementów ze szczelinami prowadzi następnie do uzyskania najbardziej bezpiecznego (konserwatywnego) wyniku.

Parametr Q jest miarą trójosiowości naprężeń przed frontem pęknięcia w płaszczyźnie położenia pęknięcia, co pozwala wykorzystać Q do przewidywania rozwoju mechanizmów pękania. Otrzymano dobrą korelację pomiędzy wielkościami pustek i wartościami Q w próbkach ze stali 18G2A (rys. 3.12 i 3.13). Niższym wartościom Q odpowiadają większe pustki. Na przełomach próbek DNT obserwujemy malejące pustki wraz ze wzrostem pęknięcia (Q zwiększa się), w próbkach CCT tendencja jest odwrotna – rozmiar pustek wzrasta wraz ze wzrostem długości pęknięcia (Q maleje) [176, 178, 183].



Rys. 3.12. Zmiana rozmiaru pustek ze zmianą początkowej długości pęknięcia i wartości Q w próbkach ze stali 18G2A typu CCT: a) $a_0/W = 0.3$, Q = -1.35, b) $a_0/W = 0.5$, Q = -1.45 oraz typu DENT: c) a/W = 0.5, Q = -1.05, d) a/W = 0.6, Q = -0.90 (dane własne, [183])



Rys. 3.13. a) zmiana rozmiaru pustek od długości pęknięcia; b) zależność pomiędzy poziomem naprężeń σ_{22}/σ_0 lub Q a rozmiarem pustek w próbkach CCT i DNT ze stali 18G2A (dane własne)

Ciągliwy mechanizm pękania realizuje się w warunkach, kiedy istnieje możliwość rozwoju odkształceń plastycznych. Wzrost pekniecia według mechanizmu ciagliwego odbywać się może albo poprzez nukleacje, rozwój i łaczenie się pustek, albo poprzez poślizg. Pustki powstaja wokół niejednorodności w mikrostrukturze materiału – weglików i wtrąceń niemetalicznych. W temperaturach pokojowych pustki rosną na skutek rozwoju odkształceń plastycznych. Według modelu Rice-Tracey'go [218], opisującego wzrost pustek elipsoidalnych, prędkość zmiany średnicy pustki jest proporcjonalna do ekspotencjalnej funkcji, której argumentem jest znormalizowane naprężenie średnie σ_m/σ_0 . Prędkość ta zależy też liniowo od poziomu odkształceń plastycznych. W modelu zaproponowanym przez Broberga [47] pustka rośnie na skutek odkształceń plastycznych, przy istotnym udziale składowych stycznych tensora naprężeń. Zwiększenie udziału naprężeń stycznych zmienia kształt pustki w kierunku działania naprężenia stycznego. Rozwój paraboloidy odbywa się poprzez udział mechanizmu poślizgu. Natomiast wysoki stopień trójosiowości naprężeń, zwłaszcza przy zbliżonych wartościach składowych normalnych tensora naprężeń, hamuje proces płynięcia plastycznego.

Na podstawie wyników przedstawionych na rysunkach 3.12-3.14 można wnioskować, że w momencie inicjacji ciągliwy rozwój pęknięcia jest realizowany poprzez mechanizm wzrostu pustek oraz że pustkom większych rozmiarów towarzyszą niższe wartości *Q*. Ta obserwacja potwierdza hipotezę Broberga, że dla wzrostu pustek niezbędny jest wysoki poziom odkształceń plastycznych. Podczas wzrostu pęknięcia podkrytycznego wzrasta rozmiar i zmienia się kształt pustek z równoosiowych okrągłych na paraboliczny (rys. 3.14), co jest powodem wzrostu udziału naprężeń stycznych.



Rys. 3.14. Zmiana rozmiaru i kształtu pustek z długością pęknięcia: a) w pobliżu inicjacji pęknięcia (Q = -1.35); b) po przyroście $\Delta a \approx 3$ mm (Q = -1.55), próbka CCT ze stali 18G2A (dane własne)

Przedstawione wyniki pozwalają stwierdzić, że dla materiałów, w których występuje wysoki poziom odkształceń plastycznych, opis krzywych J_R tylko na podstawie współczynnika Q nie jest poprawny. Wartość współczynnika Q charakteryzuje stan trójosiowości naprężeń w obszarze przed wierzchołkiem pęknięcia w płaszczyźnie pęknięcia. Natomiast krzywe J_R uwzględniają energię pochłoniętą w wyniku innych procesów dyssypacyjnych również poza płaszczyzną wzrostu pęknięcia. Jedynie w przypadku występowania uplastycznienia małego zasięgu procesy dyssypacyjne zlokalizowane są wyłącznie w obszarze przed wierzchołkiem pęknięcia, co pozwala uzyskać dobrą korelację pomiędzy krzywą J_R a współczynnikiem Q. W pracy Nyhusa i wsp. [194] pokazano, że naprężenia T można wykorzystać dla normalizacji krzywych J_R dla przypadku występowania uplastycznienia bliskiego zasięgu.

3.7.2. Weryfikacja modelu uwzględniającego wpływ grubości na poziom odporności na pękanie, dla przypadku pękania kruchego

W rozdziale 3.2 przedstawiono wzór (3.9), który pozwala uwzględnić grubość elementu i długość pęknięcia podczas obliczenia krytycznej wartości charakterystyki odporności na pękanie dla przypadku występowania uplastycznienia małego zasięgu. W niniejszym podrozdziale przedstawiono wyniki badań przeprowadzone w celu weryfikacji wzoru (3.9). W badaniach stosowano próbki SENB ze stali 3H17Ni13 o grubości B = 2; 5; 10 mm, ze względną długością pęknięcia $a_0/W = 0.3$; 0.5; 0.7 (dla W = 20 mm) (tab. 3.3) [182]. Dla każdej próbki obliczono rozkład naprężeń przed wierzchołkiem pęknięcia i wyznaczono wartości Q i Tz oraz krytyczną wartość odporności na pękanie J_{Co} według wzoru (3.9). Wyniki badań doświadczalnych i rezultaty obliczeń przedstawiono w tabeli 3.3.

<i>B</i> , mm	a₀/W	<i>J</i> _C *, N/m	Q _{PSN}	Q _{PSO}	Tz	J _{C₀} , N/m	J _C – J _{Co} /J _{Co}
2	0.3	18517	0.043	-0.252	0.302	18334	0.01
2	0.5	17195	0.045	-0.203	0.310	18055	0.05
2	0.7	16971	0.065	-0.156	0.310	17809	0.05
5	0.3	21519	0.030	-0.283	0.320	18336	0.15
5	0.5	20753	0.033	-0.196	0.324	17884	0.14
5	0.7	17805	0.065	-0.153	0.332	17620	0.01
10	0.3	18620	0.045	-0.257	0.353	17970	0.03
10	0.5	17763	0.042	-0.205	0.343	17786	0.00
10	0.7	15457	0.073	-0.142	0.343	17473	0.13

TABELA 3.3. Wyniki badań i rezultaty obliczeń dla próbek ze stali 3H17Ni13 [182]

* Przez $J_{\rm C}$ oznaczono krytyczną wartość całki J, którą wyznaczono w momencie inicjacji pęknięcia. Podczas wyznaczania $J_{\rm C}$ nie został spełniony warunek na grubość, wymagany dla $J_{\rm IC}$. Uzyskane rezultaty pozwalają stwierdzić, że:

- w PSN wartość Q jest dodatnia i bliska zeru dla wszystkich początkowych długości pęknięć,
- w PSO wartość Q jest mniejsza od zera i obniża się wraz ze wzrostem obciążenia,
- w PSO poziom Q wzrasta wraz ze wzrostem początkowej długości pęknięcia,
- poziom *Tz* wzrasta wraz ze wzrostem grubości próbki oraz ze wzrostem początkowej długości pęknięcia,
- uzyskano zadowalającą korelację pomiędzy wyznaczonymi doświadczalnie (*J*_C) a obliczonymi według wzoru (3.9) (*J*_{Co}) wartościami odporności na pękanie.

We wzorze (3.9) założono, że wartość wykładnika potęgowego $\alpha = 0.1$. Wartość tę dobrano tak, aby otrzymać rozkład naprężeń po szerokości próbki zbliżony do otrzymywanego numerycznie. Należy jednak zaznaczyć, że jest to wartość założona, a nie wyznaczona z obliczeń.

Zależność zmiany parametru Q od względnej długości pęknięcia dla próbek SENB ze stali 3H17Ni13 jest jakościowo podobna do uzyskanej na próbkach SENB ze stali 40HMNA, przedstawionej w poprzednim podrozdziale (rys. 3.11b).

3.7.3. Weryfikacja modelu uwzględniającego wpływ wymiarów próbki, dla przypadku pękania ciągliwego

Doświadczalną weryfikację wpływu wymiarów geometrycznych - względnej długości pęknięcia początkowego oraz grubości na odporność na pękanie dla przypadku, kiedy w próbce realizuje się pękanie ciągliwe jednocześnie według dwóch mechanizmów: nukleacji i wzrostu pustek oraz poślizgu wzdłuż daszków ścinania, przeprowadzono na próbkach SENB ze stali 40H [190]. Badania przeprowadzono na dwóch identycznych, co do wymiarów, zestawach próbek, poddanych różnej obróbce cieplnej. Szerokość, W, wszystkich próbek SENB była równa 25 mm; grubość: B = 4 mm, 6 mm, 12 mm, 16 mm; względna długość pęknięcia początkowego: $a_0/W = 0.16, 0.35, 0.5, 0.7$. W pierwszym zestawie próbki hartowano $(T = 850^{\circ}\text{C})$ w oleju i odpuszczano przez 2 h w temperaturze $T = 680^{\circ}\text{C}$; w drugim - hartowano ($T = 850^{\circ}$ C) w oleju i odpuszczano przez 2 h w temperaturze T = 450°C. W wyniku różnej temperatury odpuszczania uzyskano materiały o różnych własnościach (tab. 3.2). Zastosowanie wyższej temperatury odpuszczania obniża właściwości mechaniczne oraz powoduje wzrost odporności na pękanie materiału. Rodzaj obróbki cieplnej oraz grubości próbek i początkowe długości szczelin celowo dobrano tak, aby w każdym zestawie znajdowały się próbki spełniające warunki stawiane przez normy (dominacja PSO: $Q \rightarrow 0, Tz \rightarrow 0.5$), jak również niespełniające wymagań normatywnych. Dla próbek odpuszczonych w temperaturze T = 450 °C minimalna grubość spełniająca normatywne wymagania PSO jest $B_{\min} = 2.6 \text{ mm}$, a dla przypadku odpuszczania w temperaturze $T = 680^{\circ}\text{C}$.

 $B_{\min} = 8.9$ mm. Tak więc założono, że próbki odpuszczane w temperaturze 450°C powinny być mniej wrażliwe na zmiany grubości (w przypadku wartości $J_{\rm C}$), w przeciwieństwie do próbek odpuszczanych w temperaturze 680°C.

Na rysunkach 3.15 i 3.16 pokazano wybrane krzywe J_R dla stali 40H po odpuszczaniu w temperaturze T = 680 °C. Wykresy przedstawione na tych rysunkach świadczą o wpływie grubości próbki *B* i początkowej długości pęknięcia a_0/W na odporność na pękanie materiału.



Rys. 3.15. Wpływ grubości na przebieg krzywych J_R w próbkach o różnej początkowej długości pęknięcia a/W (dane własne)



Rys. 3.16. Wpływ początkowej długości pęknięcia, a_0/W , na przebieg krzywych J_R w próbkach o różnej grubości *B* (dane własne)

W próbkach o małej grubości (B = 4 mm), w których udział PSN jest duży, wpływ początkowej długości pęknięcia jest nieznaczny (rys. 3.15a). Wartości współczynnika *Tz* zmieniają się w wąskim zakresie (0.07÷0.13) z tendencją wzrostu wraz ze wzrostem długości pęknięcia. Wartości parametru Q na ogół są ujemne; tendencja zmiany jest wzrastająca dla pęknięć a_0/W z przedziału [0.15÷0.5], przy dalszym wzroście a_0/W występuje nieznaczne obniżenie Q. Takie zmiany *Tz* i Q są powodem, że krzywe J_R układają się blisko siebie; im dłuższa szczelina, tym niżej przebiega krzywa J_R. Podobna tendencja jest charakterystyczna również dla zmiany krytycznej wartości całki J, J_C – wartości J_C nieznacznie obniżają się ze wzrostem a_0/W (rys. 3.17a).



Rys. 3.17. Zmiana krytycznej wartości odporności na pękanie w zależności od: a) długości pęknięcia; b) grubości próbki (dane własne)

Zwiększenie grubości próbki odpowiada wzrostowi udziału PSO przed frontem pęknięcia i powoduje wzrost współczynnika Tz. Wzrost grubości próbki powoduje również większe zmiany współczynnika Q podczas wzrostu długości pęknięcia. Wzrost Tz i zwiększenie zakresu zmiany współczynnika Q są powodem wzrostu rozbiegania się krzywych J_R (rys. 3.15b,c) oraz dużych zmian w krytycznych wartościach J_C dla różnych początkowych długości pęknięcia (rys. 3.17a).

Wpływ grubości próbki na przebieg wykresów krzywych J_R oraz poziom krytycznych wartości J_C najbardziej wyraziście ujawnia się dla krótkich pęknięć, kiedy występuje największa różnica pomiędzy wartościami Q w próbkach o różnej grubości (rys. 3.16a i 3.17). Ze wzrostem początkowej długości pęknięcia, a_0/W , zmniejsza się różnica pomiędzy wartościami Q w próbkach o różnej grubości, co powoduje również zmniejszenie spadku poziomu J_C ze wzrostem a_0/W (rys. 3.16c i 3.17).

Krytyczne wartości całki J, J_c , wartości Q, Tz oraz obliczone wartości całki J odpowiadające momentowi krytycznemu, J_{Co} , przedstawiono w tabelach 3.4 i 3.5. Do obliczenia J_{Co} wykorzystano wzór (3.22), a także wzory (3.11) do wyznaczenia odporności na pękanie według mechanizmu rozwoju pęknięcia poprzez wzrost pustek, oraz wzór (3.15) do wyznaczenia odporności na pękanie według mechanizmu poślizgów po płaszczyznach ścinania.

We wzorach tych występuje kilka wielkości, które na obecnym poziomie analizy zostały założone. We wzorze (3.15) należy założyć energię właściwą procesu odkształceń plastycznych wzdłuż płaszczyzn poślizgu wewnątrz strefy plastycznej, ζ . Wartość ζ określano na podstawie wartości całki J, J_c , wyznaczonej doświadczalnie. Dla próbek odpuszczanych w temperaturze 680°C, $\zeta = 300 \text{ kJ/m}^3$; dla próbek odpuszczanych w temperaturze 450°C, $\zeta = 280 \text{ kJ/m}^3$. Przyjęto również, że J_c^s przyjmuje stałą wartość dla większej części zakresu potencjalnych grubości próbki. Założenie to oparto na przeświadczeniu, że energia właściwa tworzenia daszków ścinania nie powinna się zmieniać wraz z malejącym czy też rosnącym udziałem daszków ścinania w przełomie. Całkowita ilość energii zależeć będzie od wielkości daszków ścinania, co w modelu zostało uwzględnione.

Pozostałe parametry są dobrze zdefiniowane. Są to albo klasyczne stałe materiałowe (E, σ_o , n) lub wielkości wyliczane w klasycznych zależnościach HRR ($\tilde{\sigma}_{ij}(n,\theta)$, I_n , d_n), lub wielkości wyliczane numerycznie (Q, Tz), lub mierzone w doświadczeniu (S_1 , S_2). Zastosowanie modelu do przewidywania momentu zniszczenia wymaga, aby wielkości S_1 , S_2 były również obliczane, a nie mierzone. Można się spodziewać, że uda się ustalić relację pomiędzy S_1 , S_2 oraz R_t lub Tz. Ustalenia te będą przedmiotem następnych prac badawczych.

Z modelu uzyskiwano wartości J_{Co} znormalizowane przez J_{IC} . Należy jednak uwzględnić, że w rozumieniu modelu J_{IC} jest wartością dla przypadku, gdy Q = 0oraz Tz = 0.5. Okazuje się jednak, że pomimo spełnienia wszelkich normatywnych wymogów dla znalezienia J_{IC} wartość Q dla obciążenia krytycznego nie była równa zero. Dla próbki o grubości 20 mm i szerokości 40 mm ze stali 40H odpuszczanej w temperaturze 680°C (krytyczna grubość $B^* = 8.78$ mm), otrzymano wartość $J_{IC} = 246$ kN/m. Mimo, że próbka spełnia wymagania normatywne, otrzymano Q = -0.44 i Tz = 0.34. Mając jednak zmierzoną wartość J_{IC} i odpowiednie wartości Q i Tz można obliczyć hipotetyczną wartość dla Q = 0 i Tz = 0.5. W przypadku stali 40H, odpuszczanej w temperaturze 680°C, jest ona równa: $J_{IC} = 69$ kN/m. Odpowiednio, dla stali 40H, odpuszczanej w temperaturze 450°C, wartość J_{IC} dla Q = 0 i Tz = 0.5 jest równa: $J_{IC} = 46.2$ kN/m.

Podsumowując, można uznać, że wyniki przedstawione w tabelach 3.4 i 3.5 pozytywnie weryfikują model, który pozwala wyznaczyć odporność na pękanie elementu z uwzględnieniem wpływu wymiarów płaskich i grubości. Jakościowe tendencje zmiany krytycznej wartości odporności na pękanie model przewiduje dobrze. Dla stali odpuszczanej w temperaturze 450°C ilościowa zbieżność z doświadczeniem jest bardzo dobra. Mniejsza jest zbieżność dla stali odpuszczanej w temperaturze 680°C.

Pewne różnice pomiędzy obliczonymi według modelu, a wyznaczonymi doświadczalnie danymi odporności na pękanie mogą wynikać z założeń poczynionych podczas obliczeń, o czym wspomniano wcześniej. Inny powód występowania tych różnic może polegać na formalnym zastosowaniu procedur wyznaczania krytycznej wartości całki J w obszarach, gdzie nie są spełnione normatywne warunki na grubość próbki i długość pęknięcia. Należy więc przeprowadzić dodatkowe badania w celu uzupełnienia niektórych wielkości wykorzystywanych w modelu. **TABELA 3.4.** Wartości charakterystyk odporności na pękanie, wyznaczonych eksperymentalnie (J_C) i obliczonych numerycznie (J_{Co}), parametrów Q i Tz oraz powierzchni przełomów próbek, zdominowanych przez PSO (S₁) i PSN (S₂) dla próbek ze stali 40H hartowanej i odpuszczonej w temperaturze $680^{\circ}C$ (n = 14.5)

			9 = 4 mm				1	3 = 6 mm				Β	= 12 mm	_			В	= 16 mm		
a_0/W	Jc/Jco	S ₁ , mm ²	$S_{2,}$ mm ²	Ø	Tz	Jc/Jco	S ₁ , mm ²	$S_{2,}$ mm ²	Ø	Τz	Jc/Jco	S ₁ , mm ²	$S_{2,}$	Q	Τz	Jc/J∞	S ₁ , mm ²	$S_{2,}$ mm ²	Ø	Tz
0.16	461	3.67	4.71	-1.13	0.07	505	6.83	5.69	-1.17	0.13	836	13.41	8.89	-1.37	0.15	936	23.14	9.84	-1.42	0.16
	361					434					551					638				
0.35	390	3.1	3.4	-0.84	0.076	402	5.58	4 08	-0.85	0.14	508	11.99	7.34	-0.94	0 22	530	19.3	6.71	96.0-	0.27
	338	5	5			410					427		2	2		480				
0.50	358	2.5	2.6	-0.81	0.08	348	4.43	3.1	-0.78	0.15	336	7.7	4.58	-0.77	0.27	314	15.1	41	-0.75	0.33
-	348		2			396	2	5		5	388				ļ	379				
0 2 0	365	186	117	-0.89	0 13	360	3 44	14	-0.88	0.20	378	7.2	1 72	-0.91	0.31	373	9.5	16	06 0-	0.35
-	433	2		0	5	469	5	-	200	24.2	478	i	1	-		496	2	2	5	2
Wartoś jest pov	ci J _C są vierzchn	wartośc ują przeł	iami śre omu po	ednimi, wstałeg	wyznac: o na sku	zonymi : ttek nukl	na pods leacji i v	tawie di vzrostu	anych z pustek,	4-6 test S2 jest j	ów prze owierze	prowad chnią pr	zonych zełomu	metoda wzdłuż	mi spac daszkó	lku pote w ścinai	ncjału i : na, S ₁ +	zmiany $S_2 = 0.1$	podatno bB	ości. S ₁

ß	.e.	
ŝtró	zon	
ume	ZCZ	
are	snd	
), р	po	
Jco	.1 .1	
e	ane	
Z	OW	
Ŋ.	lart	
Ime	Ч. Н	
nu	40I	
vch	ili	
Quo	sta	
icz	ze	
ldo	<u>ek</u>	
. <u> </u>	rót	
C _C	a p	
nie	lb	
talr	S_2	
len	ž	
yn	PS	
bei		
eks	$\mathbf{S}_{\mathbf{I}}$	
ch	õ	
ync	\mathbf{PS}	
ICZO	ccz	
ZDE	pr	
W	ch	
je.	any	
can	W0	
pęł	uin.	
na	lon	
<u>.</u>	ž,	
noŝ	<u>bek</u>	
por	rół	
po	2 Z	
yk	nóı	
yst	for	
tei	IZe	21
aral	ыp	= "
chí	chr	0
ści	erz	50°
üti	iwc	4.5
Wa	ğ	ШZ
م	raz	ratı
<u>.</u>	0 _N	De
BEL/	i T	ten
ΤA	õ	8

	Tz	0.29		62.0		0.30		0.31		ości. S.
_	Ø	-0.82		-0.37		-0.25		-0.23		podatn
s = 16 mm	S_{2} , mm^{2}	4		2 48	ì	14		0.72		zmianv
Β	S ₁ , mm ²	28	ł	23.12		17.8	2	8.88		nciału i
	Jc/Jco	246.7	267	154.6	154	120.7	117	117.6	110	lku note
	Τz	0.26		0.27		0 29		0.30		umi spac
_	Ø	-0.83		-040		-0.26		-0.23		metoda
= 12 mm	$S_{2,}$ mm ²	4.36		2.55		1 87		0.47		zonvch
B	S ₁ , mm ²	20.84		16.65		13 01		6.73		enrowad
	Jc/Jco	265.5	272	198.8	199	136.3	124	101.4	113	ów nrze
	Τz	0.16		0.22		0 23		0.26		4-6 test
	Ø	-0.855		-0.38		-0.26		-0.23		anvch z
3 = 6 mm	$S_{2,}$ mm ²	4.91		3.38		2 19	2 i	0.84		tawie d
	S ₁ , mm ²	7.69		6.28		5.37		3.72		na pods
	Jc/Jco	299.3	248	162	169	143	149	111.3	131	zonvmi
	Τz	0.11		0.16		0 18	5	0.21		wvznac
	Ø	-0.86		-0 48	2	-0.275		-0.23		dnimi
3 = 4 mm	$S_{2,}$ mm ²	4.48		2.85		183		0.82		iami śre
F	S ₁ , mm ²	4.32		3.58		3.25		2.23		wartośc
	Jc/Jco	302.5	227	200	194	165	166	128.3	135	i Jr sa
	a_0/W	0.16		0.35		0.50	5	0.70		Wartośc

jest powierzchnią przełomu powstałego na skutek nukleacji i wzrostu pustek, S2 jest powierzchnią przełomu wzdłuż daszków ścinania, S1 + S2 = 0.1bB

4 Procedury oceny wytrzymałości elementów konstrukcyjnych, zawierających pęknięcia

Mechanika pękania dostarcza narzędzi do oceny wytrzymałości elementu konstrukcyjnego zawierającego pęknięcie. Narzędzia te są dobrze zdefiniowane dla materiałów liniowo-sprężystych bądź dla materiałów sprężysto-plastycznych, ale z niezbyt rozwiniętą strefą plastyczną. Pozostałe przypadki nie są dobrze opisane przez mechanikę pękania. Poza tym, mechanika pękania nie określa jak zamodelować kształt szczeliny dla różnego rodzaju defektów, lub w jaki sposób postępować, jeśli występuje kilka defektów blisko siebie. Teoria nie określa, które wartości ze zbioru danych wyznaczonych w jednoosiowej próbie rozciągania lub przy pomiarze odporności na pękanie przyjąć do obliczeń. Teoria nie określa również jak postępować podczas analizy elementów ze spoinami. Wreszcie, teoria nie podpowiada jak przeprowadzić analizę, gdy dane o właściwościach materiału są skąpe (np. podano wartość granicy plastyczności i charakterystykę udarności).

Dokładność uzyskanego wyniku zależeć będzie również od wielu czynników: od stanu w jakim wykonujemy analizę – PSO, PSN czy trójwymiarowy; od wybranego programu; od szczegółów numerycznego modelowania elementu; od danych o właściwościach materiału, którymi dysponujemy; od przyjętego modelu materiału; i wielu innych. Wpływ na końcowy wynik ma też czynnik subiektywny, zależny od osobowości wykonującego obliczenia. Dlatego też rezultaty analizy tego samego zagadnienia, wykonane poprawnie przez różnych badaczy, mogą się różnić.

Praktyka inżynierska wymaga jednoznacznych rezultatów i niezawodnych metod oceny bezpieczeństwa elementów konstrukcji. Procedury przedstawione w niniejszym rozdziale opracowano w odpowiedzi na zapotrzebowanie przemysłu na metody do oceny wytrzymałości elementów konstrukcyjnych, zawierających rzeczywiste czy hipotetyczne pęknięcia. Podstawowymi wymaganiami stawianymi do takich procedur jest gwarancja uzyskania bezpiecznego rezultatu analizy oraz jego użyteczność, czyli możliwość wykonania analizy w różnych sytuacjach, zwłaszcza kiedy decyzję należy podjąć w bardzo krótkim czasie, a możliwość uzyskania informacji o charakterystykach materiału jest ograniczona. Należy podkreślić, że podstawowym celem zastosowania procedur jest ustalenie, *czy eksploatacja elementu jest bezpieczna przy zadanych parametrach i warunkach*, a nie dokładne rozwiązywanie zagadnienia.

Procedury oceny bezpieczeństwa elementów zawierających pęknięcia opracowywano w czołowych ośrodkach naukowo-badawczych w różnych krajach. Wśród najbardziej znanych i wykorzystywanych są procedury: RD6493 [45] i R6 [224], opracowane w Wielkiej Brytanii; ETM w Niemczech [227, 228]; CEA-A16 we Francji [58]; API w USA [11, 12]; CSA Z622 w Kanadzie [57]; WES2805 w Japonii [277]. Procedury te opracowano na podstawie hipotez mechaniki pękania dla ciał liniowo-sprężystych i sprężysto-plastycznych. Jednak w celu powszechnego zastosowania dla potrzeb inżynierskich wprowadzono pewne uproszczenia do dokładnych rozwiązań. Do procedur wprowadzono również wzory i zależności o charakterze empirycznym, które uzyskano na podstawie wieloletnich doświadczeń i badań wykonanych na tysiącach próbek. Mimo braku podstaw fizycznych zastosowanie tych wzorów pozwala uzyskać poprawne rezultaty, co sprawdzono podczas wieloletnich praktyk. Krótki opis metod, opracowanych i stosowanych do oceny bezpieczeństwa pracy elementów, przedstawiono w niniejszym rozdziale. Można je także znaleźć w książkach Andersona [3], Neimitza [173] i innych.

4.1. Podstawowe elementy procedur PD6493, EPRI, R6

Historycznie, pierwszym parametrem odporności na pękanie, stosowanym w analizie ciał sprężysto-plastycznych było rozwarcie wierzchołka pęknięcia (RWP), δ_{Γ} . Ponieważ ustalono jednoznaczną zależność pomiędzy całką J a δ_{Γ} (2.17), która obowiązuje również w momencie krytycznym, koncepcja zastosowania rozwarcia wierzchołka pęknięcia do analizy wytrzymałości elementu ze szczeliną jest formalnie równoważna do koncepcji opracowanej dla całki J. Metody analizy konstrukcji z wykorzystaniem RWP rozwijano głównie w naukowych ośrodkach, w których został opracowany model rozwarcia wierzchołka pęknięcia: w Instytucie Spawalnictwa (*The Welding Institute*) [45] w Wielkiej Brytanii oraz w Fizyczno-Mechanicznym Instytucie UAN [201, 202] we Lwowie na Ukrainie.

Powszechnie zaakceptowana i wykorzystywana do analizy wytrzymałości elementów ze szczelinami w latach 70. i 80. XX wieku była metoda *Krzywej Projektowania RWP* (*CTOD Design Curve*) [50, 51], która pozwala ustalić zależność pomiędzy krytyczną wartością RWP, $\delta_{\Gamma C}$, a krytycznym odkształceniem, ε_{Γ} . Ponieważ uzyskiwano konserwatywne oszacowanie wytrzymałości, projektowanie według tej metody prowadziło do bezpiecznego rezultatu. W zmodyfikowanej postaci metodę *Krzywej Projektowania RWP* wykorzystano w różnych normach i procedurach: PD 6493-1991 [45], BS 7910 [46], API [11, 12], CSA Z622 [57]. Podobne procedury opracowano niezależnie w Japonii i przedstawiono w normie WES2805-1997 [277].

Wiele metod opracowano na podstawie koncepcji dwuparametrycznej, która uwzględnia dwa skrajne przypadki zniszczenia: poprzez pękanie kruche – kryterium WIN oraz poprzez pełne uplastycznienie przekroju – kryterium obciążenia granicznego. Pierwsza powszechnie zaakceptowana procedura zaproponowana została przez Dowlinga i Townley'a [64] oraz następnie opracowana przez Harrisona i wsp. [118, 119], znana jest jako *Procedura R6*. W procedurze tej wykorzystano definicję efektywnego współczynnika intensywności naprężeń, K_{efs} który uzyskano z analizy modelu Dugdale'a uwzględniającego obszar plastyczny. Wykorzystując wzory (2.7a) i (2.7b) i $K_{ef} = (J \cdot E)^{1/2}$, uzyskujemy to, że K_{ef} jest równe:

$$K_{\rm ef} = \sigma_0 \sqrt{\pi a} \left[\frac{8}{\pi} \ln \sec \left(\frac{\pi}{2} \frac{\sigma_{zw}}{\sigma_0} \right) \right]^{1/2}$$
(4.1)

Wprowadzając oznaczenia $K_{\rm I} = \sigma_{zw} \sqrt{\pi a}$, $K_{\rm r} = K_{\rm I}/K_{\rm ef}$, $S_{\rm r} = \sigma_{zw}/\sigma_0$ (gdzie: σ_{zw} jest naprężeniem normalnym do płaszczyzny szczeliny; σ_0 jest granicą plastyczności materiału) po przekształceniach wzór (4.1) przedstawia się w postaci:

$$K_{\rm r} = S_{\rm r} \left[\frac{8}{\pi} \ln \sec \left(\frac{\pi}{2} S_{\rm r} \right) \right]^{-1/2} \tag{4.2}$$

Wykres tej funkcji w układzie współrzędnych: K_r – oś rzędnych; S_r – oś odciętych, nazywa się *diagramem zniszczenia*, FAD (*Failure Assessment Diagram*) (rys. 4.1). Krzywa opisywana równaniem (4.2) ma charakter uniwersalny – nie zależy od kształtu elementu i od własności materiału. Diagram zniszczenia pozwala oszacować zespół parametrów – obciążenie, rozmiar pęknięcia, wymiary geometryczne, przy których element ulegnie zniszczeniu. Kruche pękanie w elemencie nastąpi, gdy $K_r = 1.0$. Zniszczenie w wyniku płynięcia plastycznego na skutek całkowitego uplastycznienia przekroju elementu odpowiada sytuacji, kiedy $S_r = 1.0$. W przypadkach pośrednich, gdy $K_r < 1.0$ i $S_r < 1.0$, pękanie i uplastycznienie występują jednocześnie i współdziałają ze sobą podczas zniszczenia elementu.



Wykres zniszczenia uzupełniony jest o punkt analizy o współrzędnych K_r , S_r . Położenie punktu zależy od obciążeń zewnętrznych, własności mechanicznych, odporności na pękanie oraz kształtu i rozmiarów elementu. Punkt analizy, który znajdzie się w obszarze poniżej linii diagramu zniszczenia, odpowiada sytuacji bezpiecznej, co oznacza, że przy zadanych warunkach obciążenia analizowany element nie ulegnie zniszczeniu. Natomiast, jeśli w wyniku analizy uzyskano punkt, który leży na linii FAD lub powyżej niej, to element jest zagrożony zniszczeniem.

Jeśli w obciążeniu występują naprężenia pierwszego i drugiego rodzaju (np. naprężenia spawalnicze), należy je uwzględniać podczas obliczania współczynnika intensywności naprężeń. W tym przypadku K_r oblicza się na podstawie wzoru:

$$K_{\rm r} = \frac{K_{\rm I}}{K_{\rm IC}} = \frac{K_{\rm I}^{\rm P} + K_{\rm I}^{\rm S}}{K_{\rm IC}}$$
(4.3)

gdzie: K_{I}^{P} jest WIN obliczony na podstawie naprężeń pierwszego rodzaju (*primary stress*); K_{I}^{S} jest WIN obliczony na podstawie naprężeń drugiego rodzaju (*secondary stress*).

Odporność na pękanie materiału należy wyznaczyć na podstawie normy. Dopuszcza się dowolną miarę odporności na pękanie. Przedstawić ją należy, jeśli nie jest to wartość K_{IC} w jednostkach WIN, według relacji:

$$K_{\rm JC} = \sqrt{\frac{J_{\rm IC}E}{(1 - v^2)}}$$
(4.4)

Podstawową zaletą, a jednocześnie wątpliwością w przedstawionej metodzie, jest uniwersalność diagramu zniszczenia w postaci zależności (4.2). Nie wydaje się prawdopodobne, aby za pomocą jednej krzywej można było opisać krytyczny stan różnorodnych elementów wykonanych z materiałów o różnych właściwościach. Jest tak, dlatego że krzywa zniszczenia została wyprowadzona z modelu Dugdale'a, w PSN. Ocena bezpieczeństwa, wykonywana z wykorzystaniem krzywej FAD według wzoru (4.2), jest zawsze obarczona wysokim konserwatyzmem.

Obniżenie konserwatyzmu krzywej zniszczenia uzyskano wykorzystując inne modele. Na podstawie metody EPRI opracowanej przez Blooma [39] i Shiha ze wsp. [238] otrzymano:

$$J_{\rm r} = \frac{J_{\rm spr}(a)}{J_{\rm spr}(a_{\rm ef}) + J_{\rm pl}}$$
(4.5a)

$$S_{\rm r} = \frac{P}{P_0} \tag{4.5b}$$

We wzorze (4.5a) całkę $J_{\rm pl}$ oblicza się zgodnie z procedurą EPRI (2.16a); całkę $J_{\rm spr}(a)$ zgodnie ze wzorem: $J_{\rm spr}(a) = K_{\rm I}^2(a)/E$; całkę $J_{\rm spr}(a_{\rm ef})$ oblicza się jak $J_{\rm spr}(a)$, zastępując długość szczeliny *a* długością efektywną, $a_{\rm ef}$, uwzględniającą długość strefy plastycznej.

Przykładowe krzywe zniszczenia dla płyty rozciąganej ze szczeliną centralną pokazano na rysunku 4.3 [3]. Wykres krzywej FAD zależy zarówno od współczynnika umocnienia materiału n (rys. 4.2a), jak i od rozmiaru szczeliny (rys. 4.2b). Diagram zniszczenia traci więc uniwersalny charakter, gdyż w obliczeniach uwzględnia się współczynnik umocnienia materiału, wymiary i kształt elementu.



Rys. 4.2. Diagramy zniszczenia w metodzie EPRI: a) wpływ materiału; b) wpływ długości szczeliny [3]

Ocena bezpieczeństwa elementu wykonana według metody EPRI pozwala uzyskać wynik mniej konserwatywny. Natomiast istotnym utrudnieniem zastosowania metody EPRI jest konieczność uzyskiwania wzoru dla FAD dla każdego analizowanego elementu. Jest to poważny problem ze względu na ograniczoną liczbę istniejących rozwiązań dla funkcji $h_1(n)$, niezbędnej dla obliczenia całki J_{pl} według metody EPRI (wzór (3.16a)).

Problem ten udało się pokonać za pomocą pewnych modyfikacji i założeń wprowadzonych do sposobu obliczania całki J przez Ainswortha [1]. Wprowadził on pojęcie "naprężenia odniesienia" (*reference stress*), σ_{ref} , zdefiniowanego w postaci:

$$\sigma_{\rm ref} = (P/P_0)\sigma_0 \tag{4.6}$$

gdzie odkształcenie, ε_{ref} , oblicza się ze związku Ramberga-Osgooda. Po wprowadzeniu tych modyfikacji wzór do obliczenia J_{pl} przedstawia się następująco:

$$J_{\rm pl} = \sigma_0 b \cdot \left(\varepsilon_{\rm ref} - \frac{\sigma_{\rm ref} \varepsilon_0}{\sigma_0} \right) h_1(n) \tag{4.7}$$

Innym założeniem było to, że funkcja $h_1(n)$ jest bliska $h_1(n = 1)$. Wprowadzenie tego założenia stało się możliwe w wyniku analizy, która wykazała, że stosunek funkcji $[h_1(n)/h_1(n = 1)]^{1/(1+n)}$ jest $\cong 1$ oraz że jest prawie niezależny od *n*. Całkę J, z uwzględnieniem założeń Ainswortha, obliczyć można ze wzoru:

$$J = \frac{K_{\rm I}^2}{E} \left[\left(1 - v^2 \right) + \alpha \mu \left(\frac{P}{P_0} \right)^{n-1} \right]$$
(4.8)

gdzie: α jest współczynnikiem w prawie Ramberga-Osgooda; $\mu = 0.75 - \text{dla PSO}$; $\mu = 1.0 - \text{dla PSN}$. Obliczenie całki J według wzoru (4.9) jest łatwiejsze, ponieważ nie wymaga ono znajomości funkcji $h_1(n)$. Dla wielu elementów opracowano również wzory analityczne do obliczenia obciążenia granicznego, P_0 . Koncepcja Ainswortha została zaakceptowana i następnie rozwinięta w zmodyfikowanych procedurach PD6493 [45] oraz R6 [224].

W procedurach PD6493 i R6 ocena bezpieczeństwa elementu może być przeprowadzona na jednym z trzech poziomów. Filozofia analizy polega na tym, aby zapewnić bezpieczeństwo użytkowania elementu. Ocenę o wysokim konserwatyzmie uzyskujemy na pierwszym poziomie analizy, a znacząco niższy konserwatyzm jest widoczny przy analizie na poziomie trzecim. Dlatego też wynik negatywny (uzyskany na pierwszym poziomie analizy) nie oznacza bezwzględnej konieczności wymiany elementu – na wyższym poziomie analizy możemy uzyskać pozytywny rezultat. Pozytywny rezultat uzyskany na pierwszym poziomie, z kolei będzie pozytywny dla analizy wykonanej na wyższych poziomach.

W *procedurze PD6493* na trzecim poziomie analizy krzywa FAD sporządzana jest na podstawie podejścia Ainswortha [1] a końcowy wzór podano w postaci:

$$K_{\rm r} = \left(\frac{E\ln(1+\varepsilon_{\rm ref})}{\sigma_{\rm ref}(1+\varepsilon_{\rm ref})} + \frac{\sigma_{\rm ref}^3(1+\varepsilon_{\rm ref})^3}{2\sigma_0^2 E\ln(1+\varepsilon_{\rm ref})}\right)^{-\frac{1}{2}} \quad \text{dla } L_{\rm r} \le L_{\rm r}^{\rm max}$$

$$K_{\rm r} = 0 \quad \text{dla } L_{\rm r} > L_{\rm r}^{\rm max}$$

$$(4.9)$$

Wielkości L_r i L_r^{max} zdefiniowano jako:

$$L_{\rm r} = \frac{\sigma_{\rm ref}}{\sigma_0} \tag{4.10a}$$

$$L_{\rm r}^{\rm max} = \frac{\sigma_{\rm f}}{\sigma_0} \tag{4.10b}$$

Diagram zniszczenia opisany wzorami (4.9) i (4.10) nie zależy od geometrii elementu, jedynie od materiału – σ_{ref} i ε_{ref} . Różnym materiałom właściwe są różne wykresy krzywych FAD. Dla przypadku, kiedy właściwości materiału nie są znane lub kiedy trudno zdefiniować jednoznacznie materiał (np. materiał spoiny lub strefy wpływu ciepła) zaproponowano empiryczny wzór, będący dolną obwiednią rodziny linii opisanych wzorami (4.9) i (4.10) [279]:

$$K_{\rm r} = \left(1 - 0.14L_{\rm r}^2\right) \left[0.3 + 0.7\exp(-0.65L_{\rm r}^6)\right]$$
(4.11)

W procedurze R6 na *pierwszym poziomie* analizy krzywa zniszczenia opisywana jest za pomocą równania (4.11). Pierwszy poziom służy do analizy przypadków, kie-

dy nie jest znana pełna krzywa jednoosiowego rozciągania materiału. *Drugi poziom* analizy opracowano na podstawie modelu naprężeń odniesienia, σ_{ref} . Przeprowadzenie analizy z drugiego poziomu wymaga znajomości zależności pomiędzy naprężeniami a odkształceniami. Krzywą zniszczenia wykreśla się na podstawie wzoru (4.10a). Po wprowadzeniu rzeczywistych odkształceń i naprężeń według wzorów $\varepsilon_{t,ref} = \ln(1+\varepsilon_{ref})$ i $\sigma_{t,ref} = (1+\varepsilon_{ref})\sigma_{ref}$ oraz $L_r = \sigma_{ref}/\sigma_0$, krzywa FAD przyjmuje postać:

Diagramy zniszczenia wykreślone dla drugiego poziomu analizy procedury R6 są niezależne od wymiarów elementów, natomiast każdemu materiałowi odpowiada inna krzywa FAD.

Trzeci poziom analizy opracowano na podstawie metody EPRI [143]. Diagram zniszczenia wykreśla się za pomocą wzorów:

$$K_{\rm r} = \left(\frac{J_{\rm spr}}{J_{\rm spr} + J_{\rm pl}}\right)^{1/2} = \left(\frac{J_{\rm spr}}{J}\right)^{1/2} \qquad \text{dla} \quad L_{\rm r} \le L_{\rm r}^{\rm max}$$

$$K_{\rm r} = 0 \qquad \qquad \text{dla} \quad L_{\rm r} > L_{\rm r}^{\rm max}$$
(4.13)

Analizę wytrzymałości elementu ze szczeliną z trzeciego poziomu w procedurze R6 przeprowadza się, jeśli znana jest pełna zależność *naprężenie-odkształcenie* dla materiału testowanego elementu oraz jeśli jest możliwość obliczenia całki J dla elementu o badanej geometrii. Wykonanie analizy z trzeciego poziomu wymaga największego wysiłku, natomiast uzyskuje się tu najbardziej dokładną (mniej konserwatywną) ocenę wytrzymałości elementu.

W procedurach R6 wewnątrz każdego poziomu analizę można prowadzić według trzech opcji: 1) inicjacja pękania, 2) ograniczony stabilny wzrost pęknięcia podkrytycznego, 3) występowanie niestabilności podczas podkrytycznego wzrostu pęknięcia. Wybór odpowiedniej opcji jest uzależniony od tego, jaki moment procesu pękania przyjmuje się za krytyczny. W analizie, odporność na pękanie materiału określa się poprzez różne parametry – $K_{\rm IC}$, $K_{\rm JC}$, $K_{0.2}$, $K_{\rm g}$, $K_{\Omega}(\Delta a)$. Dlatego bezwymiarowy współczynnik $K_{\rm r}$ w ogólnym przypadku przedstawia się jak $K_r = K_{\rm I}/K_{\rm mat}$, gdzie $K_{\rm mat}$ reprezentuje odpowiednią charakterystykę odporności na pękanie.

W opcji *inicjacja pęknięcia*, jako krytyczny przyjmuje się moment inicjacji pęknięcia. Charakterystykę odporności na pękanie, K_{mat} , przedstawia się za pomocą krytycznej wartości WIN – K_{IC} , dla materiału liniowo-sprężystego lub dla materiału sprężysto-plastycznego jako K_{JC} , gdzie K_{JC} jest przeliczona na jednostki WIN według wzoru (4.5). W *opcji drugiej* uwzględniono ograniczony stabilny przyrost pęknięcia podkrytycznego, na odległość Δa , dla której całka J jest właściwym pa-

rametrem opisującym wzrost pęknięcia. Według Hutchinsona i Parisa [126] proces wzrostu pęknięcia jest "kontrolowany" przez całkę J do $\Delta a \leq 0.06b$, gdzie *b* jest długością niepękniętej części próbki (b = W - a). Jako charakterystykę odporności na pękanie przyjmuje się jedną z wartości – $K_{0.2}$, K_g . Parametry odporności na pękanie uzyskuje się po przeliczeniu wartości całki J dla odpowiednich przyrostów pęknięcia podkrytycznego według wzoru (4.6). Według *opcji trzeciej* krytyczny parametr odporności na pękanie K_{mat} charakteryzuje początek niestabilności pod-czas przyrostu pęknięcia podkrytycznego.

4.2. Ocena bezpieczeństwa elementów według procedur SINTAP i FITNET

Kolejnym ważnym krokiem w rozwoju procedur oceny bezpieczeństwa elementów konstrukcyjnych było opracowanie procedur SINTAP – *Structural Integrity Assessment Procedures for European Industry* [239]. Procedury SITNAP opracowano z uwzględnieniem procedur PD6493, R6 oraz uzupełniono o metody stosowane w brytyjskiej normie BS7910 [46], niemieckich procedurach ETM [227, 228], francuskich CIA A16 [58] oraz amerykańskich API [11, 12]. Podczas analizy elementów wykonanych ze stali ferrytycznych, w których spodziewać się można pękania łupliwego, charakterystykę odporności na pękanie, K_{mat} , ocenia się na podstawie statystycznej analizy największego prawdopodobieństwa, MML (*Maksimum Likelichood Method*) [267, 268] z uwzględnieniem koncepcji krzywej wzorcowej (*Master Curve*) [269, 270].

Następnie, w latach 2001-2008, procedura SINTAP została dokładnie zweryfikowana, uzupełniona i włączona, jako integralna część, do procedur FITNET (*Fitness for Serwice Network*), opracowanych w ramach Europejskiego Programu Badawczego GIRT-CT-2001-05071 [102]. FITNET składa się z czterech modułów: *Pękanie, Zmęczenie, Pełzanie* i *Korozja*, w których odpowiednio przedstawiono procedury analizy elementów, eksploatowanych w warunkach obciążenia monotonicznego i cyklicznego, w szerokim zakresie temperatur, z uwzględnieniem korozyjnego oddziaływania środowiska. Procedury FITNET opracowano do zastosowania w czterech podstawowych etapach "życia" elementów:

- a) podczas *projektowania* w celu doboru materiału o odpowiednich właściwościach, poziomu naprężeń eksploatacyjnych oraz okresów kolejnych przeglądów;
- b) dla gwarancji jakości do przeprowadzenia analizy ewentualnych miejsc i przyczyn powstawania defektów oraz ich usunięcia, lub określenia kryteriów akceptacji defektów;
- c) podczas okresu eksploatacji pozwala podjąć odpowiednią decyzję: czy, po odkryciu defektów lub wyczerpaniu resursu projektowego, można dalej, i jeśli tak, to jak długo i dla jakich parametrów, eksploatować analizowany element;
- d) podczas *analizy zniszczenia* aby ustalić przyczyny, które doprowadziły do awarii i uwzględnić je podczas projektowania, wytwarzania i eksploatacji kolejnych elementów.

Moduł *Pękanie* pod względem analizy wytrzymałości elementu zawierającego pęknięcie jest modułem bazowym, ponieważ określa krytyczne parametry, które prowadzą do zniszczenia. Pozostałe moduły pozwalają opisać prawa rozwoju defektów w wyniku działania cyklicznych obciążeń zmęczeniowych, wysokotemperaturowego pełzania lub procesów korozyjnych. W niniejszym rozdziale zostanie przedstawiona podstawowa struktura przeprowadzenia analizy integralności elementów konstrukcji według modułu *Pękanie* procedury FITNET. Opis ilustrowano wybranymi wynikami badań własnych. Szczegółową i wyczerpującą informację o sposobach i metodach przeprowadzenia analizy dla elementów konstrukcyjnych przedstawiono w dokumencie oryginalnym FITNET [102] oraz w książkach [181, 186].

Procedury zawarte w module *Pękanie* w FITNET służą do przeprowadzenia analizy bezpieczeństwa elementu wykonanego z metalu, jednorodnego lub spawanego. Eksploatacja elementu winna przebiegać w zakresie temperatur niepowodujących pełzania materiału. Analizę można wykonać na jednym z sześciu poziomów. W procedurach FITNET zachowano ogólną filozofię konserwatywnego charakteru analizy – wynik oceny jest zawsze konserwatywny (bezpieczny), natomiast stopień konserwatyzmu zmniejsza się wraz ze wzrostem poziomu, na którym wykonuje się analizę. W FITNET dla oceny wytrzymałości elementu akceptowane są dwa podejścia: 1) diagram zniszczenia, FAD (*Failure Assessment Diagram*); 2) uogólniona siła powodująca wzrost pęknięcia, CDF (*Crack Driving Force*). Zastosowanie każdego z dwóch podejść prowadzi do uzyskania równoważnych wyników. W obu podejściach podczas analizy można wykorzystać opcję wyznaczania charakterystyki odporności na pękanie bezpośrednio *w momencie inicjacji pęknięcia* lub, dla pękania ciągliwego, uwzględnić przyrost pęknięcia.

4.2.1. Zasady analizy według podejścia FAD i CDF

W podejściu FAD punkt o współrzędnych $L_{\rm r}$, $K_{\rm r}$ charakteryzuje stan naprężeń i odkształceń w analizowanym elemencie. Element jest bezpieczny, jeśli punkt znajduje się w obszarze ograniczonym linią zniszczenia $f(L_{\rm r})$ oraz osiami współrzędnych $L_{\rm r}$, $K_{\rm r}$ (rys. 4.3a). Zagrożenie zniszczeniem występuje, gdy punkt jest położony na linii, lub na zewnątrz obszaru bezpiecznego. Wielkość $L_{\rm r}$ jest znormalizowanym obciążeniem: $L_{\rm r} = P/P_0 = \sigma/\sigma_0$, gdzie P i σ są siłą i naprężeniem oddziałującym na element, P_0 i σ_0 są to: obciążenie graniczne i granica plastyczności materiału. Wielkość $K_{\rm r}$ jest znormalizowanym współczynnikiem intensywności naprężeń: $K_{\rm r} = K_{\rm I}/K_{\rm mat}$, gdzie $K_{\rm I}$ jest WIN, obliczonym dla analizowanego elementu, $K_{\rm mat}$ jest odpornością na pękanie materiału, wyznaczoną z $K_{\rm IC}$, $J_{\rm IC}$, $\delta_{\rm TC}$ lub oszacowany z próby udarności, przeprowadzonej na próbkach Charpy'ego, $C_{\rm v}$.

Krzywa zniszczenia $f(L_r)$ określa graniczny stan elementu. Wykres krzywej $f(L_r)$ zależy od poziomu analizy, zaś wybór poziomu analizy uzależniony jest od danych, które możemy wykorzystać podczas analizy. Dla wykreślenia najprostszej i najbardziej konserwatywnej krzywej $f(L_r)$ wystarczająca jest znajomość tylko granicy plastyczności materiału. Natomiast krzywa zniszczenia sporządzona na podstawie pełnego wykresu *naprężenie-odkształcenie* znacząco obniża konserwatyzm analizy. Uwzględnienie wpływu wymiarów i kształtu elementu pozwala na znaczące rozszerzenie pola wyników, uznawanych za bezpieczne.

W celu przeprowadzenia analizy według podejścia FAD i opcji wyznaczania K_{mat} w momencie początku wzrostu pęknięcia (rys. 4.3a) należy wykonać następujące czynności:

- a) obliczyć L_r dla zadanego obciążenia, uwzględniając jedynie obciążenia pierwszego rodzaju, wykorzystując przy tym minimalne wartości charakterystyk wytrzymałości ze zbioru danych;
- b) obliczyć K_r dla zadanego obciążenia w obliczeniach należy uwzględnić naprężenia pierwszego i drugiego rodzaju oraz efekt uplastycznienia za pomocą parametru ρ ;
- c) wykreślić diagram zniszczenia, $f(L_r)$ według właściwych dla wybranego poziomu wzorów, wykorzystując średnie wartości charakterystyk wytrzymałości ze zbioru danych.

Jeśli punkt analizy o współrzędnych $\{L_r, K_r\}$ układa się pomiędzy krzywą $f(L_r)$ a osiami układu współrzędnych, to element konstrukcyjny nie jest zagrożony zniszczeniem. Jeśli punkt o współrzędnych $\{L_r, K_r\}$ układa się na krzywej $f(L_r)$ lub na zewnątrz obszaru bezpiecznego, oznacza to, że według wybranego poziomu analizy w analizowanym elemencie osiągnięto stan krytyczny. W tym przypadku analizę należy przeprowadzić powtórnie z wyższego poziomu, wówczas przy mniej konserwatywnych założeniach wynik analizy może być pozytywny.



Rys. 4.3. Schematy analizy bezpieczeństwa elementu według podejścia: a) FAD; b) CDF

Zastosowanie w podejściu FAD opcji wyznaczania K_{mat} z *uwzględnieniem stabilnego wzrostu pęknięcia* przewiduje wykorzystanie danych z krzywej J_R. Wykreślamy linie dla współrzędnych { $L_r(a + \Delta a_i)$, $K_r(a + \Delta a_i)$ }, uwzględniając również $K_{\text{mat}}(a + \Delta a_i)$, obliczone z krzywej J_R. Dla punktów wzdłuż krzywej leżących poza obszarem bezpiecznym element jest zagrożony zniszczeniem (linia D-D^{*}, rys. 4.3a). Podczas zastosowania tej opcji może okazać się, że punkt, który dla K_{mat} wyznaczonego w momencie inicjacji sygnalizował zagrożenie konstrukcji, przesunie się do obszaru bezpiecznego (linia C-C^{*}, rys. 4.3a).

Podczas przeprowadzania analizy według podejścia CDF (rys. 4.3b) uważa się, że element nie jest zagrożony zniszczeniem, jeśli punkt analizy znajduje się w obszarze ograniczonym liniami układu współrzędnych L_r , J (lub δ) oraz $J = J_{mat}$ ($\delta = \delta_{mat}$) i $L_r = L_r^{max}$. Analizowany element jest zagrożony zniszczeniem, jeśli punkt analizy jest poza tym obszarem. Wyznaczanie L_r jest analogiczne do opisanego w podejściu FAD, wartość L_r^{max} zależy od właściwości wytrzymałościowych materiału. Natomiast wartość całki J oblicza się ze wzorów $J = J_e/[f(L_r)]^2$, gdzie $J_e = K_1^2/E'$ (lub $\delta = \delta_e/[f(L_r)]^2$), gdzie $\delta_e = K_1^2/E' \sigma_0$, E' = E (PSN) lub $E' = E/(1 - v^2)$ (PSO). Charakterystyka odporności na pękanie J_{mat} (lub δ_{mat}) jest wyznaczana z wartości J_{IC} (lub δ_{TC}) dla opcji odpowiadającej *momentowi inicjacji pęknięcia*. Dla opcji uwzględniającej *stabilny wzrost*, J_{mat} (lub δ_{mat}) wyznacza się z krzywej J_R (lub δ_R).

Analiza według podejścia CDF z wykorzystaniem opcji obliczania J_{mat} w momencie inicjacji pęknięcia (rys. 4.3b) przewiduje wykonanie następujących czynności:

- a) wykreślanie krzywej CDF, używając średnich wartości charakterystyk wytrzymałości ze zbioru danych;
- b) wykreślanie pionowej linii $L_r = L_r^{max}$ dla minimalnych wartości charakterystyk wytrzymałości ze zbioru danych;
- c) wykreślanie poziomej linii $J = J_{mat}$;
- d) obliczenie *L*_r, używając minimalnych wartości charakterystyk wytrzymałościowych ze zbioru danych;
- e) obliczenie $J = J(L_r)$.

Jeśli $J < J_{\text{mat}}$ i $L_{\text{r}} < L_{\text{r}}^{\text{max}}$, wtedy element nie jest zagrożony zniszczeniem. Jeśli punkt o współrzędnych $\{L_{\text{r}}, J\}$ znajduje się na zewnątrz obszaru ograniczonego liniami $L_{\text{r}} = L_{\text{r}}^{\text{max}}$, $J = J_{\text{mat}}$ a osiami układu współrzędnych, oznacza to, że w analizowanym elemencie osiągnięty jest stan krytyczny według wybranego poziomu analizy.

Według opcji wyznaczania J_{mat} *dla stabilnego wzrostu pęknięcia* w podejściu CDF analizę wykonuje się z wykorzystaniem krzywej J_R. Jedną liczbę, która charakteryzuje odporność materiału na pękanie $J_{\text{mat}} = J_{\text{mat}}(a_0)$, zastępujemy zbiorem liczb stanowiących krzywą J_R – $J_{\text{mat}} = J_{\text{mat}}(a_0 + \Delta a_i)$ (rys. 4.3b), zgodnie z następującym schematem:

- a) wykreślamy linie obciążenia CDF dla kilku nowych długości szczelin ($a_0+\Delta a_i$),
- b) wykreślamy wykres krzywej $J_{\rm R}(a_0+\Delta a_{\rm i})$ jako funkcji $L_{\rm r}$.

Następnie analizujemy położenie krzywej J_R względem linii CDF dla różnych długości początkowych ($a_0 + \Delta a_i$). Sytuacja jest bezpieczna, jeśli linia CDF znajduje się po prawej stronie od krzywej J_R . Jeśli krzywa CDF leży po lewej stronie od krzywej J_R , element jest zagrożony zniszczeniem. Stanowi granicznemu odpowiada sytuacja, kiedy krzywe CDF i $J_R(a_0 + \Delta a)$ dotykają się. Nowy poziom

 $J_{\text{mat}} = J_{\text{mat}}(a_0 + \Delta a)$ rozszerza obszar dla wyników bezpiecznych, co pozwala zmienić kwalifikację dla niektórych wyników z niebezpiecznych na bezpieczne.

Uzyskanie wyniku negatywnego podczas analizy nie oznacza osiągnięcia stanu krytycznego w sensie absolutnym, gdyż analiza na wyższym poziomie jest mniej konserwatywna i może wykazać, że stan krytyczny nie został jeszcze osiągnięty. W przypadku pękania według mechanizmu ciągliwego, konserwatyzm oceny możemy zmniejszyć stosując opcję dla stabilnego wzrostu pęknięcia, co pozwoli wykorzystać w analizie wyższe wartości K_{mat} lub J_{mat} .

Przeprowadzenie analizy według podejścia FAD czy CDF wymaga wykonania następujących czynności:

- 1) uzyskania danych o defekcie, jego wymiarach i położeniu w elemencie, oraz zamodelowaniu defektu w postaci szczeliny o określonej geometrii;
- zgromadzenia danych o elemencie, jego wymiarach i strukturze, z uwzględnieniem czy jest jednorodny czy spawany, oraz danych dotyczących obciążenia elementu, w oparciu o które należy przedstawić rozkład naprężeń dla analizowanego przekroju w postaci funkcji analitycznej;
- wyznaczenia charakterystyk wytrzymałościowych i odporności na pękanie materiału rodzimego i spoiny dla analizowanego elementu;
- 4) określenia poziomu, na którym zostanie przeprowadzona analiza (na podstawie danych zgromadzonych w punktach 1-3);
- 5) obliczenia obciążenia granicznego P_0 i wartości L_r , oraz współczynników intensywności naprężeń $K_I^{P,S}$ i K_r ;
- 6) wykreślenia krzywej zniszczenia FAD lub krzywej obciążenia CDF;
- przeprowadzenia analizy wyników oraz analizy wrażliwości elementu na zmianę parametrów, charakteryzujących geometrię, warunki pracy oraz charakterystyki materiałowe.

W następnych podrozdziałach zostaną omówione podstawowe metody i procedury stosowane w celu realizacji powyższych czynności.

4.2.2. Poziomy analizy

Ocenę wytrzymałości elementu ze szczeliną można przeprowadzić na sześciu poziomach: *Podstawowym*, trzech poziomach *Standardowych* i dwóch – *Zaawansowanych*. Poziom konserwatyzmu oceny jest ściśle związany z wybranym poziomem analizy. Im wyższy jest poziom, na którym wykonuje się analizę, tym mniej zachowawczy jest uzyskany wynik. Z drugiej strony przeprowadzenie analizy na wyższym poziomie wymaga większej wiedzy o strukturze badanego elementu, o właściwościach materiałów, z których składa się element, co z kolei wymaga zastosowania bardziej dokładnych i precyzyjnych metod wyznaczania właściwości i charakterystyk materiałowych. Również analiza na wyższych poziomach wymaga przeprowadzenia bardziej precyzyjnych obliczeń, w tym obliczeń numerycznych.

Najmniej danych wymaga analiza z poziomu Podstawowego - niezbędna jest znajomość granicy plastyczności materiału, R_e , oraz charakterystyki odporności na

pękanie, K_{mat} . Należy jednak sprecyzować: czy materiał elementu posiada wyraźną granicę plastyczności, czy nie. Jeśli nie posiadamy tej informacji, analizę wykonuje się jak dla materiału z umowną granicą plastyczności. Na poziomie *Podstawowym* charakterystykę odporności na pękanie, K_{mat} , wyznacza się na podstawie parametrów odporności na pękanie K_{IC} , J_{IC} , δ_{C} lub z danych z próby udarności, wyznaczonych na próbkach Charpy'ego, C_{v} . Analizę z poziomu *Podstawowego* wykonuje się w przypadku, kiedy brakuje kompletnych danych o charakterystykach wytrzymałościowych materiału (np.: znana jest tylko granica plastyczności materiału), lub kiedy posiadamy dane tylko z próby udarności Charpy'go. Również analiza z poziomu *Podstawowego* wego może być zastosowana do oceny elementu spawanego, jeśli nie uwzględnia się niejednorodności, zakładając do analizy właściwości materiału "słabszego".

Poziom	Dane niezbędne	Kiedy używać						
	Poziom podstawowy							
0. Podstawowy	Wyraźna lub umowna granica plastyczności $R_{\rm e}$; dopuszcza się wyznaczanie odporności na pękanie $K_{\rm mat}$ z próby udarności Charpy'ego, $C_{\rm v}$	Brak kompletnych danych o charak- terystykach wytrzymałości oraz odporności na pękanie materiału						
	Poziomy standardowe							
1. Standardowy 1: elementy z materiału jednorodnego	Wyraźna lub umowna granica plastyczności $R_{\rm e}$, wytrzymałość doraźna $R_{\rm m}$; odporność na pękanie $K_{\rm mat}$ jest wyznaczona z $K_{\rm IC}$, $J_{\rm IC}$, $\delta_{\rm C}$	Dla elementu z materiału jednorod- nego lub spawanego, kiedy niejedno- rodność materiałów jest nieduża, $R_{\rm eB}/R_{\rm eW}$ < 10%						
2. Standardowy 2 (Mismatch): elementy z materiału niejednorodnego (spawane)	Wyraźna lub umowna granica plastyczności i wytrzy- małość doraźna dla materiału rodzimego i spoiny (R_{eB} , R_{eW} , R_{mB} , R_{mW}); odporność na pękanie K_{mat} dla materiału rodzimego i spoiny wyznaczona z K_{IC} , J_{IC} , δ_C	Dla elementu spawanego, kiedy niejednorodność własności materia- łów jest: <i>R</i> _{eB} / <i>R</i> _{eW} > 10%						
3. Standardowy 3: z uwzględnieniem rzeczywi- stego wykresu "σ-ε"(stress- strain)	Pełne wykresy naprężenie-odkształcenie; odporność na pękanie K_{mat} dla materiałów konstrukcji wyzna- czona z K_{IC} , J_{IC} , δ_C	Bardziej dokładna i mniej konserwa- tywna analiza, niż z poziomów <i>Standardowego</i> 1 i 2						
Poziomy zaawansowane								
4. Zaawansowany 1: analiza całki J	Numeryczne obliczenie całki J dla elementu ze szczeliną; odporność na pękanie K_{mat} wyznaczona z K_{IC} , J_{IC} , δ_{C}	Jeśli dokładność analizy z poprzed- nich poziomów jest niezadowalająca						
5. Zaawansowany 2: uwzględnienie wpływu wymiarów elementu (in – plane constraint)	Obliczenie naprężeń <i>T</i> i Q σ_0 (<i>in-plane constraint</i>) dla analizowanego elementu; odporność na pękanie K_{mal} wyznaczona z K_{lc} , J_{lc} , δ_c	Jeśli dokładność analizy z poprzed- nich poziomów jest niezadowalająca						
Bardziej dokładną analizę, o niższym konserwatyzmie, uzyskuje się z poziomów *Standardowych*. W tym przypadku wymagano więcej danych o charakterystykach materiału elementu – niezbędna jest znajomość granicy plastyczności $R_{\rm e}$, wytrzymałości doraźnej $R_{\rm m}$, a charakterystykę odporności na pękanie $K_{\rm mat}$ należy wyznaczyć według norm z $K_{\rm IC}$, $J_{\rm IC}$, lub $\delta_{\rm C}$.

Poziom *Standardowy* 1 pozwala przeprowadzić ocenę bezpieczeństwa elementu wykonanego z materiału jednorodnego lub elementu spawanego, jeśli różnica wartości granicy plastyczności materiału rodzimego i materiału spoiny jest mniejsza niż 10%. Wówczas wybiera się materiał "słabszy" i przeprowadza się analizę tak, jak dla elementu z materiału jednorodnego.

Poziom *Standardowy* 2 służy dla oceny elementów spawanych, jeśli wartości granicy plastyczności materiału rodzimego i materiału spoiny różnią się więcej niż o 10%. W obliczeniu L_r i $f(L_r)$ uwzględniane są charakterystyki wytrzymałościowe dla obu materiałów, a w obliczeniu K_r – naprężenia własne, spawalnicze.

Analiza z poziomu *Standardowego* 3 jest możliwa, jeśli dysponujemy danymi dla sporządzania pełnych wykresów " $\sigma - \varepsilon$ " materiałów analizowanego elementu. Wynik analizy jest mniej konserwatywny w porównaniu do poziomów *Standardowych* 1 i 2.

Podczas przeprowadzenia analizy elementu na poziomach Zaawansowanych przeprowadza się obliczenia numeryczne. W analizie z poziomu Zaawansowanego 4 numerycznie oblicza się wartość całki J dla zadanego obciążenia. Obliczenia numeryczne pozwalają bardziej dokładnie wygenerować ścieżkę obciążenia według podejścia CDF i określić krytyczne wartości parametrów obciążenia dla badanego elementu. Podczas analizy na poziomie Zaawansowanym 5 uwzględnia się wpływ wymiarów elementu na odporność na pękanie. Prowadzi to do modyfikacji diagramu zniszczenia – znacząco rozszerza się obszar danych akceptowanych.

4.2.3. Charakterystyki wytrzymałościowe materiału

Przeprowadzenie analizy na dowolnym poziomie wymaga znajomości szeregu charakterystyk materiału. Procedura FITNET sugeruje wyznaczanie charakterystyk wytrzymałości w próbie jednoosiowego rozciągania bezpośrednio na próbkach, pobranych z materiału analizowanego elementu. Wymagane są, co najmniej, trzy ważne wyniki wyznaczone na podstawie jednoosiowej próby rozciągania.

Granica plastyczności materiału jest podstawową wielkością wykorzystywaną w analizie. W celu uzyskania konserwatywnego wyniku, na różnych etapach analizy stosuje się różne wielkości ze zbioru danych granicy plastyczności: raz minimalną, innym razem średnią wartość. Istotne też jest czy materiał wykazuje wyraźną granicę plastyczności, czy nie. Dla materiału z wyraźną granicą plastyczności określa się jej górną (R_{eH}) i dolną (R_{eL}) wartość, długość przystanku plastyczności $\Delta\varepsilon$ oraz wartość wykładnika umocnienia, *n*. Charakterystyki te są wykorzystywane następnie w analizie na poziomach *Standardowych* i *Zaawansowanych*. Dlatego wskazana jest informacja w postaci pliku danych zarejestrowanych podczas próby jednoosiowego rozciągania. Wykonując analizę elementu, który aktualnie jest w eksploatacji i z którego nie ma możliwości pobrania próbek, trudno uzyskać tak szczegółowe dane o materiale. Procedury FITNET pozwalają oszacować niezbędne wielkości za pomocą wzorów korelacyjnych [102, 186], które można wykorzystać w analizie z poziomu *Podstawowego* oraz z poziomu *Standardowego* dla pierwszej i drugiej opcji. Wzory te uzyskano drogą aproksymacji danych eksperymentalnych i dobierano je tak, aby wynik analizy był konserwatywny.

Dla uzyskania konserwatywnego wyniku w analizie, podczas wyznaczenia L_r i P_0 należy zastosować wartość minimalną ze zbioru danych $\{R_e\}$, wybieraną według następujących zasad:

- dla materiału bez wyraźnej granicy plastyczności do obliczenia L_r, przyjmuje się najmniejszą wartość ze zbioru danych;
- dla materiału z wyraźną granicą plastyczności, do obliczenia przyjmuje się wartość dolnej granicy plastyczności R_{eL};
- jeśli dla materiału podano wartość wyraźnej granicy plastyczności, ale nie ma pewności, że jest to dolna granica, to wówczas wartość tę powinno się uznać jak górną granicę i zredukować o 5% (R_e = 0.95 R_{eH} , gdzie R_e to *minimalna wartość* ze zbioru wszystkich wyników doświadczenia).

We wzorach wykorzystywanych do opisu krzywej zniszczenia $f(L_r)$ należy posłużyć się średnią wartością ze zbioru danych $\{R_{eL}\}$.

4.2.4. Wyznaczanie charakterystyki odporności na pękanie, K_{mat}

W FITNET odporność na pękanie przedstawia się za pomocą charakterystyki K_{mat} , którą wyznacza się z charakterystyk odporności na pękanie – J_{IC} , J_i , δ_C , δ_5 , K_{IC} lub udarności C_v według określonych procedur. Procedura wyznaczania charakterystyki K_{mat} zależy od tego, jaki jest mechanizm propagacji pęknięcia w materiale analizowanego elementu – kruchy czy ciągliwy. Jeśli pękanie materiału realizuje się według mechanizmu kruchego, FITNET sugeruje do wyznaczania K_{mat} wykorzystanie statystycznej procedury największego prawdopodobieństwa – MML (*Method of Maximum Likelihood*) [269, 270], która pozwala wyznaczyć K_{mat} z zadanym prawdopodobieństwem, P_{f} . Procedurę MML można zastosować do obliczenia K_{mat} , kiedy zbiór danych { $K_{\text{JC}i}$ } uzyskano w jednej temperaturze badań lub też w różnych temperaturach. Liczba danych *i*, w zbiorze { $K_{\text{JC}i}$ } musi być $i \ge 3$, a dla przeprowadzenia standardowej procedury – $i \ge 10$.

Jeśli odporność na pękanie jest podana w jednostkach całki J, J_{IC} lub rozwarcia wierzchołka pęknięcia δ_C , należy wykonać przeliczenie na jednostki WIN według wzorów:

$$K_{\rm JC} = \sqrt{J_{\rm IC} E / (1 - v^2)}$$
 (4.14a)

$$K_{\rm C} = \sqrt{m\sigma_{\rm y}\delta_{\rm C}E/(1-v^2)} \tag{4.14b}$$

gdzie m = 1.5 dla stali konstrukcyjnych (m wyznaczono z dużej liczby danych tak, aby zapewnić ocenę konserwatywną). Dla stali słabo umacniających się, dla n > 20, lub dla innych metali m może przyjmować inną wartość.

Jeśli charakterystyka odporności na pękanie została wyznaczona na próbkach o grubości innej niż 25 mm, należy ją przeliczyć na standardową grubość próbki równą 25 mm [102]:

$$K_{\rm JC(25)} = K_{\rm min} + (K_{\rm JC(B)} - K_{\rm min})(B/25)^{0.25}$$
(4.15)

gdzie $K_{\rm JC(B)}$ jest wartością odporności na pękanie wyznaczoną na próbce o grubości *B*, $K_{\rm min}$ jest minimalną odpornością na pękanie dla testowanego materiału. Wartość $K_{\rm min}$ dla stali ferrytycznej wynosi: $K_{\rm min} = 20 \text{ MPa}\sqrt{m}$ [102].

Prawdopodobieństwo zniszczenia w oparciu o statystyczny rozkład Weibulla [273] i hipotezę lokalnego zniszczenia Beremina [28] wyznacza się ze wzoru:

$$P_{\rm f}\{K_{\rm JCi}\} = 1 - \exp\left(-\left[\frac{K_{\rm JCi} - K_{\rm min}}{K_0 - K_{\rm min}}\right]^k\right)$$
(4.16)

Rozkład (4.16) opisuje prawdopodobieństwo zniszczenia w zależności od K_{li} . Wielkości K_0 , K_{min} i wykładnik k są parametrami rozkładu, które na ogół należy wyznaczyć. Ustalono, że dla stali ferrytycznych, dla których granica plastyczności mieści się w przedziale od 275 do 825 MPa: $K_{min} = 20 \text{ MPa}\sqrt{m}$, k = 4. Parametr K_0 odpowiada prawdopodobieństwu zniszczenia $P_f = 63.2\%$ i wyznacza się go ze wzoru [102]:

$$K_{0} = K_{\min} + \left(\left(\sum_{i=1}^{n} (K_{\text{JC}i} - K_{\min})^{4} \right) / \sum_{i=1}^{n} \delta_{i} \right)^{0.25}$$
(4.17)

Wartość K_{mat} z zadanym prawdopodobieństwem zniszczenia P_{f} wyznacza się z zależności:

$$K_{\text{mat}} = K_{\text{min}} + (K_0 - K_{\text{min}}) \left[-\ln(1 - P_{\text{f}}) \right]^{0.25}$$
(4.18)

Ponieważ analizujemy odporność na pękanie dla kruchego pękania, należy uważnie obserwować charakter przełomu próbek. Jeśli pękanie kruche zostało poprzedzone obszarem pękania ciągliwego, to próbce tej przypisujemy symbol $\delta_i = 0$. Próbce tej przypisujemy również odporność na pękanie oznaczoną symbolem $K_{\text{JC(cen)}}$, którą oblicza się ze wzoru:

$$K_{\rm JC(cen)} = (Eb_0 R_e / 30)^{0.5}$$
(4.19)

gdzie b₀ jest długością niepękniętego odcinka przed frontem pęknięcia.

Jeśli $K_{JCi} > K_{JC(cen)}$, to próbka zostaje ocenzurowana negatywnie i przypisujemy jej symbol $\delta_i = 0$. Inne wartości ocenzurowane pozytywnie są oznaczone przez $\delta_i = 1$. W wyniku cenzurowania, wszystkie punkty ocenzurowane negatywnie zgromadziły się w jednym miejscu (rys. 4.4a). Ze zmodyfikowanego zbioru danych $\{K_{JCi}\}$ oblicza się K_0 i K_{mat} według wzorów (4.17) i (4.18).



Rys. 4.4. Schemat wyznaczenia K_0 i K_{med} w etapie 1 (a) i etapie 2 (b) według procedury MML

Na drugim etapie MML cenzurowanie przeprowadza się względem wartości medialnej K_{med} , wyznaczonej w etapie pierwszym (rys. 4.4b). Zasady cenzurowania i modyfikacji zbioru danych są identyczne, jak w etapie poprzednim. Dla zmodyfikowanego zbioru danych wyznaczamy wartości K_0 i K_{mat} według wzorów (4.17) i (4.18).

Trzeci etap MML zalecany jest dla zbiorów z małą liczbą danych ($3 \le n < 10$). Wartość $K_{0(\min)}$ oblicza się z najmniejszej wartości $K_{(\min)}$ zbioru danych { K_{JCi} } (rys. 4.5a):

$$K_{0(\min)} = K_{\min} + \left(K_{i(\min)} - K_{\min}\right) \left(\frac{n}{\ln 2}\right)^{1/4}$$
(4.20)

. . .

gdzie: *n* jest całkowitą liczbą danych w zbiorze, $K_{i(\min)}$ jest minimalną wartością ze zbioru { K_{JCi} }. Porównujemy wartości $K_{0(\min)}$ i $K_{0(etap2)}$ wyznaczone w drugim etapie. Jeśli $K_{0(\min)} < 0.9K_{(etap2)}$, $K_{0(\min)}$ jest wartością reprezentatywną K_0 dla etapu trzeciego. W innym przypadku, $K_{0(etap2)}$ jest wartością reprezentatywną K_0 dla etapu trzeciego. Wartość $K_{0(etap3)}$ wyznacza się ze wzoru:

$$K_{0(\text{etap3})} = K_{\min} + \frac{K_0^* - 20}{1 + \frac{0.25}{\sqrt{r}}}$$
(4.21)

gdzie r jest liczbą próbek, które pękały krucho. Wartość K_{mat} wyznacza się według wzoru (4.18). Wyznaczona w trzecim etapie wartość K_{mat} jest najniższą, co prowadzi do uzyskania najbardziej konserwatywnego wyniku podczas analizy bezpieczeństwa.



Rys. 4.5. Wyznaczanie K_0 i K_{mat} w etapie 3 (a), krzywe wzorcowe dla $P_f = 0.5$ i $P_f = 0.2$ (b)

Znajomość wartości K_{mat} pozwala wyznaczyć kolejną ważną charakterystykę, T_0 . T_0 jest to charakterystyczna temperatura, dla której odporność na pękanie, wyznaczona na próbkach o grubości 25 mm, jest równa, $K_{\text{mat}} = 100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Oblicza się ją ze wzoru:

$$T_0 = T_{\text{bad}} - \left(\frac{1}{0.019}\right) \ln\left(\frac{K_{\text{mat}(\text{etap}_i)} - 30}{70}\right)$$
(4.22)

gdzie: T_{bad} jest temperaturą, w której wykonano badania; $K_{\text{mat}(\text{etap}_{i})}$ jest to wartość K_{mat} wyznaczona w odpowiednim etapie dla zadanego prawdopodobieństwa pękania, P_{f} . Charakterystyka T_0 odpowiada temperaturze przejścia krucho-plastycznego.

Na podstawie znajomości temperatury T_0 sporządza się wykres *Krzywej Wzorcowej (Master Curve)*, który pozwala oszacować K_{mat} dla dowolnej temperatury T:

$$K_{\text{mat}} = 30 + 70 \cdot \exp[0.019(T - T_0)]$$
(4.23)

Wzór (4.23) opisuje zależność K_{mat} od temperatury badań dla dolnego plateau i obszaru przejściowego krzywej pękania krucho-plastycznego. Założenie podczas wyznaczania K_{mat} niższego prawdopodobieństwa pękania, P_{f} , prowadzi do uzyskania bardziej bezpiecznego wyniku w analizie FITNET (rys. 4.5b).

Jeśli zbiór danych odporności na pękanie $\{K_{JCi}\}$ uzyskano w różnych temperaturach badań, metoda MML dla wyznaczania K_{mat} wykorzystuje koncepcję krzywej wzorcowej. W tym podejściu najpierw wyznacza się charakterystyczną temperaturę T_0 , następnie oblicza się charakterystyczną wartość K_0 , a na jej podstawie – K_{mat} . Sposób wyznaczania K_{mat} dla zbioru danych { K_{JCi} }, które uzyskano w różnych temperaturach, dokładnie opisano w materiałach SITAP [239] i FITNET [102] oraz przedstawiono w pracach [127, 181, 186].

Należy zauważyć, że koncepcja *Krzywej Wzorcowej* zalecana jest do analizy pękania w stalach ferrytycznych, dla których granica plastyczności mieści się w przedziale od 275 do 825 MPa [269]. W wyniku badań i analizy, przeprowadzonych na próbkach ze stali ferrytycznej o granicy plastyczności ponad 950 MPa, uzyskano nieco inne tendencje zmiany K_{mat} od temperatury [189]. Dla opisania zależności zmiany charakterystyki K_{mat} od temperatury opracowano odpowiednie wzory [189].

Dla przypadku występowania ciągliwego mechanizmu wzrostu pęknięcia dla analizy według opcji dla momentu inicjacji pęknięcia w analizowanym elemencie, wartość K_{mat} wyznacza się z charakterystyk odporności na pękanie K_{JC} , J_{IC} , δ_C , J_R , δ_R . W przypadku analizy uwzględniającej opcję wzrostu pęknięcia – wyznacza się krzywą J_R (krzywa δ_R). Charakterystyki K_{mat} , J_{mat} , δ_{mat} wyznacza się jako minimalne wartości z co najmniej trzech wyników. Rozrzut danych nie może przekraczać 10% w jednostkach WIN, lub 20% w jednostkach J, δ . Jeśli analizę wykonujemy w oparciu o krzywą J_R , należy sporządzić ją jak dolną obwiednię zbioru krzywych J_R dla przyrostów $\Delta a < 0.25(W - a_0)$. Sporządzanie krzywej J_R , (krzywej δ_R) oraz wyznaczanie krytycznych wartości odporności na pękanie J_{IC} , (δ_C) należy przeprowadzić zgodnie z zaleceniami odpowiednich norm.

Odporność na pękanie K_{mat} można też oszacować na podstawie wyników, uzyskanych w próbie udarności Charpy'ego. Podczas przeprowadzenia prób udarności występują trzy rodzaje pękania, które odpowiadają trzem obszarom krzywej przejścia krucho-plastycznego: pękanie kruche, pękanie plastyczne i pękanie mieszane. Obszar pękania kruchego odpowiada dolnemu plateau wykresu. Energia zniszczenia próbek podczas próby udarności mieści się w zakresie 3 < J < 27, przełom jest zdominowany przez mechanizm pękania kruchego, udział mechanizmu ścinania w przełomie próbki jest mniejszy niż 20%. W obszarze mieszanego pękania na przełomie próbki występują oba mechanizmy pękania. Dla górnego plateau charakterystyczne jest całkowicie ciągliwe pękanie. W zależności od położenia danych z próby udarności na wykresie krzywej przejścia krucho-plastycznego, w FITNET stosują się różne wzory korelacyjne do wyznaczenia K_{mat} . Są to wzory o charakterze empirycznym; opracowano je na podstawie dużej liczby danych eksperymentalnych i sporządzono jako 5% dolne obwiednie, co prowadzi do uzyskania zachowawczego wyniku podczas analizy.

4.2.5. Przedstawienie rozkładu naprężeń w przekroju elementu

Każda metoda określenia naprężeń wewnątrz elementu jest akceptowalna, o ile daje dokładne rezultaty. Może to być metoda analityczna (np. [254]) lub numeryczna. W rozwiązaniach dla K_1 i P_0 , sugerowanych przez FITNET zalecano, aby rozkład naprężeń był przedstawiony w postaci funkcji liniowej, $\sigma = \sigma_m + \sigma_b x$ (σ_m i σ_b są rozciągającą i zginającą składowymi zlinearyzowanego rozkładu naprężeń), lub funkcji wielomianu, $\sigma(x) = \sum_{j=0}^{4} \sigma_j x^j$. Naprężenia powstające na skutek działania czynni-

ków zewnętrznych (sił, momentów) klasyfikowano jak naprężenia pierwszego rodzaju. Naprężenia od działania czynników wewnętrznych (naprężenia własne, naprężenia od gradientów temperatury) nazywane są naprężeniami drugiego rodzaju.

Podczas analizy elementów spawanych szczególną uwagę należy zwrócić na naprężenia własne spawalnicze, klasyfikowane jak naprężenia drugiego rodzaju. Określając rozkład naprężeń własnych spawalniczych należy wyznaczyć składową poprzeczną (prostopadłą do kierunku spawania) oraz wzdłużną (wzdłuż kierunku spawania). Należy wyznaczyć również zmianę tych składowych w kierunku grubości spoiny. W procedurach FITNET zaproponowano wzory do opisu rozkładów naprężeń spawalniczych na powierzchni oraz w kierunku grubości elementu dla typowych połączeń spawanych. Rozkłady te wyprowadzono na podstawie uogólnienia dużej liczby danych doświadczalnych.

Zgodnie z FITNET dla elementów spawanych doczołowo (płyt, rur) poziom naprężeń własnych wzdłużnych w materiale spoiny jest stały na całej szerokości spoiny i równy granicy plastyczności materiału spoiny, $\sigma_y^* = R_e^W$. Wartość poprzecznych naprężeń własnych wyznacza się jak: $\sigma_y^* = \min \{R_e^W, R_e^B\}$. Poza materiałem spoiny, w strefie wpływu ciepła, naprężenia własne liniowo redukują się do zera w pewnej odległości, która zależy od własności fizycznych materiału, parametrów i technologii spawania, i grubości elementu. Bardziej skomplikowane rozkłady naprężeń własnych istnieją w kierunku grubości elementu. Rozkłady naprężeń zależą od wielu czynników – typu stali, grubości elementu, energii spawania, typu połączenia oraz innych. Wzory opisujące rozkłady naprężeń własnych dla podstawowych połączeń spawanych podano w aneksie do FITNET [102] lub w książce [186].

4.2.6. Zasady przedstawienia defektów w postaci szczelin

We wzorach do obliczenia $K_{\rm I}$ i P_0 przyjmuje się defekt idealizowany w postaci szczeliny regularnego kształtu. Natomiast defekty wykryte w rzeczywistych elementach zazwyczaj mają nieregularne kształty i często nie są pojedyncze. Defekty wewnątrz obiektu wykrywane są za pomocą nieniszczących metod defektoskopowych – ultradźwiękowych, rentgenowskich lub emisji akustycznej. Procedury FITNET sugerują metody pozwalające przedstawić rzeczywisty defekt lub grupę defektów w postaci szczeliny zastępczej o regularnym kształcie.

Jeśli defekty znajdują się na różnych płaszczyznach, na ogół traktuje się je jak defekty indywidualne, chyba że odległość pomiędzy nimi jest mała. W celu wyznaczenia kryterialnej odległości *H* defekty rzutuje się na płaszczyzny prostopadłe do kierunku działania maksymalnego naprężenia głównego i odległość *H* wyznacza się jako minimalną pomiędzy defektami (rys. 4.6a). Defekty można analizować jako znajdujące się na jednej płaszczyźnie, jeśli jest spełniony warunek: $H \le \min(2a_1; 2a_2)$. Defekty rozmieszczone na jednej płaszczyźnie przekroju podczas obciążenia elementu mogą ze sobą współoddziaływać. Podwójne i grupowe defekty są zastępowane szczelinami zastępczymi według określonych procedur. Dla kruchego mechanizmu pękania efektywne wymiary szczeliny zastępczej przyjmuje się zgodnie z normami R6, BS7910, ASME. Charakterystyczny przypadek położenia defektów w przekroju prostopadłym do maksymalnego naprężenia głównego pokazano na rysunku 4.6b. Dla podanego przypadku, gdy zostanie spełniony warunek: $s \le a_1 + a_2$, to wymiary defektu zastępczego są równe: $2c = max(2c_1 + 2c_2)$ i $2a = 2a_1 + 2a_2 + s$. W innym przypadku defekty należy analizować jako osobne. Dla uzyskania najbardziej konserwatywnego wyniku przyjmuje się prostokątny kształt defektu zastępczego.



Rys. 4.6. a) schemat rozmieszczenia defektów w różnych płaszczyznach; b) schemat rozmieszczenia defektów w jednej płaszczyźnie

W przypadku pękania ciągliwego analiza może dotyczyć występowania lokalnej lub globalnej utraty stateczności w analizowanym przekroju. Lokalna utrata stateczności (*Local Collapse*) występuje, kiedy mostki pomiędzy sąsiednimi defektami, lub defektem i powierzchnią, uplastyczniają się. Globalna utrata stateczności (*Global Collapse* lub *Net Section Yielding*, *NSY*) odpowiada całkowitemu uplastycznieniu powierzchni przekroju. Jeśli przyłożone obciążenie wywołuje uplastycznienie w materiale poza płaszczyzną zawierającą defekty, występuje pełne uplastycznienie, *GSY* (*Gross Section Yielding*). Proponowana w FITNET procedura wyznaczania defektu zastępczego oparta jest na koncepcji występowania pełnego uplastycznienia, *GSY*.

4.2.7. Wyznaczanie Lr i Kr

Dla wyznaczenia współczynników L_r i K_r należy obliczyć obciążenie graniczne, P_0 , oraz WIN, K_I . Rozwiązania dla typowych elementów zamieszczono w pracach [59, 146, 167, 168, 215, 226]. Duży katalog wzorów do obliczenia L_r dla typowych elementów przedstawiono w Aneksie B do FITNET [102] oraz w aneksie do książki [186]. Obciążenie graniczne również można wyznaczyć za pomocą obliczeń numerycznych przy założeniu materiału sztywno-doskonale-plastycznego.

Podczas wyznaczania L_r należy odróżniać *obciążenie graniczne* P_0 (F_Y), przy którym osiąga się poziom granicy plastyczności σ_0 (σ_y) w dowolnym punkcie elementu, od *obciążenia krytycznego* P_L (F_L), odpowiadającego osiągnięciu poziomu naprężenia R_m . Dla elementów zawierających szczeliny półeliptyczne lub wewnętrzne eliptyczne należy rozróżniać uplastycznienie *lokalne*, od uplastycznienia *globalnego*. Uplastycznienie *lokalne* przewiduje rozprzestrzenianie się obszaru plastycznego przez niepęknięty przekrój w jednym punkcie, natomiast podczas *globalnego* uplastycznia się cały niepęknięty przekrój. W zależności od przyjętego założenia o *lokalnym* czy też *globalnym* charakterze uplastycznienia przekroju, przy osiągnięciu obciążenia *granicznego* lub *krytycznego*, zależeć będzie konserwatyzm oceny. Wyższy konserwatyzm oceny odpowiada osiągnięciu obciążenia *granicznego* przy założeniu uplastycznienia *lokalnego*. Natomiast przy założeniu osiągnięcia uplastycznienia *globalnego* konserwatyzm oceny będzie znacząco niższy.

Na rysunku 4.7a przedstawiono wyniki analizy dla prostoliniowego odcinka rury obciążonego ciśnieniem wewnętrznym ze szczeliną półeliptyczną osiową przy kryterialnym założeniu uplastycznienia lokalnego i globalnego. Dla uplastycznienia lokalnego krytyczny stan zostaje osiągnięty dla pęknięcia o głębokości ~0.86a/W (materiał rurociągu nie był eksploatowany) lub ~0.82a/W (materiał po 156000 h eksploatacji). Natomiast, jeśli kryterialnie założono uplastycznienie globalne, krytyczny stan nie zostaje osiągnięty nawet, jeśli pęknięcie przechodzi na wskroś przez ściankę rury [74, 76].

W elementach zawierających spoinę, podczas analizy należy uwzględniać niejednorodność, jeśli charakterystyki materiału spoiny różnią się od materiału rodzimego o ponad 10%. Nieliczne rozwiązania dla obciążeń granicznych elementów spawanych przedstawiono dla wyidealizowanych modeli, które zawierają dwa obszary o różniących się ponad 10% wartościach granicy plastyczności R_e^B i R_e^W . Przykładowe zależności obciążenia granicznego dla płyty spawanej czołowo ze szczeliną centralną w spoinie, F_Y^M , znormalizowanego przez obciążenie graniczne elementu z materiału bazowego, F_B^M , dla różnych wartości współczynnika $M = R_e^W / R_e^B$ i $\Psi = (W - a)/H$ przedstawiono na rysunku 4.7b, gdzie: W jest szerokością elementu, H jest grubością spoiny, natomiast a jest długością szczeliny.



Rys. 4.7. a) analiza przy kryterialnym założeniu uplastycznienia lokalnego i globalnego (dane własne); b) wykresy F_Y^M/F_Y^B od Ψ dla różnych wartości M (wg [102])

Podczas wyznaczania znormalizowanego współczynnika intensywności naprężeń K_r :

$$K_{\rm r} = (K_{\rm I}^{\rm P} + K_{\rm I}^{\rm S})/K_{\rm mat} + \rho(a)$$
 (4.24)

należy obliczyć WIN dla naprężeń pierwszego, σ^{P} , i drugiego, σ^{S} , rodzaju oraz parametr $\rho(a)$, uwzględniający poprawkę na plastyczność w wyniku współoddziaływania naprężeń σ^{P} i σ^{S} . Metody obliczenia parametru $\rho(a)$ przedstawiono w pracach [102, 181, 186].

4.2.8. Wykres krzywej zniszczenia, f(L_r)

Jeśli testowany element jest wykonany z materiału jednorodnego, to analizę przeprowadza się z poziomu *Podstawowego*, *Standardowego* 1 lub *Standardowego* 3. Sporządzając wykres krzywej zniszczenia, na każdym poziomie należy uwzględniać czy materiał posiada wyraźną, czy umowną granicę plastyczności.

Dla poziomu *Podstawowego* krzywa zniszczenia $f(L_r)$ przedstawiona jest następującymi wzorami:

dla materiału z wyraźną granicą plastyczności:

$$f(L_{\rm r}) = \left[1 + 0.5 \cdot L_{\rm r}^2\right]^{-\frac{1}{2}} \quad \text{dla} \quad L_{\rm r} \le 1$$
(4.25a)

- dla materiału z umowną granicą plastyczności:

$$f(L_{\rm r}) = \left[1 + 0.5 \cdot L_{\rm r}^2\right]^{-\frac{1}{2}} \left[0.3 + 0.7 \exp(-\mu L_{\rm r}^6)\right] \, \text{dla} \ L_{\rm r} \le 1 \tag{4.25b}$$

gdzie $\mu = \min[0.001(E/R_e); 0.6].$

Wykres krzywej zniszczenia $f(L_r)$ dla poziomu *Standardowego* 1 w przedziale $L_r < 1$ pokrywa się z wykresem dla poziomu *Podstawowego*. W rozszerzonym przedziale $1 \le L_r < L_r^{max}$, funkcję $f(L_r)$ opisuje się za pomocą wzorów:

$$f(L_{\rm r}) = f(1)L_{\rm r}^{(N-1)/2N}$$
 dla $1 < L_{\rm r} \le L_{\rm r}^{\rm max}$ (4.26a)

$$f(1) = \left[\lambda + \frac{1}{2\lambda}\right]^{-\frac{1}{2}}; \quad \lambda = \left(1 + \frac{E\Delta\varepsilon}{R_e}\right) \quad \text{dla } L_r = 1$$
 (4.26b)

$$f(L_{\rm r}) = 0;$$
 $L_{\rm r}^{\rm max} = 0.5 \left(1 + \frac{R_{\rm m}}{R_{\rm e}} \right)$ dla $L_{\rm r} > L_{\rm r}^{\rm max}$ (4.26c)

Krzywą $f(L_r)$ na poziomie *Standardowym* 3 wykreśla się na podstawie pełnego wykresu *naprężenie-odkształcenie* dla materiału elementu według wzoru:

$$f(L_{\rm r}) = \left[\frac{E\varepsilon_{\rm r}}{\sigma_{\rm r}} + \frac{1}{2} \frac{L_{\rm r}^2}{(E\varepsilon_{\rm r}/\sigma_{\rm r})}\right]^{-\frac{1}{2}} \qquad \text{dla } 0 \le L_{\rm r} \le L_{\rm r}^{\rm max}$$
(4.27)

gdzie ε_r jest rzeczywistym odkształceniem z wykresu rozciągania i odpowiada rzeczywistemu naprężeniu $\sigma_r = L_r R_e$.

Na rysunku 4.8 pokazano diagramy zniszczenia dla materiału jednorodnego ze stali 18G2A, wykreślone dla trzech poziomów analizy – *Podstawowego*, *Standardowego* 1 i *Standardowego* 3 [78, 84]. Krzywa zniszczenia na wyższym poziomie ogranicza większy obszar, gdzie wyniki uznawane za bezpieczne, obniża się więc konserwatyzm oceny. W okolicy punktu *A* naniesiono punkty, odpowiadające zniszczeniu próbki. W przypadku wykonania analizy z poziomu *Podstawowego* stosunek rzeczywistego zniszczenia do prognozowanego wynosi $OA/OB \approx 1.5$. Natomiast, jeśli analiza została przeprowadzona z poziomu *Standardowego* 3, stosunek ten obniża się do $OA/OB^{**} \approx 1.15$. Wybrano próbki ze stali 18G2A, które zostały zniszczone na skutek plastycznej niestabilności.

Dla elementów spawanych wykresy krzywych zniszczenia $f(L_r)$ zależą od różnych czynników: od charakterystyk wytrzymałościowych materiału spoiny i materiału rodzimego, od wymiarów elementu i spoiny, od położenia szczeliny w złączu spawanym, od tego czy w PSN i PSO analizowano element. Podczas przeprowadzenia analizy należy również rozważyć występowanie jednej z trzech możliwych opcji: 1) materiał spoiny i rodzimy są materiałami z wyraźną granicą plastyczności; 2) materiał spoiny i rodzimy są materiałami z umowną granicą plastyczności; 3) jeden z materiałów jest materiałem z wyraźną granicą plastyczności, drugi – z umowną granicą plastyczności. Wykres krzywej $f(L_r)$ należy wykonać według wzorów zalecanych dla poziomu *Standardowego* 2 lub *Standardowego* 3 z uwzględnieniem wyżej wymienionych czynników.



Rys. 4.8. Diagramy zniszczenia $f(L_r)$ dla różnych poziomów analizy dla materiału jednorodnego (dane własne)

Struktura wzorów do opisu $f(L_r)$ jest podobna do tych dla materiału jednorodnego. Indeks M oznacza, że wielkości te charakteryzują materiał zastępczy, a wyznacza się je z uwzględnieniem charakterystyk materiału rodzimego i spoiny. Wzory (4.34), opisują krzywą zniszczenia dla przypadku, kiedy materiał spoiny i rodzimy posiadają wyraźną granicę plastyczności:

$$f(L_{\rm r}) = \left[1 + \frac{L_{\rm r}^2}{2}\right]^{-\frac{1}{2}} \qquad \text{dla } 0 < L_r < 1 \qquad (4.28a)$$

$$f(1) = \left[\lambda^{M} + \frac{1}{2\lambda^{M}}\right]^{-\frac{1}{2}}$$
 dla $L_{r} = 1$ (4.28b)

$$f(L_{\rm r}) = f(1)L_{\rm r}^{(N^{\rm M}-1)/2N^{\rm M}}$$
 dla $1 < L_{\rm r} \le L_{\rm r}^{\rm max}$ (4.28c)

$$L_{\rm r}^{\rm max} = \left(F_{\rm Y}^{\rm M} / F_{\rm Y}^{\rm B}\right) R_{\rm F}^{\rm M};$$

$$R_{\rm F}^{\rm M} = \min\left\{0.5(1 + R_{\rm m}^{\rm W} / R_{\rm e}^{\rm W}); 0.5(1 + R_{\rm m}^{\rm B} / R_{\rm e}^{\rm B})\right\}$$
(4.28d)

Parametry λ^{M} i N^{M} zależą od charakterystyk materiału rodzimego i spoiny: E^{B} , E^{W} , N^{B} , N^{W} , R_{e}^{B} , R_{e}^{W} , a także od charakterystyk niedopasowania materiałów – współczynnika *M*, i F_{Y}^{M}/F_{Y}^{B} . Wzory do obliczenia tych parametrów, a także dla innych typów złącz spawanych zamieszczone są w materiałach FITNET [102] oraz w książce [186].

Na rysunku 4.9a pokazano wykresy krzywych $f(L_r)$ dla przypadku, kiedy charakterystyki materiału spoiny znacznie różnią się od materiału spawanego – M = 2.5. Materiał rodzimy wykazuje wyraźną granicę plastyczności, a materiał spoiny – umowną. W tym przypadku wykresy krzywych $f(L_r)$ z uwzględnieniem niejednorodności znacząco odbiegają od wykresów dla elementów jednorodnych. Większy wpływ występuje w próbkach cienkich, analizowanych w PSN [84].



Rys. 4.9. Krzywe $f(L_t)$ dla elementów spawanych laserowo: a) poziomy 0 i 2; b) poziomy 2 i 3 (dane własne)

Zasady sporządzania wykresu krzywej $f(L_r)$ dla materiału niejednorodnego na poziomie *Standardowym* 3 są podobne do materiału jednorodnego. Najpierw należy stworzyć pełny wykres *naprężenie-odkształcenie* dla materiału zastępczego według wzoru:

$$\sigma^{\mathrm{M}}(\varepsilon_{\mathrm{p}}) = \frac{(F_{\mathrm{Y}}^{\mathrm{M}} / F_{\mathrm{Y}}^{\mathrm{B}} - 1)\sigma^{\mathrm{W}}(\varepsilon_{\mathrm{P}}) + (\mathrm{M} - F_{\mathrm{Y}}^{\mathrm{M}} / F_{\mathrm{Y}}^{\mathrm{B}})\sigma^{\mathrm{B}}(\varepsilon_{\mathrm{p}})}{\mathrm{M} - 1}$$
(4.29)

We wzorze (4.29) $\sigma^{B}(\varepsilon_{P}), \sigma^{W}(\varepsilon_{P})$ są rzeczywistym naprężeniem dla materiału rodzimego i spoiny w obszarze odkształceń plastycznych. Współczynnik niedopasowania wyznacza się jak: $M = \sigma^{W}(\varepsilon_{p})/\sigma^{B}(\varepsilon_{p})$, dla $\varepsilon_{P} = 0.002$.

Wykresy krzywych $f(L_r)$ uzyskane według procedur poziomu *Standardowego* 2 i 3 dla elementów spawanych laserowo pokazano na rysunku 4.9b [84]. Diagram

zniszczenia wykreślony według wzorów dla poziomu *Standardowego* 3 znacząco zwiększa obszar bezpiecznych wyników. Analizę elementów spawanych za pomocą lasera oraz metodą MAG szczegółowo przedstawiono w pracach [78, 79, 84]. Procedury FITNET zastosowano również do analizy wytrzymałości spawanych elementów rurociągów ciepłowniczych [77, 81, 83, 86] oraz do analizy spawanych elementów rurociągów do transportu gazu [89, 91].

Uwzględnienie geometrii elementu oraz bliższego rzeczywistości poziomu naprężeń przed frontem szczeliny w krzywej $f(L_r)$ przewidują procedury poziomu Zaawansowanego. Pole naprężeń przed wierzchołkiem szczeliny z uwzględnieniem drugiego członu rozwinięcia asymptotycznego dla materiału liniowosprężystego opisywane jest wzorem (3.1) [117, 135]:

$$\sigma_{ij} = \frac{K_{\rm I}}{\sqrt{2\pi}} f_{ij}(\theta) + T\delta_{1i}\delta_{1j}$$
(4.30a)

a dla materiału sprężysto-plastycznego wzorem (3.2) [195-197]:

0

$$\sigma_{ij} = \left(\sigma_{ij}\right)_{\text{HRR}} + Q\sigma_0 \delta_{ij} \tag{4.30b}$$

W rozdziale 3 pokazano, że naprężenia *T* i $Q\sigma_0$ zależą od wymiarów elementu i długości szczeliny. Warunki stawiane przez normy do próbek, na których wyznacza się charakterystyki odporności na pękanie $K_{\rm IC}$, lub $J_{\rm IC}$, są takie, że *T* i $Q \cong 0$. Warunki te występują dla długich szczelin oraz przewagi obciążeń zginających. Jeśli również spełnione są warunki dla PSO, to uzyskujemy minimalne spośród wszystkich możliwych dla danego materiału, wartości odporności na pękanie.

Jeśli w elemencie jest pęknięcie krótkie, to obserwuje się względnie niski poziom naprężeń hydrostatycznych. W takiej sytuacji odporność na pękanie jest wyższa niż K_{IC} czy J_{IC} . Poziom Zaawansowany 5 procedur FITNET uwzględnia wpływ wymiarów elementu na odporność na pękanie poprzez modyfikację krzywej FAD, którą opisuje się poprzez wprowadzanie funkcji korekcyjnej w postaci:

$$K_{\rm r} = f(L_{\rm r}) \frac{K_{\rm mat}^{\rm C}}{K_{\rm mat}}$$
 dla $L_{\rm r} \le L_{\rm r}^{\rm max}$ (4.31)

Symbolem K^{C}_{mat} oznaczono odporność na pękanie, która uwzględnia wpływ wymiarów elementu. Ainsworth i O'Dowd [2] pokazali, że odporność na pękanie K^{C}_{mat} można opisać za pomocą współczynnika β wzorami:

$$K_{\text{mat}}^{c} = K_{\text{mat}}$$
 dla $\beta L_{r} \ge 0$ (4.32a)

$$K_{\text{mat}}^{c} = K_{\text{mat}} \left[1 + \alpha (-\beta L_{r})^{k} \right] \qquad \text{dla} \qquad \beta L_{r} < 0$$
(4.32b)

Parametr β zdefiniowano dla materiału liniowo-sprężystego:

$$\beta = \frac{T}{L_{\rm r}\sigma} = \frac{T^{\rm P}}{L_{\rm r}\sigma_0} + \frac{T^{\rm S}}{L_{\rm r}\sigma_0}$$
(4.33a)

lub dla materiału sprężysto-plastycznego:

$$\beta = \frac{Q}{L_{\rm r}} = \frac{Q^{\rm P}}{L_{\rm r}} + \frac{Q^{\rm S}}{L_{\rm r}}$$
(4.33b)

Wartość K^{C}_{mat} wzrasta dla ujemnych wartości β ($\beta L_{r} < 0$), a dla dodatnich ($\beta L_{r} \ge 0$) jest stała, $K^{C}_{mat} = K_{mat}$. Ostatecznie zmodyfikowany wzór dla krzywej zniszczenia przedstawiono w postaci:

$$K_r = f(L_r) \left[1 + \alpha (-\beta L_r)^k \right] \qquad \text{dla } L_r \le L_r^{\text{max}}$$
(4.34)

Parametry α i *k* znajduje się przeprowadzając procedurę kalibracji, opisaną w pracach [234, 235]. W procedurach FITNET podano tabele, z których wartości α i *k* można oszacować w zależności od gatunku materiału i temperatury badań. Uwzględnienie "rzeczywistej" odporności na pękanie znacząco zwiększa obszar, w którym wyniki uznawane są za bezpieczne. Na rysunku 4.10a pokazano diagramy zniszczenia dla próbki CCT ze stali 18G2A wykreślone zgodnie z poleceniami poziomów *Standardowego* 1 i *Zaawansowanego* 5 [106].



Rys. 4.10. Stal 18G2A: a) diagramy zniszczenia FAD dla poziomów analizy 1 i 5 [106]; b) wykresy CDF dla poziomów analizy 1 i 4 [106]

Inne podejście zalecane do analizy w FITNET polega na wykreśleniu krzywej uogólnionej siły pociągającej wierzchołek szczeliny, CDF. Krzywa CDF jest wy-

kresem całki J, jak i funkcji od L_r . Dla poziomu *Standardowego* 1 wartość całki J oblicza się ze wzoru:

$$J = \frac{J_{\rm e}}{[f(L_{\rm r})]^2}$$
(4.35)

gdzie $J_e = K_1^2 / E'$. Poziom Zaawansowany 4 przewiduje obliczenie całki J metodą numeryczną. Na rysunku 4.10b pokazano krzywe CDF dla próbki SEB ze stali 18G2A z pęknięciem a/W = 0.5. Krzywe CDF obliczono według wzoru (4.35) oraz za pomocą obliczeń numerycznych. Wykres odpowiadający poziomowi Zaawansowanemu 4 układa się niżej od wykresu dla poziomu Standardowego 1, co oznacza, że dla przypadku analizy wykonanej z wyższego poziomu, konserwatyzm oceny jest niższy.

4.2.9. Analiza wrażliwości elementu

Analizę wrażliwości elementu przeprowadza się wykorzystując tzw. współczynnik zapasu. Współczynnik zapasu służy do przeprowadzenia analizy wrażliwości na zmiany parametrów wykorzystywanych w analizie: siła obciążająca element, długość pęknięcia, charakterystyki materiałowe. Współczynnik zapasu określa jak daleko od osiągnięcia krytycznego stanu znajduje się analizowany element. Współczynnik zapasu F^{α} zdefiniowany jest jak iloraz krytycznej wartości parametru do wartości aktualnej. Sytuacji krytycznej odpowiada wartość $F^{\alpha} = 1$. Jeśli określamy współczynnik zapasu względem parametru siły, to wówczas:

$$F^{L} = \frac{F_{\rm cr}}{F} \tag{4.36a}$$

gdzie F_{cr} jest obciążeniem krytycznym dla analizowanego elementu, F jest obciążeniem aktualnym. Dla przypadku ustalenia współczynnika zapasu względem długości pęknięcia:

$$F^a = \frac{a_{\rm cr}}{a} \tag{4.36b}$$

gdzie acr jest krytyczną długością, a jest aktualną długością pęknięcia.

Do analizy w momencie inicjacji pęknięcia wykreślamy krzywą współczynnika zapasu F^{α} w funkcji wybranego parametru. Na podstawie sporządzonego wykresu wyznaczamy krytyczną wartość dla danego parametru (dla $F^{\alpha} = 1$) oraz ustalamy poziom współczynnika zapasu. Współczynnik zapasu odgrywa rolę współczynnika bezpieczeństwa, jednakże świadomie z góry nie ustala się jego wielkości. Im mniejsza jest pewność co do dokładności wyznaczenia stałych materiałowych (np. mała liczba próbek), to współczynnik zapasu powinien być większy, ale jego poziom ustala się w wyniku wykonanej analizy. Na wielkość współczynnika zapasu należy zwrócić szczególną uwagę, gdy:

- znacznie upraszczaliśmy w fazie obliczeń obciążenia zewnętrzne,
- analiza defektoskopowa jest wątpliwa i charakterystyka pęknięć jest niepewna,
- istnieje prawdopodobieństwo kruchego pękania,
- możliwe są efekty zależne od czasu, dotyczące zmiany charakterystyk wytrzymałości i odporności na pękanie,
- możliwe są przeciążenia lub występowanie naprężeń drugiego rodzaju w wyniku zmiany temperatury,
- konsekwencje zniszczenia są szczególnie groźne.

Zależności współczynnika zapasu dla prostych odcinków rurociągów energetycznych do transportu pary ze stali 13HMF pokazano na rysunkach 4.11 [71-74].



Rys. 4.11. a) wykres współczynnika zapasu F^{K} względem odporności na pękanie K_{mat} (dane własne); b) wykresy współczynnika zapasu F^{a} względem długości pęknięcia (dane własne)

Z zależności współczynnika zapasu F^{K} od charakterystyki odporności na pękanie, K_{mat} wynika, że krytyczny stan w elemencie ze szczeliną (a/t = 0.6) osiąga się, kiedy poziom K_{mat} jest niższy od ~100 MPa \sqrt{m} (rys. 4.11a). Dla odporności na pękanie $K_{\text{mat}} < 100 \text{ MPa}\sqrt{m}$ charakterystyczny jest również kruchy mechanizm pękania. Natomiast odporność na pękanie $K_{\text{mat}} > 150 \text{ MPa}\sqrt{m}$ kwalifikować można jak tolerowaną, ponieważ dla takiego poziomu odporności na pękanie charakterystyczne jest duże uplastycznienie materiału i ciągliwy charakter propagacji pęknięcia podkrytycznego. Pozwala to ustalić współczynnik zapasu względem odporności na pękanie na poziomie, $F^{K} = 1.5$. Na rysunku 4.11b pokazano zależności współczynnika zapasu F^{a} względem długości pęknięcia dla okresu eksploatacji stacjonarnej oraz dla okresu chłodzenia rurociągu z prędkością 2°C/min. Uwzględnienie naprężeń drugiego rodzaju, powstających w wyniku gradientu temperatury podczas chłodzenia, obniża zależność współczynnika zapasu od długości pęknięcia. Krytyczny stan w elemencie zostaje osiągnięty dla a/t = 0.6. Biorąc pod uwagę, że analiza została wykonana dla elementu eksploatowanego ponad 150000 godzin, odporność na pękanie materiału jest niska, a charakter pękania łupliwy, współczynnik zapasu ustalono na poziomie, $F^a = 2.5$.

4.3. Weryfikacja i zastosowanie procedur FITNET

W procedurach FITNET uwzględniono i uogólniono opracowania przedstawione we wcześniejszych metodach analizy, wybrano i uporządkowano najbardziej udane i trafne sposoby oceny. Procedury FITNET zalecono do wykorzystania w krajach Unii Europejskiej, aby w sposób jednoznaczny przeprowadzać analizę bezpieczeństwa elementów zawierających defekty. Przedstawione w FITNET metody pozwalają przeprowadzić ocenę bezpieczeństwa elementu z różnych poziomów analizy, ale *ocena zawsze jest konserwatywna*. Oznacza to, że uzyskany wynik jest już z pewnym współczynnikiem bezpieczeństwa, który jest założony z góry dla wybranego poziomu poprzez procedurę. Konserwatyzm oceny obniża się wraz ze wzrostem poziomu analizy, z dokładnością wyznaczania charakterystyk materiału oraz z zastosowaniem bardziej zaawansowanych procedur obliczeniowych. Analiza na poziomie *Zaawansowanym*, przeprowadzona z wykorzystaniem MES dla ciała sprężystoplastycznego, pozwala uzyskać ocenę o niskim konserwatyzmie – wyniki wytrzymałości elementu otrzymane na podstawie oceny i podczas badań są zbliżone.

W latach 2002-2008 w ramach Europejskiego Programu Badawczego GIRT-CT-2001-05071 przeprowadzono badania w celu weryfikacji procedur FITNET, w których uczestniczyli pracownicy Katedry Podstaw Konstrukcji Maszyn Politechniki Świętokrzyskiej, w tym autor. Jednocześnie w ramach Europejskiego Programu Leonardo da Vinci ILTOF Nr 2006-I/06/B/F/PP-1540069 pracownicy KPKM PSk przygotowali serię audio-wideo wykładów dotyczących zastosowań procedur FITNET, w tym sześć wykładów opracowanych zostało przez autora. Wykłady w języku angielskim i polskim dostępne są w Internecie [127]. W ramach Grantu Rozwojowego Ministerstwa Nauki i Szkolnictwa Wyższego Nr R0300401 w 2008 roku wydano podręcznik, w którym opisano metody oceny wytrzymałości elementów według procedur FITNET [102]. Podręcznik poza opisem procedur zawiera przykłady zastosowań procedur FITNET opracowanych na podstawie badań własnych, oraz obszerne aneksy, w których podano wartości charakterystyk mechanicznych i odporności na pękanie dla wielu gatunków stali konstrukcyjnych oraz wartości współczynników, wykorzystywanych podczas obliczeń.

W celu zapoznania i rozpowszechniania procedur FITNET przez autora wygłoszono wykłady i referaty na krajowych konferencjach naukowo-technicznych i naukowo-szkoleniowych [71, 72, 75, 80, 82, 88]. Na podstawie procedur FITNET przeprowadzono ocenę wytrzymałości próbek i elementów konstrukcyjnych. Wyniki badań wygłoszono na konferencjach o zasięgu krajowym i międzynarodowym oraz przedstawiono w licznych artykułach, opublikowanych w czasopismach krajowych [74, 78, 81, 83] i międzynarodowych, w tym z listy filadelfijskiej [76, 77, 84, 91, 189, 193, 256].

Analiza wykonana na próbkach CCT, jednorodnych i spawanych, ze szczeliną w różnych strefach złącza spawanego, wykazały zgodność z wynikami badań doświadczalnych i słuszność metod stosowanych w FITNET [78, 84]. Potwierdzono konserwatyzm oceny dla wszystkich przypadków, pokazano również, że konserwatyzm oceny obniża się wraz ze wzrostem poziomu analizy. Podczas oceny wytrzymałości elementów spawanych konieczne jest uwzględnienie naprężeń własnych spawanych, a ignorowanie tych naprężeń prowadzi do błędnych wyników analizy.

Zgodność rezultatów oceny z wynikami doświadczalnymi uzyskano podczas badań przeprowadzonych przez autora na prostoliniowych odcinkach rur, jednorodnych i spawanych. Elementy rur, zawierających szczeliny, obciążano ciśnieniem wewnętrznym lub momentem zginającym i doprowadzano do zniszczenia [80, 81]. Podczas analizy elementów spawanych uwzględniano również naprężenia własne spawalnicze. Dla wszystkich przypadków wyniki analizy potwierdziły stan zagrożenia dla parametrów obciążenia, którym odpowiada rzeczywiste zniszczenie elementów.

Procedury FITNET zastosowano przez autora do oceny bezpieczeństwa elementów rurociągów do transportu pary w kotłach elektrowni konwencjonalnych oraz rurociągów do transportu gazu. Analizowano jednorodne i spawane, obwodowo i osiowo, prostoliniowe elementy rur. Osobliwość analizy tych rurociągów polega na tym, że były one eksploatowane przez długie okresy czasu (20-25 i 40 lat) w warunkach wspólnego oddziaływania na metal różnych czynników: obciążeń mechanicznych, środowiska korozyjnego i wodoru oraz wysokiej temperatury dla rurociągów energetycznych. W wyniku oddziaływania wymienionych czynników odbywa się degradacja wyjściowej mikrostruktury, co prowadzi do obniżenia charakterystyk mechanicznych i odporności na pękanie materiału rurociągów (rozdział 5), przy czym intensywność zmian jest różna dla różnych stref złącza spawanego.

W wyniku analizy przeprowadzonej na prostoliniowych jednorodnych odcinkach rur ze stali 12H1MF i 13HMF eksploatowanych przez 160 000 h stwierdzono, że zagrożenie zniszczeniem na skutek pękania jest niewysokie, nadają się więc one do następnego wykorzystania [71-74]. W elementach po 200 000 h eksploatacji prawdopodobieństwo zniszczenia w wyniku pękania materiału rodzimego (MR) nieco wzrasta, jednak wciąż zostaje niewysokie [77]. Inaczej przedstawia się sytuacja dla materiału spoiny (MS). W stanie wyjściowym charakterystyki wytrzymałościowe i odporność na pękanie MS są wyższe niż MR. Jednak szybkość degradacji charakterystyk w MS jest większa, niż w MR [83, 87]. Po 200 000 h pracy prawdopodobieństwo występowania pękania w MS jest ponad 10 razy wyższe, w porównaniu do MR [77]. Uzyskany podczas analizy wynik zgadza się z rzeczywistym stanem – złącze zostało wyeliminowane z eksploatacji w wyniku występowania pęknięć [77]. Na podstawie analizy FITNET stwierdzono, że przyczyną podwyższonej degradacji MS i pękania jest dodatkowe obciążenie na skutek występowania naprężeń własnych spawalniczych, których poziom oszacowano na 100-120 MPa [77, 83].

W rurociągu do transportu gazu po 40 latach eksploatacji zanotowano obniżenie charakterystyk wytrzymałościowych i odporności na pękanie w MR i MS [89, 91]. Jednak dla tego typu rurociągów obniżenie właściwości jest nieznaczne. Charakterystyki wytrzymałościowe i odporność na pękanie w MS pozostają na wyższym poziomie niż w MR, i po 40 latach eksploatacji. Dla wyjaśnienia, dlaczego awaryjne pękanie rurociągów inicjuje się w MS, założono obecność naprężeń własnych spawalniczych. Wprowadzenie do analizy FITNET naprężeń drugiego rodzaju, równych lub większych od $\sigma^{S} = 0.25\sigma_{0}$, wskazuje na przewagę występowania pękania w MS [89, 91].

Wiele metod i wzorów, wykorzystywanych w FITNET, opracowano dla stali, której granica plastyczności nie przewyższa 825 MPa. Obecnie na zlecenie firmy Rautaruukki z Finlandii prowadzone są badania w celu oceny jakości stali i elementów konstrukcyjnych wykonywanych przez zakłady produkcyjne. Firma Rautaruukki produkuje ultra wysoko wytrzymałościową stal o osnowie ferrytycznej, której granica plastyczności jest wyższa od 950 MPa. Do oceny tej stali należy opracować nowe metody lub uzasadnić rozszerzenie zakresu stosowalności metod zawartych w FITNET. Na podstawie badań przeprowadzonych na 200 próbkach w zakresie temperatur od -180°C do +20°C, opracowano zmodyfikowany wzór krzywej wzorcowej dla wysoko wytrzymałościowej stali S960 QC [189].

5 Wpływ mikrostruktury na charakterystyki wytrzymałościowe i odporność na pękanie stali 13HMF

Wyroby z żarowytrzymałych stali chromowo-molibdenowo-wanadowych (Cr-Mo-V) są powszechnie stosowane w energetyce cieplnej, zwłaszcza w elementach, których eksploatacja przebiega w temperaturach podwyższonych. W kotłach bloków konwencjonalnych eksploatacja elementów odbywa się w temperaturze do 550°C, przy poziomie naprężeń 60÷70 MPa. Elementy konstrukcji energetycznych narażone są również na oddziaływanie zmiennych obciążeń mechanicznych oraz okresowych i losowych przeciążeń, występujących na skutek uruchomień i odstawień kotła, lub w wyniku innych przypadkowych czynników, takich jak szoki termiczne oraz błędy eksploatacji.

Większość instalacji energetycznych eksploatowanych w Polsce znacznie przekroczyła czas obliczeniowy, który początkowo określono na 100 000 godzin. Przeprowadzone badania i analiza wykazały, że stal po tym okresie eksploatacji była w dobrym stanie, co pozwoliło dodatkowo wydłużyć okres pracy o 50 000 godzin [121]. Obecnie na wielu blokach czas eksploatacji zbliża sie do przedłużonego terminu, a na niektórych nawet go przekracza. Określenie trwałości projektowej dla elementów nowych lub określenie trwałości resztkowej dla przypadku wydłużonych okresów eksploatacji ponad czas projektowy pracy elementów instalacji energetycznych, opiera się na wynikach prób określających czasową wytrzymałość na pełzanie, $R_{Z/t/T}$ [60-62, 120, 121, 142]. Metodę określenia trwałości resztkowej przedstawiono w pracy [121]. Jednak wyznaczanie okresu przedłużania czasu eksploatacji dla konkretnego elementu związane jest z wieloma trudnościami. Autorzy prac [121, 142] sugerują, że trwałość elementu konstrukcyjnego nie jest identyczna z trwałością wyznaczoną na próbkach laboratoryjnych. Czasowa wytrzymałość na pełzanie, $R_{Z/t/T}$, wyznaczana jest w warunkach laboratoryjnych na próbkach obciażanych jednoosiowo. Testy laboratoryjne przeprowadzane są w wyższych temperaturach i przy wyższych poziomach naprężeń niż w rzeczywistości. Następnie rezultaty przelicza się na parametry eksploatacyjne. W tym celu wykorzystywane sa parametryczne zwiazki o charakterze empirycznym (np. Larsona-Millera [149], Schery'a-Dorna, Mansona-Haferda) [62, 121, 142], w których przyjęto uśrednione wartości stałych. Również podczas przeprowadzania testów w warunkach laboratoryjnych nie uwzględnia się z reguły oddziaływania na element środowisk o charakterze korozyjnym i wodorowym. Nieuwzględnienie wymienionych (oraz innych) czynników jest powodem dużych rozrzutów w określeniu trwałości [121, 142].

Innym podejściem do oszacowania stanu materiału jest analiza oparta na badaniach mikrostruktury stali. Długotrwała eksploatacja elementów w warunkach po-

wodujących pełzanie prowadzi do zmian mikrostruktury i rozwoju uszkodzeń w materiale. Ustalono, że podczas eksploatacji odbywa się rozpad mikrostruktury ferrytyczno-perlitycznej lub (i) ferrytyczno-bainitycznej i powstanie mikrostruktury typu ferryt ze skoagulowanymi węglikami. Występuje również zmiana składu fazowego węglików. Węglik cementytu, dominujący w mikrostrukturze wyjściowej, stopniowo ulega rozpadowi, powstają natomiast węgliki złożone: M7C3, M23-C₆, M₆C [36, 62, 120, 121, 142]. Przemiany zachodzące podczas eksploatacji powodują, że w osnowie zmniejsza się ilość pierwiastków stopowych, natomiast wzrasta ich zawartość w węglikach. Takie przemiany mikrostrukturalne nazywane są degradacją mikrostruktury. Zmianom mikrostruktury towarzyszą zmiany fizycznych charakterystyk materiału - zmienia się twardość i gęstość materiału, co powoduje zmiane przenikalności fal ultradźwiękowych i właściwości magnetycznych materiału [5, 6]. Zmieniają się również charakterystyki wytrzymałości i odporności na pekanie [38, 69, 142, 220, 221, 255]. Wieloletnie badania przeprowadzone w różnych laboratoriach pozwoliły ustalić pewne korelacje pomiędzy stanem mikrostruktury materiału a jego mechanicznymi charakterystykami [36, 120, 121, 142]. Występowanie w mikrostrukturze dużych cząstek węglików odpowiada obniżeniu charakterystyk wytrzymałościowych, plastycznych i odporności na pękanie stali. Degradacja mikrostruktury do stanu ferrytu z weglikami oraz obecność pojedynczych pustek na zgładach metalograficznych świadczy o znaczącym obniżeniu odporności na pełzanie materiału, a występowanie łańcuchów pustek - wskazuje na zagrożenie zniszczeniem testowanego elementu według mechanizmu pękania międzykrystalicznego w temperaturze eksploatacyjnej.

Zaproponowano szereg metod oceny stopnia wyczerpania nośności stali oraz (lub) określenia trwałości resztkowej elementów opartych na zmianie odpowiednich właściwości materiałowych. Jednak żadna z zaproponowanych metod nie pozwala w sposób uniwersalny i jednoznaczny ocenić stanu materiału, wyznaczyć wytrzymałość i trwałość resztkową testowanego elementu. Jedynie kompleksowe wykorzystanie zespołu metod badawczych oraz zastosowanie podczas analizy wiedzy interdyscyplinarnej daje możliwość uzyskania obiektywnej oceny testowanego elementu.

Kompleksowość analizy stanu urządzeń energetycznych powinna polegać na zastosowaniu metod i procedur badania trwałości resztkowej, uwzględniając czynniki występujące zarówno w okresie roboczym, w czasie rozruchu, odstawienia oraz remontu. Materiały stosowane do budowy urządzeń energetycznych natomiast powinny cechować się odpowiednią odpornością na pełzanie w temperaturze podwyższonej (~550°C) oraz zadowalającym poziomem odporności na pękanie w temperaturze środowiska naturalnego. Obecnie wykonywane analizy oparte są na określeniu wytrzymałości na pełzanie materiału i są uzupełniane badaniami mikrostruktury, co pozwala na ocenę stanu elementów konstrukcyjnych jedynie w warunkach temperatur eksploatacyjnych. Analizę wytrzymałości elementów w temperaturze środowiska naturalnego przeprowadza się obecnie w sposób uproszczony, głównie w oparciu o wyniki prób na udarność. Jest to analiza o charakterze raczej jakościowym – pozwala ona porównać jedynie wartość udarności materiałów. Wykorzystanie charakterystyk udarności uzyskanych na próbkach Charpy'ego dla oceny wytrzymałości elementów konstrukcyjnych zaproponowano w procedurach BS7910 [46], R6 [224], SINTAP [239] i FITNET [102].

Procedura FITNET pozwala z wysoką dokładnością ocenić wytrzymałość elementów konstrukcyjnych pod warunkiem zastosowania w analizie precyzyjnie wyznaczonych charakterystyk wytrzymałości i odporności na pękanie materiału. Struktura procedury FITNET przewiduje przeprowadzenie analizy na różnych poziomach, o różnym stopniu konserwatyzmu. Wybór poziomu analizy (odpowiednio i stopnia konserwatyzmu) jest bezpośrednio zależny od zestawu danych, wykorzystanych do wyznaczania charakterystyk wytrzymałości i odporności na pękanie materiału. Dla uzyskania dokładnej oceny wytrzymałości elementów niezbędne jest wykorzystanie w analizie charakterystyk wytrzymałości i odporności na pękanie elementu, wyznaczonych zgodnie z przypisami norm oraz z zastosowaniem procedur statystycznej analizy danych.

Liczne elementy instalacji energetycznych wykonywane są z niskostopowych stali Cr-Mo-V, w tym ze stali gatunku 13HMF. Badania przeprowadzone na próbkach pobranych z elementów wykonanych ze stali 13HMF wykazały szerokie pasma rozrzutu właściwości mechanicznych i charakterystyk odporności na pękanie zarówno dla materiału w stanie wyjściowym, jak i po okresach długotrwałej eksploatacji [38, 69, 142, 220, 221, 255]. Ustalenie i uwzględnienie czynników powodujących tak duże rozrzuty charakterystyk materiałowych pozwoliłoby znacząco zawęzić pasma rozrzutu danych oraz przeprowadzić ocenę wytrzymałości elementów ze znacznie mniejszym konserwatyzmem.

Badania metalograficzne wykazały istotne różnice mikrostruktury materiału nieeksploatowanych wyrobów ze stali 13HMF. W różnych elementach obserwowano mikrostrukturę od ferrytyczno-perlitycznej do ferrytyczno-bainitycznej. Obserwowano również różne stany mikrostruktury w jednym elemencie [87, 90, 93]. Różnice stanu mikrostruktury mogą wynikać z różnic składu chemicznego w ramach gatunku oraz mogą zależeć od obróbki cieplnej (OC) wyrobów, przeprowadzonej w hucie. Dopuszczane odchyłki zawartości składników składu chemicznego w ramach jednego gatunku są małe. W badaniach przeprowadzonych w pracy [36] nie ustalono wpływu odchyłek zawartości komponentów składu chemicznego na zmianę mikrostruktury. W większym stopniu stan mikrostruktury materiału zależy od obróbki cieplnej. Dla elementów urządzeń energetycznych ze stali 13HMF, eksploatowanych w warunkach podwyższonych temperatur, OC polega na normalizowaniu (950÷1000°C) i odpuszczaniu (680÷730°C, 3-5 h). Zakresy temperatury austenityzowania i odpuszczania są jednoznacznie ustalone, natomiast szybkość chłodzenia od temperatury austenityzowania nie jest sprecyzowana - zależy ona od wymiarów elementu oraz od procesu technologicznego stosowanego w hucie.

Większość rezultatów dotyczących oceny wytrzymałości elementów ze stali niskostopowych Cr-Mo-V, które zamieszczone są w literaturze dotyczy charakterystyki wytrzymałości na pełzanie, $R_{Z/tT}$. Przedstawione wyniki wskazują na istnienie związku pomiędzy typem mikrostruktury a charakterystyką $R_{Z/tT}$ [36, 62, 121, 142]. Mniejszą uwagę zwracano na aspekt wpływu mikrostruktury na wytrzymałość i plastyczność materiału [142]. Jeszcze mniej można spotkać danych, dotyczących odporności na pękanie oraz zależności odporności na pękanie od czasu eksploatacji i mikrostruktury materiału. Taka sytuacja pozwala na analizę elementu w warunkach temperatur eksploatacyjnych, nie dostarcza natomiast niezbędnych danych do przeprowadzenia analizy w zakresie temperatur pokojowych. Natomiast informacje dotyczące zniszczenia konstrukcji energetycznych świadczą o wypadkach pękania elementów podczas odstawiania (chłodzenia) lub przeprowadzenia prób wodnych w temperaturach środowiska naturalnego [142, 170, 193].

Stale niskostopowe Cr-Mo-V w temperaturze pokojowej wykazują wysoki poziom właściwości plastycznych w stanie wyjściowym oraz zachowują go podczas długotrwałej eksploatacji. Występowanie kruchego transkrystalicznego pękania w elementach konstrukcji wykonanych z materiału plastycznego jest zjawiskiem nieoczekiwanym i dlatego bardzo niebezpiecznym. Odpowiedź na pytanie: "*Co jest powodem występowania pękania łupliwego w materiale plastycznym?*" – pozwoliłaby w wielu przypadkach zapobiec awaryjnym zniszczeniom elementów konstrukcji energetycznych.

W celu wyjaśnienia tego problemu przeprowadzono serie badań na próbkach ze stali 13HMF i 12H1MF w stanie wyjściowym oraz po różnych okresach eksploatacji. Wyznaczono standardowe charakterystyki wytrzymałościowe, twardość i odporność na pękanie. Dodatkowo przeprowadzono badania metalograficzne mikrostruktur oraz fraktograficzne – przełomów próbek. Wyniki badań mikrostrukturalnych i fraktograficznych zestawiono z wartościami charakterystyk wytrzymałości, twardości i odporności na pękanie materiału. Takie zestawienie pozwoliło określić typy mikrostruktur stali, dla których istnieje duże zagrożenie występowania kruchego pękania oraz mikrostruktury "bezpieczne", w których pęknięcie rozwija się wyłącznie według mechanizmu plastycznego.

Główne cele, które planowano osiągnąć w wyniku realizacji badań, polegały na:

- ustaleniu korelacji pomiędzy charakterystykami wytrzymałości, twardości i odporności na pękanie a stanem mikrostruktury materiału;
- określeniu optymalnego typu mikrostruktury materiału, posiadającego wysoki poziom właściwości mechanicznych oraz odporności na pękanie;
- uzyskaniu możliwości poprawy właściwości mechanicznych materiału zdegradowanego w wyniku długotrwałej eksploatacji, poprzez zastosowanie regeneracyjnej obróbki cieplnej.

5.1. Metody i materiały badań

Skład chemiczny i właściwości mechaniczne badanych stali, 13HMF i 12H1MF, podano w tabelach 5.1 i 5.2.

	_	
ţ	₹	
÷	Ξ	
į	17	
Ī	_	
E	τ.	
-	≥	
į	5	
•	-	
	stali	
	nemiczny	•
ļ	5	
	Skład ch	
	 Skład cł 	
	D.1. Skład ch	
	IABELA D.1. Skład ch	

Gatunek stali: Norma: Odnowiedniki					Zawartość	w % mas.				
	С	Mn	Si	Ч	S	Cr	٨	N	Mo	Си
13HMF; PN-75/H-84024 PN-EN 10222-2:2002 (RFN: 14MoV63)	0.1-0.18	0.4-0.7	0.15-0.35	< 0.04	< 0.04	0.3- 0.6	0.22-0.35	< 0.3	0.5-0.65	< 0.25
12H1MF; PN-75/H-84024 PN-EN 10222-2:2002 (RFN: 13CrMoV63) (GOST: 12X1M¢)	0.08-0.15	0.4-0.7	0.15-0.40	< 0.03	< 0.03	0.9- 0.1,2	0.15-0.35	< 0.25	0.25-0.4	< 0.25
13HMF /1'/	0.17	0.53	0.30	0.011	0.006	0.35	0.28	0.04	0.55	0.01
13HMF /2'/	0.17	0.55	0.26	0.008	0.018	0.36	0.24	0.04	0.54	0.01
13HMF /3'/	0.18	0.55	0.27	0.010	0.017	0.35	0.24	0.06	0.53	0.06
13HMF /4'/	0.14	0.48	0.24	0.012	0.012	0.33	0.24	0.10	0.51	0.20

/n*/ – materiał z różnych elementów

TABELA 5.2. Właściwości stali 13HMF

Gatunek stali, Norma	T, °C	R _e , MPa	Rm, MPa	A5, %	Z, %	Twardość	KCV, J	K _{mat} , MPa·m ^{1/2}	K _{mat} , MPa·m ^{1/2}
13HMF; PN-EN 10222-2:2002	+20	> 300	> 460	> 18	> 60	> 146(HB)	> 27	> 57.2 [wg FITNET]	> 63.5 [wg SINTAP]
13HMF; PN-75/H-84024	+500	> 175	> 290						
12H1MF; [GOST: 12X1MΦ]	+20	> 295	> 440	> 19	> 60		40-56 KCU2		
12H1MF;[GOST: 12X1MΦ]	+500	> 175	> 290						

. . . .

.

Wycinki na próbki do badań pobierano z prostoliniowych odcinków rur na rurociągi do transportu pary. Materiał był w stanie wyjściowym oraz po eksploatacji do 200 000 godzin. Badane rury różniły się wymiarami średnic i grubością ścianek. Dla każdego fragmentu rur wyznaczono właściwości mechaniczne, twardość i odporność na pękanie. Badania przeprowadzono w temperaturze otoczenia, $T_{\text{bad.}} = 20^{\circ}$ C. Analizowano również mikrostrukturę każdego testowanego elementu. Badania fraktograficzne przełomów próbek oraz badania mikrostrukturalne przy powiększeniach do 15000× przeprowadzono na mikroskopie skaningowym JOEL-JSM5400. Badania przy większych powiększeniach wykonano na cienkich foliach na mikroskopie transmisyjnym firmy JOEL-JEM200CX. Wycinki na zgłady metalograficzne lub na cienkie folie pobierano bezpośrednio z próbek trójpunktowo zginanych (SENB), wykorzystanych do wyznaczenia charakterystyk odporności na pękanie materiału. Również, wykorzystując części próbki SENB po złamaniu, wykonano próbki do wyznaczenia właściwości wytrzymałościowych w próbie jednoosiowego rozciągania (rys. 5.1). Tak więc wyznaczanie właściwości mechanicznych, twardości i odporności na pękanie oraz badania mikrostrukturalne zostały przeprowadzone na materiale znajdującym się w bezpośredniej bliskości do siebie.



Rys. 5.1. Schemat wykonania próbek do próby jednoosiowego rozciągania z próbki SENB

W *pierwszym etapie* badano materiał oryginalny, dostarczony z różnych elektrowni, zarówno w stanie wyjściowym, jak i po długotrwałej eksploatacji. Pozwoliło to ustalić ogólne tendencje zmian właściwości mechanicznych i odporności na pękanie wraz z czasem eksploatacji, oraz określić towarzyszące tendencje zmian mikrostruktur.

W *drugim etapie* na materiale wyjściowym przeprowadzono szereg modelowych obróbek cieplnych, w których w szerokim zakresie zmieniano prędkość chłodzenia podczas normalizowania, co pozwoliło uzyskać szerokie spektrum mikrostruktur. Po normalizowaniu próbki odpuszczano w szerokim przedziale czasu: od 3 h do 280 h. Badania te pozwoliły ustalić korelacje pomiędzy zmianami mikrostruktury a zmianami właściwości mechanicznych materiału i odporności na pękanie.

W *trzecim etapie* przeprowadzono badania w celu regeneracji właściwości materiału eksploatowanego przez długie okresy czasu.

Badania do wyznaczenia charakterystyk odporności na pękanie oraz charakterystyk wytrzymałości materiału przeprowadzono zgodnie z wymogami aktualnych norm [7-9, 213]. Próbki obciażano na maszynie wytrzymałościowej MTS-250 wyposażonej w zautomatyzowany system sterowania i rejestracji danych w czasie rzeczywistym. Podczas próby jednoosiowego rozciągania rejestrowano sygnały siły obciążającej (P) i wydłużenia ekstensometru (u_{eks}) zamontowanego na części roboczej próbki. W próbach do wyznaczenia odporności na pękanie rejestrowano sygnały siły (P), ugięcia próbki w punkcie obciążenia (u_{eks}), rozwarcia brzegów pęknięcia ($\delta_{\rm M}$) oraz zmianę potencjału ($\Delta \Phi$), co pozwoliło wyznaczać krytyczną wartość całki J, J_{IC} , na każdej próbce według metody zmiany potencjału [9]. Odporność na pękanie badanych materiałów przedstawiono w jednostkach całki J, J_{IC} , lub WIN, $K_{\rm JC}$. Przeliczenie krytycznych wartości całki J, $J_{\rm IC}$, na jednostki WIN, $K_{\rm JC}$, wykonano według wzoru (4.4). Dla przypadku ciągliwego wzrostu pęknięcia krytyczną wartość całki J, J_{IC}, wyznaczano z krzywej J_R zgodnie z procedurą normy ASTM [7-10]. Dla przypadku występowania spadku siły podczas obciążania (tzw. pop-in), lub pękania całkowicie kruchego krytyczną wartość całki J, J_{IC}, wyznaczano w momencie krytycznym.

5.2. Zmiany mikrostruktury i charakterystyk stali 13HMF w wyniku długotrwałej eksploatacji

W niskostopowych stalach Cr-Mo-V, do których należy stal 13HMF, po wstępnej obróbce cieplnej, ferryt jest podstawową fazą mikrostruktury. Obok ferrytu występują obszary perlityczne i/lub bainityczne (rys. 5.2). Odporność materiału na pełzanie, w ujęciu materiałoznawczym, jest rozpatrywana najczęściej na podstawie stwierdzenia stabilności lub niestabilności mikrostruktury w czasie. Jednak niestabilność mikrostruktury nie jest jednoznacznie zdefiniowana. Kryteria niestabilności mogą być oparte na [36, 120, 121, 142]:

- stopniu zmian mikrostruktury, zmian struktury dyslokacyjnej, zaawansowaniu procesów zdrowienia i rekrystalizacji,
- przemianie węglików, powstawaniu i zaniku innych faz,
- zmianach morfologii faz (wielkość cząstek, ich rozkład, kształt, odległości między cząstkami),
- zmianach koncentracji pierwiastków w osnowie,
- stopniu rozpadu, perlitu, bainitu czy martenzytu,
- segregacji domieszek, szczególnie na granicach ziarn i granicach międzyfazowych.

W stanie wyjściowym w mikrostrukturze niskostopowych stali Cr-Mo-V obserwuje się węgliki M₃C, Mo₂C i VC. W czasie eksploatacji ilość, rodzaj, morfologia i skład węglików ulega zmianom. Zmiany te schematycznie opisano jako [120]:

$$M_{3}C + weglik \varepsilon \rightarrow M_{3}C + VC + Mo_{2}C \rightarrow M_{23}C_{6} + VC + Mo_{2}C \rightarrow$$
$$\rightarrow VC + M_{23}C_{6} + M_{6}C$$
(5.1a)



Rys. 5.2. Stal 13HMF o mikrostrukturze FPB w stanie nieeksploatowanym (badania własne)

Podobne zmiany rodzaju i składu węglików pokazano w pracach [36, 142]:

 $M_{3}C + weglik \ \epsilon \rightarrow M_{3}C + VC + Mo_{2}C \rightarrow M_{23}C_{6} + M_{7}C_{3} + VC + Mo_{2}C \rightarrow$

 $\rightarrow VC + M_{23}C_6 (Fe_{21}Mo_2C_6) + M_7C_3 + M_6C$ (5.1b)

Węglik VC występuje w całym okresie pracy, a węglik Mo_2C przechodzi po długich czasach eksploatacji bezpośrednio w złożone węgliki Fe-Mo, M_6C lub $Fe_{21}Mo_2C_6$.

Pomijając niektóre rozbieżności składu fazowego węglików stwierdzono, że po długotrwałej eksploatacji całkowicie rozpuszcza się węglik cementytu M_3C , natomiast powstają $M_{23}C_6$ i M_6C [36, 120, 142, 274]. W warunkach temperatur roboczych przemiany fazowe zachodzą równolegle – poprzez wydzielenie atomów z osnowy oraz poprzez rozpad jednych faz (np. M_3C) i powstanie nowych (np. $M_7C_3, M_{23}C_6$). Wydzielenie atomów (Cr, Mo, V) z osnowy ułatwia przebieg procesów dyfuzyjnych, co w konsekwencji obniża odporność materiału na pełzanie.

W literaturze fachowej można spotkać sugestię, że podczas długotrwałej eksploatacji w zbliżonych warunkach, zmiana mikrostruktury przebiega w miarę podobnie i czas transformacji do stanu niezalecanego – ferrytu z wydzieleniami skoagulowanych węglików, jest zbliżony i niezależny od stanu wyjściowego materiału [29]. Według zaproponowanej koncepcji obserwowane w początkowym stadium pasma rozrzutów właściwości mechanicznych powinny zmniejszać się z wydłużeniem czasu eksploatacji i osiągać wartości podobne w czasie, w którym odbyła się transformacja mikrostruktury do stanu krytycznego. Jednak wyniki badań uzyskane w różnych próbach podczas wyznaczania: odporności na pełzanie [121, 142], właściwości mechanicznych [69, 87, 93, 142] i odporności na pękanie [69, 87, 93] nie potwierdzają słuszności tego założenia. Krzywe czasowej wytrzymałości na pełzanie dla materiału z różną mikrostrukturą wyjściową nie schodzą się do jednego punktu, a układają się prawie równolegle. Również pasma rozrzutu właściwości mechanicznych i odporności na pękanie pozostają szerokie po różnych okresach eksploatacji (rys. 5.3).



Rys. 5.3. Zmiany charakterystyk stali Cr-Mo-V z czasem eksploatacji: a) granica plastyczności, $R_{\rm e}$ ($T_{\rm bad.}$ = 20°C); b) odporność na pękanie, $K_{\rm JC}$ ($T_{\rm bad.}$ = 20°C); c), d) $R_{\rm e}$ i $R_{\rm m}$ ($T_{\rm bad.}$ = 540°C) (dane własne, oraz według [142])

Wyniki przedstawione w niniejszym rozdziale uzyskano podczas badań przeprowadzonych na próbkach pobranych z elementów wysokoprężnych rurociągów energetycznych (stal 12H1MF i 13HMF). Elementy rurociągów dostarczono z różnych elektrowni, czas ich eksploatacji znajdował się w zakresie: od stanu wyjściowego do ~200 000 godzin [38, 69, 87, 192, 193, 220, 221]. Na rysunkach 5.3a i 5.3b pokazano tendencje zmiany granicy plastyczności R_e i odporności na pękanie K_{JC} po różnych okresach pracy rurociągów. Dla obu charakterystyk występują duże rozrzuty danych. Wartości R_e mieszczą się w przedziale 250÷420 MPa dla materiału wyjściowego oraz 225÷375 MPa po eksploatacji ~200 000 h. Obniżenie wartości średnich w analizowanym okresie jest nieznaczne – od 335 do 300 MPa (~10%). Twardość materiału w stanie wyjściowym znajduje się w przedziale 157 \div 190 *HV*10, a po długotrwałej eksploatacji – 130 \div 175 *HV*10, spadek jest około ~12%.

Największe zmiany odnotowano dla charakterystyki odporności na pękanie. Wartości $K_{\rm JC}$ dla materiału nieeksploatowanego mieszczą się w przedziale 150÷270 MPa·m^{1/2}, natomiast po eksploatacji (~200 000 h) przedział rozrzutu jest równy 70÷200 MPa·m^{1/2}. Wartości średnie obniżają się o 36%. Jeśli odporność na pękanie jest przedstawiona w jednostkach całki J, $J_{\rm IC}$, obniżenie odporności na pękanie jest znacznie większe, około 63%. Podobne zakresy rozrzutu charakterystyk wytrzymałościowych dla temperatury pokojowej i roboczej ($T = 500\div550^{\circ}$ C) przestawiono w pracy [142] (rys. 5.3c i 5.3d).

Rozrzut właściwości mechanicznych spowodowany jest różnymi czynnikami. Materiał rur różni się nieco składem chemicznym (tab. 5.1) oraz mikrostrukturą wyjściową. Różne są warunki eksploatacji rurociągów w elektrowniach, a nawet dla jednego rurociągu obciążenie różnych elementów jest odmienne [120, 142]. Jest to powodem, że stopień degradacji materiału urządzeń energetycznych po tym samym czasie eksploatacji jest różny w podobnych elementach, co *nie pozwala traktować długości okresu eksploatacji, jako jedynego parametru, wystarczającego dla określenia krytycznego stanu analizowanego elementu.*

5.2.1. Anizotropia właściwości wytrzymałościowych i odporności na pękanie

W elementach urządzeń energetycznych występuje wyraźna anizotropia charakterystyk materiału. Głównym powodem anizotropii są ukierunkowane cząstki wtrąceń niemetalicznych (typu MnS). Wtrącenia te są wydłużone i tworzą łańcuchy w kierunku walcowania elementu (rys. 5.4). W rurach są one wyciągnięte w kierunku osiowym.



Rys. 5.4. Charakterystyczne typy wtrąceń MnS (płaszczyzna zgładu L-R) (badania własne)

Gatunek stali; Czas ekspl.; Orientacja próbki	°C ℃	R _{e,} MPa	R ^{m,} MPa	A5, %	, Z,	Twardość, <i>HV</i> 10	J _{c,} kN/m	K _{JC} , MPa∗m ^{1/2}	Typ pękania, Δ <i>a</i> , mm
	8	416.1	589.7	26.6	75.0	163	110.6	155.9	PI-kr; 0.1
13HMF (00) (L), (L-C)	+20	417.8	590.8	27.2	77.2	167	125.5	166.1	PI-kr; 0.13
		424.6	592.1	28.6	76.3	172	144.0	177.9	PI-kr; 0.15
	8	416.1	589.7	26.6	75.1	163	143.9	177.8	PI-kr; 0.15;
13HMF (00) (L), (L-R)	+20	417.8	590.8	27.2	77.2	167	160.0	187.5	PI-kr; 0.12
		419.0	590.0	27.0	75.5	170	165.0	190.4	PI-kr; 0.21
		424.6	592.1	28.6	76.3	172	169.0	192.9	PI-kr; 0.31
	i i	248.8	334.0	24.8	84.2	I	I	-	I
13HMF (00) (L)	+540	271.2	338.0	21.1	87.6	I	I	I	I
		275.0	342.6	23.4	88.5	I	I	I	I
	;	427.1	596.5	23.6	69.3	163	40.3	94.1	Kr; 0.05
13HMF (00) (C), (C-L)	+20	433.4	599.4	26.4	69.5	167	75.7	128.9	Kr; 0.07
		434.6	602.7	26.6	71.0	172	111.0	156.2	PI-kr; 0.1
	8	424.8	592.6	25.2	67.3	163	91.9	142.1	PI-kr; 0.11
13HMF (00) (C), (C-K)	07+	427.1	596.5	23.6	69.3	167	134.9	172.2	PI-kr; 0.15
		433.4	599.4	26.4	69.5	170	191.9	205.4	PI-kr; 0.32
		434.6	602.7	26.6	71.0	172	214.8	217.5	Plast 0.41
		284.9	336.3	209	81.2	I	I	Ι	I
13HIMF (UU) (C)	040+	285.9	343.3	21.5	82.1	I	I	I	I
		296.2	3515	23.1	823	I	I	1	I

TABELA 5.3. Anizotropia właściwości stali 13HMF

W tabeli 5.3 zamieszczono dane charakterystyk wytrzymałości materiału, wyznaczone na próbkach wyciętych wzdłuż osi rury i prostopadle do niej. Wartości granicy plastyczności dla próbek o orientacji wzdłużnej są mniejsze ($R_e = 395 \div 419$ MPa) niż dla próbek o orientacji poprzecznej ($R_e = 420 \div 450$ MPa). Anizotropię charakterystyk mechanicznych odnotowano również w temperaturze roboczej.

Znacznie większy wpływ anizotropii odnotowano podczas wyznaczania charakterystyk odporności na pękanie materiału (tab. 5.3). Poziom odporności na pękanie zależy od położenia wtrąceń niemetalicznych względem płaszczyzny rozwoju pęknięcia (rys. 5.5).



Rys. 5.5. a) schemat rozmieszczenia wtrąceń niemetalicznych w płaszczyźnie rozwoju pęknięcia w zależności od kierunku próbki; b) zjawisko tunelowania, wtrącenia niemetaliczne w płaszczyźnie pęknięcia zgodne z kierunkiem rozwoju pęknięcia podkrytycznego (C-L); c) wtrącenia niemetaliczne w płaszczyźnie pęknięcia poprzeczne do kierunku rozwoju pęknięcia podkrytycznego (C-R); d) wtrącenia niemetaliczne prostopadłe do kierunku rozwoju pęknięcia (L-R lub L-C) (badania własne)

Dla próbek C-L wtrącenia znajdują się w płaszczyźnie pęknięcia i zorientowane są zgodnie z kierunkiem rozwoju pęknięcia podkrytycznego. Obserwujemy więc zjawisko tunelowania pęknięcia, które polega na przyspieszonym wzroście pęknięcia wzdłuż niejednorodności materiału (rys. 5.5b). Występowanie tunelowania ułatwia rozwój pęknięcia podkrytycznego i obniża odporność na pękanie materiału. Dla próbek o orientacji C-R wtrącenia też znajdują się w płaszczyźnie pęknięcia, jednak są one rozmieszczone prostopadle do kierunku rozwoju pęknięcia podkrytycznego (rys. 5.5c), co utrudnia rozwój pęknięcia i podwyższa odporność na pękanie. W próbkach L-R lub L-C wydłużone cząstki MnS są zorientowane prostopadle do płaszczyzny pęknięcia (rys. 5.5d). Ich wpływ na rozwój pęknięcia jest bardziej jednorodny, dlatego rozrzut wartości J_{IC} na próbkach takiej orientacji jest najmniejszy. Wyniki przedstawione w tabeli 5.3 uzyskano na próbkach pobranych w różnych kierunkach z prostoliniowego odcinka rury ($\phi_{zewn} = 370$ mm; t = 60 mm) ze stali 13HMF w stanie nieeksploatowanym. Poziom odporności na pękanie wyznaczony na próbkach pobranych z jednego elementu w różnych kierunkach zmienia się więcej niż pięciokrotnie: od 40 do 215 kN/m. Najniższy poziom odporności na pękanie uzyskano na próbkach C-L ($J_{IC} = 40 \div 111$ kN/m), najwyższy – na próbkach C-R ($J_{IC} = 102 \div 215$ kN/m). Odporność na pękanie, wyznaczona na próbkach L-R i L-C, mieści się w zakresie: $J_{IC} = 144 \div 170$ kN/m.

Przedstawione wyniki jednoznacznie wskazują, że podczas przeprowadzenia analizy wytrzymałości elementu niezbędne jest uwzględnienie anizotropii właściwości materiału. W analizie należy stosować charakterystyki wytrzymałości i odporności na pękanie materiału, wyznaczone na próbkach pobranych odpowiednio do schematu obciążenia elementu.

Dane dotyczące właściwości wytrzymałościowych oraz odporności na pękanie przedstawione w następnych rozdziałach niniejszej pracy, uzyskano na próbkach typu L-R.

5.2.2. Wytrzymałość i odporność na pękanie w zależności od typu mikrostruktury stali

W normach dla stali niskowęglowych Cr-Mo-V (np. [214]) określono minimalny poziom właściwości mechanicznych, które materiał musi posiadać. Takie podejście pozwala producentom wyrobów elementów energetycznych stosować materiał o różnych mikrostrukturach, pod warunkiem że zapewniają one wymagany poziom charakterystyk. Jednak odmienności budowy mikrostruktury materiału są powodem dużego rozrzutu charakterystyk mechanicznych [120, 121, 142] i prawdopodobnie odporności na pękanie, co utrudnia ocenę aktualnego stanu materiału oraz określenie trwałości resztkowej. Badania, których celem było ustalenie korelacji pomiędzy mikrostrukturą a właściwościami materiału przeprowadzono na próbkach pobranych z prostoliniowych odcinków różnych rur ze stali 13HMF w stanie nieeksploatowa-nym oraz po różnych okresach eksploatacji.

W stanie nieeksploatowanym w stali 13HMF obserwowano różne mikrostruktury: ferryt-perlit (FP) (rys. 5.6a); ferryt-perlit-bainit (FPB) (rys. 5.7a), ferryt-bainit (FB) (rys. 5.8a) oraz mikrostrukturę bainitu (B) (rys. 5.9a). Charakterystyki wytrzymałości i odporności na pękanie testowanych materiałów zestawiono w tabeli 5.4, a na rysunkach 5.6-5.9 pokazano odpowiednie mikrostruktury i charakter przełomu próbek.

typu
różnego
struktur
a mikro
anym dl
ploatow
e nieeks
w stani
13HMF
ści stali
łaściwo
5.4. W
TABELA

Mikro- struktura	R _{e,} MPa	R _m , MPa	Twardość, <i>HV</i> 10	Jc, kN/m	KJc, MPa∙m¹/2	Δaszw, μm	∆a, typ pękania, mm
Æ	[280÷310]; 308ª	[465÷510]; 505ª	[137÷157]; 149ª	[27÷50]; 37.4ª	[77÷105]; 91.4ª	[50÷75]; 60ª	$(\Delta a \sim 0.00)$; tupliwe
FPB	[310÷380]; 320	[465÷510]; 485ª	[157÷173]; 165	[50÷120]; 92	[105÷165]; 142.2	[65÷95]; 85	(∆a~0.05); łupliwe
FB	[380÷430]; 385	[520+610]; 535	[175÷183]; 175	[125÷195]; 167	[165÷205]; 191.6	[90÷125]; 115	$(\Delta a \sim 0.45)$; plastłupl.
В	[435÷520]; 450	[620÷700]; 630	[185÷220]; 189	[200÷330]; 273	[210÷270]; 244.9	[130÷185]; 150	$(\Delta a > 2.0)$; plastyczne

^a – wartości średnie



Rys. 5.6. a) mikrostruktura FP; b) łupliwy przełom próbki SENB z mikrostrukturą FP (badania własne)



Rys. 5.7. a) mikrostruktura FPB; b) przełom próbki SENB z mikrostrukturą FPB (badania własne)



Rys. 5.8. a) mikrostruktura FB; b) zmiana mechanizmu pękania z ciągliwego na łupliwy podczas obciążenia próbki SENB z mikrostrukturą FB (badania własne)



Rys. 5.9. a) mikrostruktura B; b) całkowicie ciągliwy przełom próbki SENB z mikrostrukturą B (badania własne)

Dla materiału o mikrostrukturze FP (rys. 5.6a) uzyskano najniższe, pośród badanych, wartości charakterystyk mechanicznych i odporności na pękanie. Mechanizm rozwoju pęknięcia podkrytycznego podczas wyznaczania odporności na pękanie na ogół jest łupliwy (rys. 5.6b). Jednak na przełomie występuje nieduża strefa stępienia pęknięcia, $\Delta a_{SZW} \approx 60 \ \mu m$, co świadczy o rozwoju strefy plastyczności i ciągliwym charakterze rozwoju pęknięcia w początkowym stadium. Wartości charakterystyk mechanicznych i odporności na pękanie materiału FPB (tab. 5.5) są nieco wyższe w porównaniu do materiału FP. Na przełomach próbek, wykorzystanych podczas wyznaczania odporności na pękanie, dominuje pękanie łupliwe. Szerokość strefy stępienia i obszaru rozwoju pęknięcia według mechanizmu ciągliwego jest nieduża ($\Delta a \approx 85 \ \mu m$) (rys. 5.7b). Wykres obciążenia (rys. 5.10a) dla próbki z materiału FPB gwałtownie urywa się po krótkim nieliniowym odcinku, charakteryzującym uplastycznienie. Odpowiedni wykres krzywej odporności na wzrost pęknięcia, J_R (rys. 5.10b) jest krótki, przedstawia tylko proces stępiania się wierzchołka pęknięcia.

Dla materiału z mikrostrukturą FB (rys. 5.8a) uzyskano wyższy poziom charakterystyk mechanicznych i odporności na pękanie, niż dla materiału FPB (tab. 5.5). W materiale z mikrostrukturą FB pękanie łupliwe wystąpiło dopiero po dużym uplastycznieniu próbki i ciągliwym przyroście pęknięcia, $\Delta a \approx 400 \ \mu m$ (rys. 5.8b). Większa wartość, $\Delta a_{SZW} \approx 115 \ \mu m$, świadczy też o większym obszarze uplastycznienia przed wierzchołkiem pęknięcia niż w materiale FP czy FPB. Wykres obciążenia (rys. 5.10a) dla próbki z tego materiału również jest dłuższy, w porównaniu do materiału FPB. Odpowiednia krzywa J_R (rys. 5.10b) przedstawia proces stępiania się pęknięcia i jego ciągliwego wzrostu.

Najwyższy poziom charakterystyk wytrzymałości i odporności na pękanie, spośród badanych, uzyskano na materiale z mikrostrukturą bainityczną (tab. 5.5; rys. 5.9a). Przełom próbki SENB świadczy o całkowicie ciągliwym mechanizmie wzrostu pęknięcia podkrytycznego (rys. 5.10b). Szerokość strefy stępienia pęk-
nięcia ($\Delta a_{SZW} \approx 150 \ \mu m$) wskazuje na duże uplastycznienie przed momentem inicjacji pęknięcia. Wykres krzywej J_R jest długi i układa się wyżej od pozostałych, co oznacza, że materiał ten stawia największy opór wzrostowi pęknięcia podkrytycznego.



Rys. 5.10. Wykresy krzywych obciążenia (a) i krzywych J_R (b) dla stali 13HMF o różnej mikrostrukturze (badania własne)

W wyniku badań przeprowadzonych na próbkach pobranych z elementów po różnych okresach eksploatacji stwierdzono, że poziom charakterystyk wytrzymałości i odporności na pękanie materiału zmienia się (rys. 5.3, tab. 5.5) [69, 83, 90]. Zmiany te zachodzą na skutek degradacji mikrostruktury materiału podczas eksploatacji elementów konstrukcji energetycznych. Typy mikrostruktur obserwowanych w niskowęglowych stalach C-Mo-V po różnych okresach długotrwałej eksploatacji pokazano na rysunkach 5.11-5.15.

W materiale z mikrostrukturą wyjściową FPB, po długotrwałej eksploatacji, faza perlitu i bainitu prawie całkowicie ulega rozpadowi – powstaje struktura o budowie ferrytu z węglikami, które są w miarę równomiernie rozmieszczone w ferrycie (rys. 5.11). Większa koncentracja cząstek węglików występuje w obszarach zdegradowanego bainitu lub perlitu. Duże pojedyncze cząstki lub łańcuchy cząstek odnotowano wzdłuż granic ziarn. Zdjęcia, zdegradowanej w wyniku eksploatacji mikrostruktury B (lub BM) pokazano na rysunku 5.12. Cząstki węglików rozmieszczone są w szeregach wzdłuż granic byłych listew martenzytu. Są one drobniejsze oraz o wyższej dyspersyjności w porównaniu do mikrostruktury eksploatowanego materiału FPB. Trzecim rodzajem mikrostruktury, często obserwowanej w niskowęglowych stalach Cr-Mo-V po długotrwałej eksploatacji, jest mikrostruktura ferrytu z węglikami, FW (rys. 5.13). Ilość cząstek węglików w materiale FW jest mniejsza, a odległość pomiędzy cząstkami jest większa niż w innych mikrostrukturach.



Rys. 5.11. Mikrostruktura FPB po 135 000 h eksploatacji: a) 1000x; b) 5000x (badania własne)



Rys. 5.12. Mikrostruktura B po 135 000 h eksploatacji: a) 1000x; b) 5000x (badania własne)



Rys. 5.13. Mikrostruktura FW po 150 000 h eksploatacji: a) 1000x; b) 5000x (badania własne)

	Modoreovern	OTAT TO TIME TIA	ho rotuban	videvia manea ivi	Term			
Gatunek stali, Czas, Mikrostruktura	R _e , MPa	R _m , MPa	A5, %	Z, %	Twardość <i>HV</i> 10	J _{IC} N/mm	K _{JC} MPa·m ^{1/2}	Typ pękania
13HMF /00ª/FB ^b	396-404	548-558	24-25.9	70-75.7	162 -169 (<i>HB</i>)	149.4; 160.8; 163.9; 165.2	181.2; 188; 189.8; 190.5	plastłupliwe
13HMF /00/ B	421	597	21	67	194 -197 (HB)	197.3	208.2	plastłupliwe
13HMF /00/ FB	367	510	25.4	78	165 -169 (<i>HB</i>)	162.7	189.1	plastłupliwe
13HMF /00/ FPB	318	495	27	76	152-157	97.4; 109.8	146; 155	łupliwe
13HMF /00/ FP	308	505	27	75	147-153	37.4; 39.8	91.4; 93.5	łupliwe
12H1MF /00/ FPB	347; 355; 363	545; 553; 564	24; 24; 25	57; 59; 60	160-169	182; 191; 203	200; 205; 211	plastłupliwe
12H1MF /00/ B	457-470	614-626	20.3	53.2	189-192	246; 263; 287	232; 240; 252	plastyczne
12H1MF /48/ FW	293; 325	477; 495	27; 27.3	72.1; 74	142; 146	224; 244	222; 232	plastyczne
12H1MF/105/FPB→FW ⁶	305; 330	475; 515	26; 29	73;77	131; 135; 137	112; 119	157; 162	plastłupliwe
13HMF /135/FB \rightarrow FW	403-409	565-572	25	73	179; 183	260; 290	239; 252	plastyczne
13HMF/135/ FB \rightarrow FW	393-401	556-562	25	73	172; 176	175; 202	195; 210	plastłupliwe
13HMF/135/FPB \rightarrow FW	347-365	540-550	25-26	75-77	152; 159	30.7; 52.77;	82.5; 107.7	łupliwe
13HMF 135/FPB \rightarrow FW	370-393	550-564	25-26	75-77	162; 166	66; 66.8; 67.6;72.1	120.4; 121.2; 121.9; 125.9	łupliwe
13HMF 150/ FW	306; 308	481; 487	26; 28	80; 77	135-143	390; 350	293; 278	plastyczne
13HMF 150/ FPB→ FW	305; 308	505; 512	25.6; 26	73; 75	157; 162	31; 45.7; 58.1; 60	82.5; 100.3; 112.9; 114.7	łupliwe
12H1MF/156/FPB→FW	265; 315	435; 465	23; 25	64; 68	157 - 162	132; 152	170; 183	plastłupliwe
13HMF /159/FPB→ FW	375-383	570-583	26	74	171-173	22.8; 24.1; 29.2	70.8; 72.8; 80.1	łupliwe
13HMF /159/FPB→ FW	390-411	597-622	24-25	72-73	175-179	34.7; 41.5; 45.2	87.3; 95.5; 99.7	łupliwe
13HMF /175/ BM \rightarrow FBW	429-434	580-583	21-22	68-70	194-196	202; 205	210.7; 212	plastłupliwe
13HMF /175/ BM \rightarrow FBW	480-494	611-613	20-21	68-69	199-213	220; 229	219; 224	plastłupliwe
12H1MF/192/ BM→FBW	310; 321; 350	502.7; 517; 527	21; 23.6	62.4; 64	178.7;	144; 154; 157	178; 184; 186	plastłupliwe
12H1MF/192/FPB→FW	235; 250	461; 470	24; 27	65.3; 68	145-149	71; 88.8;	125; 140	łupliwe
^a – czas eksploatacji; ^b – ¹	mikrostruktura	; ^c – transformacja	a mikrostruktury	/ podczas ekspl	oatacji			

Tabela 5.5. Właściwości niskostonowych stali Cr-Mo-V no różnych okresach eksnloatacii

Na rysunku 5.14a dotyczącym zmiany granicy plastyczności podczas eksploatacji dla stali niskostopowych Cr-Mo-V, na tle wszystkich danych pokazano wyniki, dla których zidentyfikowano mikrostrukturę (tab. 5.5). W górnej części ogólnego pasma rozrzutu danych układa się materiał o mikrostrukturze B (i BM). W dolnej części ogólnego pasma rozrzutu znajdują się dane dla materiału o mikrostrukturze FW. W środkowej części pasma rozrzutu – dane materiału o mikrostrukturze FPB (i FB) ze zdegradowanymi w różnym stopniu obszarami perlitu i bainitu.

Uwzględnienie mikrostruktury materiału pozwoliło ustalić zależności zmiany krytycznej wartości odporności na pękanie, $K_{\rm JC}$, dla różnych typów mikrostruktur podczas długotrwałej eksploatacji (rys. 5.14b). Najwyższe wartości odporności na pękanie uzyskano dla materiału o mikrostrukturze FW. Odporność na pękanie tego materiału pozostaje stabilnie na wysokim poziomie, a nawet nieco wzrasta wraz ze wzrostem czasu eksploatacji. Również w górnej części pasma rozrzutu znajduje się odporność na pękanie materiału o mikrostrukturze pierwotnej B i BM. Dla materiału o mikrostrukturach B i BM zauważono nieznaczne obniżenie odporności na pękanie po okresie eksploatacji ponad 130 000 godzin. W dolnej części pasma rozrzutu danych układają się wartości wyznaczone na materiale o mikrostrukturze pierwotnej FPB. Dla materiału FPB i FB charakterystyczny jest największy rozrzut danych oraz najszybszy spadek odporności na pękanie z czasem eksploatacji.

Ustalenie jakiejkolwiek korelacji pomiędzy charakterystyką odporności na pękanie $K_{\rm JC}$ a granicą plastyczności $R_{\rm e}$ bez uwzględnienia stanu mikrostruktury materiału nie wydaje się możliwe (rys. 5.15a). Jedynie rozdzielenie zbioru danych z uwzględnieniem rodzaju mikrostruktury pierwotnej pozwała zaobserwować pewne zależności. Dla materiału o mikrostrukturze B i BM charakterystyczny jest wzrost odporności na pękanie wraz ze wzrostem wartości granicy plastyczności. Podobna tendencja, jednak mniej wyrazista, występuje dla mikrostruktury FW. Natomiast dla mikrostruktury FPB nie ustalono jakiejkolwiek korelacji pomiędzy odpornością na pękanie a granicą plastyczności, w kontekście jej zmian wraz z czasem eksploatacji.



Rys. 5.14. Zmiana granicy plastyczności, R_e , (a) oraz odporności na pękanie, K_{JC} , (b) dla różnych mikrostruktur stali Cr-Mo-V podczas długotrwałej eksploatacji (badania własne)



Rys. 5.15. Odporność na pękanie K_{JC} w zależność od granicy plastyczności R_e (a) oraz od twardości HV10 (b) dla różnych mikrostruktur stali Cr-Mo-V (badania własne)



Rys. 5.16. Całkowicie ciągliwy charakter wzrostu pęknięcia w materiale FW (a) i B (b) oraz zmiana mechanizmu pękania z ciągliwego na łupliwy w materiale FPB (c) i FB (d) (badania własne)

Jeśli przeanalizować odporność na pękanie jako zależność od twardości, to obserwujemy trzy osobne obszary dla każdego rodzaju mikrostruktury materiału (rys. 5.15b). Najniższy zakres twardości ($HV10 = 125 \div 145$) odpowiada materiałowi z mikrostrukturą FW. Dla tego materiału właściwy jest wysoki poziom odporności na pękanie oraz ciągliwy charakter propagacji pęknięcia (rys. 5.16a). Wysoki poziom odporności na pękanie i plastyczny charakter rozwoju pęknięcia (rys. 5.16b) wraz z wysoką twardością ($HV10 = 178 \div 230$) odpowiada materiałowi z mikrostrukturą B i BM. Dla materiału z mikrostrukturą FPB i FB twardość zmienia się w przedziale: $145 \div 178 HV10$. Charakter pękania materiału o mikrostrukturze FPB i FB jest kruchy (rys. 5.16c,d), a poziom odporności na pękanie jest ponad dwukrotnie niższy w porównaniu do materiałów FW lub BM. Zależność odporności na pękanie od twardości może być przedstawiona w postaci funkcji posiadającej wyraźne minimum. W okolicach minimum znajduje się materiał z mikrostrukturą FPB i FB, na wzrastającej gałęzi – materiał B i BM, na opadającej – FW.

Przedstawione w niniejszym rozdziale rezultaty badań eksperymentalnych na próbkach pobranych z elementów rurociągów energetycznych eksploatowanych w okresie do 200 000 godzin pozwalają sformułować następujące wnioski:

- 1. Wpływ czynnika technologicznego ujawnia się poprzez mikrostrukturę materiału – rozmiary ziarn, rozmiary i ukierunkowanie wtrąceń niemetalicznych, typ mikrostruktury. Mikrostruktura determinuje poziom i ma wpływ na anizotropię właściwości mechanicznych i odporności na pękanie materiału.
- 2. Wpływ czynnika eksploatacyjnego na elementy wykonane z niskostopowych stali Cr-Mo-V wyraża się głównie w długotrwałym wspólnym oddziaływaniu wysokiej temperatury i naprężeń, co wywołuje w materiale proces pełzania, zmiany wyjściowej mikrostruktury i właściwości mechanicznych.
- 3. W wyniku badań przeprowadzonych na próbkach z materiału wyjściowego i po eksploatacji w okresie do 200 000 h ustalono, że poziom charakterystyk materiału: twardość, granica plastyczności i odporność na pękanie obniżają się wraz z wydłużeniem czasu pracy. Najistotniejsze obniżenie zanotowano dla odporności na pękanie materiału.
- 4. Tendencjom obniżenia właściwości mechanicznych materiału podczas eksploatacji towarzyszą szerokie pasma rozrzutu danych. Szerokie zakresy rozrzutu właściwości materiału utrudniają wybór wartości, które należy wprowadzić jako graniczne do odpowiednich kryteriów oceny wytrzymałości elementu.
- Mikrostruktura stali Cr-Mo-V w stanie nieeksploatowanym jest zróżnicowana i występuje w różnych postaciach. Obserwowano występowanie mikrostruktur: FW, FP, FPB, FB, a nawet BM. Szerokie spektrum mikrostruktury jest wynikiem pewnych różnic w obróbce cieplnej przeprowadzanej podczas procesu technologicznego.
- 6. Dla materiału z mikrostrukturą B lub BM charakterystyki wytrzymałościowe pozostają na wyższym poziomie niż w materiale z wyjściową mikrostrukturą FPB. Najniższy poziom charakterystyk mechanicznych odpowiada materiałowi z mikrostrukturą FW.

7. W materiale z mikrostrukturą B lub BM, początkowo wysoka odporność na pękanie stopniowo spada wraz z czasem eksploatacji, pozostając ciągle na wysokim poziomie. Podobna tendencja występuje w materiale ze strukturą FPB, jednakże wartości odporności na pękanie układają się niżej, niż dla materiału B lub BM. Dla materiału z mikrostrukturą FW odporność na pękanie pozostaje na wysokim poziomie podczas eksploatacji.

5.3. Badanie wpływu mikrostruktury na właściwości stali 13HMF

W celu ustalenia czynników, które determinują stan mikrostruktury oraz odpowiadających im właściwości mechanicznych, przeprowadzono szereg obróbek cieplnych (OC). OC wykonano na próbkach pobranych z prostoliniowego odcinka rury ze stali 13HMF w stanie nieeksploatowanym o następujących charakterystykach: $R_e = 400$ MPa; 165 HV10; $J_{IC} = 163$ kN/m ($K_{JC} = 189$ MPa·m^{1/2}). Charakterystyki wytrzymałościowe materiału wyznaczono na próbkach wykonanych bezpośrednio z połówek próbek SENB, które poprzednio wykorzystano do wyznaczania odporności na pękanie (rys. 5.1). Również z próbek SENB pobierano wycinki na zgłady metalograficzne. Tak więc, do wyznaczania charakterystyk wytrzymałości i odporności na pękanie oraz do badań metalograficznych wykorzystano materiał poddany identycznej OC.

W pierwszym etapie OC próbki normalizowano z temperatury austenityzowania (1030°C, 1 h) z różnymi prędkościami chłodzenia, *V* (rys. 5.17a).



Rys. 5.17. a) schemat OC próbek; b) wykres CTP_C dla stali 13HMF (wg [62, 147])

Prędkość chłodzenia zadawano i kontrolowano za pomocą układu sterującego pieca. Duże prędkości uzyskano poprzez chłodzenie próbek poza piecem, na powietrzu oraz poprzez hartowanie w oleju. Ciągłe chłodzenie materiału z zadaną prędkością według wykresu CTP_C (Czas-Temperatura-Prędkość) prowadzi do uzyskania mikrostruktury odpowiedniego typu (rys. 5.17b) [62, 147]. W wyniku zmiany prędkości

chłodzenia *V*, w zakresie od 0.42 do 200°C/min uzyskano szerokie spektrum mikrostruktur materiału – od ferrytu z węglikami (FW) do bainit-martenzytu (BM).

W drugim etapie OC, próbki po normalizowaniu odpuszczano w temperaturze 735°C przez różne okresy czasu – od 3 do 280 godzin. Wydłużenie czasu odpuszczania w podwyższonej temperaturze, prowadzi do wydzielania się węglików według schematów (5.1) [36, 142, 253]. Przeprowadzenie odpuszczania w różnych przedziałach czasu pozwoliło symulować transformację mikrostruktury i zmiany właściwości materiału podobne do tych, które zachodzą podczas rzeczywistej eksploatacji [85, 87, 90, 92, 93].

5.3.1. Modelowane mikrostruktury i właściwości stali 13HMF

Wysokotemperaturowe ($T = 735^{\circ}$ C) odpuszczanie powoduje szereg przemian fazowych materiału, takich jak:

- rozkład martenzytu,
- przemianę austenitu szczątkowego w ferryt,
- wydzielanie się węglików,
- koagulację węglików wydzielonych we wcześniejszych stadiach obróbki cieplnej.

W zależności od stanu mikrostruktury materiału, temperatury i czasu trwania odpuszczania możliwa jest realizacja tych przemian w bardziej lub mniej zaawansowanym stopniu.

Na rysunkach 5.18÷5.22 przedstawione są wybrane zdjęcia mikrostruktur stali 13HMF uzyskane w wyniku przeprowadzenia odpowiednich OC. Zdjęcia oznaczone symbolem "a" odpowiadają materiałowi po normalizacji (N) z różną prędkością chłodzenia. Na zdjęciach oznaczonych symbolem "b" pokazano mikrostruktury po normalizacji i odpuszczaniu przez 5 h w 735°C (N+O 5).

Mikrostrukturę stali 13HMF uzyskaną podczas bardzo wolnego chłodzenia z temperatury austenityzowania ($V \sim 0.42$ °C/min) przedstawiono na rysunkach 5.18a. Przy tak niskiej prędkości chłodzenia odbywa się szereg procesów: powstanie, sferoidyzacja i rozpad perlitu; wydzielanie się z osnowy dodatkowych atomów węgla i pierwiastków, tworzenie się węglików chromu – M₇C₃, M₂₃C₇, i molibdenu – M₆C, oraz ich koagulacja. W ferrycie obserwujemy wydzielenia średnich i dużych rozmiarów o stosunkowo niedużej gęstości rozmieszczenia. Materiał ten posiada niski poziom charakterystyk wytrzymałościowych i twardości, natomiast wysoki poziom odporności na pękanie i plastyczności (tab. 5.6). Rozwój pęknięcia podkrytycznego realizuje się według mechanizmu ciągliwego w całym zakresie obciążenia próbki. Następne odpuszczanie (735°C, 5 h) utrwala procesy wydzielania i koagulacji węglików (rys. 5.18b). Wzrasta liczba dużych węglików i maleje średnich. Zmiany właściwości mechanicznych i odporności na pękanie po odpuszczaniu materiału z tym typem mikrostruktury są nieznaczne (tab. 5.6).





Rys. 5.18. Mikrostruktura stali 13HMF: a) $N(V = 0.42^{\circ}C/min)$; b) $N+O_5$ (badania własne)





1000×

1000×



5000×



5000×



Rys. 5.19. Mikrostruktura stali 13HMF: a) $N(V = 0.83^{\circ}C/min)$; b) $N+O_5$ (badania własne)



 $1000 \times$



1000×



5000×



5000×



Rys. 5.20. Mikrostruktura stali 13HMF: a) $N(V = 3.33 \text{ }^{\text{O}}\text{C/min})$; b) $N+O_5$ (badania własne)



2000×



 $2000 \times$



5000×



5000×



Rys. 5.21. Mikrostruktura stali 13HMF: a) $N(V = 53.3^{\circ}C/min)$; b) $N+O_5$ (badania własne)



5000×

5000×

Rys. 5.22. Mikrostruktura stali 13HMF: a) po	hartowaniu (H) w oleju; b) H+	O_5 (badania własne)
--	-------------------------------	----------------------

Oznaczenie próbek	OC: N(V ,°C/min) + O(czas, h)	<i>R</i> ₀, MPa	<i>R</i> _m , MPa	A5, %	<i>HV</i> 10	J _{ic} , kN/m	K _{JC} , MPa ⋅m¹/2	Typ pękania
FW1a	0.42	290.0	490.1	29	127	193.1	205.9	Plast.
FW1b	0.42+735 (5 h)	271.1	462.4	30	125	220.2	220.4	Plast.
FW1c	0.42+735 (280 h)	262.4	438.2	34	123	159.0	188.4	Plast.
FP1a	0.83	279.2	491.4	29	130.6	150.2	181.6	Plast.
FP1b	0.83+735 (5 h)	257.1	471.8	33	133.5	106.2	152.6	Plkr.
FP2a	1.66	278.5	516.2	27	139.6	61.4	116.2	Kruch.
FP2b	1.66+735 (5 h)	243.8	488.5	30	143.2	69.2	123.4	Kruch.
FPB1a	3.33	284.6	529.5	27	172	37.4	90.6	Kruch.

 TABELA 5.6. Charakterystyki stali 13HMF w stanie wyjściowym po różnych OC (dane własne)

Oznaczenie próbek	OC: N(V ,°C/min) + O(czas, h)	<i>R</i> ₀, MPa	<i>R</i> _m , MPa	A ₅ , %	HV ₁₀	J _{IC} , kN/m	K _{JC} , MPa ·m¹/²	Typ pękania
FPB1b	3.33+735 (5 h)	308.1	502.6	28	153	55.1	110.1	Kruch.
FPB1c	3.33 +735 (96 h)	265.0	423.1	33	143	43.0	97.2	Stabkr
FPB1d	3.33 +735 (136 h)	257.8	425.0	33	138	35.1	87.0	Stabkr
FPB1e	3.33 +735 (280 h)	257.1	431.3	34	128	113	157.6	Plast.
FPB2a	6.67	309.7	557.5	25	172.1	28.8	79.5	Kruch.
FPB2b	6.67+735 (5 h)	297.6	525.0	28	167.7	42.1	96.2	Kruch.
FB1a	13.3	360.9	602.6	24	196	56.5	111.4	Kruch.
FB1b	13.3+735 (5 h)	376.7	549.8	27	182	86.2	137.4	Kruch.
FB1c	13.3+735 (96 h)	297.2	450.2	30	156	68.0	120.2	Kruch.
FB2a	26	543.2	685.1	21	225.9	59.5	114.4	Kruch.
FB2b	26+735 (5 h)	567.5	676.2	24	206.8	157.2	185.7	Plkr.
B1a	53	574.0	752.1	19	244	92.1	142.2	Kruch.
B1b	53+735 (3 h)	620.1	727.1	22	216	254.0	236.1	Plast.
B1c	53+735 (5 h)	615.3	715.2	22	218	265.1	243.2	Plast.
B1d	53+735 (16 h)	609.8	704.9	22	201	242.1	230.3	Plast.
B1e	53+735 (96 h)	396.2	510.3	28	188	178.2	196.3	Pl-kr.
BM1a	Hartowanie, olej	744.2	945.2	16	262	160.1	187.5	Kruch.
BM1b	H+735 (5 h)	694.1	772.1	21	235	330.3	269.3	Plast.
BM1c	H+735 (16 h)	685.0	770.2	21	223	310.1	261.3	Plast.
BM1d	H+735 (96 h)	460.2	560.5	25	197	220.5	225.3	Plast.
BM1e	H+735 (280 h)	435.3	552.2	30	182	195.3	207.2	Plast.

cd. tabeli 5.6

Na rysunkach 5.19a pokazana jest mikrostruktura stali 13HMF po normalizacji z $V \approx 0.83$ °C/min. Jest to typowa, dobrze ukształtowana mikrostruktura ferrytyczno-perlityczna. Odległość pomiędzy płytkami w koloniach perlitu wynosi 300÷450 nm. W ziarnach ferrytu jest stosunkowo niedużo wydzieleń cementytu. Przy takim ulokowaniu fazy węglików charakterystyki wytrzymałościowe i twardość materiału są niewysokie. Podczas wyznaczania odporności na pękanie obserwowano duże uplastycznienie próbki i ciągliwy przyrost pęknięcia na długości $\Delta a \sim 0.45$ mm. Następnie, po stabilnym wzroście, mechanizm propagacji pęknięcia zmienia się na łupliwy (tab. 5.6).

Na rysunkach 5.19b pokazano zdjęcia mikrostruktury materiału po $N+O_5$. W wyniku wysokotemperaturowego odpuszczania perlit płytkowy przemienia się w sferoidyzowany cementyt, z cząstkami o rozmiarach do 2 µm. W materiale odnotowano również węgliki zawierające pierwiastki Cr i Mo, typu M_7C_3 , $M_{23}C_6$, i M_6C . W ferrycie występują duże skoagulowane cząstki węglików o małej dyspersji. Takie zmiany mikrostruktury materiału negatywnie wpływają na właściwości wytrzymałościowe oraz odporność na pękanie. W porównaniu do materiału normalizowanego obserwuje się obniżenie charakterystyk wytrzymałości, twardości i odporności na pękanie (tab. 5.6).

Na rysunkach 5.20a pokazano mikrostrukturę materiału po normalizacji z prędkością chłodzenia $V \approx 3.33$ °C/min. Struktura materiału po normalizacji jest podobna do ferrytyczno-perlitycznej. Płytki cementytu w tym materiale są cieńsze i ułożone gęściej (130÷350 nm) w porównaniu do poprzednio analizowanego materiału ($V \approx 0.83$ °C/min). W ziarnach ferrytu występują osobno rozmieszczone nieduże cząstki węglików, które są mniejsze niż w materiale chłodzonym wolniej. Zwiększenie prędkości chłodzenia powoduje, że w roztworze stałym zostaje większa ilość atomów węgla i pierwiastków, co podwyższa charakterystyki wytrzymałościowe i twardość materiału oraz obniża plastyczność. Podczas wyznaczania odporności na pękanie obserwowano nieduże uplastycznienie próbki, po czym w zlokalizowanych obszarach występuje pękanie łupliwe. Na wykresach obciążenia obserwowano nieduży spadek siły (rys. 5.25). Krytyczna wartość odporności na pękanie, $J_{\rm IC}$, w momencie występowania pierwszego skoku pęknięcia jest równa, $K_{\rm JC} = 90.6$ MPa m^{1/2}.

Strukturę materiału po odpuszczaniu (735°C, 5 h) pokazano na rysunkach 5.20b. Wysokotemperaturowe odpuszczanie w tym materiale powoduje procesy podobne do opisanych wyżej. Ponieważ prędkość chłodzenia podczas normalizacji była wyższa niż poprzednio, w roztworze stałym zostało więcej atomów węgla i pierwiastków. Z roztworu stałego wydzielają się atomy węgla i atomy pierwiastków, a dodatkowo tworzą się węgliki, co obniża charakterystyki wytrzymałości i podwyższa plastyczność w porównaniu z materiałem normalizowanym. Drugi proces to rozpad perlitu płytkowego i powstanie cementytu sferoidyzowanego oraz koagulacja cząstek węglików. Wydzielenia w tym materiale są rozmieszczone gęściej niż w chłodzonym wolniej (porównaj z rys. 5.19b). W ziarnach ferrytu występuje duża liczba cząstek węglików o dużej dyspersyjności. Charakterystyki wytrzymałościowe i twardość są wyższe, a odporność na pękanie jest niższa w porównaniu do materiału studzonego wolniej (tab. 5.6).

Następny typ mikrostruktury uzyskano poprzez szybkie chłodzenie próbek z $V \approx 53$ °C/min (rys. 5.21a). Szybkie chłodzenie spowodowało, że przemiana perlityczna w materiale została zrealizowała jedynie w początkowym stadium. Przy dużym powiększeniu (10000×) obserwować możemy drobne, bardzo gęsto ułożone płytki cementytu. Poniżej temperatury przemiany perlitycznej powstaje bainit, a jeszcze niżej – martenzyt. Uzyskana mikrostruktura składa się głównie z obszarów bainitu. Materiał ten posiada wysokie wartości wytrzymałości i twardości oraz jest mniej plastyczny od poprzednich. Odporność na pękanie też jest stosunkowo wysoka (tab. 5.6).

Zdjęcia na rysunkach 5.21b odpowiadają materiałowi po normalizowaniu ($V \approx 53^{\circ}$ C/min) i odpuszczaniu w 735°C przez 5 h. Podczas odpuszczania nieliczne płytki perlitu ulegają rozpadowi i zamieniają się na globularne cząstki cementytu, jednak ich rozmiar jest znacznie mniejszy niż w materiałach opisanych wcześniej. Dodatkowo z roztworu stałego wydziela się węgiel i pierwiastki, które tworzą węgliki o bardzo dużej dyspersyjności. Materiał po odpuszczaniu posiada nieco niższe właściwości wytrzymałościowe niż normalizowany. Jednak po odpuszczaniu obserwowano znaczący wzrost krytycznej wartości odporności na pękanie oraz ciągliwy charakter propagacji pęknięcia podkrytycznego podczas całego okresu obciążania (tab. 5.6).

Na rysunkach 5.22a pokazano mikrostrukturę stali 13HMF uzyskaną po hartowaniu w oleju. Wysoka prędkość chłodzenia spowodowała w materiale również przemianę martenzytyczną, w wyniku czego powstała mikrostruktura bainitycznomartenzytyczna. Charakterystyki wytrzymałościowe materiału o takiej mikrostrukturze są najwyższe, a plastyczność jest najniższa w porównaniu do innych, opisanych wcześniej (tab. 5.6). Podczas wyznaczania odporności na pękanie próbka pękła krucho, jednak przy wysokim poziomie wartości siły. Z charakteru wykresów jednoosiowego rozciągania i krzywej obciążania *siła-ugięcie* z próby pękania wynika, że w materiale tym nawet po hartowaniu występuje odkształcenie plastyczne.

Na rysunkach 5.22b przedstawiono mikrostrukturę stali 13HMF po hartowaniu i po odpuszczaniu (735°C, 5 h). W wyniku odpuszczania martenzyt rozkłada się – wydzielają się drobne węgliki o bardzo dużej dyspersyjności w osnowie ferrytycznej. W obszarach bainitycznych cząstki węglików układają się wzdłuż granic podziarn i granic byłych pakietów martenzytu. Materiał o takiej mikrostrukturze posiada wysoki poziom właściwości wytrzymałościowych i twardości oraz zachowuje stosunkowo wysoką plastyczność. Podczas wyznaczania odporności na pękanie, w materiale obserwowano duże uplastycznienie próbki oraz propagację pęknięcia podkrytycznego według mechanizmu ciągliwego w całym zakresie obciążenia. Stal 13HMF o mikrostrukturze odpuszczonego bainitu-martenzytu (BM) posiada korzystny zestaw właściwości: wysoki poziom charakterystyk wytrzymałościowych, twardości i odporności na pękanie (tab. 5.6).

Wykresy z prób jednoosiowego rozciągania *naprężenie* σ – odkształcenie ε , dla stali 13HMF po normalizowaniu z różnymi prędkościami chłodzenia pokazano na rysunku 5.23a. Wzrost prędkości chłodzenia podczas normalizowania powoduje wzrost charakterystyk wytrzymałościowych oraz obniżenie plastyczności materiału (np. charakterystyki maksymalnego wydłużenia względnego, A_5) (tab. 5.6). Na rysunku 5.23b przedstawiono wykresy " $\sigma - \varepsilon$ " dla stali 13HMF po normalizowaniu (N) i odpuszczaniu (730°C, 5 h) (N+O). W materiale dodatkowo odpuszczonym po normalizowaniu występuje wyraźna granica plastyczności, natomiast w materiale po normalizowaniu – nie występuje. Odpuszczanie po normalizowaniu powoduje obniżenie krzywych " $\sigma - \varepsilon$ ", najbardziej wyraziste dla materiału hartowanego (rys. 5.23). Wyraźne obniżenie poziomu charakterystyk R_e , R_m i twardości w wyniku odpuszczania zauważono tylko dla materiału chłodzonego z dużą prędkością – hartowanego w oleju (rys. 5.24). Dla pozostałych wariantów OC, dla niższych prędkości chłodzenia z temperatury austenityzowania, różnica w poziomie charakterystyk wytrzymałościowych materiału po normalizowaniu (N) i po dodatkowym odpuszczaniu przez 5 godzin ($N+O_5$) jest nieduża.



Rys. 5.23. Wpływ OC na przebieg wykresów " σ - ε ": a) $N \ge różną prędkością chłodzenia; b) <math>N+O_5$ (dane własne)



Rys. 5.24. Zależności R_e , R_m (a) i HV10 (b) od prędkości chłodzenia V dla N i $N+O_5$ (dane własne)

Wykresy obciążenia próbek SENB, zarejestrowane podczas wyznaczania krytycznej odporności na pękanie materiału, J_{IC} , pokazano na rysunkach 5.25. W materiale chłodzonym podczas normalizacji w zakresie prędkości $V \in [1.5 \div 15^{\circ}C/min]$ inicjacja pękania zaczyna się przy niskich wartościach siły i małym ugięciu próbki (u < 0.5 mm) (rys. 5.25a). Dla materiału studzonego w tym przedziale podkrytyczny wzrost pęknięcia realizuje się według mechanizmu mieszanego: łupliwego i ciągliwego, czego potwierdzeniem są uskoki na wykresach. Obniżenie prędkości chłodzenia ($V < 1^{\circ}$ C/min) prowadzi do wzrostu plastyczności materiału i zwiększenia udziału ciągliwego mechanizmu w rozwoju pęknięcia podkrytycznego. Dla materiału chłodzonego z $V = 0.83^{\circ}$ C/min kruchy przyrost, reprezentowany gwałtownym spadkiem siły na wykresie, występuje dopiero po stosunkowo dużym ugięciu próbki ($u \sim 2.5$ mm); dla materiału chłodzonego jeszcze wolniej ($V = 0.42^{\circ}$ C/min) wykres obciążenia jest ciągły w całym zakresie, co świadczy o całkowicie plastycznym mechanizmie propagacji pęknięcia. Zwiększenie prędkości chłodzenia materiału podczas normalizacji ($V > 26^{\circ}$ C/min) powoduje wzrost wartości siły krytycznej oraz zmianę mechanizmu wzrostu pęknięcia na łupliwy.



Rys. 5.25. Wykresy obciążenia próbek SENB ze stali 13HMF: a) po N; b) po $N+O_5$ (dane własne)

Na wykresach obciążenia próbek SENB poddanych normalizacji i odpuszczaniu $N+O_5$ (dla $V \in [1.5 \div 15^{\circ} \text{C/min}]$) również występują periodyczne spadki siły (rys. 5.25b). W materiale chłodzonym bardzo wolno ($V < 0.83^{\circ} \text{C/min}$) odpuszczanie nie powoduje widocznych zmian w przebiegu wykresów siły. Natomiast w materiale odpuszczonym po szybkim chłodzeniu ($V > 26^{\circ} \text{C/min}$) charakter wykresów zmienia się na ciągły, co wskazuje na ciągliwy mechanizm propagacji pęknięcia podkrytycznego w badanej próbce.

Zależności krytycznych wartości odporności na pękanie, $K_{\rm JC}$, od prędkości chłodzenia V dla materiału normalizowanego i odpuszczonego po normalizowaniu pokazano na rysunku 5.26a. Z przedstawionych danych wynika, że prędkość chłodzenia ma niejednoznaczny wpływ na odporność na pękanie stali 13HMF. Niskie wartości odporności na pękanie uzyskano dla materiału chłodzonego w zakresie $V \in [1.5 \div 15^{\circ} \text{C/min}]$. Wzrost odporności na pękanie odnotowano zarówno podczas

wolniejszego, jak i podczas szybszego chłodzenia materiału (rys. 5.26a). Wysokotemperaturowe odpuszczanie na ogół korzystnie wpływa na odporność na pękanie materiału – obserwuje się wzrost krytycznej wartości odporności na pękanie $K_{\rm JC}$ w całym zakresie. Jedynie dla bardzo wolnego chłodzenia (V < 0.83°C/min) nie zanotowano wyraźnego wpływu odpuszczania. Efekt wysokotemperaturowego odpuszczania jest niejednoznaczny – jest istotniejszy dla większych prędkości chłodzenia z temperatury austenityzowania.



Rys. 5.26. Stal 13HMF po $N i N+O_5$: a) zmiana K_{JC} od V; b) zmiana K_{JC} od R_e (dane własne)

Podobny kształt wykresów odporności na pękanie charakterystyczny jest również dla zależności $K_{\rm JC}$ od charakterystyk wytrzymałości i twardości materiału – $R_{\rm e}$, $R_{\rm m}$, HV10. Na rysunku 5.26b pokazano zmianę krytycznej wartości odporności na pękanie, $K_{\rm JC}$, od granicy plastyczności, $R_{\rm e}$ dla stali 13HMF po normalizowaniu oraz dodatkowym odpuszczaniu. Na wykresach występuje wyraźne minimum odporności na pękanie $K_{\rm JC}$. Oznacza to, że związki pomiędzy odpornością na pękanie a charakterystykami mechanicznymi nie są jednoznaczne – występuje przedział, gdzie wzrost charakterystyk wytrzymałości materiału ($R_{\rm e}$ lub $R_{\rm m}$) powoduje spadek odporności na pękanie oraz przedział, na którym odporności na pękanie wzrasta wraz ze wzrostem $R_{\rm e}$ lub $R_{\rm m}$. Minimalna wartość odporności na pękanie $K_{\rm JC}$ odpowiada materiałowi z wartością granicy plastyczności około 300 MPa, występuje podczas chłodzenia z temperatury austenityzowania z $V = 6.67^{\circ}$ C/min.

Zależność odporności na pękanie, K_{JC} , od twardości, HV10, z uwzględnieniem mikrostruktury stali 13HMF normalizowanej z różnymi prędkościami oraz odpuszczonej przez 5 h pokazano na rysunku 5.27. Minimalne wartości odporności na pękanie stali 13HMF odpowiadają materiałowi o twardości z przedziału 150÷180 HV10. Przy czym minimum odporności na pękanie występuje niezależnie od typu mikrostruktury materiału: czy jest to mikrostruktura FPB powstała w wyniku normalizacji, czy FW uzyskany po dodatkowym odpuszczaniu. Spadek poziomu twardości materiału poniżej 140 *HV*10 powoduje gwałtowny wzrost odporności na pękanie tak dla materiału normalizowanego, jak i odpuszczonego. Dla stali Cr-Mo-V (13HMF i 12H1MF) twardość poniżej 140 *HV*10 odpowiada mikrostrukturze FW. W materiale o twardości ponad 190 *HV*10 (odpowiada mikrostrukturom B i BM lub odpuszczonego B i BM), wzrost twardości powoduje również wzrost odporności na pękanie. Jednak tendencje wzrostu odporności na pękanie są różne dla materiału normalizowanego i dodatkowo odpuszczonego. W materiale normalizowanym tendencja wzrostu jest łagodna oraz pękanie próbek odbywa się przy dominacji mechanizmu łupliwego. Natomiast w materiale dodatkowo odpuszczonym po normalizowaniu przez 5 h odporność na pękanie wzrasta stromo, a przyrost pęknięcia realizuje się według mechanizmu ciągliwego.



Rys. 5.27. Zmiana odporności na pękanie K_{JC} od twardości HV10 dla stali 13HMF po N z różnymi prędkościami chłodzenia (czerwone romby) oraz po $N+O_5$ (niebieskie romby) na tle odpowiednich mikrostruktur (dane własne)

5.3.2. Badanie degradacji mikrostruktury i zmian charakterystyk w stali 13HMF

Obróbka cieplna elementów z niskostopowych stali Cr-Mo-V, którą przeprowadza się w zakładach hutniczych, polega na normalizacji i odpuszczaniu w temperaturze 735°C. Czas odpuszczania jest różny, ustala się go w zależności od procesu technologicznego i grubości elementów. Eksploatacja wyrobów ze stali 13HMF mieści się w przedziale temperatury: 500÷550°C. W temperaturze 735°C intensywność procesów dyfuzyjnych i przemian w stali (w tym przemian fazy węglików) jest wyższa, niż w temperaturze 500÷550°C. Pozwala to w krótszym czasie doprowadzić do pewnych przemian mikrostruktury, a następnie za pomocą odpowiednich wzorów (np. Larsona-Millera, Schery-Dorna, Mansona-Haferda [62]) ocenić czas niezbędny do transformacji mikrostruktury w warunkach eksploatacyjnych. Takie podejście do modelowania mikrostruktury i właściwości materiału jest szeroko wykorzystywane, zwłaszcza w próbach, gdzie występuje pełzanie [121, 142, 149, 225]. Mimo, że zazwyczaj symulacja procesu degradacji metalu w warunkach laboratoryjnych nie uwzględnia oddziaływania środowiska o charakterze korozyjnym i wodorowym [70, 193, 243, 244, 262, 263], pozwala ona w krótkim czasie prześledzić zmiany, które zachodzą w stali i ustalić podstawowe tendencje transformacji mikrostruktury.

W niniejszym rozdziale przedstawiono wyniki badań, które przeprowadzono w celu ustalenia zmian zachodzących w stali 13HMF o różnej mikrostrukturze w wyniku wysokotemperaturowego odpuszczania. Wybrane rodzaje mikrostruktury, przedstawione w rozdziale 5.3.1, odpuszczano w temperaturze 735°C w przedziale od 3 do 280 godzin. Mikrostruktury stali 13HMF, powstałe po normalizowaniu i odpowiednim czasie odpuszczania, pokazano na rysunkach 5.28-5.38. Wartości charakterystyk mechanicznych i odporności na pękanie przedstawiono w tabeli 5.6.

Zwiększenie czasu odpuszczania dla stali 13HMF o mikrostrukturze ferrytu z węglikami (FW) nieznacznie zmienia mikrostrukturę, jedynie zwiększa się nieco liczba dużych cząstek węglików (rys. 5.28). Nie zauważono również istotnych zmian charakterystyk wytrzymałości, twardości i odporności na pękanie z wydłużeniem czasu odpuszczania dla stali o wyjściowej mikrostrukturze FW.

b) 10000×

a) 10000×



Rys. 5.28. Mikrostruktura FW stali 13HMF: $N (V = 0.42^{\circ}C/min)$, O 5 h (a) i 280 h (b) (wyniki własne)

W stali 13HMF o wyjściowej mikrostrukturze ferryt-perlit-bainit (FPB), chłodzonej z temperatury austenityzowania z prędkością $V = 3.33 \div 13.33$ °C/min, odpuszczanie przez 5 h powoduje rozpad i sferoidyzację cementytu płytkowego w ziarnach perlitu oraz dodatkowe wydzielenie się i rozrost cząstek węglików w ferrycie (rys. 5.29b). Podczas odpuszczania w czasie 96÷136 h sferoidyzowany cementyt rozpada się i zostaje zastąpiony węglikami M₇C₃, M₂₃C₆, M₆C, które powstają głównie w obszarach występującego zdegenerowanego perlitu/bainitu oraz w postaci dużych skoagulowanych cząstek wzdłuż granic ziarn. Wydłużenie czasu odpuszczania do 280 godzin prowadzi do przemiany mikrostruktury w ferryt z równomiernie rozmieszczonymi cząstkami węglików (rys. 5.29d).



Rys. 5.29. Mikrostruktura stali FPB: $N (V = 3.33^{\circ}C/min)$ (a); $N+O_5$ h (b), $N+O_96$ h (c), $N+O_{280}$ h (d) (wyniki własne)

Z wykresów obciążenia próbek ze stali 13HMF o mikrostrukturze FPB, odpuszczonej przez różne okresy czasu, zarejestrowanych podczas jednoosiowego rozciągania (rys. 5.30a) wynika, że charakterystyki wytrzymałościowe (R_e i R_m) stopniowo obniżają się ze zwiększeniem czasu odpuszczania, a po odpuszczaniu przez ponad 96 h pozostają na stałym poziomie (rys. 5.38). Na wykresach obciążenia próbek SENB (rys. 5.30b) zarejestrowano skokowe spadki siły. Zjawisko takie oznacza, że pęknięcie podkrytyczne propaguje się według zmieniających się mechanizmów: ciągliwego i łupliwego (rys. 5.31b,c). Pomiędzy obszarami pękania łupliwego, pęknięcie rozwija się według mechanizmu ciągliwego – poprzez nukleację i rozrost pustek oraz poślizg. Wraz ze wzrostem czasu odpuszczania (ponad 96 h) poziom spadków siły w uskoku maleje, wzrasta natomiast częstotliwość występowania uskoków. Pękanie materiału jest w tym przypadku quasistabilne – można zarejestrować krzywą J_R i wyznaczyć krytyczną wartość, J_{IC} (rys. 5.30c). Następne wydłużenie czasu odpuszczania (do 280 h) prowadzi do wzrostu charakterystyk odporności na pękanie – wzrasta pochylenie krzywej J_R (rys. 5.30c) i krytycznej wartości J_{IC} (tab. 5.6), zmienia się mechanizm propagacji pęknięcia podkrytycznego na całkowicie ciągliwy (rys. 5.31d).



Rys. 5.30. Stal 13HMF, $N (V = 3.33^{\circ}$ C/min) i *O*: wykresy krzywych " σ - ε " (a), krzywych obciążenia (b) i krzywych J_R (c) (wyniki własne)



Rys. 5.31. Stal 13HMF o mikrostrukturze *FPB*, mechanizmy propagacji pęknięcia: całkowicie łupliwy po N (V = 3.33°C/min) (a); mieszany, łupliwie-ciągliwy po $N+O_2$ 96h (b) i $N+O_1$ 36h (c); całkowicie ciągliwy po $N+O_2$ 80h (d) (wyniki własne)

Podczas normalizowania i chłodzenia stali 13HMF z prędkością $V = 53^{\circ}$ C/min powstaje głównie mikrostruktura bainitu, chociaż występują również obszary bardzo gęsto ułożonego cementytu płytkowego (rys. 5.32a). Po odpuszczaniu przez 5 h obserwowano wydzielenia drobnych węglików o dużej dyspersji oraz większe cząstki cementytu globularnego (rys. 5.32b). Wydłużenie czasu odpuszczania do 96 h prowadzi do powstania węglików M₇C₃, M₂₃C₆ oraz rozrostu ziarn (rys. 5.32d).

Wysokotemperaturowe odpuszczanie (735°C) prowadzi do obniżenia charakterystyk wytrzymałości i twardości materiału (tab. 5.6). Przy odpuszczaniu w czasie do 16 h spadek właściwości mechanicznych jest nieznaczny, dopiero po odpuszczaniu przez 96 h odnotowano znaczące obniżenie charakterystyk wytrzymałości i twardości (rys. 5.33a). Maksymalne wartości odporności na pękanie uzyskano po odpuszczaniu przez 5 h, po czym obserwowano ich obniżenie wraz z wydłużaniem czasu odpuszczania (rys. 5.33b,c), (tab. 5.6). Zmienia się również mechanizm propagacji pęknięcia – z całkowicie plastycznego (odpuszczanie 5 h), na kruchy (odpuszczanie 96 h) (rys. 5.34).

Mikrostruktura stali 13HMF po hartowaniu w oleju i odpuszczaniu przez długie okresy czasu została pokazana na rysunku 5.35. Po odpuszczaniu przez 5 h, bainityczno-martenzytyczna (BM) mikrostruktura stali zamienia się w strukturę, która składa się z drobnoziarnistego ferrytu oraz z wydzieleń cementytu w postaci drobnych cząstek wzdłuż granic ziarn i podziarn ferrytu (rys. 5.35). Wydłużenie czasu odpuszczania prowadzi do powstawania węglików M₇C₃, M₂₃C₇, M₆C. Mimo długich okresów odpuszczania mikrostruktura pozornie zachowuje budowę listwową; jest to efektem wydzielania się węglików wzdłuż granic listew. W mikrostrukturze BM, nawet po długotrwałym odpuszczaniu, drobne wydzielenia węglików o dużej dyspersji są ustawione w szeregi, co skutecznie wzmacnia osnowę ferrytyczną.

a) 5000×









d) 5000×



Rys. 5.32. Mikrostruktura stali 13HMF po $N(V = 53^{\circ}C/min)$ (a) i $N+O_5h$ (b), 16h (c) i 96h (d) (wyniki własne)



Rys. 5.33. Stal 13HMF, $N(V = 53^{\circ}C/min)$ i odpuszczana w różnych interwałach czasu: wykresy krzywych " σ - ϵ " (a), krzywych obciążenia (b) i krzywych J_R (c) (wyniki własne)



Rys. 5.34. Charakter pękania stali N (V = 53°C/min): a) ciągliwy, O_{5} h; (b) upliwy, O_{96} h (wyniki własne)



Rys. 5.35. Mikrostruktura stali 13HMF po hartowaniu i odpuszczaniu: 16 h (a), 280 h (b) (wyniki własne)



Rys. 5.36. Stal 13HMF, hartowana i odpuszczana w różnych interwałach czasu: wykresy krzywych " σ - ϵ " (a), krzywych obciążenia (b) i krzywych J_R (c) (wyniki własne)

Wykresy z próby jednoosiowego rozciągania oraz z próby wyznaczania odporności na pękanie dla stali 13HMF po hartowaniu w oleju i odpuszczaniu przez różne okresy czasu pokazano na rysunkach 5.36. Wydłużenie czasu odpuszczania obniża poziom charakterystyk wytrzymałości (rys. 5.36a). Najwyższy poziom odporności na pękanie osiąga materiał po krótkim czasie odpuszczania – 5 h. Wraz z wydłużeniem czasu odpuszczania, odporność na pękanie stopniowo spada, jednak nawet po odpuszczaniu przez 280 h pozostaje na wysokim poziomie (rys. 5.36b,c; tab. 5.6). Dla mikrostruktury BM mechanizm propagacji pęknięcia jest ciągliwy, nawet po odpuszczaniu przez 280 h (rys. 5.37).



Rys. 5.37. Ciągliwy mechanizm propagacji pęknięcia w próbkach ze stali 13HMF hartowanej i odpuszczanej przez: 96 h (a); 280 h (b) (wyniki własne)

Zestawienie wartości granicy plastyczności, twardości oraz odporności na pękanie od czasu odpuszczania dla stali 13HMF o różnych mikrostrukturach pokazano na rysunkach 5.38. Niezależnie od szybkości chłodzenia podczas normalizacji, odpuszczanie w temperaturze 735°C w przedziale 3-5 h nieznacznie podwyższa charakterystyki wytrzymałościowe. Wydłużenie czasu odpuszczania powoduje stopniowe obniżanie charakterystyk wytrzymałości (rys. 5.38a). Największy wpływ czasu odpuszczania na charakterystyki wytrzymałościowe zauważono w przedziale do 100 h. Następne wydłużenie czasu odpuszczania (ponad 100 h) nieznacznie obniża wartości charakterystyk R_e i R_m . Podobny jest przebieg twardości (HV10) w stosunku do czasu odpuszczania. Jedynie dla materiału z mikrostrukturą FW (chłodzonego bardzo wolno podczas normalizowania) dodatkowe odpuszczanie prawie nie zmienia charakterystyk wytrzymałości i twardości.

Odporność na pękanie stali 13HMF zmienia się niejednoznacznie ze wzrostem czasu odpuszczania (rys. 5.38b). W przedziale odpuszczania do 8 h zanotowano wzrost odporności na pękanie dla wszystkich mikrostruktur materiału. Efekt ten ujawnia się szczególnie w materiale poddanym szybkiemu chłodzeniu (mikrostruktura B lub BM). Wydłużenie czasu odpuszczania w różny sposób zmienia odporność na pękanie materiału. W materiale o mikrostrukturze B lub BM obserwowano stopniowe obniżenie wartości K_{JC} . Podobne zmiany odporności na pękanie od cza-

su odpuszczania uzyskano dla materiału FW. Natomiast dla materiału z mikrostrukturą FPB zanotowano znaczący wzrost odporności na pękanie przy długim czasie odpuszczania – 280 h (rys. 5.38b).



Rys. 5.38. Zmiana granicy plastyczności R_e (a) i odporności na pękanie K_{JC} (b) od czasu odpuszczania dla stali 13HMF chłodzonej z różną prędkością podczas normalizowania (wyniki własne)

Zmianę odporności na pękanie $K_{\rm JC}$ od twardości HV10 dla stali 13HMF o różnych mikrostrukturach (normalizowanej z różnymi prędkościami chłodzenia i odpuszczanych przez różne okresy czasu) pokazano na rysunku 5.39a. Można zauważyć, że po pewnym czasie odpuszczania, charakterystycznym dla każdego rodzaju mikrostruktury, uzyskuje się materiał o mikrostrukturze FW, z niskim poziomem charakterystyk wytrzymałości i twardości oraz wysokim poziomem odporności na pękanie. Jednak zależności zmiany charakterystyk dla materiału o różnych mikrostrukturach układają się wzdłuż różnych "ścieżek". "Ścieżka" zmiany charakterystyk dla materiału z mikrostrukturą BM jest znacznie korzystniejsza od "ścieżki" zmiany dla materiału FPB. Dla materiału o mikrostrukturze FMP.

Porównując rysunki 5.39a i 5.15b nietrudno zauważyć podobieństwo. Obszary po lewej stronie na obu rysunkach odpowiadają materiałowi o mikrostrukturze FW, dla której charakterystyczne są niskie wartości charakterystyk mechanicznych oraz wysokie – odporności na pękanie. Obszary po prawej stronie odpowiadają materiałowi o mikrostrukturze B lub BM. Materiał z tego obszaru charakteryzuje się wysokim poziomem charakterystyk mechanicznych i odpornością na pękanie. W środkowej części obu rysunków (mikrostruktura FPB) poziom charakterystyk wytrzymałościowych i twardości jest pośredni (odpowiadający wymaganiom norm), natomiast odporność na pękanie jest niska. Podobieństwo wyników uzyskanych na materiale eksploatowanym oraz na materiale poddanym degradacji mikrostruktury w warunkach laboratoryjnych pozwala wnioskować, że przebieg procesu zmiany mikrostruktury podczas eksploatacji elementu jest podobny do opisanego w niniejszym podrozdziale.



Rys. 5.39. Stal 13HMF, wykresy dla różnych mikrostruktur: a) zmiana K_{JC} od HV10; b) krzywe pełzania (wyniki własne)

W celu porównania odporności na pełzanie stali 13HMF o różnych mikrostrukturach, przeprowadzono badania w temperaturze T = 550°C przy poziomie naprężenia $\sigma = 200$ MPa. Krzywe pełzania dla stali 13HMF o mikrostrukturach FW, FPB, i BM pokazano na rysunku 5.39b. Najwyższa szybkość pełzania (v = 9.4·10⁻⁶ ɛ/s, obliczona jest jako średnia wartość na odcinku ustalonego pełzania), odpowiada materiałowi o mikrostrukturze FW. Szybkość pełzania materiału o mikrostrukturze FPB jest ponad dwukrotnie mniejsza (v = $3.9\cdot10^{-6}$ ɛ/s) w porównaniu do FW. Dla materiału o mikrostrukturze BM szybkość pełzania jest znacząco niższa (v = $1.5\cdot10^{-7}$ ɛ/s), w porównaniu do FW. Najbardziej odporny na pełzanie jest materiał o mikrostrukturze odpuszczonego BM, a najniższa odporność na pełzanie jest obserwowana dla materiału o mikrostrukturze FW.

5.3.3. Regeneracja mikrostruktury i charakterystyk stali 13HMF zdegenerowanej w wyniku długotrwałej eksploatacji

Długotrwała eksploatacja niskostopowych stali Cr-Mo-V w warunkach wysokich temperatur i naprężeń prowadzi do degradacji wyjściowej mikrostruktury, w wyniku czego obniżają się charakterystyki wytrzymałościowe, odporność na pełzanie i odporność na pękanie materiału. Tendencję zmiany mikrostruktury i charakterystyk materiału podczas długotrwałej eksploatacji przedstawiono w poprzednich podrozdziałach. Na dzień dzisiejszy czas eksploatacji elementów urządzeń energetyki konwencjonalnej zbliża się do 150 000-200 000 godzin, a nawet przekracza ten okres. Decyzja o przedłużeniu czasu pracy elementów po tak długiej eksploatacji wymaga dodatkowych badań w celu oceny stanu wytężenia materiału. Wyniki przedstawione w poprzednich rozdziałach świadczą, że materiał z wyjściową mikrostrukturą odpuszczonego bainitu lub bainitu-martenzytu po tak długim okresie eksploatacji zachowuje jeszcze wysoki poziom charakterystyk wytrzymałościowych i odporności na pękanie. Ponieważ wysoki poziom charakterystyk wytrzymałości koreluje z wysoką odpornością na pełzanie materiału, to można wnioskować, że materiał z wyjściową mikrostrukturą bainitu lub bainit-martenzytu nadaje się do dalszej eksploatacji.

Materiał o mikrostrukturze FW po czasie eksploatacji ~150 000 h posiada wysoki poziom odporności na pękanie, natomiast charakterystyki wytrzymałościowe są na niskim poziomie (tab. 5.7), co wskazuje na niską odporność na pełzanie i nie pozwala na dalszą eksploatację. Charakterystyki wytrzymałościowe materiału z wyjściową mikrostrukturą FPB po okresie eksploatacji ~150 000 h utrzymują się jeszcze na zadowalającym poziomie, jednak poziom odporności na pękanie jest niski, poniżej wymagań normy (tab. 5.7), co oznacza, że podczas eksploatacji elementów z wyjściową mikrostrukturą FPB istnieje ryzyko występowania kruchego pękania i takie elementy nie powinny zostać zakwalifikowane do dalszej pracy.

Oznaczenie próbek		<i>R</i> ₀, MPa	R _m , MPa	A5, %	<i>HV</i> 10	J _{ic,} kN/m	K _{JC} , MPa ⋅m ^{1/2}	K _{mat} , MPa ·m ^{1/2}
000	oryginalny	396.0	548.0	26	197.4	143.4	177.8	138.7
135000Aª	oryginalny	377.5	540.0	25	172.8	45.7	100.3	80.4
135000B ^b	oryginalny	495.8	621.0	22	182.1	236.3	200.8	155.9
150000A	oryginalny	306.4	481.3	28	143.9	265.0	228.0	176.4
150000B	oryginalny	350.0	540.0	25	156.4	32.3	84.3	68.4
159159	oryginalny	376.8	573.5	25	171.3	22.8	70.8	58.2 ^c
175000A	oryginalny	430.0	580.0	24	175.0	225.0	222.4	172.2
175000B	oryginalny	490.0	610.0	22	195.0	280.0	248.0	191.5
192000	oryginalny	319.8	519.7	23	179.5	145.0	178.5	139.2

 TABELA 5.7. Charakterystyki stali 13HMF po długotrwałej eksploatacji (dane własne)

^{*a*} 135000 h eksploatowany, element A; ^{*b*} 135000 h eksploatowany, element B;

 $^{c}K_{\text{mat}} = 52.8 < K_{\text{mat}} = 63.7$ według PN-EN 10222-2:2002

Wyniki przedstawione w podrozdziałach 5.3.1 i 5.3.2 świadczą o tym, że przeprowadzenie odpowiedniej obróbki cieplnej na stali 13HMF w stanie nieeksploatowanym pozwala uzyskać materiał o określonych właściwościach. Interesujące jest pytanie: *czy podobne zabiegi będą też skuteczne dla materiału po długotrwałej eksploatacji*? Uzyskanie wyniku pozytywnego pozwoliłoby regenerować materiał bez konieczności wykonania elementów od nowa.

Uważa się, że pewne zmiany w mikrostrukturze zdegradowanej w wyniku eksploatacji (koagulację cząstek węglików oraz strukturę dyslokacyjną) można cofnąć lub zredukować poprzez zastosowanie odpowiedniej OC [36]. W wyniku austenityzowania węgliki powinny rozpuścić się, a zastosowanie normalizowania i od-

puszczania pozwoli uzyskać właściwa mikrostrukture. Inny wariant poprawienia właściwości materiału, opisany w pracy [36], polega na wygrzewaniu w temperaturze ~700°C, co powinno spowodować cześciowy rozpad skoagulowanych weglików, powstanie mikrostruktury bardziej jednorodnej z drobniejszymi wydzieleniami, i zapewnić wzrost charakterystyk mechanicznych materiału.

Próbe regeneracij przeprowadzono na materiale o mikrostrukturze zdegradowanego ferrytu-bainitu, którego poziom charakterystyk po okresie eksploatacji ~135000-160000 godzin zbliża się do dolnej granicy zakresu dopuszczalnego. Badania przeprowadzono na próbkach pobranych z dwóch prostoliniowych segmentów rurociagów, wykonanych ze stali 13HMF po eksploatacji 135000 i 159159 godzin. Mikrostruktura materiału eksploatowanego składa się z ferrytu i wydzieleń węglików (rys. 5.40). W ziarnach ferrytu występują drobne wydzielenia o dużej gęstości. W obszarach byłego bainitu lub/i perlitu cząstki są większe, a na granicach ziarn występują duże wegliki. Poziom charakterystyk wytrzymałości odpowiada wymaganiom normy [214]. Natomiast badanie odporności na pekanie pokazuje, że charakter pękania jest całkowicie kruchy, a poziom odporności na pękanie jest bardzo niski, zwłaszcza dla materiału po 159159 h eksploatacji. Wartość $K_{\text{mat}} = 58.2 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ jest niższa od wartości wymaganej przez norme.

a) 5000×



Rys. 5.40. Mikrostruktura stali 13HMF po eksploatacji: a) 135000 h; b) 159000 h (wyniki własne)

Dla każdego materiału przeprowadzono dwa rodzaje obróbki cieplnej:

- 1. Pierwszy rodzaj (OC1), opierał się na założeniu, że właściwości materiału można poprawić za pomocą wygrzewania materiału w temperaturze wyższej od eksploatacyjnej (700°C): próbki nagrzewano do temperatury 735°C, wytrzymywano przez 5 h lub 12 h i chłodzono na powietrzu.
- 2. Drugi rodzaj obróbki regeneracyjnej, (OC2), polegał na austenityzowaniu materiału (1030°C, 1 h), chłodzeniu i odpuszczaniu w temperaturze 735°C przez 5 h. Szybkość chłodzenia z temperatury austenityzowania dobrano jak dla materiału wyjściowego.

Aby prześledzić zachodzące w materiale zmiany mikrostrukturalne i właściwości, przeprowadzono również długotrwałe odpuszczanie przez 280 godzin.

W wyniku zastosowania OC1 w obu materiałach (po 135000 h i 159000 h eksploatacji) obserwowano powstanie mikrostruktury FW, co spowodowało obniżenie charakterystyk wytrzymałościowych i twardości oraz wzrost odporności na pękanie (tab. 5.8 i 5.9). Wydłużenie czasu odpuszczania z 5 h do 12 h wzmocniło tę tendencję (rys. 5.41).

OC: A (10	30°C, 1 h)	R _e ,	R _m ,	A ₅ ,	<i>HV</i> 10	J _{IC} ,	K _{JC} ,	Typ
V, °C/min	Odpuszczanie, <i>T</i> °C, h	MPa	WPa	70		KIN/III	MPa III "2	рекапіа
135000 h eks	pl., oryginalny	377.5	540.0	25.2	171.8	45.8	100.3	Kruch.
OC1	735°C, 5 h	351.4	530.1	26.0	168.0	49.1	103.8	Kruch.
OC1	735°C, 12 h	248.3	413.8	38.1	141.7	197.5	208.2	Plast.
OC2(V=3.3)	735°C, 5 h	292.8	501.1	28.7	149.2	97.8	146.6	Plkr.
OC2(V=3.3)	735°C, 12 h	278.0	469.7	29.2	145.8	157.2	185.7	Plkr.
OC2(V=3.3)	735°C, 280 h	257.1	431.3	33.4	134.3	187.6	203.8	Plast.
OC2(V=53.3)	735°C, 5 h	537.7	707.3	23.6	199.3	223.4	221.7	Plast.
OC2 (hart.)	735°C, 5 h	606.5	703.4	21.0	224.7	300.7	257.3	Plast.
OC2 (hart.)	735°C, 280 h	444.7	552.3	30.5	160.4	191.5	205.2	Plast.

TABELA 5.8. Charakterystyki stali 13HMF (135000 h eksploatacji) po różnych OC (wyniki własne)

TABELA. 5.9. Charakterystyki stali 13HMF (159000 h eksploatacji) po różnych OC (wyniki własne)

OC: A (10	30°C, 1 h)	R _e ,	R _m ,	A ₅ ,	<i>HV</i> 10	J _{IC} ,	$K_{\rm JC}$, MPa $\cdot m^{1/2}$	Typ
V, °C/min	Odpuszczanie, <i>T</i> °C, h	ivii a	ivii a	70		KIN/III	Wi a ma-	ρέκαιτια
159000 h eks	pl., oryginalny	367.3	569.2	24.3	171.1	22.8	70.8	Kruch.
OC1	735°C, 5 h	354.9	534.5	27.2	157.8	34.7	87.3	Kruch.
OC1	735°C, 12 h	282.3	507.8	30.1	137.7	232.7	220.8	Plast.
OC2(V=3.3)	735°C, 5 h	279.2	489.3	33.3	143.9	121.8	164.4	Plkr.
OC2(V=53.3)	735°C, 5 h	563.7	700.3	19.6	198.3	135.4	172.1	Plkr.
OC2 (hart.)	735°C, 5 h	613.2	734.1	22.1	218.7	334.7	279.3	Plast.



Rys. 5.41. Mikrostruktura stali 13HMF eksploatowanej przez 159159 h po OC1: a) wygrzewanie przez 5 h; b) wygrzewanie przez 12 h (wyniki własne)

Na rysunkach 5.42 pokazano wykresy obciążenia P = f(u) dla oryginalnego materiału po długotrwałej eksploatacji, dodatkowo poddanemu wygrzewaniu w temperaturze 735°C. Z wykresów wynika, że charakter rozwoju pęknięcia w materiale po wygrzaniu przez 5 h i 12 h zmienia się z kruchego na plastyczny (rys. 5.42a,b). Mikrostruktura uzyskana w wyniku zastosowania OC1 jest podobna do mikrostruktury dla materiału wyjściowego poddanego chłodzeniu z niską prędkością (V = 0.42°C/min) z temperatury austenityzowania. Dla materiału o mikrostrukturze FW, jak pokazano w rozdziale 5.3.2, mimo wysokiej odporności na pękanie właściwy jest niski poziom właściwości mechanicznych oraz odporności na pełzanie. Ten rodzaj OC nie pozwala na przeprowadzenie regeneracji charakterystyk stali zdegradowanej w wyniku długotrwałej eksploatacji.



Rys. 5.42. Wykresy obciążenia próbek SENB podczas wyznaczania K_{JC} : a) dla materiału po 159159 h eksploatacji; b) po OC1, wygrzewanie przez 5 h i 12 h (wyniki własne)

Zastosowanie OC2 do stali 13HMF eksploatowanej przez 135000 i 159159 h pozwoliło uzyskać materiał o mikrostrukturze i właściwościach podobnych jak w materiale nieeksploatowanym. W wyniku chłodzenia z temperatury austenityzowania z szybkością (V = 3.33°C/min) i odpuszczania (735°C, 5 h) uzyskano materiał o mikrostrukturze ferrytu i częściowo sferoidyzowanego perlitu (rys. 5.43a). Podczas chłodzenia z temperatury austenityzowania z szybkością V = 53°C/min uzyskano mikrostrukturę bainitu (rys. 5.44a), a po hartowaniu w oleju i odpuszczaniu przez 5 h – mikrostrukturę odpuszczonego BM (rys. 5.45a). W wyniku zwiększenia czasu odpuszczania obserwowano efekty przemiany mikrostruktury, podobne jak w materiale nieeksploatowanym.



Rys. 5.43. Mikrostruktura stali 13HMF eksploatowanej przez 159159 h po OC2 – normalizowanie ($V = 3.33^{\circ}$ C/min) i odpuszczanie przez 5 h (a) i 12 h (b) (wyniki własne)



Rys. 5.44. Mikrostruktura stali 13HMF (159000 h eksploatacji): a) po $N(V = 53^{\circ}C/min)$; b) po N + O (5 h) (wyniki własne)



Rys. 5.45. Mikrostruktura stali 13HMF (135000 h eksploatacji) po hartowaniu w oleju i odpuszczaniu: a) 5 h; b) 280 h (wyniki własne)

W wyniku zastosowania OC2 w eksploatowanej stali 13HMF uzyskano wzrost charakterystyk wytrzymałości i odporności na pekanie do poziomu porównywalnego z materiałem nieeksploatowanym. Podobnie jak dla materiału w stanie wyjściowym, najwyższy wzrost charakterystyk mechanicznych i odporności na pękanie uzyskano dla materiału hartowanego i odpuszczonego (735°C, 5 h). Dla materiału chłodzonego z niższą szybkością ($V = 53^{\circ}$ C/min) i odpuszczanego, odnotowano również wzrost właściwości mechanicznych, jednak efekt regeneracji jest niższy (tab. 5.8 i 5.9). Dla materiału chłodzonego z szybkością ($V = 3.33^{\circ}$ C/min) i odpuszczanego (735°C, 5 h) odnotowano wzrost odporności na pękanie oraz spadek właściwości mechanicznych. Wydłużenie czasu odpuszczania prowadzi do zmian podobnych do obserwowanych w materiale nieeksploatowanym. W materiale z mikrostrukturą odpuszczonego bainitu lub bainitu-martenzytu zwiększenie czasu odpuszczania powoduje spadek własności mechanicznych i odporności na pękanie. Dla materiału o mikrostrukturze ferrytu-perlitu wydłużenie czasu odpuszczania prowadzi do obniżenia charakterystyk mechanicznych oraz wzrostu odporności na pekanie. Dane dotyczące zmiany charakterystyk stali 13HMF po OC1 i OC2 w postali liczb dla materiału po eksploatacji 135000 h i 159000 h zamieszczono odpowiednio w tabelach 5.8 i 5.9.

5.3.4. Zależności charakterystyk wytrzymałości i odporności na pękanie od twardości

Zależności pomiędzy charakterystykami wytrzymałości R_e i R_m a twardością HV10, uzyskane w wyniku badań próbek z materiału wyjściowego i po długotrwałej eksploatacji po różnych OC, pokazano na rysunku 5.46. Rezultaty dla obu materiałów układają się blisko siebie, rozrzuty są nieduże, a tendencje zmian są podobne.

Rysunek 5.47 jest uzupełnieniem rysunku 5.39a, do zależności zmian $K_{\rm JC}$ od twardości HV10 dla materiału wyjściowego dodano rezultaty uzyskane na próbkach z materiału po długotrwałej eksploatacji. Wyniki dla materiału eksploatowa-
nego i poddanego powtórnej normalizacji i odpuszczaniu układają się wzdłuż odpowiednich zależności uzyskanych podczas badań materiału wyjściowego, co oznacza, że zastosowanie OC2 (normalizowanie i odpuszczanie) pozwala zregenerować mikrostrukturę stali 13HMF do stanu podobnego do materiału wyjściowego. Poziom charakterystyk wytrzymałości, twardości i odporności na pękanie w materiale regenerowanym według OC2 odpowiada również charakterystykom dla odpowiednich mikrostruktur materiału wyjściowego.



Rys. 5.46. Zależności pomiędzy charakterystykami wytrzymałości, R_e i R_m a twardością HV10 dla materiału wyjściowego i eksploatowanego oraz po różnych OC (wyniki własne)



Rys. 5.47. Zależności pomiędzy odpornością na pękanie, $K_{\rm JC}$, i twardością, HV10 po różnych OC dla materiału wyjściowego (\Diamond), po długotrwałej eksploatacji (Δ) (wyniki własne)

Zmiany charakterystyk wytrzymałości, R_e i R_m , od twardości, HV10 (rys. 5.46) oraz krytycznej wartości odporności na pękanie, K_{JC} , od twardości, HV10 (rys. 5.47) opisano funkcjami wielomianu drugiego i trzeciego stopnia za pomocą metody najmniejszych kwadratów. Zależności pomiędzy charakterystykami wytrzymałości (R_e i R_m) a twardością HV10 opisano wzorami:

$$R_{\rm e} = 318.79 - 2.77 HV10 + 0.017 (HV10)^2$$
(5.2a)

$$R_{\rm m} = 784.59 - 5.07HV10 + 0.021(HV10)^2$$
(5.2b)

Zależność pomiędzy odpornością na pękanie, K_{JC} , a twardością, HV10, dla stali 13HMF normalizowanej z różną prędkością (linia N) jest opisywana z wysoką dokładnością wielomianem trzeciego stopnia:

$$K_{\rm JC} = 2017.2 - 26.94HV10 + 0.12(HV10)^2 - 0.00017(HV10)^3$$
 (5.3a)

Dla stali normalizowanej i odpuszczonej przez 5 godzin (linia $N+O_5$) zależność opisuje się wzorem:

$$K_{\rm JC} = 3965.02 - 60.73HV10 + 0.31(HV10)^2 - 0.00049(HV10)^3$$
 (5.3b)

Zmianę odporności na pękanie w funkcji twardości podczas degradacji stali 13HMF o wyjściowej mikrostrukturze BM przedstawia wzór:

$$K_{\rm JC} = 2337.84 - 37.25HV10 + 0.21(HV10)^2 - 0.00038(HV10)^3$$
(5.4a)

Dla stali o wyjściowej mikrostrukturze B zmianę odporności na pękanie K_{JC} opisuje wzór:

$$K_{\rm JC} = 2954.85 - 49.9HV10 + 0.29(HV10)^2 - 0.00056(HV10)^3$$
 (5.4b)

a dla stali o wyjściowej mikrostrukturze FPB przedstawia wzór:

$$K_{\rm JC} = 20494.03 - 405.51 \cdot HV10 + 2.68(HV10)^2 - 0.0059(HV10)^3$$
 (5.4c)

Przedstawienie charakterystyk wytrzymałościowych i odporności na pękanie materiału w postaci funkcji od twardości jest wygodne, ponieważ pomiar twardości wykonuje się regularnie podczas okresowych przeglądów i napraw instalacji energetycznych. Znając twardość i wyjściowy stan mikrostruktury, można oszacować za pomocą powyższych wzorów poziom charakterystyk wytrzymałości i odporności na pękanie materiału oraz wykorzystać te charakterystyki podczas oceny bezpieczeństwa eksploatacji elementów w przewidywanym okresie pracy. W niniejszym rozdziale przedstawiono badania i ustalono zależności dla stali 13HMF. Podobne zależności nietrudno uzyskać dla innych gatunków stali o osnowie ferrytycznej.

5.3.5. Charakterystyki wytrzymałości i odporności na pękanie dla różnych mikrostruktur stali 13HMF w zakresie temperatur ujemnych

Jedną z podstawowych charakterystyk, którą wykorzystuje się obecnie do oceny przydatności materiału do eksploatacji, jest temperatura przejścia w stan kruchy. Temperaturę przejścia materiału w stan kruchy tradycyjnie wyznacza się z badań udarności przeprowadzonych w szerokim zakresie temperatur na próbkach Charpy'ego. Wymóg wyznaczania temperatury krucho-plastycznego przejścia, T_0 , w oparciu o dane odporności na pękanie, określony jest we współczesnych metodach oceny bezpieczeństwa elementów konstrukcyjnych: SINTAP, API, FITNET. Opracowana przez Wallina [269] procedura wyznaczania T_0 ujęta jest w normie ASTM E1921 [10] oraz opisana w materiałach FITNET [102]. W procedurach SINTAP i FITNET przedstawiono również wzory, które pozwalają oszacować poziom odporności na pękanie materiału wykorzystując dane z prób udarności.

W niniejszym rozdziale przedstawiono wyniki badań przeprowadzone na próbkach ze stali 13HMF o mikrostrukturach: FPB (*FPB1a*¹) oraz odpuszczanej przez 96 h (*FPB1c*); FB, odpuszczonej przez 5 h (*FB1b*); BM, odpuszczonej przez 96 h (*BM1d*). Krytyczna wartość odporności na pękanie $K_{\rm JC}$ została wyznaczona na próbkach SENB w zakresie temperatur od +20 do -150°C. Na podstawie uzyskanych danych ustalono temperaturę przejścia materiału w stan kruchy, T_0 , dla której wartość odporności na pękanie $K_{\rm JC}$ jest równa 100 MPa·m^{1/2}. W celu wyznaczenia charakterystyk wytrzymałości przeprowadzano próbę jednoosiowego rozciągania w przedziale temperatur [+20 ÷ -100°C].

Obniżenie temperatury powoduje wzrost charakterystyk wytrzymałości (R_e i R_m) dla każdej obróbki cieplnej (rys. 5.48; tab. 5.10). Zdjęcia przełomów próbek badanych w próbie jednoosiowego rozciągania w temperaturze +20°C wskazują na całkowicie ciągliwy charakter przełomów we wszystkich materiałach (rys. 5.49). Na przełomach próbek obserwujemy jamki, które powstają z pustek utworzonych wokół cząstek węglików oraz wtrąceń niemetalicznych. Gęstość rozmieszczenia cząstek w materiale decyduje o morfologii przełomu. W odpuszczonej mikrostrukturze BM przełom próbki składa się z drobnych jamek o wymiarach średnic 0.5-2 µm, powstałych na licznych drobnych wydzieleniach węglików o dużej dyspersji. W mikrostrukturze FPB przełom składa się z jamek o wymiarach 3-12 µm, co wskazuje na znacząco mniejszą dyspersyjność cząstek w tym materiale.

Podczas badań w temperaturze -100°C w próbce *FPB1a* odnotowano kruchy charakter przełomu, co było zaskoczeniem, ponieważ wykres " $\sigma - \varepsilon$ " wskazuje na plastyczny przebieg próby (rys. 5.48a). Dla pozostałych mikrostruktur stali 13HMF przełomy próbek świadczą, że pękanie odbyło się według ciągliwego mechanizmu. Na przełomach uzyskanych w temperaturze pokojowej wokół dużych wtrąceń niemetalicznych, głównie siarczków MnS, tworzą się kawerny o średnicach 3-8 µm

¹ oznaczenie próbek wraz z odpowiednimi OC podano w tabeli 5.6.

(rys. 5.49). Natomiast w próbkach badanych w temperaturze -100°C na przełomach obserwowano pęknięcia w kierunku osiowym (rys. 5.50). Powstają one na skutek pękania siarczków manganu, które w niskich temperaturach stają się bardziej kruche i pękają we wcześniejszej fazie obciążenia.



Rys. 5.48. Wykresy z jednoosiowej próby rozciągania " σ – ε " dla stali 13HMF o różnych mikrostrukturach w temperaturach ujemnych (wyniki własne)

Materiał / R_e, $K_{\rm JC}$ (a/W = 0.2), $K_{\rm JC}$ (a/W = 0.5), R_m, A5, п To, *T*₀, MPa % MPa·m^{1/2} MPa MPa·m^{1/2} *T*badań °C °C FPB1a 20°C 251 524 25.5 5.7 111.4 -12.5 165.3 -57 -20°C 275 561 26.5 5.96 83; 90 152.9 71 600 28.6 6.7 120.3 -50°C 315 -80 °C 340 628 30.4 7.4 67.3 82.1 -100 °C 660 29.6 80.2 385 8.1 57 FPB1c 20°C 265 410 32.4 11.2 128.6; 117.5 -17.2 240 -87 -20°C 296 440 33.7 11.5 113.7 219 -50°C 324 475 33.3 12.9 66.3; 105 167 -80°C 380 520 35.5 14.1 55 117.2 400 545 33.6 14.9 45 103.7 -100°C FB1b 25.4 -101 20°C 367 510 13.4 188.5 -65 253 406 540 28.6 16.2 242.2 -20°C 179.2 -50°C 538 662 23.8 18.2 115.6 197.5 -80°C 572 693 25.8 20.5 67.2 129.2 632 728 25.9 23.6 62 83.9 -100°C 49.9 63.6 -150°C _ _ _ _ BM1d 20°C 430 541 25.5 17.5 220 -88 273 -212 -20°C 458 572 26.1 18.3 187.5 260 479 593 28.8 18.6 176 251 -50°C -80°C 528 636 29.4 23.2 125.5; 108.5 203 566 668 27.8 24.7 109.4; 80.4 173 -100°C 50.5 -150°C 110.5 _ _ _ _

TABELA 5.10. Charakterystyki stali 13HMF o różnych mikrostrukturach w temperaturze ujemnej (dane własne)



Rys. 5.49. Przełomy próbek rozciąganych ze stali 13HMF o różnych mikrostrukturach w temperaturze +20°C (wyniki własne)

Przykładowe wykresy obciążenia próbek z materiału *FB1b*, zarejestrowane podczas wyznaczania odporności na pękanie w temperaturach ujemnych, przedstawiono na rysunku 5.51a. Wraz z obniżeniem temperatury, zmniejsza się ugięcie próbki i obniża się wartość siły, przy której występuje pękanie. Odpowiada to obniżeniu krytycznej wartości odporności na pękanie $K_{\rm JC}$, ponieważ wartość $K_{\rm JC}$ jest proporcjonalna do energii dostarczonej do próbki (tab. 5.10). Obniżenie temperatury badania powoduje również zmniejszenie udziału składowych plastycznych, obserwowanych na przełomie próbki – skraca się szerokość strefy stępienia wierzchołka pęknięcia (*SZW – Stretch Zone Wide*) oraz zmniejsza się szerokość obszaru propagacji pęknięcia według mechanizmu ciągliwego na przełomie próbki (rys. 5.52). Brak składowych plastycznych na przełomie odpowiada przejściu materiału w stan całkowicie kruchego pękania. Według wykresów obciążenia (rys. 5.51) oraz zdjęć przełomów (rys. 5.52) dla materiału o mikrostrukturze *FB1b*, temperatura przejścia kruchoplastycznego znajduje się w zakresie od -50°C do -80°C. Dla materiału o mikrostrukturze *BM1d* temperatura przejścia mieści się w przedziale od -80°C do -100°C.



Rys. 5.50. Przełomy próbek rozciąganych ze stali 13HMF o różnych mikrostrukturach w temperaturze -100°C (wyniki własne)



Rys. 5.51. Stal 13HMF, próbki SENB: a) zmiana charakteru wykresu obciążenia wraz z obniżeniem temperatury badań; b) krzywe wzorcowe dla różnych mikrostruktur (wyniki własne)

a) FPB1a (2000x)



a2) *FB1b*, $T = -50^{\circ}C(350x)$





b2) *BM1d*, $T = -80^{\circ}C$ (350x)





b3) *BM1d*, $T = -100^{\circ}C$ (350x)



Rys. 5.52. Przełomy próbek SENB ze stali 13HMF o mikrostrukturze FB1b (a) i BM1d (b) po badaniach w różnych temperaturach (wyniki własne)

Zależności krytycznej wartości odporności na pękanie od temperatury badań dla materiałów o różnej mikrostrukturze pokazane są na rysunku 5.51b. Eksperymentalne wyniki poddano statystycznej analizie zgodnie z metodą największego prawdopodobieństwa [102, 239], co pozwoliło wyznaczyć krzywe wzorcowe oraz temperatury, T_0 (rys. 5.51b; tab. 5.10). Najniższa wartość temperatury kruchoplastycznego przejścia ($T_0 = -88$ °C) właściwa jest dla materiału o mikrostrukturze *BM1d*. Dla stali 13HMF o innych mikrostrukturach temperatura T_0 jest wyższa: dla *FB1c*, $T_0 = -57$ °C; dla *FPB1a*, $T_0 = -12.5$ °C. Wzrost temperatury przejścia kruchoplastycznego oznacza, że zwiększa się zagrożenie występowania kruchego pękania. W stali 13HMF o mikrostrukturze *FPB1a*, kruche pękanie może wystąpić w temperaturze środowiska naturalnego.

W tabeli 5.10 zamieszczono również wartości odporności na pękanie oraz temperatury T_0 , wyznaczone na próbkach z krótkim pęknięciem początkowym (a/W = 0.2). W próbkach z krótkim pęknięciem wartość współczynnika Q obniża się, co odpowiada wzrostowi odporności na pękanie (rozdział 3), oraz prowadzi do obniżenia wartości temperatury przejścia materiału w stan kruchy, T_0 . Przedstawiono również wartości wykładnika *n* dla prawa Ramberga-Osgooda ($\varepsilon = \alpha \sigma^n$). Dane te wykorzystano podczas wyznaczania krytycznego poziomu naprężeń $\sigma_{\rm C}$ według zmodyfikowanego kryterium kruchego pękania RKR (rozdział 7).

5.4. Podsumowanie

Przeprowadzone badania na stali 13HMF oraz przedstawione w rozdziale 5 wyniki pozwalają stwierdzić, że poziom charakterystyk wytrzymałościowych i odporności na pękanie zależy bezpośrednio od typu mikrostruktury materiału. Podczas przeprowadzenia obróbki cieplnej decydujący wpływ na kształtowanie mikrostruktury odgrywa prędkość chłodzenia z temperatury austenityzowania. Następne wysokotemperaturowe odpuszczanie pozwala ustabilizować mikrostrukturę. *Najbardziej korzystny zestaw właściwości posiada materiał po hartowaniu i wysokotemperaturowym odpuszczaniu o wyjściowej mikrostrukturze odpuszczonego bainitumartenzytu. Dla stali o wyjściowej mikrostrukturze FPB lub FB, która powstaje w wyniku "swobodnego" chłodzenia podczas normalizowania, przy zadowalającym poziomie charakterystyk wytrzymałościowych, obserwuje się niski poziom odporności na pękanie. Podczas normalizacji z niską prędkością powstaje mikrostruktura ferrytu z dużymi cząstkami węglików (FW). Odporność na pękanie materiału FW jest wysoka, natomiast charakterystyki wytrzymałości, twardości i odporności na pełzanie są niskie.*

Podczas długotrwałej eksploatacji mikrostruktura stali ulega degradacji. Zmiana charakterystyk wytrzymałościowych i odporności na pękanie podczas długotrwałej eksploatacji dla stali o różnych rodzajach początkowej mikrostruktury przebiega według indywidualnych "ścieżek". Badania przeprowadzone na materiale zdegradowanym w warunkach laboratoryjnych oraz na materiale długotrwale eksploatowanym potwierdziły, że stal 13HMF o mikrostrukturze BM posiada najwyższy, w porównaniu do innych, poziom charakterystyk wytrzymałościowych i odporności na pękanie oraz że czas obniżania tych charakterystyk do poziomu krytycznego jest najdłuższy. Mikrostrukturę i właściwości materiału zdegradowanego w wyniku długotrwałej eksploatacji można skutecznie zregenerować poprzez przeprowadzenie powtórnej obróbki cieplnej (normalizowanie i odpuszczanie). *Największy efekt uzyskuje się po normalizowaniu z dużą prędkością chłodzenia podczas normalizowania lub po hartowaniu*. Zastosowanie regeneracyjnej obróbki cieplnej jest uzasadnione dla materiału, w którym nie zaobserwowano rozwoju nieciągłości mikrostrukturalnych – pustek oraz mikropęknięć; degradacja dotyczy jedynie zmian mikrostrukturalnych.

Ustalone zależności zmiany charakterystyk wytrzymałości lub odporności na pękanie od twardości dla różnych mikrostruktur można wykorzystać podczas analizy bezpieczeństwa elementu po długotrwałej eksploatacji. Oszacowanie aktualnego poziomu charakterystyk wytrzymałości i odporności na pękanie można przeprowadzić na podstawie informacji o aktualnej twardości materiału z uwzględnieniem typu mikrostruktury.

Badania przedstawione w niniejszym rozdziale przeprowadzono na stali 13HMF. Wyniki uzyskane podczas badań innych stali – 12H1MF, 15H2MF [93, 220, 221, 243, 246] układają się we wspólne pasma rozrzutu, co oznacza, że tendencje zmiany mikrostruktury i właściwości są podobne dla różnych gatunków stali niskostopowych Cr-Mo-V o osnowie ferrytycznej.

6 Wpływ składników mikrostrukturalnych na właściwości mechaniczne i odporność na pękanie stali ferrytycznych

Wyniki przedstawione w rozdziale 5 pozwalają stwierdzić, że decydujący wpływ na kształtowanie mikrostruktury i na właściwości materiału podczas przeprowadzenia obróbki cieplnej (OC) w wyrobach z niskostopowych stali Cr-Mo-V odgrywa prędkość chłodzenia z temperatury austenityzowania. W rezultacie zastosowania różnej prędkości chłodzenia podczas OC powstaje spektrum mikrostruktur: ferryt z wydzieleniami węglików (FW), ferryt-perlit (FP), ferrytperlit-bainit (FPB), ferryt-bainit (FB), bainit (B), bainit-martenzyt (BM). Mikrostrukturze odpowiada zespół właściwości materiału (rys. 5.38a,b), który jest uzależniony od rozmiaru ziarn, wielkości i dyspersyjności wydzieleń węglików oraz innych składników mikrostrukturalnych. Badania przedstawione w niniejszym rozdziale przeprowadzono w celu ustalenia zależności pomiędzy podstawowymi składnikami budowy mikrostruktury – rozmiarami ziarn, wielkością i dyspersyjnością wydzieleń węglików a charakterystykami wytrzymałości, twardości i odporności na pękanie.

6.1. Ilościowe dane o składnikach dla różnych mikrostruktur stali 13HMF

Zmiany zachodzące w składzie chemicznym i budowie fazy węglików stali niskostopowych Cr-Mo-V podczas wysokotemperaturowej eksploatacji opisano jako zależności (5.1) [36, 61, 62, 121, 142]. Według tych zależności węglik VC występuje w całym zakresie eksploatacji materiału, natomiast węglik cementytu M₃C i węglik molibdenu Mo₂C przechodzą po pewnym czasie odpowiednio w węgliki M₇C₃, M₂₃C₆ i M₆C. Węgliki M₇C₃ i M₂₃C₆, są węglikami zawierającymi Fe i Cr; węglik M₆C zawiera Fe i Mo. Wzrost zawartości elementów stopowych w węglikach skutkuje obniżeniem charakterystyk mechanicznych i odporności na pełzanie materiału. Udział węglika VC w osnowie nieznacznie zmienia się z czasem eksploatacji.

Rozmiary cząstek węglika cementytu M_3C w materiale wyjściowym w zależności od mikrostruktury zmieniają się w bardzo szerokim przedziale – od kilku do kilkuset nanometrów. Przykładowo, w odpuszczonym martenzycie i bainicie dolnym cząstki cementytu są bardzo małe, 5÷40 nm, natomiast w bainicie górnym rozmiar większości cząstek wynosi ~250 nm, a nawet – ponad 1000 nm [36]. W strukturach sferoidy-zowanego perlitu cząstki węglików M_3C są jeszcze większe – 400÷2000 nm.

Węglik molibdenu Mo₂C w materiale wyjściowym występuje w kształcie drobnych wydłużonych cząstek o długości 60÷200 nm (wymiar poprzeczny ~10÷20 nm). Obecność drobnych, o dużej dyspersji, cząstek Mo₂C w stali jest skuteczną barierą przeciw pełzaniu materiału. Przy długich okresach wysokotemperaturowego obciążania węgliki Mo₂C zostają zastąpione przez złożone węgliki M₆C. Węgliki M₂₃C₆ i M₆C koagulują, tworząc cząstki o dużych wymiarach (1.5 \div 2.0 µm). Węglik wanadu VC występuje w postaci drobnych cząstek 10 \div 100 nm o dużej dyspersji, w wyniku długotrwałego wysokotemperaturowego obciążania jedynie nieznacznie zwiększają się jego wymiary [142].

W analizie przedstawionej w niniejszym rozdziale cząstki rozdzielono na "małe" i "duże". Jako małe przyjęto cząstki węglików VC i Mo₂C oraz węgliki M₃C o rozmiarach do 150 nm. Za duże cząstki uważano węgliki M₃C o wymiarach ponad 150 nm oraz węgliki M₇C₃, M₂₃C₆, M₆C, a także skoagulowane cząstki tych węglików. Uzasadnienie podziału cząstek na duże i małe wynika z dwóch różnych sposobów przeprowadzania badań. Rozkłady dużych cząstek sporządzono na podstawie zdjęć o powiększeniu 5000×÷15000×, wykonanych na mikroskopie skaningowym JSM5400, co pozwoliło identyfikować cząstki o wymiarach d > 150 nm. Rozkłady cząstek małych, d < 150 nm, ustalono na podstawie badań przeprowadzonych na mikroskopie transmisyjnym JEM200CX przy powiększeniach 10000×÷40000×.

Analizę rozmiarów cząstek węglików w materiale wykonano metodą bezpośredniego zliczania ze zdjęć oraz za pomocą programu komputerowego. Na zdjęciach zliczano cząstki odpowiedniej wielkości, a jako średnice przyjmowano maksymalny wymiar cząstki. Dla każdego typu mikrostruktury analizowano ok. 5-7 zdjęć. Obliczano sumaryczną liczbę cząstek dla każdego zakresu wielkości na pojedynczym zdjęciu, a następnie sumę z kilku zdjęć dla analizowanej mikrostruktury. Wykonano przeliczenie liczby cząstek dla każdego rozmiaru w stosunku do powierzchni 1 mm². Przykładowe histogramy rozkładu cząstek pokazano na rysunkach 6.1-6.9. Obliczono względny udział węglików w materiale, S_W/S_0 (S_W – sumaryczna powierzchnia węglików, S_0 – analizowana powierzchnia). Rozkład wielkości ziarn wyznaczano za pomocą pomiaru wykonanego na zdjęciach odpowiedniej mikrostruktury przy powiększeniu od 500× do 5000×. Wyznaczenie rozkładu wielkości ziarn przeprowadzono na co najmniej trzech zdjęciach dla każdej mikrostruktury oraz dane przedstawiono w tabeli 6.6.

W wyniku badań wyznaczono rozmiary składników mikrostruktury – rozmiar ziarn, rozmiar i dyspersyjność oraz skład chemiczny i budowę węglików. Przykładowe rezultaty analizy dla wybranych typów mikrostruktur stali 13HMF przedstawiono w tabelach 6.1-6.5. Dane dla mikrostruktur uzyskanych po przeprowadzeniu OC w warunkach laboratoryjnych przedstawiono w tabeli 6.7, a dla mikrostruktur materiału eksploatowanego w tabeli 6.8. W oparciu o uzyskane dane sporządzono rozkłady cząstek węglików w postaci histogramów. Osobno pokazano rozkłady cząstek małych (d < 150 nm) i dużych (d > 150 nm).

W materiale o *mikrostrukturze FPB* odpuszczanym przez 5 h (730°C) w obszarach perlitu i bainitu obserwowano globularne cząstki cementytu M_3C o rozmiarach (150÷250)×(500÷1200) nm (rys. 6.1a). W obszarach ferrytu cząstki M_3C są drobniejsze – o wymiarach (150÷500 nm). W obszarach ferrytycznych obserwowano również wydzielenia węglika VC oraz rzadziej – węglika $M_{02}C$ (rys. 6.1b). Wydzielenia VC tworzą charakterystyczne układy szeregowe. Rozmiar wydzieleń – 10÷150 nm (średnia: 70 nm), odległości pomiędzy cząstkami 80÷400 nm (średnia: 110 nm). Rozkład małych cząstek pokazano na rysunku 6.1c. W wyniku wyżarzania (730°C, 96 h) rozmiary drobnych cząstek zwiększyły się do 50÷215 nm (średnia: 80 nm), a odległość pomiędzy nimi wzrosła do 120÷400 nm (średnia: 130 nm).



Rys. 6.1. Mikrostruktura *FPB*: a) obszar perlitu; b) obszar ferrytu; c) rozkład małych cząstek w materiale *FPB1b*; d) rozkład dużych cząstek w materiale *FPB1b* (-----) i *FPB1c* (-----) (wyniki własne)

Rozkłady rozmiaru dużych cząstek ($d \ge 150$ nm) dla materiału FPB po odpuszczaniu 5 h (*FPB1b*) i 96 h (*FPB1c*) pokazano na rysunku 6.1d. W wyniku wydłużenia czasu odpuszczania nieznacznie zmniejsza się ogólna liczba cząstek, a przede wszystkim liczba cząstek o wymiarach do 1000 nm, natomiast wyraźnie wzrasta liczba i udział względny cząstek o rozmiarach dużych, wynoszących ponad 1000 nm (tab. 6.1).

d₂ nm	N _k , sz	t/mm²	%)	<i>l</i> ₀, μm		S _{W2} /S ₀ , %	
02,1111	FPB1b	FPB1d	FPB1b	FPB1d	FPB1b	FPB1d	FPB1b	FPB1d
150-250	559524	488095	37.22	38.78	0.815	0.891	0.988	0.862
250-350	453281	416667	30.10	33.11	1.029	1.138	2.219	2.040
350-550	302381	183333	20.12	14.57	1.427	1.679	2.908	1.763
550-750	135714	107143	9.03	8.51	2.301	2.417	2.663	2.102
750-1000	28571	35714	1.90	2.84	4.339	3.951	1.262	1.577
1000-1250	9524	11905	0.63	0.95	6.386	5.941	0.748	0.934
1250-1500	7143	7143	0.47	0.57	8.165	7.802	0.876	0.876
1500-1750	4762	4762	0.32	0.38	11.281	10.377	0.841	0.841
1750-2000	2381	3095	0.16	0.25	17.974	14.869	0.572	0.744
2000- 2250	714	714	0.047	0.057	37.417	26.457	0.224	0.224
> 2250	-	714	-	0.057	-	37.416	-	0.283
Razem:	1503095	1258571	100	100			13.302	11.97

TABELA 6.1. Rozmiary węglików w stali 13HMF o mikrostrukturze FPB1b i FPB1d (dane własne)

Mikrostruktura FB stali 13HMF po odpuszczaniu przez 5 h (*FB1b*) składa się z obszarów bainitu i ferrytu. W bainicie wewnątrz ziarn występują globularne wydzielenia M₃C i M₇C₃ ($0.3\div0.6 \mu m$); odległość pomiędzy cząstkami $0.5\div2.5 \mu m$ (rys. 6.2a). Na granicach ziarn obserwowano duże wydzielenia cementytu – 1.2÷2.0 µm (rys. 6.2b). Drobne wydzielenia obok cementytu, to VC ($20\div100 nm$) (rys. 6.2a). W obszarach ferrytu występują drobne wydzielenia węglików VC i Mo₂C (rys 6.2c). Wydzielenia VC ułożone są w charakterystyczne szeregi, o odległości ~80 nm, obserwowana wielkość wydzieleń w szeregu wynosi 10÷20 nm; występują również cząstki większe ($10\div110 nm$). Histogram rozkładu małych cząstek pokazano na rysunku 6.2d.

Mikrostruktura *FB* po odpuszczaniu przez 90 h (*FB1c*) składa się z ziarn ferrytu ($D \sim 25 \div 35 \ \mu\text{m}$) i wydzieleń węglików równomiernie rozmieszczonych w osnowie ferrytycznej (rys. 6.3a). Obserwowano cząstki małe VC i Mo₂C (50÷210 mn) oraz duże, identyfikowane jako M₂₃C₆ i M₆C (150÷2000 nm) (rys. 6.3a,b). Histogramy rozkładu małych cząstek (VC) dla materiału po odpuszczaniu przez 5 h (rys. 6.2d) i przez 90 h (rys. 6.3c) przedstawiono na rysunku 6.3c. Rozkład dużych cząstek pokazano na rysunkach 6.3d. W wyniku długotrwałego odpuszczania zmniejsza się ogólna liczba cząstek, głównie kosztem cząstek niedużych $d_2 < 400$ nm. Natomiast zwiększeniu ulega liczba węglików o rozmiarach 500÷1500 nm i dużych ($d_2 > 1500$ nm), co podwyższa udział względny cząstek w materiale (tab. 6.2).



Rys. 6.2. Mikrostruktura *FB1b*: a), b) wydzielenia M_3C , M_7C_3 i VC w bainicie; c) wydzielenia VC i M_02C w ferrycie; d) histogram rozkładu małych cząstek (dane własne)

IABELA 0.2. ROZMIARY WEGIIKOW W STAIL I SHIMF O MIKROSTRUKTURZE FB1D 1 FB1C (dane włast
--

d₂ nm	N _k , sz	t/mm²	%)	<i>I</i> ₀ ,	μm	S _{W2} /S ₀ , %	
u ₂ , mm	FB1b	FB1c	FB1b	FB1c	FB1b	FB1c	FB1b	FB1c
150-250	678571	654762	38.68	37.15	0.755	0.753	1.198	1.156
250-350	476190	511905	27.14	29.04	0.964	0.950	2.336	2.511
350-550	380952	373810	21.71	21.21	1.291	1.295	3.663	3.595
550-750	173810	154762	9.91	8.78	2.138	2.122	3.411	3.037
750-1000	30952	40476	1.76	2.30	4.714	3.852	1.367	1.787
1000-1250	9524	11905	0.54	0.67	8.437	6.096	0.748	0.934
1250-1500	2381	7143	0.13	0.405	14.868	8.165	0.292	0.876
1500-1750	1428	4762	0.08	0.27	21.602	11.281	0.252	0.841
1750-2000	714	2381	0.041	0.135	37.416	17.974	0.172	0.573
>2000	_	714	-	0.04	-	37.417	-	0.224
Razem:	1754524	1762619	100	100			13.44	15.535



Rys. 6.3. Mikrostruktura *FB1c*: a), b) wydzielenia $M_{23}C_6$, VC i Mo_2C ; b) duże wydzielenia na granicy ziarn; c) rozkład małych cząstek; d) rozkłady dużych cząstek dla *FB1b* (—) i *FB1c* (---) (dane własne)

Stal 13HMF o *mikrostrukturze B* po odpuszczaniu przez 5 h w 730°C (*B1c*) składa się z obszarów bainitu o różnej morfologii (rys. 6.4a,b). Występują zarówno obszary o budowie listwowej, charakterystyczne dla bainitu dolnego, oraz obszary charakterystyczne dla bainitu górnego. W obszarach obu rodzajów odnotowano podwyższoną gęstość dyslokacji. Po odpuszczaniu przez 90 h (*B1e*) zmniejsza się gęstość siatki dyslokacyjnej w mikrostrukturze *B* oraz wzrasta liczba węglików o dużych rozmiarach (rys. 6.4c). Rozkład węglików dla mikrostruktury *B1c* i *B1e* pokazano na rysunkach 6.4d. W mikrostrukturze *B* po 90 h odpuszczania odnotowano wzrost liczby i rozmiarów dużych cząstek w porównaniu do materiału odpuszczonego przez 5 h (tab. 6.3).



Rys. 6.4. Mikrostruktura *B*: a), b) mikrostruktura *B1c*; c) mikrostruktura *B1e*; d) histogramy rozkładu dużych cząstek dla *B1c* (-----) i *B1e* (-----) (wyniki własne)

TABELA 6.3. Rozmiary węglików w stali 13HMF o mikrostrukturze *B1c* i *B1e* (dane własne)

d₂ nm	Mk, szt/mm²		%		<i>l</i> ₀, μm		Sw2/S0, %	
02,	B1c	B1e	B1c	B1e	B1c	B1e	B1c	B1e
150-250	1142857	1035714	57.73	54.35	0.711	0.724	2.019	1.829
250-350	607143	553571	30.67	29.05	1.093	1.072	2.979	2.716
350-550	171429	239286	8.66	12.56	2.087	1.778	1.648	2.301
550-750	50000	53571	2.52	2.81	4.145	3.600	0.981	1.051
750-1000	7143	10714	0.36	0.56	11.033	6.513	0.316	0.473
1000-1250	1071	7143	0.05	0.37	30.550	8.819	0.084	0.561
1250-1500	-	3571	-	0.19	-	13.228	-	0.438
1500-1750	-	1071	-	0.05	-	21.602	-	0.189
> 1750	-	1071	-	0.05	-	30.550	-	0.257
Razem:	1979643	1905714	100	100			8.027	9.816

Materiał o *mikrostrukturze BM* po odpuszczaniu przez 5 h (*BM1b*) zachowuje budowę listwową. Wydzielenia cementytu występują zarówno wewnątrz listew, jak i na ich granicach (rys. 6.5a). Większość cząstek cementytu to cząstki drobne ($20\div160$ nm), ich średnia wielkość jest ~87 nm. Sporadycznie występują cząstki większe o wymiarach 150÷800 nm. W obszarach bainitu obserwowano strefy o zwiększonej gęstości dyslokacji (rys. 6.5c). Występują tu bardzo małe wydzielenia węglika VC ($10\div60$ nm; średnia – 35 nm). Histogram rozkładu dla małych cząstek przedstawiono na rysunku 6.5e.





Rys. 6.5. Mikrostruktura *BM*: a), c) wydzielenia M_3C i VC w *BM1b*; b), d) cząstki VC i $M_{23}C_7$ w *BM1d*; e), f) histogramy rozkładu małych cząstek dla *BM1b* i *BM1d*; histogramy rozkładu dużych cząstek (g) i ziarn (h) dla materiału *BM1b* (-----) i *BM1d* (-----) (wyniki własne)

Długotrwałe odpuszczanie prowadzi do intensyfikacji procesów zdrowienia, poligonizacji struktury martenzytycznej oraz do zwiększenia rozmiaru ziarn (rys. 6.5h). W wyniku procesów odbudowy struktury, wydłużone listwy martenzytu ulegają przebudowie w równoosiowe podziarna, często wolne od dyslokacji (rys. 6.5b). Obserwowano drobne wydzielenia węglików VC oraz większych cząstek – $M_{23}C_6$ (rys. 6.5b,d). Małe cząstki VC mieszczą się w zakresie 20÷100 nm (średnia ~55 nm) (rys. 6.5f). Rozmiar dużych cząstek, węglików $M_{23}C_6$, zmienia się w szerokim zakresie: 200÷1250 nm. Z histogramów rozkładu rozmiarów cząstek, przedstawionych na rysunku 6.5g, wynika, że po długotrwałym odpuszczaniu zmniejsza się ogólna liczba cząstek, głównie kosztem tych mniejszych, natomiast zwiększa się liczba i rozmiary cząstek największych (tab. 6.4).

d₂ nm	N _k , sz	t/mm ²	%	, D	<i>I</i> ₀ ,	μm	Sw2/S	S ₀ , %
02,	BM1b	BM1d	BM1b	BM1d	BM1b	BM1d	BM1b	BM1d
150-250	1250000	1142857	63.75	58.90	0.708	0.718	2.208	2.019
250-350	571429	560714	29.14	28.90	1.186	1.119	2.804	2.751
350-550	89286	160714	4.55	8.28	2.679	2.055	0.859	1.545
550-750	39286	57143	2.003	2.94	4.472	3.626	0.771	1.121
750-1000	10714	10714	0.546	0.55	9.661	7.275	0.473	0.473
1000-1250	-	4750	-	0.24	-	11.057	-	0.373
1250-1500	-	2357	-	0.12	-	17.078	-	0.289
1500-1750	-	1071	-	0.055	-	30.550	-	0.189
Razem:	1960714	1940321	100	100			7.114	8.761

TABELA 6.4. Rozmiary weglików w stali 13HMF o mikrostrukturze *BM1b* i *BM1d* (dane własne)

<i>d</i> ₂ , nm	N _k , szt/mm²	%	<i>l</i> ₀, μm	S _{W2} /S ₀ , %
150-250	333333	31.603	0.974	0.589
250-350	250000	23.702	1.177	1.227
350-550	197619	18.74	1.456	1.900
550-750	140476	13.32	1.911	2.757
750-1000	88095	8.35	2.738	3.890
1000-1250	21429	2.03	4.702	1.682
1250-1500	11905	1.13	6.481	1.460
1500-1750	7143	0.68	9.165	1.262
1750-2000	2381	0.23	14.491	0.573
> 2000	2381	0.23	20.494	0.748
Razem:	1054762	100		16.086

TABELA 6.5. R	lozmiary w	eglików d	la stali 1	3HMF	oo eksp	loatacii	~159000 h (dane w	'lasne`
	2	10					,		

 TABELA 6.6. Procentowy udział ziaren różnej wielkości w mikrostrukturach stali 13HMF (dane własne)

D, µm	FW1b, %	FW_eks., %	FPB1b, %	FPB1e, %	FB1b, %	FB1c, %	В1с, %	B1e, %	BM1b, %	BM1d, %
1	-	-	-	-	-	-	-	-	17.39	-
2.5	-	-	-	-	_	-	2.5	-	52.17	7.69
5	-	-	-	-	-	-	12.5	2.78	26.09	17.95
7.5	-	-	-	-	-	-	22.5	5.55	4.35	28.21
10	-	-	-	-	2.5	-	30.0	11.11	-	30.77
15	-	-	5.13	-	10	2.63	25.0	33.33	-	12.82
20	8.33	-	20.51	2.95	27.5	13.16	7.5	30.56	-	2.56
25	30.55	6.06	30.77	17.65	30	31.58	-	13.89	-	-
30	33.33	27.27	25.64	32.35	22.5	26.31	-	2.78	-	-
35	16.67	36.36	12.82	35.29	7.5	21.05	-	-	-	-
40	8.33	24.24	5.13	8.82	_	5.26	-	-	-	-
45	2.79	6.07	_	2.94	-	-	-	-	-	-

Mikrostruktura FW w stali 13HMF powstaje w wyniku rozpadu perlitu/bainitu po długotrwałym wysokotemperaturowym oddziaływaniu. Składa się ona z ziarn ferrytu ($D = 30 \div 45 \mu m$) oraz węglików o różnej budowie i składzie chemicznym. Duże cząstki stanowią węgliki M₂₃C₆, M₆C i M₂₃C₆+M₆C o wielkości do 2500 nm

(rys. 6.6a). Jako cząstki małe występują natomiast głównie węgliki VC o wymiarach 60÷120 nm (rys. 6.6b). W mikrostrukturze FW obserwowano węgliki największych rozmiarów o najniższej dyspersyjności (zarówno z przedziału małych i dużych), w porównaniu do innych mikrostruktur stali 13HMF (tab. 6.7).



Rys. 6.6. Mikrostruktura FW: a) duże cząstki $M_{23}C$ i M_6C ; b) małe cząstki VC; c) rozkład dużych cząstek; d) rozkład ziarn dla FW1b (wyniki własne)

TABELA 6.7. Charakterystyki mikrostruktury sta	li 13HMF po OC	C ze stanu wyjściowego	(dane własne)
--	----------------	------------------------	---------------

Typ m strukt	<i>HV</i> 10	K _{JC} ,	Ziarno D,		VC; Mo ₂ C		M ₃ C; M ₇ C ₃ ; M ₂₃ C ₆ ; M ₆ C			
m-suuki.		WFalli*	μm	d ₁ , nm	<i>l</i> ₁, nm	Sw1/S0	d₂, nm	<i>l</i> ₂ , nm	Sw2/S0	
FW1a	126.8	205.6	20-45 (33)	60-100 (80)	90-250 (190)	0.139	150-2500 (310)	550-2500 (960)	0.087	
FW1b	125.1	220.4	25-45 (37)	60-120 (90)	90-280 (220)	0.134	150-2500 (314)	580-2500 (975)	0.101	
FPB1b	153.5	110.1	15-40 (28)	10-150 (70)	80-400 (110)	0.318	150-2250 (333)	450-1500 (816)	0.133	

Typ m.strukt	<i>HV</i> 10	K _{JC} ,	Ziarno D,	VC; Mo ₂ C			M ₃ C; M ₇ C ₃ ; M ₂₃ C ₆ ; M ₆ C		
III-SUUKI.		WF dill**	μπ	d ₁ , nm	l₁, nm	Sw1/S0	d₂, nm	<i>l</i> ₂ , nm	Sw2/S0
FPB1c	128.1	157.6	20-45 (33)	50-215 (90)	120-400 (220)	0.129	150-2500 (350)	500-2500 (890)	0.121
FB1b	182.5	137.6	10-35 (24)	20-180 (70)	50-220 (100)	0.384	150-2000 (310)	500-2000 (755)	0.134
FB1c	156.2	120.2	15-40 (29)	50-210 (105)	70-250 (160)	0.338	150-2250 (335)	550-2000 (770)	0.155
B1c	218.4	243.1	3-20 (11)	10-80 (45)	40-100 (60)	0.442	150-1250 (230)	500-2000 (710)	0.082
B1e	187.7	196.3	5-30 (16)	10-110 (60)	50-100 (85)	0.423	150-2000 (260)	500-2000 (725)	0.098
BM1b	235.3	269.3	1-7 (4)	10-60 (35)	30-90 (45)	0.475	150-1000 (215)	350-2000 (700)	0.072
BM1d	197.0	225.3	3-20 (7)	20-100 (50)	50-100 (70)	0.401	150-1750 (240)	450-2200 (715)	0.087

cd tabeli 6.7

Mikrostruktura materiału *po długotrwałej eksploatacji* składa się na ogół z osnowy ferrytycznej z wydzieleniami węglików małych (VC) i dużych ($M_{23}C_6$, M_6C i $M_{23}C_6+M_6C$). Budowa mikrostruktury wyjściowej ma wpływ na rozmiar ziarn i rozmiar węglików materiału eksploatowanego. W stali o wyjściowej mikrostrukturze FB, eksploatowanej ~159000 h dominują ziarna ferrytu o rozmiarach 23÷35 µm z dużą ilością wydzieleń różnej wielkości i morfologii (rys. 6.7a,b). Małe cząstki, to wydzielenia VC o wymiarach 60÷120 nm (średnia, ~80 nm). Duże cząstki ($M_{23}C_6$, M_6C , $M_{23}C_6+M_6C$) o rozmiarach 150÷1800 nm, występują w obszarach, gdzie początkowo był bainit oraz wzdłuż granic ziarn (rys. 6.7b). Rozkład cząstek przedstawiono w tabeli 6.5.

Materiał o początkowej mikrostrukturze FP, po eksploatacji (150000 h) składa się ze stosunkowo dużych ziarn ferrytu (średnia $\approx 35 \,\mu$ m) oraz dużych cząstek z grupy małych węglików (75÷125 nm). Charakteryzuje się ona niską dyspersyjnością małych i dużych węglików oraz stosunkowo niskim udziałem względnym powierzchni cząstek w osnowie ferrytu (rys. 6.7c,d; tab. 6.8).

W materiale o początkowej mikrostrukturze BM (lub B), eksploatowanym ~192000 h, odbyła się rekrystalizacja ziaren ferrytu. W wyniku rekrystalizacji wymiary ziaren zwiększyły się, a ich kształt zbliżył się do równoosiowego. W materiale tym obserwowano szeregowe ułożenie małych cząstek węglików, które wydzieliły się wzdłuż byłych granic listew bainitu i martenzytu (rys. 6.7f). Wydzielenia małych cząstek są bardzo wysoko dyspersyjne. Bardzo wysoki jest również udział względny małych cząstek (tab. 6.8). Wydzielenia dużych cząstek ($M_{23}C_6$ i M_6C) występują zarówno w ferrycie jak i wzdłuż granic ziarn. Wymiary

dużych węglików wewnątrz ziarn wynoszą 150÷250 nm, a na granicach ziarn cząstki węglików są większe, 1000÷1100 nm.



Rys. 6.7. Mikrostruktura stali 13HMF po długotrwałej eksploatacji: a, b) po 159000 h, dla stali o wyjściowej FB mikrostrukturze; c), d) po 150000 h, dla stali o wyjściowej mikrostrukturze FP; e), f) po 192000 h, dla stali o wyjściowej mikrostrukturze BM (wyniki własne)

Typ m-strukt	<i>HV</i> 10	K _{JC} , MPam ^{1/2}	Ziarno D,		VC; Mo ₂ C		M ₃ C; M ₇ C ₃ ; M ₂₃ C ₆		
m-suuki.			μπ	<i>d</i> ₁ , nm	<i>l</i> ₁ ,nm	S _{W1} /S ₀	<i>d</i> ₂ , nm	<i>l</i> ₂ , nm	Sw2/S0
135000A (<i>FB+W</i>) ¹⁾	172.8	100.3	20-45 (30)	55-125 (75)	95-350 (120)	0.307	150-2250 (350)	500-2250 (800)	0.167
135000B (<i>BM+W</i>) ²⁾	181.9	200.8	12-20 (17)	55-125 (75)	60-150 (110)	0.365	150-1750 (280)	400-2250 (750)	0.109
150000B (<i>FW</i>)	143.9	228	25-45 (38)	75-125 (100)	90-500 (170)	0.272	150-2250 (350)	600-2000 (950)	0.087
159000A (<i>FB+W</i>)	171.3	70.8	17-40 (28)	60-120 (80)	70-390 (130)	0.298	150-2250 (360)	500-2250 (770)	0.201
159000B (<i>FB+W</i>)	147.6	87.3	20-40 (36)	40-220 (135)	90-1500 (220)	0.296	150-2500 (325)	550-2500 (740)	0.161
192000* (<i>BM+W</i>) ²⁾	178.7	178	5-15 (12)	60-100 (80)	70-190 (120)	0.349	150-1500 (300)	500-2000 (780)	0.11

TABELA 6.8. Charakterystyki mikrostruktury stali 13HMF po długotrwałej eksploatacji (dane własne)

1) pozostałości mikrostruktury FB i węgliki

²⁾ pozostałości mikrostruktury BM i węgliki

* stal 12H1MF

Porównując mikrostruktury materiałów o różnej budowie wyjściowej można łatwo zauważyć, że największa dyspersyjność dużych cząstek odpowiada materiałowi o początkowej mikrostrukturze FB, najmniejsza zaś – materiałowi o początkowej mikrostrukturze BM (rys. 6.7a, c, e; tab. 6.8). Materiał o początkowej mikrostrukturze FB, jak pokazano w rozdziale 5, posiada niski poziom odporności na pękanie, natomiast materiał o początkowej mikrostrukturze BM charakteryzuje się wysoką odpornością na pękanie.

Szczegółowe badania mikrostruktury eksploatowanego materiału z początkową mikrostrukturą *FB* potwierdziły występowanie licznych, dużych (do 2500 nm) cząstek węglików $M_{23}C_6+M_6C$ w obszarach bainitu (rys. 6.8a) oraz na granicach ziaren (rys. 6.8b). W obszarach ferrytycznych obserwowano również względnie duże cząstki (do 220 nm) o dużej dyspersyjności (rys. 6.8c,d). Rozkład dużych cząstek wskazuje, że w tym materiale, w porównaniu do materiału *FB1c*, znacząco mniejsza jest liczba cząstek o rozmiarach do 800 nm, natomiast większa jest liczba cząstek dużych, o rozmiarach ponad 1200 nm (rys. 6.8e).



Rys. 6.8. Mikrostruktura materiału po eksploatacji 135000-159000 h: a), b) duże skoagulowane wydzielenia $M_{23}C_6$ ($M_{23}C_6 + M_6C$); c) wydzielenia VC i Mo_2C ; d) rozkład małych cząstek; e), f) rozkład dużych cząstek i ziaren po 159000 h (-----) w porównaniu do FB1c (----) (wyniki własne)

6.2. Zależność granicy plastyczności od składników mikrostruktury

Poziom właściwości mechanicznych, w tym granicy plastyczności, zdeterminowany jest mikrostrukturą materiału. Charakterystyki te zależą od takich wielkości mikrostrukturalnych jak rozmiar ziarna i cząstek oraz od dyspersyjności cząstek – wtrąceń i wydzieleń fazy wtórnej. Zależność granicy plastyczności, R_e , od składników mikrostrukturalnych rozmiaru opisuje się wzorem [101]:

$$R_e = \sigma_i + K_v \cdot D^{-p} \tag{6.1}$$

gdzie: σ_i jest naprężeniem tarcia w sieci krystalograficznej; K_y jest stałą materiałową; p jest wykładnikiem, który jest zależny od rozmiaru ziarna, D.

Dla materiału, którego mikrostruktura składa się z dużych ziarn ($D > 1 \mu m$), p = 1/2, i wzór (6.1) przyjmuje postać znanego prawa Halla-Petcha [36, 101, 211-212]. Dla mikrostruktur martenzytu, w których rozmiar ziarn ferrytu jest mały ($D = 0.1 \div 1.0 \mu m$), Langford i Cohen oraz Holt [36, 101, 212] pokazali, że wykładnik wzrasta i jest równy, p = 1. Prawo Halla-Petcha zastępuje się prawem Langforda-Cohena, jeśli rozmiar ziarna jest mniejszy niż 1 μm [36, 101]. Wraz ze zmniejszeniem rozmiaru ziarna zmienia się wartość wykładnika p. Pokazano [101], że w materiałach z bardzo drobnym ziarnem ($D < 0.1 \mu m$) wykładnik osiąga wartość p = 3.

Wielkość σ_i w zależności (6.1) jest naprężeniem niezbędnym do ruchu dyslokacji wewnątrz ziarna. Wielkość ta uwzględnia wszystkie czynniki, które stawiają opór ruchowi dyslokacji – wydzielenia, wtrącenia, atomy domieszek oraz inne dyslokacje. Składowa $K_y \cdot D^{p}$ jest naprężeniem efektywnym, które określa poziom naprężenia niezbędnego do uruchomienia źródeł dyslokacyjnych w sąsiednich ziarnach. Parametr K_y charakteryzuje "opór" granicy ziarna na przekazywanie odkształcenia plastycznego od ziarna do ziarna.

Granice ziarn są efektywnymi barierami, które oddzielają ziarna o różnej orientacji krystalograficznej, co prowadzi do przerwania ciągłości płaszczyzn poślizgu. Do granic ziarn segregują również domieszki i wydzielenia, co usztywnia i wzmacnia te bariery. Utrudnianie ruchu dyslokacji przez granice ziarn prowadzi do umocnienia materiału polikrystalicznego. W materiale z drobniejszymi ziarnami długość granic ziarn jest większa, a więc wyższy jest poziom naprężeń wymaganych dla ich pokonania przez dyslokacje i kontynuacji odkształcenia plastycznego.

Wtrącenia i wydzielenia są również przeszkodami dla ruchu dyslokacji. Wartość granicy plastyczności i twardość materiału zależą od obecności wtrąceń i wydzieleń. Parametry te zależą od kształtu i rozmiarów cząstek, odległości pomiędzy nimi, od stopnia uporządkowania cząstek fazy wtórnej oraz od ich koherentności z osnową. W przypadku wydzieleń koherentnych (lub półkoherentnych) z osnową, dyslokacje przemieszczają się poprzez cząstki, "przecinając" je. Jeśli cząstki są niekoherentne z osnową, to dyslokacje przemieszczają się pomiędzy cząstkami, "przeciskają się" między nimi, gdy odległość między cząstkami jest wystarczająco duża. Naprężenia

niezbędne do "przeciskania się" dyslokacji pomiędzy cząstkami wyznacza się z modelu zaproponowanego przez Motta, Nabarrę, Orowana [212, 280]:

$$\sigma = \frac{\alpha b G^*}{l} \tag{6.2}$$

gdzie: l jest odległością pomiędzy cząstkami; b jest wektorem Burgersa; G^* jest modulem ścinania; α jest współczynnikiem.

Zmianę wartości granicy plastyczności od rozmiaru ziarna, *D*, dla stali 13HMF pokazano na rysunku 6.9a. Rozmiar ziaren w stali 13HMF jest większy od 1 µm, tak, więc wyniki przedstawione na rysunku 6.9a należy opisywać prawem Halla-Petcha (H-P). Przedstawienie prawa H-P, jako funkcji od zmiennej $D^{-1/2}$, prowadzi do linearyzacji tej zależności. Po linearyzacji zbiór danych wyraźnie rozdziela się na dwa podzbiory: dla ziaren z rozmiarem o średnicy D < 20 µm i dla ziaren $D \ge 20$ µm (rys. 9.6b). Dane dla odpowiednich podzbiorów opisano prawem liniowym, co pozwoliło wyznaczyć parametry σ_i i K_y osobno dla ziaren małych (D < 20 µm) i dla ziaren dużych $(D \ge 20 µm)$. Dla dużych ziarn, charakterystycznych dla mikrostruktur F, FW, FPB, FB, parametry σ_i i K_y równe: $\sigma_i = 50.997$ MPa; $K_y = 51.21$ MPa·m^{1/2}. Dla małych ziaren, występujących w mikrostrukturach B i BM: $\sigma_i = 274.28$ MPa; $K_y = 23.39$ MPa·m^{1/2}.



Rys. 6.9. Zależność granicy plastyczności: a) od rozmiaru ziarna materiału, *D*; b) przedstawienie prawa Halla-Petcha w postaci linearyzowanej (wyniki własne)

Opis danych różnymi zależnościami pokazuje, że dla materiału z drobnoziarnistą mikrostrukturą (B i BM), wartość parametru σ_i jest znacznie wyższa, niż dla materiału z mikrostrukturą gruboziarnistą (F, FW, FPB, FB). Zgadza się to z obserwacją, że w stalach o mikrostrukturze B i BM wydzielenia cząstek mają znacznie wyższą dyspersyjności niż w pozostałych materiałach. Zależność granicy plastyczności od odległości pomiędzy cząstkami, *l* (rys. 6.10a) opisywana jest z dobrą dokładnością krzywą typu hiperbola:

$$R_{\rm e} = \frac{\alpha b G^*}{l} + A_{\rm D} \tag{6.3}$$

Charakter krzywej zgadza się z prawem zmiany naprężeń w zależności (6.2) i różni się jedynie stałą A_D . Struktura wzoru (6.3) odzwierciedla sens fizyczny członów w prawie Halla-Petcha. Pierwszy człon odpowiada naprężeniom σ_i , niezbędnym do ruchu dyslokacji wewnątrz ziarn. Jeśli założyć, że drugi człon odpowiada naprężeniom niezbędnym do uaktywnienia źródeł dyslokacyjnych w sąsiednich ziarnach, to wzór (6.3) przedstawić można w postaci:

$$R_{\rm e} = \frac{\alpha b G^*}{l} + K_{\rm y} D^{-\frac{1}{2}}$$
(6.4)

Przedstawienie prawa Halla-Petcha w postaci (6.4) pozwala uwzględnić wpływ składników mikrostruktury na poziom granicy plastyczności.

W wyniku przeprowadzonych badań ustalono empiryczne zależności granicy plastyczności stali 13HMF o różnych mikrostrukturach od średniej odległości pomiędzy cząstkami, *l*, oraz od średniego rozmiaru cząstek, *d* (rys. 6.10a,b). Z charakteru zależności wynika, że granica plastyczności obniża się wraz ze wzrostem średniego rozmiaru cząstek w materiale. Wydaje się to sprzeczne z twierdzeniem, że cząstki wydzieleń wzmacniają materiał. Należy jednak uwzględniać fakt, że zwiększeniu rozmiaru cząstek w tym samym materiale towarzyszy obniżenie ich dyspersyjności, co ma większy wpływ na poziom granicy plastyczności. Parametrem, który jednocześnie uwzględnia rozmiar i dyspersyjność cząstek jest iloraz S_W/S_0 (gdzie: S_W jest powierzchnią cząstek; S_0 to jednostkowa powierzchnia odniesienia), charakteryzujący udział względny cząstek w obszarach materiału. Granica plastyczności monotonicznie wzrasta wraz ze zwiększeniem udziału względnego cząstek, S_W/S_0 (rys. 6.10c). Zależność R_e od S_W/S_0 można opisać za pomocą funkcji eksponencjalnej:

$$R_{\rm e} = A_{\rm l} \cdot \exp\left(B_{\rm l}\left(\frac{S_{\rm W}}{S_0} - C_{\rm l}\right)\right) + D_{\rm l} \tag{6.5}$$

Wysoki poziom granicy plastyczności odpowiada stali z mikrostrukturą, w której odległość pomiędzy cząstkami jest niska, a wartość S_W/S_0 – wysoka. Dla stali 13HMF jest to mikrostruktura B lub BM (tab. 6.7). Natomiast w stali o mikrostrukturze, w której odległość pomiędzy cząstkami jest duża, a wartość S_W/S_0 niska, obserwowano niewysoki poziom granicy plastyczności. Jest to stal 13HMF o mikrostrukturach FPB i FB, lub stal z mikrostrukturą, zdegenerowaną w wyniku długotrwałej eksploatacji (tab. 6.7, 6.8).



Rys. 6.10. Granica plastyczności stali 13HMF o różnych mikrostrukturach w zależności: a) od odległości pomiędzy cząstkami, *l*; b) od rozmiaru cząstek, *d*; c) od względnego udziału cząstek, S_W/S_0 (wyniki własne)

6.3. Wpływ składników mikrostrukturalnych na odporność na pękanie

W wyniku badań wpływu średniego rozmiaru i gęstości rozmieszczenia cząstek na odporność na pękanie stali 13HMF nie uzyskano jednoznacznej korelacji pomiędzy krytyczną wartością odporności na pękanie, $K_{\rm JC}$, a rozmiarem cząstek d, lub odległością pomiędzy nimi, l. Wartości $K_{\rm JC}$ nie układają się wewnątrz ukierunkowanych pasm, zarówno w relacji do małych cząstek, lub do dużych cząstek osobno, jak również do wszystkich razem. Na rysunku 6.11 pokazano jak układają się wartości $K_{\rm JC}$ dla przypadku relacji do rozmiaru dużych cząstek, d_2 , lub średniej odległości pomiędzy nimi, l_2 .

Rozkład krytycznej wartości odporności na pękanie, $K_{\rm JC}$, zależny od względnego udziału cząstek na jednostkę powierzchni, $S_{\rm W}/S_0$, pokazano na rysunku 6.12. W przypadku uwzględnienia wszystkich cząstek z zakresu 10÷2500 nm nie uzyskano jednoznacznej korelacji pomiędzy $K_{\rm JC}$, a $S_{\rm W}/S_0$ (rys. 6.12a). Dopiero, gdy uwzględniono jedynie względny udział dużych cząstek, odporność na pękanie $K_{\rm JC}$ układa się w zwarte pasmo względem $S_{\rm W2}/S_0$ (rys. 6.12b).



Rys. 6.11. Charakter rozkładu krytycznej wartości odporności na pękanie, K_{JC} : a) w zależności od rozmiaru dużych cząstek, d_2 ; b) w zależności od odległości pomiędzy cząstkami, l_2 (wyniki własne)



Rys. 6.12. Charakter rozkładu krytycznej wartości odporności na pękanie w zależności od względnego udziału cząstek: a) uwzględniono wszystkie cząstki; b) uwzględniono duże cząstki (wyniki własne)

Zależność krytycznej wartości odporności na pękanie, $K_{\rm JC}$, od wielkości $S_{\rm W2}/S_0$ potwierdza się dla różnych mikrostruktur stali 13HMF i 12H1MF, tak w stanie wyjściowym, jak powstałych w wyniku długotrwałej eksploatacji oraz utworzonych podczas degradacji w warunkach laboratoryjnych [90, 92-94]. Wszystkie dane układają się w zwarte pasmo (rys. 6.13) opisywane równaniem:

$$K_{\rm JC} = A_2 \cdot \exp\left(-B_2 \frac{S_{\rm W2}}{S_0}\right) + C_2$$
 (6.6)

Dla niskowęglowych stali Cr-Mo-V o osnowie ferrytycznej, badanych w niniejszym rozdziale, współczynniki są równe: $A_2 = 450$; $B_2 = 0.13$; $C_2 = 30$.



Rys. 6.13. Zależność pomiędzy odpornością na pękanie, K_{JC} , a względnym udziałem powierzchni dużych cząstek, S_{W2}/S_0 , dla różnych mikrostruktur stali 13HMF i 12H1MF (wyniki własne)

6.4. Podsumowanie

W rezultacie przeprowadzonych badań uzyskano ilościowe dane parametrów mikrostrukturalnych, ziaren i cząstek, dla stali ferrytycznych 13HMF i 12H1MF. Ustalono rozmiary ziaren i cząstek oraz sporządzono ich rozkłady (histogramy) dla odpowiednich mikrostruktur (tab. 6.1-6.8). Pokazano, że zależność granicy plastyczności oraz krytycznej wartości odporności na pękanie jednoznacznie można opisać za pomocą wielkości charakteryzującej względny udział powierzchni cząstek w materiale. Poziom granicy plastyczności, R_e , zależy od względnego udziału powierzchni wszystkich cząstek, małych i dużych, S_W/S_0 (6.5). Natomiast poziom krytycznej wartości odporności na pękanie, $K_{\rm JC}$, zależy jedynie od względnego udziału dużych cząstek, S_{W2}/S_0 (6.6).

Dane o rozkładach ziarn i cząstek wykorzystano w następnym rozdziale podczas analizy występowania pękania łupliwego w mikrostrukturach stali ferrytycznych, przeprowadzonej według modelu opracowanego na podstawie lokalnego podejścia do procesu pękania.

7 Analiza procesu pękania stali ferrytycznych według podejścia lokalnego

Charakterystyczną cechą procesu pękania niskostopowych stali Cr-Mo-V o osnowie ferrytycznej jest to, że pekanie ciagliwe lub łupliwe zawsze jest poprzedzone rozwojem dużego obszaru odkształceń plastycznych. Rozwój modeli przedstawiajacych proces pekania oraz poszukiwanie czynników determinujacych charakter pekania ciagliwego lub łupliwego w stalach ferrytycznych rozpoczał się w latach 60. ubiegłego stulecia [55, 56, 164, 166, 210, 219, 241, 242]. Jakościowy przełom w analizie procesów pekania osiągnieto wraz z rozwojem lokalnego podejścia do analizy procesu pekania (LAF – Local Approach to Fracture). Metodologia LAF wymaga dokładnej wiedzy o rozkładach pól naprężeń i odkształceń w analizowanym, lokalnym, obszarze oraz sformułowania kryterialnych warunków do realizacji pekania z uwzglednieniem mikrostruktury materiału. Realizacja konkretnego mechanizmu pekania zależy od mikrostruktury materiału, a mianowicie od wzajemnego oddziaływania składników mikrostruktury – cząstek wydzieleń i wtrąceń, pustek i ziarn, pod wpływem naprężeń i odkształceń. Rozróżnia się trzy podstawowe etapy w procesie pekania. Na pierwszym etapie odbywa się zarodkowanie (nukleacja) mikrodefektów. Następnie z mikrodefektu powstaje mikropękniecie i proces pękania może realizować się jako kruchy, lub wzrasta mikropustka i realizuje się pękanie ciągliwe. Podsumowanie rozwoju i osiągnięć w tym obszarze można znaleźć w pracach Pineau [207-210].

W niniejszym rozdziale przedstawiono kilka podstawowych modeli, wykorzystywanych do opisu nukleacji mikrodefektów oraz w rozwoju procesu pękania według mechanizmu pękania łupliwego lub pękania ciągliwego. Następnie modele te posłużyły do opracowania modeli własnych. Szczególny nacisk położono na analizę zjawiska pękania łupliwego w stalach ferrytycznych, materiale o wysokich właściwościach plastycznych.

7.1. Podstawowe modele i kryteria pękania opracowane na podstawie podejścia lokalnego

Modele zarodkowania (nukleacji) mikrodefektów (mikropustek) zakładają, że odbywa się ono w obszarach, gdzie występują duże odkształcenia plastyczne. Zarodkowanie mikropustek może występować w miejscach przecięcia linii poślizgu, lub na granicach ziarn (subziarn), lub na granicach międzyfazowych [56, 265]. Zauważono, że w klasycznych stopach metali miejscami nukleacji mikrodefektów są cząstki wydzieleń lub wtrąceń [4, 27, 150]. Zarodkowanie mikropustek zależy więc od wielu czynników: od budowy mikrostruktury materiału, w tym od typu, wymiarów i udziału objętościowego cząstek wydzieleń lub wtrąceń; od stanu naprężeń-odkształceń występujących w materiale; od właściwości materiału osnowy i materiału cząstek; od stopnia koherentności cząstek z osnową, od sił kohezji pomiędzy cząstką a osnową oraz innych. Stworzono wiele modeli do opisu nukleacji mikrodefektów [4, 13, 27, 56, 150, 233, 265]. W stopach metali zarodkowanie realizuje się w wyniku pękania cząstek wydzieleń i wtrąceń lub na skutek dekohezji pomiędzy cząstką a osnową. Następnym etapem pękania jest rozwój pęknięcia według mechanizmu kruchego lub ciągliwego.

7.1.1. Nukleacja mikrodefektów

Nukleacja mikrodefektów następuje, kiedy zostaje osiągnięty poziom naprężeń niezbędny do zerwania siły kohezji, lub kiedy system posiada dostateczną energię do tworzenia nowej powierzchni [209]. Rozmiar cząstek w materiale determinuje wybór podejścia do opisu nukleacji. Dla cząstek o rozmiarach 0.1-1.0 µm proces nukleacji opisywany jest za pomocą modeli, które uwzględniają oddziaływanie pomiędzy dyslokacjami i cząstkami. Dla większych cząstek opis procesu nukleacji zakłada niejednorodność płynięcia plastycznego i zależy od szybkości umocnienia materiału. Zastosowanie tego drugiego podejścia pozwala na analizowanie procesów nukleacji wokół dużych sferoidyzowanych cząstek węglików lub innych wtrąceń niemetalicznych w stalach.

Model nukleacji dla wyznaczania krytycznego poziomu naprężeń, wynikających z kontynualnej teorii plastyczności, zaproponowany został przez Argona i wsp. [4]. Kryterium uwzględniające wpływ hydrostatycznej składowej naprężenia na tworzenie mikrodefektów, przestawiono w postaci:

$$\sigma_{\rm C} = \sigma_{\rm eq} + \sigma_{\rm H} \tag{7.1}$$

gdzie: σ_{eq} jest naprężeniem zastępczym Hubera-Misesa; σ_{H} jest naprężeniem hydrostatycznym; σ_{C} jest naprężeniem początku nukleacji.

W wyniku przeprowadzonych obliczeń pokazano, że dla stali zawierającej sferoidyzowane cząstki Fe₃C naprężenie σ_C jest równe $\sigma_C = 1700$ MPa, a dla dużych wtrąceń typu MnS, $\sigma_C = 800$ MPa.

Podobne kryterium wprowadził Beremin [27, 28]:

$$\sigma_{\rm C} = \sigma_1 + k(\sigma_{\rm eq} - \sigma_0) \tag{7.2}$$

gdzie: σ_1 jest maksymalnym naprężeniem głównym; σ_0 jest wartością granicy plastyczności; *k* jest stałą niezależną od temperatury, która charakteryzuje kształt cząstki. W wyniku obliczeń ustalono, że naprężenie pękania dużego wydłużonego wtrącenia MnS jest równe, $\sigma_C = 1100$ MPa, natomiast do rozdzielenia spójności pomiędzy cząstką a materiałem niezbędne jest naprężenie $\sigma_C = 800$ MPa.

Według badań Goodsa i Browna [111] nukleacja jest wynikiem niejednorodności powstającej podczas odkształcenia plastycznego pomiędzy materiałem podstawowym, a wtrąceniem. Mikrodefekt nie może powstać, dopóki energia sprężysta uwolniona z cząstki przy rozdzielaniu powierzchni pomiędzy cząstką a materiałem otaczającym jest mniejsza od energii utworzonej powierzchni. Zgodnie z analizą przeprowadzoną przez autorów, minimalny promień cząstek, na których można obliczyć naprężenia nukleacji wykorzystując mechanikę ośrodków ciągłych, jest równy 1 µm. Takie rozmiary cząstek odpowiadają sferoidyzowanym węglikom lub wtrąceniom niemetalicznym w stalach. Z modelu kontynualnego wynika, że od-kształcenie krytyczne jest niezależne od rozmiaru cząstek.

Dla małych cząstek, mocno związanych z matrycą, niezbędny jest wyższy poziom naprężenia do nukleacji mikrodefektu. Generowany jest on również od pętli dyslokacyjnych znajdujących się wokół cząstek. Krytyczne naprężenie $\sigma_{\rm C}$ na powierzchni pomiędzy cząstką a matrycą przedstawiono w postaci wzoru [111]:

$$\sigma_{\rm C} = \sigma_{\rm H} + \frac{3}{2}\sigma_0 + \beta G \sqrt{\frac{b\varepsilon_{\rm C}}{R}}$$
(7.3a)

gdzie: *R* jest promieniem cząstki; *b* jest wektorem Burgersa; *G* jest modułem ścinania; współczynnik β zależy od objętościowego udziału frakcji cząstek, f_v , i wyznacza się ze wzoru:

$$\beta = 1 + 2f_{\rm v} + 0.38f_{\rm v}^{1/2} \tag{7.3b}$$

Ze wzoru (7.3a) wynika, że dla małych cząstek krytyczne odkształcenie $\varepsilon_{\rm C}$ jest odwrotnie proporcjonalne do rozmiaru cząstki. W wyniku numerycznych obliczeń przeprowadzonych przez Goodsa i Browna pokazano, że lokalna koncentracja naprężeń wzrasta wraz ze zmniejszaniem się rozmiaru cząstek. Eksperymentalne wyniki dla stali ferrytycznej z cząstkami węglików Fe₃C o rozmiarach 0.1÷1 µm potwierdzają ten wynik: krytyczne odkształcenie niezbędne do nukleacji, $\varepsilon_{\rm C}$, wzrasta od 0.4 do 1.0 ze wzrostem rozmiaru cząstek. Średnia wartość naprężenia nukleacji na cząstkach węglików wynosi około 1200 MPa, co jest zgodne z wartościami podawanymi przez innych autorów.

Przedstawione modele uwzględniają nukleację na skutek utraty ciągłości pomiędzy cząstką a matrycą. Nukleacja może również zaistnieć w wyniku pękania cząstek. Większe cząstki są bardziej podatne na pękanie. Wytrzymałość między cząstką a matrycą zależy od składu chemicznego komponentów, stopnia segregacji domieszek na granicy międzyfazowej. Znaczący jest wpływ wodoru na obniżenie poziomu naprężeń krytycznych σ_c . W badaniach Cialone i Asaro [54] oraz Lianga i Sofronisa [154] pokazano, że w wyniku wpływu wodoru, wytrzymałość międzyfazowa obniża się dwukrotnie.

Na dzień dzisiejszy nie ma całkowitej zgodności i ciągle trwa debata czy nukleacja jest kontrolowana przez odkształcenia, czy przez naprężenia? Liczna grupa badaczy, sugerując się wynikami uzyskanymi na stalach ze sferoidyzowanymi cząstkami, stwierdza [145], że właśnie naprężenia, a nie odkształcenia kontrolują proces nukleacji. Z drugiej strony, wyniki uzyskane na stopach aluminium [271] i na stalach nierdzewnych [49, 133] świadczą o tym, że w tych materiałach nukleacja zależy od poziomu odkształceń. Odpowiedź na to pytanie w dużym stopniu zależy od budowy mikrostruktury materiału i może być uzyskana na podstawie szczegółowych badań metalograficznych.

7.1.2. Modele i kryteria pękania łupliwego

Zainteresowanie badaczy kruchym pękaniem związane jest z potencjalnym zagrożeniem, jakie ono stwarza. Skutkiem jest gwałtowne zniszczenie elementów konstrukcyjnych. Pękanie kruche rozdzielić można na dwa podstawowe typy – transkrystaliczne, kiedy pęknięcie rozprzestrzenia się po płaszczyznach łupliwości poprzez ziarna (rys. 7.1a) oraz interkrystaliczne, kiedy propagacja pęknięcia realizuje się pomiędzy ziarnami materiału (rys. 7.1b).



Rys. 7.1. Pękanie kruche: a) transkrystaliczne, po płaszczyznach łupliwości; b) interkrystaliczne, między ziarnami (badania własne)

W metalach kruche interkrystaliczne pękanie związane jest z procesami, które powodują intensywną degradację obszarów materiału wzdłuż granic ziarn. Spowodowane jest to procesami technologicznymi prowadzącymi do powstawania kruchości międzyziarnowej na skutek wydzielania się domieszek, lub długotrwałą pracą stali przy wysokich temperaturach w środowiskach chemicznie agresywnych, powodujących wydzielanie się kruchych faz i powstawanie pustek wzdłuż granic ziarn. Zazwyczaj pękanie międzyziarnowe występuje w wyniku jednoczesnego oddziaływania na element kilku z wymienionych czynników.

Pękanie kruche transkrystaliczne występuje w stalach o wysokiej wytrzymałości z mikrostrukturą martenzytyczną. Kruche transkrystaliczne pękanie obserwowano również w stalach o osnowie ferrytycznej, które są materiałem plastycznym, o dość niskiej wytrzymałości. W strukturach martenzytycznych podczas pękania poziom odkształceń jest nieznaczny, natomiast w stalach o osnowie ferrytycznej kruche pękanie występuje po dużym uplastycznieniu materiału. Kruche transkrystaliczne pękanie występujące po uplastycznieniu materiału, nazywane jest także pękaniem łupliwym (*cleavage*).

Teoretyczna wartość naprężenia niezbędnego do inicjacji pękania oszacowana została na poziomie [209]:

$$\sigma_{\rm th} = \left(\frac{E\gamma_{\rm s}}{b}\right)^{1/2} \approx \frac{E}{10} \tag{7.4}$$

gdzie: γ_s jest jednostkową energią powierzchniową, *b* jest wektorem Burgersa; *E* jest modułem Younga.

Z oszacowania (7.4) wynika, że wartość naprężenia pękania jest znacząco wyższa niż obserwowana zwykle podczas pękania. Różnica ta powstaje na skutek obecności w rzeczywistym materiale różnego rodzaju wtrąceń i mikrodefektów, które są powodem występowania wysokiej lokalnej koncentracji naprężeń i prowadzą do obniżenia wytrzymałości elementów.

Zaproponowano wiele teorii służących wyjaśnieniu pękania łupliwego w metalach. W teorii opracowanej przez Cottrella [55] pęknięcie łupliwe może zostać zainicjowane przy przecięciu się dwóch płaszczyzn poślizgu. Ponieważ płaszczyzna poślizgu jest współmierna ze średnicą ziarna, *D*, poziom naprężenia niezbędny dla występowania kruchego pękania zależy również od rozmiaru ziarna:

$$\sigma_{\rm R} = K'_{\rm v} D^{-1/2} \tag{7.5a}$$

We wzorze (7.5a) wielkość K'_{v} jest wyznaczana z zależności:

$$K'_{y} = \frac{E\gamma_{s}}{\pi(1-\nu^{2})K_{y}}$$
(7.5b)

gdzie, K_y jest stałą materiałową, zdefiniowaną w prawie Halla-Petcha (6.1).

W pracach Smitha [241] oraz Smitha i Barnby'ego [242], na podstawie modelu Cottrella, opracowano wzór do obliczenia krytycznego naprężenia pękania, $\sigma_{\rm C}$. Naprężenie to określają poziom, który zapewnia rozwój mikropęknięcia od mikrodefektu nukleowanego na cząstce wydzielenia lub wtrącenia. Wzór Smitha i Barnby'ego pozwala wyznaczyć wartość naprężenia pękania łupliwego $\sigma_{\rm C}$, uwzględniając parametry prawa Halla-Petcha, $\sigma_{\rm i}$ i $K_{\rm y}$, rozmiar ziarna, D, oraz rozmiar cząstki, C_0 :

$$\frac{C_0}{D}\sigma_{\rm C}^2 + \sigma_{\rm eff}^2 \left(1 + \frac{4\sigma_{\rm i}}{\pi\sigma_{\rm eff}} \left(\frac{C_0}{D}\right)^{\frac{1}{2}}\right)^2 = \frac{4E\gamma_{\rm p}}{\pi(1 - \nu^2)D}$$
(7.6a)

gdzie: γ_p jest jednostkową energią powierzchniową pęknięcia propagującego w ferrycie; σ_{eff} jest efektywnym naprężeniem, zdefiniowanym w postaci: $\sigma_{\text{eff}} = K_y D^{-1/2}$.
Drugi człon we wzorze (7.6a) reprezentuje wpływ dyslokacji na inicjację kruchego pękania. Jeśli pękanie łupliwe inicjuje się w warunkach uplastycznienia małego zasięgu, wówczas drugi człon we wzorze (7.6a) można opuścić i wzór przyjmuje postać znanego równania Griffitha-Orowana:

$$\sigma_{\rm C} = \left(\frac{4E\gamma_{\rm p}}{\pi \left(1 - v^2\right) \cdot C_0}\right)^{\frac{1}{2}}$$
(7.6b)

Wykorzystując wzory (7.6), McMachon i Cohen [166], Knott [136, 137], Curry i Knott [56], Tweed i Knott [259] oraz inni pokazali możliwość wyznaczania krytycznego naprężenia inicjacji dla pękania łupliwego.

W mikrostrukturach bainitu lub bainitu-martenzytu rozmiary cząstek węglików są na ogół małe: $0.03 \div 0.15 \,\mu$ m. Małe są również rozmiary listew ferrytu ($\Delta_0 \approx 1.0 \div 10 \,\mu$ m). Dla materiałów o drobnoziarnistej budowie mikrostruktury Dolby i Knott [63] stwierdzili, że czynnikiem kontrolującym rozwój procesu pękania łupliwego jest szerokość listwy, Δ_0 . W tym przypadku wzór dla obliczenia naprężenia krytycznego, σ_C , przedstawia się w postaci:

$$\sigma_{\rm C} = \left(\frac{\pi E \gamma_{\rm gb}}{\left(1 - v^2\right) \cdot \Delta_0}\right)^{\frac{1}{2}}$$
(7.7)

We wzorze (7.7) γ_{gb} jest jednostkową energią powierzchniową pęknięcia propagującego przez granice ziarna. Dla pokonania przez pęknięcie granicy ziarna wymagana jest większa energia, więc $\gamma_{gb} > \gamma_p$.

Jakościowy postęp w rozumieniu natury kruchego pękania uzyskany został przez Ritchie, Knotta, Rice'a [219]. W wyniku przeprowadzonej analizy rozkładu naprężeń przed wierzchołkiem karbu sformułowano kryterium (RKR – Ritchie, Knott, Rice), w którym stwierdzono, że kruche pękanie zostanie zrealizowane, jeśli poziom naprężeń w materiale przed wierzchołkiem pęknięcia σ_{yy} przekroczy wartość naprężenia krytycznego σ_C na odcinku o długości większym od krytycznego, r_C (rys. 7.2a). Krytyczny rozkład naprężeń oszacowano na podstawie rozwiązania HRR (rozkład σ_{yy}) oraz rozkładu naprężeń przed wierzchołkiem karbu w strefie plastycznej (rozkład σ_{yy}^*) [122]. Według autorów krytyczny wymiar r_C powinien być równy 1-2 średnicom ziarna. Jednak w następnych badaniach [57, 272] nie uzyskano jednoznacznej zależności pomiędzy krytyczną odległością a rozmiarem ziarna. Wartość naprężenia krytycznego σ_C uzależniona jest od wartości granicy plastyczności materiału σ_0 i dla stali ferrytycznych wynosi: $\sigma_C \approx (3.0 \div 4.5) \cdot \sigma_0$ [219]. Zastosowanie w kryterium RKR rozkładu naprężeń, obliczonych przy założeniu małych odkształceń, pozwoliło ocenić wpływ wymiarów geometrycznych elementu na poziom krytycznych naprężeń podczas pękania materiału.

Modyfikacja modelu RKR, uwzględniająca duże odkształcenia podczas wyznaczania rozkładu naprężeń przed wierzchołkiem pęknięcia została zaproponowana przez Neimitza i współpracowników [185, 187] (rys. 7.2b). Zaproponowana modyfikacja pozwala dokładnie wyznaczyć poziom maksymalnych naprężeń oraz ocenić długość krytycznego odcinka $r_{\rm C}$. Badania eksperymentalne i numeryczna analiza pól naprężeń przed wierzchołkiem pęknięcia w momencie krytycznym, przeprowadzona dla próbek SEN(B) ze stali 13HMF o mikrostrukturze ferrytu z węglikami i ferrytu-bainitu pokazała, że kruche łupliwe pękanie występuje, kiedy naprężenia σ_{yy} przewyższają poziom krytyczny $\sigma_{\rm C} \approx (3.6 \div 3.8) \cdot \sigma_0$ na długości $l_0 \approx 100 \div 300$ µm przed wierzchołkiem pęknięcia, co odpowiada ~5÷10 średnicom ziarna ferrytu [188].

Szczegółowe badania pękania łupliwego w stalach ferrytycznych o mikrostrukturze perlitycznej [134, 158, 159] i bainitycznej [148, 161, 252] pozwoliły stwierdzić, że pękanie łupliwe jest procesem, który składa się z kilku podstawowych etapów. Są to: nukleacja mikropęknięcia, propagacja mikropęknięcia w materiał osnowy i jego rozwój do granicy ziarna oraz pokonanie granicy ziarna i rozwój pęknięcia poprzez sąsiednie ziarna.



Rys. 7.2. Kryterium RKR: a) koncepcja oryginalna [219]; b) koncepcja z uwzględnieniem rozkładu naprężeń przy dużych odkształceniach [185]

Pierwszy etap – nukleacja mikropęknięć – odbywa się w wyniku kruchego pękania cząstek lub dekohezji pomiędzy cząstka a matrycą. Według modeli zaproponowanych przez Argona [4] lub Beremina [28] akt nukleacji dla cząstek o rozmiarach ($C_0 > 0.1 \mu$ m) jest sterowany krytycznym naprężeniem σ_c i nukleacja zachodzi łatwiej dla stanu naprężeń o wysokiej trójosiowości. Inny model inicjacji pękania łupliwego, który uwzględnia również wpływ temperatury i poziomu odkształceń plastycznych, został opracowany przez Margolina i wsp. [158, 159]:

$$\sigma_{\rm C} = \sigma_1 + m_{\rm T\epsilon} \sigma_{\rm ef}^* \tag{7.8}$$

gdzie: σ_1 jest największym naprężeniem głównym; $\sigma_{ef}^* = \sigma_i^* - \sigma_0$ jest naprężeniem efektywnym, charakteryzującym różnice pomiędzy naprężeniem nukleacji mikrodefektu, σ_i^* , a naprężeniem inicjacji płynięcia plastycznego, σ_0 ; $m_{T\epsilon}$ jest parametrem, który uwzględnia mikrostrukturalne cechy materiału i mikropęknięcia. W modelu tym poprzez parametr $m_{T\epsilon}$ uwzględniono wpływ temperatury i poziomu odkształcenia plastycznego, co pozwala wyjaśnić, dlaczego podczas wzrostu temperatury niezbędne jest zwiększenie poziomu odkształceń dla osiągnięcia krytycznego poziomu naprężenia generacji mikropęknięć, σ_c . Naprężenie krytyczne, σ_c , w zależności od mechanizmu powstania mikropęknięć, oznacza wytrzymałość osnowy, cząstki lub wytrzymałość międzyfazową – cząstka/matryca.

Analiza mechanizmów inicjacji mikropęknięć wskazuje, że mikropęknięcie jest trwałe powyżej pewnego minimalnego rozmiaru (~0.1 μm) [134, 209, 265]. Pęknięcia o mniejszych wymiarach mogą samoczynnie zamykać się i znikać. W przypadku powstawania mikropęknięć na cząstkach wydzieleń lub wtrąceń, rozmiar mikropęknięć jest zdeterminowany rozmiarem tych cząstek.

W drugim etapie procesu pękania, z mikrodefektu w materiał ziarna rozprzestrzenia się mikropęknięcie do kolejnej bariery mikrostrukturalnej – granicy pakietu bainitu, granicy ziarna ferrytu. Krytyczne naprężenie niezbędne do wzrostu mikropęknięcia w materiale ziarna obliczyć można za pomocą wzoru (7.6).

W trzecim etapie pękania mikropęknięcie musi pokonać barierę w postaci granic ziarn, lub podziarn. Obliczenie naprężenia niezbędnego do pokonania tych przeszkód jest możliwe za pomocą wzoru zaproponowanego przez Dolby'ego i Knotta (wzór (7.7)). W badaniach Margolina i Karzova [134, 158] pokazano, że naprężenie pokonania barier w postaci granic ziarn zmienia się wraz ze wzrostem poziomu odkształcenia plastycznego. Autorzy wspierają to stwierdzenie badaniami przeprowadzonymi na próbkach ze stali 15H2MFA wcześniej odkształconej plastycznie. Zwiększenie poziomu wstępnego odkształcenia plastycznego z $\varepsilon_{pl} = 0\%$ do $\varepsilon_{pl} = 6\%$ prowadzi do wzrostu wartości naprężenia krytycznego z ~1300 MPa do ~1900 MPa. Główną przyczyną wzrostu naprężenia krytycznego jest fragmentacja ziaren i tworzenie podstruktury komórkowej. Są to dodatkowe przeszkody podczas rozwoju pęknięcia.

W licznych obserwacjach przedstawionych w literaturze [148, 158, 161, 278] pokazano, że proces pękania łupliwego może być kontrolowany przez nukleację lub przez rozwój pęknięcia w zależności od warunków przeprowadzenia badań oraz w zależności od budowy mikrostruktury. Prawdopodobieństwo występowania pękania kontrolowanego przez nukleację jest wyższe w stalach o mikrostrukturze martenzytycznej oraz zwiększa się wraz z obniżeniem temperatury.

Proces pękania łupliwego zależy od składników budowy mikrostruktury – wielkości ziarn, wielkości i dyspersyjności cząstek oraz orientacji płaszczyzn łupliwości w ziarnach. Losowość występowania tych składników w budowie mikrostruktury jest jednym z powodów występowania dużych rozrzutów w wynikach obserwowanych podczas pękania łupliwego. Zastosowanie statystycznej analizy pozwala przedstawić akt pękania łupliwego w postaci statystycznego rozkładu skumulowanego prawdopodobieństwa [28, 98, 155]. Modele statystyczne do opisu pękania łupliwego opierają się na zasadzie istnienia w materiale najsłabszego ogniwa. Zgodnie z tą zasadą, prawdopodobieństwo zniszczenia elementu jest równe prawdopodobieństwu zniszczenia co najmniej jednego mikro- lub mesostrukturalnego fragmentu materiału, kontrolującego proces pękania. Teoria najsłabszego ogniwa zaproponowana przez Weibulla [273] i rozwinięta przez Beremina [28], ewoluowała i obecnie jest znana w postaci trójparametrycznego opisu opracowanego przez Gao, Doddsa i wsp. [107-109] oraz Ruggieri'ego i wsp. [222, 223]:

$$P_{\rm f} = 1 - \exp\left(-\left(\frac{\sigma_{\rm W}^{(i)} - \sigma_{\rm th}}{\sigma_{\rm u} - \sigma_{\rm th}}\right)^m\right)$$
(7.9)

gdzie: σ_u , *m* są parametrami rozkładu Weibulla (*m* ~20-25 dla metali), σ_u jest "charakterystyczną wytrzymałością", dla której prawdopodobieństwo zniszczenia wynosi ~63.2%; $\sigma_W^{(i)}$ jest naprężeniem Weibulla, naprężeniem z zakresu, dla którego możliwe jest pękanie elementu; σ_{th} jest naprężeniem progowym, poniżej którego pękanie nie występuje.

W praktycznych zastosowaniach wygodniej posługiwać się wzorem, w którym rozkład prawdopodobieństwa pękania przedstawiono jako zależność od charakterystyki odporności na pękanie materiału, K_{IC} [3, 268, 269]:

$$P_{\rm f} = 1 - \exp\left(-\left(\frac{K_{\rm IC}^{(i)} - K_{\rm min}}{K_0 - K_{\rm min}}\right)^k\right)$$
(7.10)

gdzie: K_0 i k są parametrami rozkładu Weibulla: k jest wykładnikiem, równym 4 dla stali; K_0 jest odpornością na pękanie, dla której prawdopodobieństwo pękania jest równe 63.2%; K_{\min} jest progową wartością odporności na pękanie, poniżej której pękanie nie występuje; $K_{\text{IC}}^{(i)}$ to dane zbioru odporności na pękanie.

W licznych badaniach zauważono, że liczba inicjowanych mikropęknięć wzrasta ze wzrostem poziomu odkształceń plastycznych oraz z obniżeniem temperatury. Pierwsze próby uwzględnienia wpływu odkształceń i temperatury na pękanie łupliwe przeprowadzono w pracach Karzowa, Margolina i innych [134, 158]. W pracach Kroona i Faleskoga [141], Faleskoga i wsp. [100] zaproponowano wzór, który uwzględnia wpływ odkształceń plastycznych w rozkładzie prawdopodobieństwa Weibulla. Uwzględnienie wpływu temperatury na naprężenia Weibulla, σ_W , poprzez zmianę wartości granicy plastyczności, σ_0 , zaproponowano we wzorze opracowanym przez Bordeta i wsp. [42, 43]. Należy jednak zauważyć, że nowe modele zaproponowane w pracach Faleskoga i Bordeta po-

trzebują przeprowadzenia dodatkowych badań w celu precyzyjnego określenia wprowadzonych parametrów oraz wszechstronnej weryfikacji doświadczalnej.

7.1.3. Wzrost i koalescencja pustek, modele pękania ciągliwego

Proces pękania ciągliwego również realizuje się w trzech etapach: nukleacja mikrodefektu, wzrost pustki oraz łączenie się pustek w makrodefekt [25, 26]. Etap nukleacji jest wspólny i opisuje się go według tych samych modeli, co i pękanie łupliwe. W drugim etapie z mikrodefektu rozwija się pustka.

Bardzo istotnymi pracami opisującymi wzrost pustek były prace McClintocka [163] oraz Rice'a i Tracey'ego [218]. Prace te były podstawą do opracowania wielu modeli przedstawianych w następnych latach. McClintock analizował rozwój pustki w kształcie walca w materiale sztywno-plastycznym obciążonym w kierunku osi walca. Wzrost pustki odbywa się pod wpływem głównych naprężeń normalnych. McClintock pokazał, że obniżenie umocnienia materiału prowadzi do obniżenia szybkości wzrostu pustki, co zostało potwierdzono w badaniach Budianskiego i wsp. [48]. Modele wzrostu pustek o kształcie elipsoidalnym, bazujących na modelu McClintoka, przedstawiono w pracach Rice'a i Tracey'ego [218], Dunga [68] oraz Horstmeyera i wsp. [123].

W modelu Rice'a i Tracey'ego wzrost pustki odbywa się w wyniku wspólnego oddziaływania efektywnego odkształcenia plastycznego, ε_{eq}^{p} , i naprężenia hydrostatycznego, σ_{H} . Wzrost kulistej pustki wewnątrz sztywno-idealnie plastycznego materiału opisuje się wzorem:

$$\frac{dR}{R} = 0.283 \exp\left(\frac{3}{2}\frac{\sigma_{\rm H}}{\sigma_{\rm eq}}\right) d\varepsilon_{\rm eq}^{\rm p}$$
(7.11)

gdzie: *R* jest promieniem pustki; $d\varepsilon_{eq}^{p}$ jest przyrostem efektywnego odkształcenia plastycznego. Badania przeprowadzone na nisko wytrzymałościowej stali, w której pustki zarodkowały się od sferycznych cząstek [160], wykazały dobre korelacje ze związkiem (7.11).

Pierwsze kryterium ciągliwego zniszczenia materiału zostało wprowadzone przez McClintoka [163, 163] i następnie rozwinięte przez Beremina [27, 28]. W kryterium postulowano, że materiał ulegnie zniszczeniu, gdy osiągnięta zostanie krytyczna względna objętość pustek f_c , która jest niezależna od współczynnika trójosiowości naprężeń. Ze wzoru (7.11) wynika, że podczas obciążenia przy stałym poziomie trójosiowości naprężeń, zniszczenie zostanie zrealizowane przy spełnieniu zależności:

$$\log\left(\frac{R}{R_0}\right)_{\rm C} = \frac{1}{3}\log\left(\frac{f}{f_0}\right)_{\rm C} = 0.283\varepsilon_{\rm R} \exp\left(\frac{3}{2}\frac{\sigma_{\rm H}}{\sigma_{\rm eq}}\right)$$
(7.12)

gdzie: R_0 to początkowy promień pustki, f_0 to początkowa względna objętość pustek. Pokazano eksperymentalnie, że wzór (7.12) dobrze opisuje obserwowany proces wzrostu pustek, a krytyczna wartość odkształcenia $\epsilon_{\rm R}$ obniża się ze wzrostem współczynnika trójosiowości naprężeń [207, 209, 210].

W sytuacjach, kiedy należy uwzględniać proces ciągłej nukleacji założono, że objętościowy udział pustek zależy tylko od procesu nukleacji, a nukleacja jest liniowo zależna od odkształcenia plastycznego [209]:

$$df = A_{\rm n} d\varepsilon_{\rm eq} \tag{7.13a}$$

gdzie: A_n jest stałą materiałową, charakteryzującą prędkość nukleacji; objętościowy udział pustek f przedstawia się w postaci:

$$f = \frac{A_{\rm n}}{K} \left[\exp(K\varepsilon_{\rm eq}) - 1 \right]$$
(7.13b)

gdzie:

$$K = 3 \times 0.283 \exp\left(\frac{3}{2} \frac{\sigma_{\rm H}}{\sigma_{\rm eq}}\right)$$
(7.13c)

Zakładając, że pękanie ciągliwe odbywa się przy krytycznej wartości objętościowego udziału pustek $f_{\rm C}$, wartość odkształcenia krytycznego, $\varepsilon_{\rm R}$, wyznacza się ze wzoru:

$$\varepsilon_{\rm R} = \frac{1}{K} \log \left[1 + K \left(\frac{f}{A_{\rm n}} \right)_{\rm C} \right]$$
(7.13d)

Zaproponowany model pozwala uzyskać pewne informacje o mechanizmach ciągliwego pękania i parametrach kontrolujących ten proces.

Model zaproponowany przez Gursona [116] pozwala analizować plastyczne płynięcie w porowatym materiale, zakładając ciągłość materiału. Pustki wprowadza się do modelu poprzez parametr *f*, opisujący ich sumaryczną względną objętość. Model Gursona opisuje powierzchnię płynięcia w postaci:

$$\Phi = \frac{3}{2} \frac{S_{ij} S_{ij}}{\sigma_0^2} + 2f \cosh\left(\frac{3}{2} \frac{\sigma_{\rm m}}{\sigma_0}\right) - \left(1 + f^2\right) = 0$$
(7.14)

gdzie: $S_{ij} = \sigma_{ij} - \sigma_m \delta_{ij}$ jest dewiatorem naprężeń, δ_{ij} jest deltą Kroneckera. Dla f = 0 równanie (7.14) sprowadza się do klasycznej powierzchni płynięcia Hubera-Misesa. Rezultaty obliczeń uzyskiwane za pomocą równania (7.14) prowadzą do bardzo zachowawczych wyników. Tvergaard [257] wprowadzając parametry q_1 i q_2 zmodyfikował równanie Gursona:

$$\Phi = \frac{3}{2} \frac{S_{ij} S_{ij}}{\sigma_0^2} + 2q_1 f \cosh\left(\frac{3}{2} \frac{q_2 \sigma_{\rm m}}{\sigma_0}\right) - \left(1 + q_1 f^2\right) = 0$$
(7.15)

Drogą dopasowania równania (7.15) do danych eksperymentalnych określono najbardziej prawdopodobne wartości: $q_1 = 2$ i $q_2 = 1$. Ta modyfikacja skutkowała wzmocnieniem wpływu naprężeń hydrostatycznych dla wszystkich poziomów odkształcenia i nie pozwalała określić początku zniszczenia, kiedy wzrost naprężeń jest gwałtowny.

Kolejną modyfikację, poprzez zamianę f na f^* , wykonali Tvergaard i Needleman [257]. Po wprowadzonej modyfikacji model ten znany jest jak model Gursona-Tvergarda-Needlemana (GTN):

$$f^{*} = \frac{f}{f_{\rm C} - \frac{f_{\rm u}^{*} - f_{\rm C}}{f_{\rm F} - f_{\rm C}}} (f - f_{\rm C}) \quad \text{dla} \quad f > f_{\rm C}$$
(7.16)

gdzie: f_C , f_u , f_F są parametrami dopasowania. Modyfikacja ta spowodowała przyspieszenie momentu zniszczenia, co pozwoliło dokładniej uzgodnić wyniki obliczeniowe z eksperymentalnymi. Model GTN pozwala adekwatnie przedstawić plastyczne płynięcie w początkowym stadium procesu ciągliwego pękania, nie pozwala jednak dokładnie opisać procesu zniszczenia w końcowym stadium.

W celu uwzględnienia plastycznej anizotropii materiału model Gursona został stopniowo modyfikowany przez Benzerga, Bessona i Pineau [30-35]. Znaczący postęp osiągnięto również w modelowaniu koalescencji pustek w materiałach ciągliwych [203]. Dokonano tego poprzez wprowadzenie związków uwzględniających kształt powierzchni plastyczności, która zmienia się w wyniku koalescencji pustek. W tym celu wprowadzono prawo wzrostu pustek z uwzględnieniem ich kształtu i zmiany odległości pomiędzy nimi [204]. Zaproponowane modele są bardzo obiecujące, ponieważ dają one możliwość przewidywania poziomu krytycznych odkształceń zniszczenia, gdy znane są mikrostrukturalne parametry materiału: kształt i względny udział pustek, rozmieszczenie pustek i odległość pomiędzy nimi. Porównanie eksperymentalnych rezultatów z obliczeniowymi świadczy o tym, że nowe modele potrzebują ilościowej informacji o szczegółach budowy mikrostruktury [34, 35].

7.2. Analiza procesu pękania niskostopowych stali Cr-Mo-V o osnowie ferrytycznej

Podczas badań próbek SENB z niskostopowych stali Cr-Mo-V obserwowano różne mechanizmy propagacji pęknięcia podkrytycznego [85, 90, 92-94]: 1) rozwój pękania łupliwego bezpośrednio od pęknięcia początkowego (rys. 7.3a); 2) początkowo stabilny rozwój pękania według mechanizmu ciągliwego, który po pewnym przyroście zmieniał się na niestabilny, łupliwy (rys. 7.3b); 3) mieszany quasistabilny rozwój, kiedy łupliwe pękanie realizowało się lokalnie i było zatrzymywane, a pomiędzy obszarami kruchymi występował ciągliwy mechanizm zniszczenia (rys. 7.3c); 4) rozwój pęknięcia według całkowicie ciągliwego mechanizmu poprzez inicjację i łączenie się pustek (rys. 7.3d).



Rys. 7.3. Mechanizmy propagacji pęknięcia podkrytycznego w stali 13HMF: a) według pękania łupliwego; b) występowanie zmiany mechanizmu pękania z ciągliwego na łupliwe; c) według mieszanego, łupliwo-ciągliwego pękania; d) według pękania ciągliwego (wyniki badań własnych)

W rozdziale 5 niniejszej pracy pokazano, że ciągliwy mechanizm propagacji pęknięcia najczęściej występuje w stali o mikrostrukturze B lub BM, dla której również właściwy jest wysoki poziom charakterystyk wytrzymałościowych. Również pękanie ciągliwe obserwowano w stali z mikrostrukturą FW, dla której poziom charakterystyk wytrzymałości jest niski. Natomiast pękanie łupliwe z reguły obserwowano w stali o mikrostrukturze FPB lub FB, dla której wartości granicy plastyczności i wytrzymałości doraźnej znajdują się na średnim poziomie. Zależność odporności na pękanie od granicy plastyczności (lub twardości), nie jest więc funkcją monotoniczną. Odpowiedzi na pytanie, dlaczego obserwuje się nietypowe zachowanie pomiędzy charakterystykami odporności na pękanie a wytrzymałością stali, poszukiwano poprzez uwzględnienie udziału mikrostruktury w procesie pękania materiału. Badania i analiza przedstawione w następnych rozdziałach przeprowadzone są w celu wyjaśnienia tego problemu.

7.2.1. Kryterium RKR, uwzględniające duże odkształcenia

Podstawowym zadaniem w modelu RKR (Ritchie-Knott-Rice) [219] jest wyznaczenie naprężenia krytycznego $\sigma_{\rm C}$. Do dokładnego wyznaczenia $\sigma_{\rm C}$ niezbędne jest obliczenie rozkładu naprężeń przed wierzchołkiem pęknięcia. Modyfikacja kryterium RKR uwzględniająca duże skończone odkształcenia (Neimitz i wsp. [185]), pozwoliła uzyskać rozkład naprężeń posiadający wyraźnie maksimum przed wierzchołkiem pekniecia. W celu ustalenia poziomu krytycznego napreżenia, $\sigma_{\rm C}$, i krytycznej długości, $r_{\rm C}$, przeprowadzono eksperymentalno-numeryczną analizę pękania próbek SENB ze stali 13HMF o różnych mikrostrukturach. W badaniach wykorzystano próbki SENB o mikrostrukturach FB, FW i BM, wyżarzonych przez 96 h, na których w temperaturze +20°C uzyskano trzy różne mechanizmy propagacji pękniecia podkrytycznego: ze zmianą z ciągliwego na łupliwy, dla FB (rys. 7.3b); mieszanego, łupliwie-ciągliwego, dla FW; ciągliwego, dla BM. W celu ustalenia warunków odpowiadających występowaniu całkowicie łupliwego pękania obniżano temperaturę badań. Podczas badań stosowano przerywanie obciążenia próbki tuż przed domniemanym momentem występowania pekania łupliwego. Próbki poddano szczegółowej analizie metalograficznej, co pozwoliło ustalić relację pomiędzy obliczonym numerycznie poziomem naprężeń a destrukcją mikrostruktury – pękaniem cząstek, inicjacją i rozwojem mikropęknięć.

Zarejestrowane podczas badań sygnały *obciążenia* i *ugięcia* próbki SENB w miejscu obciążenia były podstawą do przeprowadzenia numerycznych obliczeń rozkładu naprężeń przed wierzchołkiem szczeliny. Aktualną długość szczeliny podczas obciążenia wyznaczono na podstawie sygnału zmiany potencjału. Materiał zdefiniowano poprzez wprowadzenie rzeczywistych wykresów naprężenie-odkształcenie, uzyskanych po przeliczeniu danych zarejestrowanych podczas badań próbek jednoosiowo rozciąganych. Uwzględniano przy tym dane opisujące wykresy do momentu występowania lokalnego przewężenia przekroju próbki. Numeryczne obliczenia przeprowadzono za pomocą programu ADINA SYSTEM 8.4. Dokładne procedury i szczegóły obliczeń przedstawiono w pracach [187, 188].

Rozkład naprężeń przed frontem szczeliny analizowano według dwóch modeli. Model pierwszy zakładał szczelinę stacjonarną, której długość była korygowana o kolejne przyrosty, wyznaczone na podstawie danych doświadczalnych. Model drugi dotyczył szczeliny wzrastającej, modelowanej za pomocą uwolnienia więzów na podstawie doświadczalnie wyznaczonej krzywej J_R [188]. Uzyskane wyniki obliczeń numerycznych pozwoliły sformułować następujące wnioski:

Dla modelu szczeliny stacjonarnej z korektą długości:

 maksimum naprężeń występuje w pewnej odległości od wierzchołka szczeliny, równej jednemu-dwóm rozwarciom wierzchołka szczeliny (rys. 7.4a),

- podczas obciążenia wartość maksimum naprężeń nie zmienia się, maksimum naprężeń oddala się od wierzchołka wraz ze wzrostem obciążenia (rys. 7.4a),
- wraz z oddalaniem się maksimum naprężeń od wierzchołka rośnie obszar, gdzie naprężenia są większe od hipotetycznych naprężeń krytycznych (rys. 7.4a),
- obniżenie wartości maksymalnej rozkładu naprężeń odbywa się wraz z obniżeniem parametru Q.

Dla modelu szczeliny ruchomej:

- maksimum naprężeń występuje w pewnej odległości od wierzchołka szczeliny,
- wartość maksimum naprężeń wzrasta wraz z przyrostem długości szczeliny, natomiast położenie maksimum zmienia się nieznacznie (rys. 7.4b),
- wzrost maksimum sprawia, że wraz z rozwojem szczeliny zwiększa się obszar, w którym naprężenia są większe od hipotetycznej krytycznej wartości (rys. 7.4b).



Rys. 7.4. Rozkład naprężeń przed wierzchołkiem pęknięcia (PSO): a) dla modelu szczeliny stacjonarnej z korektą długości szczeliny (stal 13HMF o mikrostrukturze FB); b) dla modelu szczeliny ruchomej (stal 13HMF o mikrostrukturze FW) [188]

Na rysunku 7.5 pokazano profil pęknięcia na tle mikrostruktury materiału FW dla próbki z a/W = 0.2 (*a* jest długością szczeliny, *W* jest szerokością próbki). W obszarze bezpośrednio przy stępionym wierzchołku makropęknięcia początkowego widoczne są duże odkształcenia ziarn materiału oraz duże pustki utworzone wokół cząstek. W obszarze tym, w pobliżu wierzchołka makropęknięcia, nie zauważono mikropęknięć. Mikropęknięcia występują w obszarze, który znajduje się w odległości 350-450 µm od wierzchołka, co jest równe ~2 $\delta_{\Gamma C}$. Oznacza to, że dopiero w tym miejscu poziom naprężeń rozwierających σ_{yy} przewyższa poziom naprężenia krytycznego σ_{C} . Przedstawione obserwacje potwierdzają wyniki obliczeń numerycznych [94, 188]; przy wierzchołku pęknięcia początkowego występują wysokie odkształcenia plastyczne, natomiast naprężenia rozwierające osiągają maksymalne wartości przekraczające naprężenie krytyczne w odległości $2\delta_{T}$ od wierzchołka pęknięcia początkowego.



Rys. 7.5. Profil pęknięcia na tle mikrostruktury materiału (badania własne)







Rys. 7.6. Początkowy stadium pękania ciągliwego – kształtowanie pustek wokół dużych cząstek (a, b); relief przełomu ciągliwego (c) (badania własne)

W przypadku, gdy poziom naprężeń rozwierających σ_{yy} nie osiąga poziomu krytycznego σ_c , propagacja pęknięcia realizuje się według mechanizmu ciągliwego – poprzez tworzenie się pustek (rys. 7.6a-c). Pustki rosną i łączą się tworząc charakterystyczny relief przełomu ciągliwego (rys. 7.6c). Zdjęcia przedstawione na rysunkach 7.6 odpowiadają maksymalnym naprężeniom rozwierającym $\sigma_{yy} = 920$ MPa.

Drugim warunkiem realizacji pekania łupliwego w kryterium RKR jest konieczność przekroczenia przez naprężenia rozwierające, σ_{vv} , poziomu naprężeń krytycznych, $\sigma_{\rm C}$, na długości większej niż wartość krytyczna, $r_{\rm C}$. W badanym materiale przekroczenie poziomu naprężeń σ_{vv} na długości od 200 do 300 µm powodowało gwałtowne, natychmiastowe pękanie łupliwe (rys. 7.3a,b). Jeśli maksymalne naprężenia, σ_{vv} , były większe od krytycznego poziomu σ_{c} na długości rzędu jednego-dwóch ziarn (40÷60 µm), występował guasi-stabilny proces pekania – łupliwy w obszarach kilku ziarn, oddzielonych obszarami występowania pękania według mechanizmu ciągliwego (rys. 7.3c). Uwzględniając powyższe rozważania dla materiału FB, badanego w temperaturze -20°C, wartość naprężeń krytycznych ustalono na poziomie $\sigma_{\rm C}$ = 1370 MPa, co jest równe $\sigma_{\rm C} = 3.37 \sigma_0$ dla granicy plastyczności, $\sigma_0 = 406$ MPa. Dla stali 13HMF o mikrostrukturze FW ustalono, że poziom naprężenia krytycznego jest równy $\sigma_{\rm C}$ =1100 MPa (σ_0 = 296 MPa). W temperaturze -50°C krytyczny poziom dla mikrostruktury FW – $\sigma_{\rm C}$ = 1150 MPa (σ_0 = 324 MPa), a dla FB – $\sigma_{\rm C}$ = 1625 MPa ($\sigma_0 = 538$ MPa). Dla mikrostruktury BM, odpuszczonej przez 96 h, dla temperatury -80°C poziom naprężenia krytycznego wynosi: $\sigma_{\rm C} = 1650$ MPa ($\sigma_0 = 540$ MPa).



Rys. 7.7. Rozkład naprężeń przed wierzchołkiem pęknięcia ($T = -20^{\circ}$ C): a) dla momentu inicjacji pęknięcia łupliwego (a/W = 0.5) i pękania ciągliwego (a/W = 0.2), dla FB; b) dla momentu inicjacji pęknięcia ciągliwego i pękania łupliwego (a/W = 0.5) dla FW [94, 188]

Model pękania łupliwego przedstawiony w pracach [94, 188] jest modelem fenomenologicznym opisującym zjawisko pękania w całości. Pękanie łupliwe (rys. 7.3b) w materiale zostanie zrealizowane, jeśli naprężenia rozwierające, σ_{yy} , w pewnym obszarze przekroczą poziom krytyczny, σ_C , na długości większej od krytycznej, r_C (rys. 7.7a). Spełnienie jedynie warunku $\sigma_{yy} > \sigma_C$ nie gwarantuje rozwoju pęknięcia według mechanizmu łupliwego. W tym przypadku pękanie łupliwe realizuje się w zlokalizowanych obszarach kilku ziaren i jest ograniczone obszarami pękania ciągliwego dlatego występuje więc mieszany mechanizm rozwoju pęknięcia podkrytycznego (rys. 7.3c). Natomiast, jeśli $\sigma_{yy} < \sigma_C$, pękanie łupliwe nie występuje w ogóle, propagacja pęknięcia realizuje się w całości według mechanizmu ciągliwego (rys. 7.7a).

Uzyskane wyniki pozwalają wyjaśnić, dlaczego może wystąpić pękanie łupliwe po pewnym ciągliwym przyroście pęknięcia podkrytycznego (rys. 7.3b). Podczas wzrostu pęknięcia podkrytycznego wzrasta również poziom naprężeń σ_{yy} przed wierzchołkiem. Może, więc, zostać osiągnięty poziom naprężeń σ_{yy} przewyższający krytyczny σ_{c} na długości $l > r_{c}$, co spowoduje występowanie pękania łupliwego.

7.2.2. Modyfikacja kryterium pękania RKR poprzez uwzględnianie składników mikrostruktury

W wyniku szczegółowych badań ustalono, że proces pękania łupliwego stali o osnowie ferrytycznej składa się z sukcesywnej realizacji trzech kolejnych etapów (Martin-Meizoso i wsp. [161], Lambert-Perlade i wsp. [148], Pineau [207, 210], Margolin i Karzov [134]) (rys. 7.8):

- nukleacji mikrodefektu na cząstkach wydzieleń lub wtrąceń,
- powstania mikropęknięcia w wyniku rozwoju z mikrodefektu w osnowę ferrytyczną,
- rozprzestrzeniania się mikropęknięcia przez granice ziarna do sąsiednich ziaren.

Autor, analizując pękanie łupliwe jako proces kilkuetapowy, zauważył, że realizacja każdego etapu kruchego pękania zależy od odpowiednich składników mikrostruktury. Podstawowymi składnikami mikrostruktury stali są ziarna oraz cząstki – wydzielenia lub wtrącenia. Dla realizacji pierwszego etapu, nukleacji mikropęknięć, niezbędne są w materiale cząstki określonej wielkości. W drugim etapie, podczas rozprzestrzeniania się mikropęknięcia w materiał ziarna, rozwój jest łatwiejszy dla mikrodefektów o większych rozmiarach. Trzeci etap, pokonanie przez mikropęknięcie o wielkości ziarna bariery w postaci granicy między sąsiednimi ziarnami, zależy od rozmiaru ziaren. Realizacja każdego etapu jest możliwa, gdy naprężenia są wyższe od krytycznych w pewnym obszarze, którego długość zależy od budowy mikrostruktury. Uwzględnienie składników mikrostruktury w analizie pozwoli wyjaśnić ich wpływ na proces pękania łupliwego na poszczególnych etapach oraz ocenić odporność na pękanie materiału na podstawie analizy mikrostrukturalnej.

Pierwszy etap – nukleacja mikrodefektów na cząstkach wydzieleń i wtrąceń, odbywa się w wyniku pękania cząstek lub poprzez rozwarstwianie się materiału na granicy pomiędzy cząstką a osnową. Zjawisko to szczegółowo badano i wyniki przedstawiono w wielu pracach cytowanych wcześniej, np. [4, 28, 111, 137, 208, 265].

Ustalono, że minimalny rozmiar cząstki, która może występować jako źródło nukleacji, jest równy 0.1 µm. Nukleacja na dużych cząstkach (d > 1 µm) jest możliwa, jeśli poziom naprężeń obciążających przewyższa krytyczny, $\sigma_{C1} = 800$ MPa. Dla cząstek mniejszych (d < 1 µm) nukleacja jest możliwa, jeśli poziom naprężeń obciążających jest wyższy od krytycznych, $\sigma_{C1} = 1200$ MPa.



Rys. 7.8. Etapy pękania łupliwego: a) nukleacja mikrodefektu; b) rozwój mikropęknięcia; c) rozprzestrzenianie się mikropęknięcia w otaczające ziarna (opracowanie własne)

Krytyczny moment w rozwoju pękania, zarejestrowany tuż przed występowaniem niestabilności podczas rozwoju pęknięcia, które rozwijało się według mechanizmu ciągliwego, pokazano na rysunku 7.9a. W punkcie A znajduje się wierzchołek stabilnie wzrastającego makropęknięcia, a pomiędzy punktem B a punktem C utworzyło się już mesopęknięcie o charakterze łupliwym, jednak meso- i makropęknięcia jeszcze się nie połączyły we wspólne pęknięcie magistralne. Sytuacja zarejestrowana na zdjęciu całkowicie potwierdza wyniki obliczeń numerycznych, przedstawionych w poprzednim rozdziale 7.2.1. – pęknięcie kruche powstało w pewnej odległości przed wierzchołkiem pęknięcia magistralnego i na długości, gdzie naprężenia obciążające, σ_{yy} , przekroczyły poziom krytyczny. Zatrzymanie mesopęknięcia łupliwego odbyło się, dlatego że poziom naprężeń σ_{yy} poza odcinkiem BC jest poniżej poziomu krytycznego. Na powiększeniu wyraźnie widać (rys. 7.9b), że w okolicy punktu B materiał został trwale odkształcony plastycznie, natomiast w punkcie C nie zauważono odkształceń trwałych. Szczegółowe badania profilu pęknięcia łupliwego wykazały, że pękanie łupliwe zainicjowało się od mikropęknięć, które powstały na cząstkach o rozmiarach $0.8 \div 4 \ \mu\text{m}$ w odległości 150÷250 \ \mum od wierzchołka pęknięcia (rys. 7.9b). Następnie mikropęknięcia połączyły się w mesopęknięcie. Dla tej próbki poziom naprężenia krytycznego wynosi, $\sigma_{\rm C} = 1100$ MPa. Nukleacja mikropęknięć na cząstkach odbyła się więc przy niższym poziomie naprężeń. Podobny poziom naprężenia nukleacji na cząstkach uzyskano dla różnych mikrostruktur stali 13HMF podczas prób jednoosiowego rozciągania [96, 97]. Wszystkie próbki wykazały ciągliwy charakter pękania poprzez nukleację i rozwój pustek, a poziom naprężeń w momencie zrywania próbek, $\sigma_{\rm u}$, mieścił się w przedziale 850÷900 MPa. Uwzględniając rezultaty badań własnych oraz wyniki przedstawione w literaturze przyjęto w analizie, że nukleacja, odbywa się na cząstkach większych od 0.1 \ \mum, przy poziomie naprężeń $\sigma_{\rm C1} = 800 \div 1200$ MPa.



Rys. 7.9. a) powstanie kruchego mesopęknięcia przed magistralnym mikropęknięciem tuż przed występowaniem całkowitego pękania łupliwego; b) powiększony profil mesopęknięcia (pomiędzy punktami B, a C) (wyniki z badań własnych)

W drugim etapie pękania łupliwego mikropęknięcie rozprzestrzenia się w otaczającym go materiale (rys. 7.8b). Do obliczenia krytycznego poziomu naprężenia, σ_{C2} , wykorzystano wzór (7.6), zaproponowany przez Smitha i Barnby'ego [242]. Wzór ten opisuje naprężenia krytyczne w zależności od podstawowych składników mikrostrukturalnych – rozmiaru ziarna *D* i cząstki *C*₀. Wpływ dyspersyjności cząstek na poziom krytycznych naprężeń pękania we wzorze (7.6) uwzględniono poprzez naprężenia σ_i z prawa Halla-Petcha. Obliczenie krytycznego naprężenia σ_{C2} wymaga znajomości wartości jednostkowej energii powierzchniowej, γ_p . Według różnych źródeł literaturowych wartość γ_p zmienia się w przedziale od 2.0 do 16 J/m². W badaniach Panasyuka i wsp. [202] pokazano, że dla stali niskowęglowej, $\gamma_p = 7.8$ J/m², a w badaniach przeprowadzonych przez Curry'ego i Knotta [56] ustalono, że dla stali niskowęglowej, Cr-Mo, $\gamma_p = 14$ J/m².

Trzecim etapem pękania łupliwego jest rozprzestrzenianie się mikropęknięcia w otaczające go sąsiednie ziarna (rys. 7.8c). Mikropęknięcie o wielkości średnicy ziarna musi pokonać barierę strukturalną w postaci granicy ziarna. Obliczenie naprężenia krytycznego, σ_{C3} , niezbędnego do pokonania granicy ziarna, przeprowadzono według wzoru (7.7), zaproponowanego przez Dolby'ego i Knotta [63]. Wartość jednostkowej energii powierzchniowej, niezbędnej do propagacji pęknięcia przez granice ziarna γ_{gb} , według danych z pracy Lewandowskiego i Tompsona [152] mieści się w zakresie: $\gamma_{gb} = 41 \div 54 \text{ J/m}^2$.

7.3. Analiza pękania stali ferrytycznych z uwzględnieniem składników mikrostruktury

7.3.1. Ocena występowania pękania całkowicie łupliwego

Analizując pękanie łupliwe, jako procesu kilkuetapowego, zależnego od różnych składników budowy mikrostruktury materiału, przeanalizujemy warunki, kiedy może wystąpić pękanie łupliwe oraz ocenimy prawdopodobieństwo jego realizacji. Całkowicie łupliwe pękanie z prawdopodobieństwem 100% ($P_f = 1.0$) jest możliwe, jeśli poziom naprężeń, σ_{yy} , zapewni realizację trzech następnych wydarzeń: nukleacja mikrodefektów na cząstkach wydzieleń lub wtrąceń; inicjacja mikropęknięć w ferrytyczną osnowę ziarna; rozprzestrzenianie się mikropęknięć w otaczające ziarna. Muszą więc zostać spełnione jednocześnie trzy warunki:

$$\sigma_{yy} \ge \sigma_{C1}; \ \sigma_{yy} \ge \sigma_{C2}; \ \sigma_{yy} \ge \sigma_{C3} \tag{7.17}$$

Jednak, aby pękanie zostało zrealizowane, naprężenia σ_{yy} powinny występować na odcinku o krytycznej długości, r_c . Odcinek ten powinien być dłuższy lub równy od co najmniej jednej średnicy ziarna o rozmiarze maksymalnym dla analizowanego materiału, $r_c \ge \max{\{D_i\}}$, oraz dłuższy lub równy od co najmniej jednej odległości pomiędzy cząstkami o wielkości, zapewniającej nukleację i inicjację mikropęknięcia, $r_c \ge l_0$. Krytyczna długość bezpośrednio zależy więc od budowy mikrostruktury – od rozmiaru ziarn, od wielkości cząstek i od gęstości ich rozmieszczenia. Rozkłady wielkości ziarn i cząstek należy sporządzić na podstawie metalograficznych badań mikrostruktury. Dla różnych mikrostruktur stali 13HMF rozkłady takie w postaci wykresów i tabel przedstawiono w rozdziale 6 niniejszej pracy. Należy jednak zauważyć, że w tabelach tych podano średnie odległości pomiędzy cząstkami odpowiednich wielkości. W rzeczywistości duże cząstki węglików skupione są w grupach od kilku do kilkunastu sztuk, lub są ulokowane w szeregach po 5-7 sztuk wzdłuż granic ziarn, co oznacza, że odległość pomiędzy skupiskami cząstek jest znacząco większa. Na powiększonej dziesięciokrotnie odległości, $L_0 = 10l_0$ znajdzie się zapewnie jedno skupisko cząstek, z którego może rozwijać się pękanie łupliwe. Uwzględniając powyższe rozważania, krytyczną długość $r_{\rm C}$ wyznaczano z warunku:

$$r_{\rm C} \approx \max(10 \cdot l_0; \max\{D_i\}) \tag{7.18}$$

Zgodnie z danymi z literatury oraz na podstawie badań własnych przyjęto, że w stali niskostopowych o osnowie ferrytycznej mikrodefekty na cząstkach o rozmiarach 150÷2500 nm są inicjowane przy poziomie naprężeń $\sigma_{yy} \ge \sigma_{C1} \approx 850$ MPa [4, 27, 111]. Naprężenia krytyczne, σ_{C2} , niezbędne do inicjacji mikropęknięć z mikrodefektów nukleowanych na cząstkach odpowiednich rozmiarów, C_0 , obliczyć można za pomocą wzoru (7.6a). Do obliczenia naprężenia krytycznego, σ_{C3} , niezbędnego do rozprzestrzeniania się mikropęknięć w sąsiednie ziarna materiału, w zależności od rozmiaru ziarna, D, wykorzystano wzór (7.7).

Na schemacie pokazanym na rysunku 7.10, przedstawiono podstawowe kroki i czynności, których przeprowadzenie pozwala oszacować poziom naprężenia krytycznego $\sigma_{C1.0}$, odpowiadający realizacji kruchego pękania z prawdopodobieństwem 100%. Schemat ilustrowano na przykładowym hipotetycznym materiale, dla którego są znane histogramy rozkładu składników mikrostruktury – ziarn (rys. 7.10a) i cząstek (rys. 7.10b).

Z założenia, że dla realizacji pękania łupliwego pęknięcie powinno rozprzestrzeniać się poprzez granice wszystkich ziarn materiału, oblicza się poziom naprężenia krytycznego $\sigma_{C3.1.0}$ (wg (7.7)), który odpowiada rozwojowi mikropęknięcia z ziarna najmniejszego rozmiaru (rys. 7.10c). Następnie, według wzoru (7.6a), wyznacza się rozmiar cząstek, które biorą udział w pękaniu łupliwym dla naprężeń σ_{yy} , wyższych od $\sigma^*_{C2.1} = \sigma_{C3.1.0}$, $\sigma_{yy} \ge \sigma^*_{C2.1}$ (rys. 7.10d). Na podstawie rozkładu wielkości cząstek oblicza się średnią odległość pomiędzy tymi cząstkami, l_i . Jeśli odległość pomiędzy cząstkami, l_i , jest mniejsza od rozmiaru najmniejszego ziarna:

$$l_i < D_{\min} \tag{7.19}$$

to wewnątrz każdego ziarna znajduje się co najmniej jedna cząstka, która jest inicjatorem mikropęknięcia. Ponieważ poziom naprężeń jest również wystarczający dla rozprzestrzeniania się mikropęknięcia przez granice wszystkich ziarn ($\sigma_{yy} \ge \sigma_{C3_1.0}$), wówczas prawdopodobieństwo pękania łupliwego jest równe 100%. W tym przypadku osiągnięcie przez naprężenie σ_{yy} wartości wyższych od naprężenia krytycznego $\sigma_{C3_1.0}$ powoduje występowanie całkowicie łupliwego pękania z prawdopodobieństwem, $P_f = 1.0$.



Rys. 7.10. Schemat wyznaczenia naprężenia krytycznego $\sigma_{C_{1.0}}$ na podstawie analizy składników mikrostruktury materiału: a) rozkład wielkości ziaren; b) rozkład rozmiaru cząstek; c) zależność zmiany naprężenia krytycznego od wielkości ziarna, *D*; d) zależność zmiany naprężenia krytycznego od rozmiaru mikropęknięć, C_0 ; e) rozkład naprężeń, który spowoduje realizację kruchego pękania z $P_f = 1.0$ (opracowanie własne)

Jeśli średnia odległość pomiędzy cząstkami, l_0 , jest większa od rozmiaru najmniejszego ziarna (nie jest spełniony warunek (7.19)), to dla cząstek o nieco mniejszej wielkości obliczamy ponownie krytyczny poziom $\sigma^*_{C2.2}$ (warunek nie jest spełniony, rys. 7.10b i 7.10d). Wprowadzenie do analizy dodatkowej liczby cząstek powoduje zwiększenie ich gęstości. Warunek (7.19) może zostać spełniony po kilku iteracjach. Poziom naprężenia krytycznego $\sigma^*_{C2.i}$, dla którego został spełniony warunek (7.19), oznaczymy jako $\sigma_{C2_{1.0}}$. Przewyższenie przez naprężenia σ_{yy} poziomu krytycznego $\sigma_{C2_{1.0}}$ oznacza, ze inicjacja mikropęknięć jest możliwa w każdym ziarnie, oraz również to, że jest możliwe rozprzestrzenianie się mikropęknięć przez granice każdego ziarna materiału. Pękanie łupliwe zostanie więc zrealizowane z prawdopodobieństwem $P_f = 1.0$.

Całkowity proces pękania łupliwego jest kontrolowany przez naprężenie krytyczne, czyli poziom naprężenia wyższego spośród $\sigma_{C2_{1.0}}$ lub $\sigma_{C3_{1.0}}$. Naprężenie to oznaczymy – $\sigma_{C_{1.0}}$. Proces pękania łupliwego zależy od inicjacji mikropęknięć z mikrodefektów nukleowanych na cząstkach, jeśli $\sigma_{C2_{1.0}} > \sigma_{C3_{1.0}}$, cząstki są więc składnikiem mikrostrukturalnym kontrolującym pękanie łupliwe. Natomiast, jeśli $\sigma_{C2_{1.0}} < \sigma_{C3_{1.0}}$, wówczas pękanie łupliwe uzależnione jest od możliwości rozprzestrzeniania się mikropęknięć przez granice ziarn. Ziarna są więc elementem mikrostrukturalnym, decydującym o łupliwym pękaniu.

Znajomość krytycznego poziomu $\sigma_{C_{-1,0}}$ i krytycznej długości r_{C} pozwala ocenić, czy dla rozkładu naprężeń σ_{yy} , który powstaje w pewnym obszarze materiału, wystąpi całkowite kruche pękanie (rys. 7.10e). Krytyczna wartość $\sigma_{C_{-1,0}}$ i krytyczna długość r_{C} w przedstawionej analizie mogą być utożsamione z krytyczną, co do sensu fizycznego, wartością σ_{C} i krytyczną długością, zdefiniowanymi w zmodyfikowanym przez Neimitza i współpracowników kryterium RKR [94, 188].

7.3.2. Ocena prawdopodobieństwa występowania pękania łupliwego

Warunki opisane w poprzednim podrozdziale zapewniaja realizacje pekania z prawdopodobieństwem 100%, $P_{\rm f}$ = 1.0. Pękanie łupliwe również może wystąpić, jeśli warunki (7.17) i (7.19) nie są spełnione. Jednak w tym przypadku prawdopodobieństwo występowania pękania łupliwego jest mniejsze, $0 < P_{\rm f} < 1.0$. Przeanalizujmy więc taką sytuację. Realizacja pękania łupliwego jest możliwa dopiero wtedy, kiedy poziom naprężeń w rozkładzie σ_{vv} przewyższy naprężenie krytyczne, $\sigma_{\rm C\ 0.0}$, które zapewnia inicjację mikropęknięć z mikrodefektów nukleowanych na cząstkach o największym rozmiarze spośród obserwowanych w analizowanym materiale. Jeśli więc, $\sigma_{vv} \ge \sigma_{C 0.0}$ wówczas prawdopodobieństwo występowania pękania łupliwego, $P_{\rm f}$, jest większe lub równe zeru, $P_{\rm f} \ge P_{0.0} = 0$. Wzrost poziomu naprężeń σ_{vv} prowadzi do zwiększenia liczby cząstek, na których mogą nukleować mikrodefekty i z których następnie mogą rozwijać się mikropęknięcia. Odpowiednio wzrasta prawdopodobieństwo pękania łupliwego, P_f, w materiale. Zauważmy, że wzrost poziomu naprężeń σ_{yy} jest możliwy w wyniku zmiany wymiarów elementu i szczeliny (patrz rozdział 3), lub w wyniku zmiany charakterystyk materiału, np. na skutek obniżenia temperatury. Natomiast wzrost obciążenia przesuwa

maksimum rozkładu naprężeń σ_{yy} od wierzchołka pęknięcia. Zwiększa się więc obszar, w którym mogą inicjować się pęknięcia, co prowadzi do wzrostu prawdopodobieństwa występowania pękania łupliwego.



Rys. 7.11. Schemat oceny prawdopodobieństwa występowania pękania łupliwego: a) rozkład naprężeń $\sigma_{yy}^* < \sigma_{yy}$; b) obliczenie rozmiaru najmniejszego mikrodefektu; c) obliczenie rozmiaru najmniejszego ziarna; d) wyznaczenie odległości pomiędzy mikrodefektami, l_i ; e) określenie liczby grup *i* względem rozmiarów ziarn, *k*; f) obliczenie P_f (opracowanie własne)

Dla przypadku oddziaływania na pewien obszar materiału rozkładu naprężeń $\sigma_{yy}^* > \sigma_{C_P}$, dla którego $\sigma_{C_{0.0}} < \sigma_{C_P} < \sigma_{C_{1.0}}$ (rys. 7.11a), w procesie pękania łupliwego uczestniczy tylko część ziarn i cząstek materiału. Z reguły nie w każdym ziarnie jest cząstka, która może wystąpić w charakterze inicjatora pękania łupliwego. Zakładając, że rozmiar mikrodefektu odpowiada średnicy cząstki, pękanie łupliwe wystąpi z pewnym prawdopodobieństwem, które oblicza się następująco:

$$P_{\rm f} = \sum_{i=1}^{k} P_{\rm Ci} P_{\rm Di}$$
(7.20)

gdzie: P_{Ci} jest prawdopodobieństwem inicjacji mikropęknięcia w ziarnie z *i*-tej grupy ($P_{Ci} = D_i/l_i$, gdzie: D_i jest średnicą ziarna z *i*-tej grupy; l_i jest średnią odległością między "aktywnymi" mikrodefektami); P_{Di} jest prawdopodobieństwem występowania ziarna z *i*-tej grupy w materiale; *k* określa ilość grup ziaren, podzielonych względem wielkości, mogących pęknąć łupliwie (np. na rysunku 7.11d liczba ta jest równa 5).

Algorytm oceny prawdopodobieństwa występowania pękania łupliwego dla rozkładu naprężeń $\sigma_{yy}^* > \sigma_{C_P}$, gdzie $\sigma_{C_{0.0}} < \sigma_{C_P} < \sigma_{C_{1.0}}$, pokazano na rysunku 7.11a. Dla krytycznego poziomu σ_{C_P} obliczamy najmniejsze rozmiary mikrodefektów (wzór (7.6a), rys. 7.11b) i najmniejsze rozmiary ziarn (wzór (7.7), rys. 7.11c), które uczestniczą w procesie pękania łupliwego. Następnie na podstawie informacji o rozmiarze najmniejszego mikrodefektu z rozkładu (rys. 7.11d) wyznacza się liczbę mikrodefektów i odległość pomiędzy nimi, l_i . Na podstawie informacji o najmniejszym rozmiarze ziarna z rozkładu wielkości ziarn wyznacza się liczbę grup ziarn, k, z których mogą rozprzestrzeniać się mikropęknięcia (rys. 7.11e). Wykorzystując dane o odległości pomiędzy "aktywnymi" mikrodefektami, l_i , i o rozmiarach "aktywnych" ziarn, D_i , prawdopodobieństwo występowania pękania łupliwego, P_f , dla rozkładu naprężeń $\sigma_{yy}^* < \sigma_{yy}$ oblicza się ze wzoru (7.20).

W następnych podrozdziałach przedstawiono wyniki oceny prawdopodobieństwa występowania pękania łupliwego na podstawie danych o składnikach mikrostrukturalnych dla różnych mikrostruktur stali 13HMF, uzyskanych w wyniku OC wykonanej w warunkach laboratoryjnych oraz utworzonych po długotrwałej eksploatacji materiału. Ocenę prawdopodobieństwa występowania pękania łupliwego przeprowadzono również dla innych gatunków stali ferrytycznych – 12H1MF i 18G2A.

7.3.3. Ocena występowania pękania łupliwego w mikrostrukturach stali ferrytycznych

W celu przeprowadzenia ilościowej analizy procesu pękania stali o osnowie ferrytycznej założono, że $\gamma_p = 14 \text{ J/m}^2$ i $\gamma_{gb} = 45 \text{ J/m}^2$. Wyboru takich wartości dokonano na podstawie analizy danych z literatury [137, 259] oraz drogą dopasowania do wyników, uzyskanych w eksperymentalno-numerycznej analizie Neimitza i współpracowników [94, 188].

7.3.3.1. Stal o mikrostrukturze ferryt-perlit-bainit (FPB) oraz ferryt z węglikami (FW)

Mikrostrukturę FPB uzyskano w wyniku obróbki cieplnej stali 13HMF: austenityzowanie (1035°C, 1 h), chłodzenie (V = 3.33°C/min), odpuszczanie (735°C, 5 h), (oznaczenie mikrostruktury – *FPB1b*). Charakterystyki mechaniczne, odporność na pękanie dla stali 13HMF o mikrostrukturze *FPB1b* podano w rozdziale 5. Dane o rozkładach składników mikrostruktury *FPB1b* przedstawiono w rozdziale 6 (tab. 6.1 i 6.6, rys. 6.1).

Rozmiar ziarn w mikrostrukturze *FPB1b* zmienia się w zakresie 15÷40 µm. Naprężenia wymagane do pokonania granic ziarn znajdują się, więc w przedziale od $\sigma_{C3_{-}0.0} = 880$ MPa (dla $D_0 = 40$ µm) do $\sigma_{C3_{-}1.0} = 1450$ MPa (dla $D_0 = 15$ µm) (rys. 7.12a). Dla poziomu krytycznego naprężenia $\sigma_{C3_{-}1.0} = 1450$ MPa mikropęknięcia mogą rozwijać się z mikrodefektów $C_0 \ge 1520$ nm, a rozprzestrzenianie się mikropęknięcia przez granicę możliwe jest dla każdego ziarna materiału ($D_0 \ge 15$ µm). Odległość pomiędzy cząstkami o rozmiarach 1520÷2250 nm jest równa $l_i \approx 11$ µm. Dla odległości pomiędzy cząstkami $l_i \approx 11$ µm w każdym ziarnie znajdzie się co najmniej jedna cząstka, która nadaje się do inicjacji i rozwoju mikropęknięcia. Ponieważ mikropęknięcie pokona granicę każdego ziarna materiału, prawdopodobieństwo występowania pękania łupliwego wynosi $P_f = 1.0$. Tak więc poziom naprężenia krytycznego $\sigma_{C3_{-}1.0} = 1450$ MPa jest również poziomem realizacji całkowicie łupliwego pękania – $\sigma_{C_{-}1.0}$.

Dla przypadku, w którym naprężenie $\sigma_{C_P} = 1200 \text{ MPa}$, rozwój mikropęknięć jest możliwy z mikrodefektów $C_0 \ge 2150 \text{ nm}$, oraz rozprzestrzenienie się przez granicę – dla ziarn o rozmiarach $D_0 \ge 22 \text{ µm}$ (rys. 7.12b). Odległość pomiędzy cząstkami o rozmiarach 2150÷2250 nm jest równa $l_i \approx 60 \text{ µm}$. Prawdopodobieństwo występowania pękania łupliwego dla $\sigma_{C_P} = 1200 \text{ MPa}$, obliczone z uwzględnieniem rozkładu wielkości ziarn, jest równe:

$$P_{\rm f} = 0.2051 \cdot \frac{3}{5} \cdot \frac{20}{60} + 0.3077 \cdot \frac{25}{60} + 0.2564 \cdot \frac{30}{60} + 0.1282 \cdot \frac{35}{60} + 0.0513 \cdot \frac{40}{60} = 0.407$$

Dla poziomu naprężenia $\sigma_{C_P} = 1150$ MPa łupliwe pękanie wystąpi wówczas, jeśli mikrodefekty są nukleowane na cząstkach $C_0 \ge 2350$ nm oraz przy obecności ziarn $D_0 \ge 24$ µm. W materiale ziaren odpowiedniej wielkości jest dużo (~92%), natomiast brak jest cząstek, na których mogą inicjować się mikrodefekty wymaganego rozmiaru. Oznacza to, że pękanie łupliwe nie zostanie zrealizowane. Ponieważ $P_f = 0.0$, dla $\sigma_{C_P} = 1150$ MPa, oznaczymy go jak $\sigma_{C_0,0}$.



Rys. 7.12. a) analiza pękania dla $\sigma_{C_P} = 1450$ MPa; b) analiza pękania dla $\sigma_{C_P} = 1200$ MPa; c) prawdopodobieństwo występowania pękania łupliwego, $P_{\rm f}$, od σ_{C_P} dla stali *FPB1b*; d) zmiana mechanizmu z ciągliwego na łupliwy na przełomie próbki SEN(B), $T_{\rm bad} = +20^{\circ}$ C (wyniki własne)

W tabeli 7.1 przedstawiono prawdopodobieństwo występowania pękania łupliwego $P_{\rm f}$ dla różnych poziomów naprężenia $\sigma_{\rm C_P}$. Podano również krytyczne rozmiary ziarn, $D_{\rm C}$, i mikrodefektów, $C_{0\rm C}$, nukleowanych na cząstkach odpowiednich rozmiarów, $d_{0\rm C}$. Dla odpowiedniego poziomu naprężenia krytycznego, $\sigma_{\rm C_P}$, obecność w materiale składników o rozmiarach większych $D_{\rm C}$ i $d_{0\rm C}$ prowadzi do realizacji pękania łupliwego. Zależność prawdopodobieństwa występowania pękania łupliwego od poziomu naprężenia krytycznego σ_{C_P} pokazano na rysunku 7.12c. Charakterystyczny kształt zależności wskazuje, że może ona być opisana za pomocą statystycznego rozkładu Weibulla [273].

Materiał	σ _{C_P} , MPa	<i>D</i> _c , μm	<i>D</i> , μm	C _{0C} , nm	C _{0max} , nm	l _{iC} , μm	Pf
FPB1b	1450	15	15÷40	1520	2250	11	1.00
	1400	16	15÷40	1650	2250	13	0.99
	1300	18	15÷40	1900	2250	25	0.92
	1200	22	15÷40	2150	2250	60	0.41
	1150	24	15÷40	2350	2250	×	0.00

TABELA 7.1. Dane analizy pękania łupliwego mikrostruktury FPB1b (dane własne)

Przełom próbki SENB ze stali 13HMF o mikrostrukturze *FPB1b*, badanej w temperaturze +20°C, pokazano na rysunku 7.12d. W początkowym stadium pęknięcie podkrytyczne rozwijało się według mechanizmu ciągliwego (~50÷70 µm). Inicjatory kruchego pękania występują w odległości ~100÷120 µm od wierzchołka pęknięcia początkowego. Obserwowana sytuacja jest zgodna z wnioskami uzyskanymi w wyniku analizy rozkładu naprężeń przed wierzchołkiem pęknięcia w pracach [94, 188] – kruche pękanie inicjuje się na pewnej odległości przed wierzchołkiem pęknięcia początkowego, ponieważ występuje tam najwyższy poziom naprężeń rozwierających. Podkreślić należy, że w $T_{\text{bad.}}$ = 20°C w materiale tym nie występuje pękanie całkowicie łupliwe – obserwowano również nieliczne obszary pękania ciągliwego.

Wydłużenie czasu odpuszczania powoduje zmiany w budowie mikrostruktury – powstaje materiał o osnowie ferrytycznej z wydzieleniami węglików (rozdział 5). Zmiany te prowadzą do obniżenia granicy plastyczności ($\sigma_0 = 265$ MPa). Histogramy rozkładu wielkości ziarn i cząstek dużych węglików dla stali 13HMF o mikrostrukturze *FPB* odpuszczonej przez 96 h (*FPB1c*) przedstawiono w rozdziale 6.1.

W materiale *FPB1c* wielkość ziarn zmienia się w zakresie 20÷45 µm, naprężenie niezbędne do pokonania granic ziaren przez mikropęknięcie zmienia się od $\sigma_{C3} = 830$ MPa (dla $D_0 = 45$ µm) do $\sigma_{C3} = 1250$ MPa (dla $D_0 = 20$ µm) (rys. 7.13a). Poziom naprężenia $\sigma_{C3} = 1250$ MPa jest wystarczający, aby z mikrodefektów o wymiarach $C_0 > C_{0C} = 2030$ nm rozwinęły się mikropęknięcia w obszarze ziaren. Odległość pomiędzy cząstkami o wymiarach $C_0 \ge 2030$ nm wyznaczona na podstawie histogramu rozkładu cząstek jest równa ~28 nm. Prawdopodobieństwo występowania pękania łupliwego w materiale *FPB1c* dla poziomu naprężenia $\sigma_{C_P} = 1250$ MPa wynosi $P_f = 0.97$. Prawdopodobieństwo $P_f = 1.0$ zostanie osiągnięte, jeśli krytyczny poziom $\sigma_{C_{-1,0}} = \sigma_{C_{-P}} = 1300$ MPa (tab. 7.2).



Rys. 7.13. a) analiza pękania dla materiału *FPB1c*: $P_f = 1.0$, linia prosta ciągła, $\sigma_{C_{1.0}} = \sigma_{C_{..}P} = 1250$ MPa; $P_f = 0.0$, linia prosta przerywana, $\sigma_{C_{..}0.0} = \sigma_{C_{..}P} = 1075$ MPa; b) prawdopodobieństwo występowania pękania łupliwego, P_f , od $\sigma_{C_{..}P}$ (wyniki własne)

Dla naprężenia $\sigma_{C_P} = 1075$ MPa (rys. 7.13a) mikropęknięcia mogą rozwijać się od mikrodefektów $C_0 > C_{0C} = 2600$ nm. W mikrostrukturze *FPB1c* nie obserwowano cząstek o tak dużych rozmiarach. Prawdopodobieństwo występowania pękania łupliwego dla poziomu $\sigma_{C_P} = 1075$ MPa wynosi $P_f = 0.0$. Wykres zależności prawdopodobieństwa występowania pękania łupliwego od poziomu naprężenia σ_{C_P} pokazano na rysunku 7.13b, odpowiednie dane przedstawiono w tabeli 7.2.

Materiał	σ_{C_P}, MPa	D _c , μm	D, µm	C _{0C} , nm	C _{0max} , nm	l _{ic} , μm	Pf
FPB1c	1300	18	20÷45	1900	2500	20	1.00
	1250	20	20÷45	2030	2500	28	0.97
	1200	22	20÷45	2150	2500	30	0.93
	1150	24	20÷45	2350	2500	48	0.67
	1100	26	20÷45	2500	2500	100	0.27
	1075	27	20÷45	2600	2500	×	0.00

TABELA 7.2. Dane analizy pękania łupliwego mikrostruktury *FPB1c* (dane własne)

Dla próbek SENB ze stali 13HMF o mikrostrukturze *FPB1c*, badanych w temperaturze ujemnej, określono na podstawie analizy numerycznej, że $\sigma_C = 1100$ MPa $(T_{\text{bad.}}=-20^{\circ}\text{C})$, oraz $\sigma_{C}=1150$ MPa $(T_{\text{bad.}}=-50^{\circ}\text{C})$ [94, 188]. W temperaturze pokojowej wartość naprężenia krytycznego, $\sigma_{C}=985$ MPa. Zdjęcia przełomów próbek (rys. 7.14) potwierdzają jakościowo wyniki uzyskane zarówno metodą analizy eksperymentalno-numerycznej poprzez wyznaczenie rozkładu naprężeń σ_{yy} , jak i metodą analizy składników mikrostrukturalnych. Przełom próbki badanej w $T=+20^{\circ}\text{C}$ (rys. 7.14a), wskazuje, że pęknięcie podkrytyczne po inicjacji rozwijało się jak ciągliwe, ~70÷100 µm. W wyniku wzrostu poziomu naprężeń przed ruchomym wierzchołkiem uaktywniło się pękanie łupliwe w lokalnych obszarach materiału.



Rys. 7.14. Przełomy próbek SENB z materiału *FPB1c*: a) mieszany, ciągliwo-łupliwy przełom ($T_{\text{bad}} = +20^{\circ}\text{C}$); b) mieszany, ciągliwo-łupliwy przełom ($T_{\text{bad}} = -20^{\circ}\text{C}$); c) przełom zdominowany przez pękanie łupliwe ($T_{\text{bad}} = -50^{\circ}\text{C}$) (badania własne)

W temperaturze $T_{\text{bad}} = -20^{\circ}\text{C}$ ($\sigma_C = 1100 \text{ MPa}$) [188] obserwowano mieszany przełom z nieznaczną przewagą obszarów łupliwych (rys. 7.14b). Według analizy mikrostrukturalnej dla poziomu $\sigma_{\text{C}_P} = 1100 \text{ MPa}$ prawdopodobieństwo występowania pękania łupliwego jest niewysokie, $P_{\text{f}} = 0.25$. Jednak podczas propagacji pęknięcia poziom w rozkładzie naprężeń przed wierzchołkiem σ_{yy} wzrasta, więc prawdopodobieństwo występowania pękania łupliwego również rośnie.

Zdjęcie przełomu w $T_{\text{bad}} = -50^{\circ}\text{C}$ świadczy o dominacji pękania łupliwego podczas rozwoju pęknięcia podkrytycznego (rys. 7.14c). Według analizy eksperymentalno-numerycznej poziom krytyczny określono, jako $\sigma_C = 1150 \text{ MPa}$ [94, 188]. Z analizy mikrostrukturalnej wynika, że prawdopodobieństwo pękania łupliwego dla $\sigma_{\text{C}_P} = 1150 \text{ MPa}$ wynosi $P_{\text{f}} = 0.67$, co zgadza się charakterem przełomu zdominowanym przez pękanie łupliwe (rys. 7.14c).

Analizę procesu pękania w stali 13HMF o mikrostrukturze FW przeprowadzono na próbkach *FPB1e* i *FW1b* (rozdział 5). Materiał *FPB1e* uzyskano w wyniku długotrwałego odpuszczania (280 h) mikrostruktury FPB, natomiast materiał *FW1b* – drogą bardzo wolnego chłodzenia z temperatury austenityzowania. Mikrostruktura obu materiałów jest podobna, podobne również jest prawdopodobieństwo występowania pękania łupliwego w obu materiałach przy odpowiednich poziomach σ_{C_P} (tab. 7.3). Występowanie pękania łupliwego w stali 13HMF o mikrostrukturze FW możliwe jest dla poziomu naprężeń $\sigma_{C_{0.0}} \ge 1100$ MPa , natomiast realizacja całkowicie łupliwego pękania ($P_f = 1.0$) jest możliwa przy poziomie naprężeń $\sigma_{C_{1.0}} \ge 1250$ MPa (rys. 7.15a). W temperaturze +20°C poziom naprężenia krytycznego, wyznaczony na podstawie numerycznych obliczeń rozkładu naprężeń σ_{yy} , wynosi $\sigma_C = 975$ MPa. Poziom ten nie jest wystarczający dla realizacji pękania łupliwego. Pękanie rozwija się więc jako ciągliwe (rys. 7.15b).

Materiał	σc_₽, MPa	<i>D</i> _c , μm	<i>D</i> , μm	C _{0C} , nm	C _{0max} , nm	l _{ic} , μm	Pf
FPB1e	1250	20	20÷45	2030	2500	19	1.00
	1200	22	20÷45	2150	2500	25	0.95
	1150	24	20÷45	2350	2500	50	0.57
	1120	25	20÷45	2450	2500	93	0.29
	1100	26	20÷45	2550	2500	×	0.00
FW1b	1250	20	25÷45	2030	2500	22	1.00
	1200	22	25÷45	2150	2500	30	0.99
	1150	24	25÷45	2350	2500	48	0.72
	1120	25	25÷45	2450	2500	84	0.41
	1100	26	25÷45	2550	2500	×	0.00

 TABELA 7.3. Dane analizy pękania dla mikrostruktury FPB1e i FW1b (dane własne)



Rys. 7.15. a) zależność prawdopodobieństwa pękania łupliwego, P_{f} , od poziomu naprężenia $\sigma_{C_{P}}$; b) ciągliwy przełom stali 13HMF o mikrostrukturze FW w $T = +20^{\circ}$ C (wyniki własne)

7.3.3.2. Stal 13HMF o mikrostrukturze ferryt-bainitu (FB)

Badania procesu pękania stali 13HMF o mikrostrukturze FB przeprowadzono na próbkach *FB1b* i *FB1c*. Materiał *FB1b* uzyskano w wyniku chłodzenia z prędkością V = 13.33°C/min z temperatury austenityzowania (1035°C, 1 h) i odpuszczania w 735°C, przez 5 h ($\sigma_0 = 377$ MPa); materiał *FB1c* po normalizowaniu odpuszczano w 735°C przez 96 h ($\sigma_0 = 297$ MPa) (rozdział 5).

Podczas badań próbek SENB o mikrostrukturze *FB1b* w przedziale temperatur od +20°C do -100°C obserwowano zmianę mechanizmu pękania. Wraz z obniżeniem temperatury wzrasta udział pękania łupliwego (rys. 7.16). W temperaturze -20°C obszar występowania pękania łupliwego poprzedzony jest strefą, gdzie pęknięcie podkrytyczne rozwija się według mechanizmu ciągliwego (rys. 7.16b). Natomiast w temperaturze -50°C przełom jest prawie całkowicie łupliwy (rys. 7.16c). Poziomy naprężenia, które odpowiadają występowaniu pękania łupliwego, ustalone w wyniku analizy eksperymentalno-numerycznej są następujące: $\sigma_{\rm C} = 1350-1400$ MPa (T = -20°C); $\sigma_{\rm C} = 1600-1650$ MPa (T = -50°C) [198]. Poziomy naprężeń $\sigma_{\rm C}$, ustalone na podstawie analizy numerycznej są w dobrej zgodności z danymi, uzyskanymi z analizy mikrostrukturalnej (rys. 7.17a). Poziomowi naprężeń $\sigma_{\rm C} = 1600-1650$ MPa odpowiada wysokie prawdopodobieństwo występowania pękania łupliwego, $P_f \approx 0.90$; naprężeniom $\sigma_{\rm C} = 1350-1400$ MPa odpowiada prawdopodobieństwo pękania łupliwego, $P_f \approx 0.75$.

Wyniki analizy prawdopodobieństwa występowania pękania łupliwego dla stali 13HMF o mikrostrukturze *FB1b* pokazano na rysunkach 7.17 i podano w tabeli 7.4. Pękanie łupliwe w mikrostrukturze *FB1b* może wystąpić, jeśli rozkład naprężeń jest wyższy od $\sigma_{C_{0.0}} = 1250$ MPa, natomiast całkowicie łupliwe pękanie, z $P_f = 1.0$, wystąpi dla naprężeń wyższych od $\sigma_{C_{1.0}} = 1850$ MPa (rys. 7.17).



Rys. 7.16. Przełomy próbek SENB o mikrostrukturze *FB1b*: a) dominacja ciągliwego mechanizmu pękania ($T = +20^{\circ}$ C); b) zmiana mechanizmu pękania z ciągliwego na łupliwy ($T = -20^{\circ}$ C); c) dominacja łupliwego mechanizmu pękania ($T = -50^{\circ}$ C) (badania własne)



Rys. 7.17. a) analiza pękania materiału *FB1b*: początek pękania łupliwego, $\sigma_{C_{-0.0}} = 1250$ MPa (linia prosta przerywana); występowanie pękania łupliwego z $P_f = 1.0$, $\sigma_{C_{-1.0}} = 1850$ MPa (linia prosta ciągła); b) prawdopodobieństwo występowania pękania łupliwego P_f w zależności od poziomu naprężenia $\sigma_{C_P} =$ dla mikrostruktury *FB1b* i *FB1c* (wyniki własne)

Dla mikrostruktury *FB1c* na podstawie analizy mikrostrukturalnej ustalono, że występowanie pękania łupliwego jest możliwe dla naprężeń wyższych od $\sigma_{C_{0.0}} = 1150 \text{ MPa}$, natomiast całkowicie łupliwe pękanie, z $P_{\rm f} = 1.0$, wystąpi dla naprężeń wyższych od $\sigma_{C_{1.0}} = 1500 \text{ MPa}$ (tab. 7.4).

Materiał	σ_{C_P} , MPa	D _c , μm	D, µm	C _{oc} , nm	C _{0max} , nm	l _{ic} , μm	Pf
FB1b	1850	9	9÷35	950	2000	6	1.00
	1650	11	9÷35	1200	2000	13	0.98
	1400	16	9÷35	1650	2000	28	0.81
	1300	18	9÷35	1900	2000	60	0.38
	1250	19	9÷35	2030	2000	×	0.00
FB1c	1500	14	15÷40	1450	2250	10	1.00
	1400	16	15÷40	1650	2250	14	0.98
	1300	18	15÷40	1900	2250	25	0.85
	1200	22	15÷40	2150	2250	60	0.45
	1150	23	15÷40	2350	2250	×	0.00

TABELA 7.4. Dane analizy mikrostrukturalnej dla materiałów FB1b i FB1c (dane własne)

7.3.3.3. Stal 13HMF o mikrostrukturze bainitu (B)

Analizę procesu pękania stali 13HMF o mikrostrukturze B przeprowadzono na próbkach *B1c* i *B1e*, które uzyskano w wyniku szybkiego chłodzenia (*V* = 53°C/min) z temperatury austenityzowania i odpuszczania w 735°C odpowiednio przez 5 h i 96 h (rozdział 5). Granica plastyczności dla *B1c* jest równa, $\sigma_0 = 616$ MPa, dla $B1e - \sigma_0 = 396$ MPa. W wyniku analizy ustalono, że dla mikrostruktury *B1c* występowanie pękania łupliwego jest możliwe dla poziomu naprężeń wyższych od $\sigma_{C_{0,0}} = 1650$ MPa, natomiast pękanie łupliwe z $P_f = 1.0$, wystąpi, jeśli $\sigma_{yy} \ge \sigma_{C_{1,0}} = 3000$ MPa (tab. 7.5). Dla mikrostruktury *B1e* pękanie łupliwe może występować dla naprężeń $\sigma_{yy} \ge \sigma_{C_{0,0}} = 1300$ MPa , a realizacja pękania łupliwe-go z prawdopodobieństwem 100% – dla $\sigma_{yy} \ge \sigma_{C_{0,0}} = 2250$ MPa (tab. 7.5).



Rys. 7.18. Stal 13HMF o mikrostrukturze *B1c*: a) analiza pękania łupliwego: poziom początku występowania pękania łupliwego, $\sigma_{C_{0.0}} = 1300$ MPa (linia prosta przerywana); krytyczny poziom $\sigma_{C_{1.0}} = 2250$ MPa, $P_f = 1.0$ (linia prosta ciągła); b) ciągliwe pękanie próbki SENB: $T_{bad.} = 20^{\circ}$ C, $\sigma_{C_{1.0}} = 1700$ MPa, $P_f = 0.05$ (wyniki własne)

Materiał	σc_ <i>P</i> , MPa	D _c , μm	<i>D</i> , μm	C _{0C} , nm	C _{0max} , nm	l _{ic} , μm	Pf
Bc1	3000	3	3÷20	425	1250	3	1.00
	2500	5	3÷20	600	1250	5.2	0.96
	2250	6	3÷20	680	1250	7.2	0.90
	2000	8	3÷20	900	1250	16	0.53
	1900	9	3÷20	1000	1250	31	0.25
	1800	10	3÷20	1120	1250	43	0.17
	1700	11	3÷20	1240	1250	150	0.05
	1650	11.5	3÷20	1300	1250	×	0.00
B1e	2250	6	5÷30	680	2000	5	0.98
	2000	8	5÷30	900	2000	8	0.94
	1850	9	5÷30	1050	2000	9	0.92
	1600	12	5÷30	1400	2000	11	0.86
	1450	15	5÷30	1680	2000	28	0.55
	1350	17	5÷30	1900	2000	49	0.27
	1300	18	5÷30	2050	2000	×	0.00

TABELA 7.5. Dane analizy mikrostrukturalnej dla materiałów B1c i B1e (dane własne)

7.3.3.4. Stal 13HMF o mikrostrukturze bainit-martenzytu (BM)

Mikrostrukturę BM uzyskano w wyniku hartowania próbek ze stali 13HMF w oleju i odpuszczaniu w 735°C (rozdział 5). Mikrostrukturę *BM1b* uzyskano po odpuszczaniu przez 5 h ($\sigma_0 = 694$ MPa), *BM1d* – po odpuszczaniu przez 96 h ($\sigma_0 = 460$ MPa). Wyniki analizy pękania stali 13HMF o mikrostrukturach BM po-kazano na rysunku 7.19 i zamieszczono w tabeli 7.6.



Rys. 7.19. Stal 13HMF o mikrostrukturze BM1d: a) analiza pękania łupliwego: poziom początku występowania pękania łupliwego, $\sigma_{C_{0.0}} = 1400$ MPa (linia prosta przerywana); krytyczny poziom $\sigma_{C_{1.0}} = 3000$ MPa, $P_f = 1.0$ (linia prosta ciągła); b) zależność prawdopodobieństwa pękania łupliwego, P_f , od poziomu naprężenia $\sigma_{C_{P_i}}$ (wyniki własne)

Materiał	σ_{C_P} , MPa	D _c , μm	<i>D</i> , μm	C₀c, nm	C_{0max}, nm	l _{iC} , μm	Pf
BM1b	5500	1	1÷7	200	1000	0.9	1.00
	3500	2.7	1÷7	325	1000	2.6	0.87
	3000	3	1÷7	425	1000	3.25	0.69
	2500	5	1÷7	600	1000	5.4	0.29
	2100	7	1÷7	830	1000	13	0.03
	2000	8	1÷7	900	1000	×	0.00
BM1d	3000	3.5	3.5÷20	415	1750	2.5	1.00
	2500	5	3.5÷20	600	1750	4.3	0.92
	2100	7	3.5÷20	830	1750	7.7	0.73
	1850	9	3.5÷20	1050	1750	12.5	0.43
	1650	12	3.5÷20	1350	1750	18	0.32
	1450	14	3.5÷20	1680	1750	44	0.07
	1400	16	3.5÷20	1800	1750	∞	0.00

TABELA 7.6. Dane analizy mikrostrukturalnej dla materiału BM1b i BM1d (wyniki własne)

Na próbkach SENB z materiału *BM1d* uzyskano, podczas badań w zakresie temperatur +20 ÷ -180°C, różne mechanizmy propagacji pęknięcia podkrytycznego. Z analizy mikrostrukturalnej wynika, że pękanie łupliwe może wystąpić przy poziomie naprężeń $\sigma_{yy} \ge \sigma_{C_{0.0}} = 1400$ MPa. Występowanie pękania łupliwego z prawdopodobieństwem $P_f = 1.0$ jest możliwe dla $\sigma_{yy} \ge \sigma_{C_{0.0}} = 3000$ MPa.

Podczas badań próbek SENB (a/W = 0.5) z mikrostrukturą *BM1d* pękanie łupliwe uzyskano w temperaturze $T_{\text{bad.}} \leq -80^{\circ}$ C (rys. 7.20b). Na podstawie analizy numerycznej dla szczeliny stacjonarnej ustalono, że krytyczny poziom naprężeń dla pękania łupliwego w tym materiale jest równy $\sigma_{\rm C} = 1750$ MPa. Z analizy mikrostrukturalnej wynika, że prawdopodobieństwo pękania łupliwego dla $\sigma_{\rm C} = 1750$ MPa jest równe $P_{\rm f} = 0.39$. Jest to nieco niższa wartość niż można spodziewać się z charakteru przełomu, pokazanego na rysunku 7.20b. Jednak w początkowym stadium pęknięcie rozwijało się według mechanizmu ciągliwego, co spowodowało dodatkowy wzrost naprężeń rozwierających i zwiększyło prawdopodobieństwo występowania pękania łupliwego. W temperaturze pokojowej pękanie próbki jest zdominowane przez mechanizm ciągliwy (rys. 7.20a). Krytyczny poziom $\sigma_{\rm C}$ dla mikrostruktury *BM1d* w $T_{\rm bad.} = +20^{\circ}$ C, określono jak $\sigma_{\rm C} = 1450$ MPa. Odpowiada to niskiemu prawdopodobieństwu występowania pękania łupliwego, $P_{\rm f} = 0.07$, co zgadza się z charakterem przełomu z rysunku 7.20a.



Rys. 7.20. Charakter przełomu stali o mikrostrukturze *BM1d*: a) pęknięcie zdominowane przez mechanizm ciągliwy ($T_{\text{bad.}} = +20^{\circ}\text{C}$); b) zmiana mechanizmu pękania z ciągliwego na łupliwy ($T_{\text{bad.}} = -80^{\circ}\text{C}$) (wyniki badań własnych)

7.3.3.5. Materiał po eksploatacji

Ocenę prawdopodobieństwa występowania pękania łupliwego na podstawie analizy mikrostrukturalnej przeprowadzono również dla materiału rurociągów energetycznych ze stali 13HMF, eksploatowanych przez 150 000 h i 159 000 h, oraz ze stali 12H1MF po 192 000 h eksploatacji. Charakterystyki wytrzymałościowe, odporność na pękanie oraz rozkłady składników mikrostruktury tych materiałów przedstawiono w rozdziale 5. Mikrostruktura stali 13HMF po 150000 h eksploatacji jest ferrytem z wydzieleniami skoagulowanych węglików ($\sigma_0 = 306$ MPa). Podczas badań w temperaturze +20°C uzyskano stabilny charakter przyrostu pęknięcia podkrytycznego w próbkach SENB. Przełom próbki na ogół jest zdominowany przez ciągliwy mechanizm pękania, chociaż również w ograniczonych obszarach występuje pękanie łupliwe (rys 7.21a). Wartość σ_C dla tego materiału w temperaturze pokojowej, oszacowana na podstawie analizy numerycznej, jest równa $\sigma_C = 1120$ MPa. Z analizy mikrostrukturalnej wynika, że pękanie łupliwe może występować przy poziomie naprężeń $\sigma_{yy} \ge \sigma_{C_0.0} = 1170$ MPa. Rezultaty analizy doświadczalno-numerycznej oraz analizy mikrostrukturalnej odpowiadają ciągliwemu charakterowi pękania próbki z tego materiału badanej w $T_{\text{bad.}} = +20^{\circ}\text{C}$.

W materiale pobranym z innego rurociągu po eksploatacji ~159000 h, mikrostruktura stali 13HMF składa się z obszarów zdegradowanego bainitu i ferrytu ($\sigma_0 = 377$ MPa). Rezultaty analizy występowania pękania łupliwego przedstawiono w tabeli 7.7. Wartość naprężenia krytycznego σ_c dla tego materiału w temperaturze pokojowej, oszacowana z analizy numerycznej, jest równa $\sigma_c = 1300$ MPa. Temu poziomowi naprężenia krytycznego odpowiada wysokie prawdopodobieństwo występowania pękania łupliwego, $P_f = 0.94$. Wynik analizy metalograficznej jest zgodny z całkowicie łupliwym przełomem, uzyskanym na próbce z tego materiału (rys. 7.21b).

Mikrostruktura stali 12H1MF po 192000 h eksploatacji wskazuje, że początkowo była to stal o mikrostrukturze bainityczno-martenzytycznej (rys. 7.22a). Mimo długotrwałej eksploatacji materiał ten zachowuje układ drobnoziarnistych wydzieleń wzdłuż byłych granic listew. Szerokość listew zmienia się w zakresie 5÷15 µm. W materiale obserwowano cząstki dwóch rodzajów: wydzielenia węglików o wielkości do 1500 nm oraz duże wtrącenia MnS o rozmiarach do ~20x5 µm. Granica plastyczności materiału jest równa, σ_0 = 324 MPa.



Rys. 7.21. Charakter propagacji pęknięcia podkrytycznego ($T_{bad} = +20^{\circ}$ C) w próbkach pobranych z różnych rurociągów: a) ciągliwy dla materiału po 150000 h eksploatacji; b) łupliwy dla materiału po 159000 h eksploatacji (badania własne)

Materiał	σc_₽, MPa	<i>D</i> c, μm	D, μm	C _{0C} , nm	C _{0max} , nm	<i>li</i> c, μm	Pf
150000 h	1225	21	25÷45	2100	2250	26	0.99
ekspl.	1210	21.5	25÷45	2150	2250	35	0.92
	1200	22	25÷45	2180	2250	55	0.63
	1190	22	25÷45	2250	2250	200	0.17
	1170	24	25÷45	2300	2250	×	0.00
159000 h	1430	15	15÷40	1550	2500	11	1.0
ekspl.	1400	16	15÷40	1600	2500	12	0.99
	1300	18	15÷40	1900	2500	20	0.94
	1200	22	15÷40	2200	2500	35	0. 73
	1150	24	15÷40	2350	2500	50	0.49
	1125	25	15÷40	2450	2500	150	0.16
	1100	26	15÷40	2550	2500	×	0.00

TABELA 7.7. Dane analizy mikrostrukturalnej dla stali 13HMF po 150000 h i 159000 h eksploatacji (wyniki własne)







Rys. 7.22. Stal 12H1MF po 192000 h eksploatacji: a) zdegradowana mikrostruktura *BM*; b) lokalne obszary pękania łupliwego inicjowane na wtrąceniach MnS na tle makroprzełomu, zdominowanego przez pękanie ciągliwe (badania własne)

Chociaż w badanym materiale są obecne duże cząstki, to w próbkach SENB, podczas badań w temperaturze pokojowej, zarejestrowano stabilny przyrost pękania podkrytycznego zdominowany przez pękanie ciągliwe (rys. 7.22b). Jedynie wokół dużych cząstek lokalnie występuje pękanie łupliwe. Z analizy mikrostrukturalnej wynika, że pękanie łupliwe w tym materiale może wystąpić dla $\sigma_{yy} \ge \sigma_{C_{0.0}} = 1400$ MPa (tab. 7.8). Natomiast całkowicie łupliwego pękania z $P_f = 1.0$ należy spodziewać się dopiero dla $\sigma_{yy} \ge \sigma_{C_{1.0}} = 2500$ MPa. Poziom naprężenia σ_C dla próbki SENB badanej w 20°C i określony z analizy numerycznej, jest równy $\sigma_{\rm C} = 1140$ MPa. Dla naprężeń $\sigma_{yy} \le \sigma_{\rm C_0.0} = 1400$ MPa pękanie łupliwe może inicjować się jedynie na dużych cząstkach wtrąceń MnS. Jednak drobnoziarnista budowa materiału blokuje rozprzestrzenianie się mikropęknięć w sąsiednie ziarna. Łupliwe pęknięcia zostają więc zlokalizowane w małych obszarach zawierających kilka ziarn (rys. 7.22b).

Materiał	σc_₽, MPa	D _c , μm	<i>D</i> , μm	C _{0C} , nm	C _{0max} , nm	l _{ic} , μm	Pf
BM 192000 h eksp.	2500	5	5÷15	600	1750-5000	4.3	1.00
	2100	7	5÷15	830	1750-5000	7.7	0.92
	1850	9	5÷15	1050	1750-5000	12.5	0.44
	1650	12	5÷15	1350	1750-5000	18	0.35
	1450	14	5÷15	1680	1750-5000	40	0.09
	1400	16	5÷15	1800	1750-5000	100	0.03

 TABELA 7.9. Wyniki analizy mikrostrukturalnej dla materiału po 192000 h eksploatacji (dane własne)

7.3.3.6. Stal 18G2A

Ocenę prawdopodobieństwa występowania pękania łupliwego przeprowadzono również na innym materiale o mikrostrukturze ferrytyczno-perlitycznej, na stali 18G2A (rys. 7.23a). Jest to też stal niskostopowa o osnowie ferrytycznej i zupełnie innym składzie chemicznym (rozdział 3). Wielkość ziarn w stali 18G2A zmienia się w przedziale $14\div22 \,\mu\text{m}$, a granica plastyczności jest równa, $\sigma_0 = 305 \,\text{MPa}$. W stali 18G2A obserwowano stosunkowo duże cząstki wtrąceń MnS o wymiarach do $1.5\div2 \,\mu\text{m}$, odległość pomiędzy nimi wynosiła około ~20÷50 μm (rys. 7.23d).

Z przeprowadzonej analizy wynika (rys. 7.23b), ze inicjacja mikropęknięć z mikrodefektów o rozmiarach $C_0 \le 2000$ nm możliwa jest dla poziomu naprężenia $\sigma_{yy} \ge \sigma_{C_0.0} = 1050$ MPa, natomiast pokonanie przez mikropęknięcie granicy ziarna (dla $D_0 \le 22 \ \mu$ m) jest możliwe dla naprężeń $\sigma_{yy} \ge \sigma_{C_P} = 1200$ MPa. Dla poziomu naprężeń $\sigma_{yy} \ge \sigma_{C_{1.0}} = 1500$ MPa prawdopodobieństwo pękania łupliwego wzrasta do $P_f = 1.0$, ponieważ możliwe jest rozprzestrzenianie się mikropęknięcia przez wszystkie ziarna w materiale. Poziom naprężenia σ_C , obliczony numerycznie dla próbki CCT, badanej w $T = +20^{\circ}$ C, jest równy $\sigma_C = 915$ MPa [178]. Jest to wartość mniejsza niż określona na podstawie analizy mikrostrukturalnej. Pękanie łupliwe w stali 18G2A w temperaturze pokojowej nie występuje, co jest zgodne z mechanizmem pękania, obserwowanym podczas badań próbki CCT (rys. 7.23c,d).


Rys. 7.23. Stal 18G2A: a) ferrytyczno-perlityczna mikrostruktura; b) wyznaczanie zakresu występowania pękania łupliwego – $\sigma_{C_{0.0}}$ (linia przerywana) i $\sigma_{C_{1.0}}$, $P_f = 1.0$ (linia ciągła); c, d) ciągliwy charakter propagacji pęknięcia w próbce CCT ($T_{bad} = +20^{\circ}$ C) (badania własne)

7.4. Podsumowanie analizy pękania według modyfikowanych kryteriów RKR

Modyfikacja kryterium RKR, wprowadzona przez Neimitza i wsp. [185, 187, 188], uwzględnia duże odkształcenia materiału podczas obliczenia rozkładu naprężeń σ_{yy} przed wierzchołkiem pęknięcia. Uwzględnienie dużych skończonych odkształceń w materiale pozwoliło uzyskać rozkład naprężeń σ_{yy} , który posiada wyraźnie określone maksimum, znajdujące się w odległości około $2\delta_{\rm T}$ od wierzchołka pęknięcia. W wyniku badań eksperymentalnych (przeprowadzonych na próbkach SENB o różnych długościach szczeliny w zakresie temperatur -100°C; +20°C) i analizy numerycznej ustalono krytyczny poziom $\sigma_{\rm C}$ i krytyczną długość $r_{\rm C}$ [94, 188]. Na podstawie rezultatów eksperymentalnych i obliczeń numerycznych pokazano, że zaproponowany model pozwala określić mechanizm propagacji pękania: łupliwy, ciągliwy lub mieszany. Jeśli naprężenia, σ_{yy} , są wyższe od krytycznych, $\sigma_{\rm C}$, na odcinku większym od krytycznego $r_{\rm C}$ występuje pękanie łupliwe. Dla przypadku, jeśli naprężenia σ_{yy} są wyższe od krytycznych $\sigma_{\rm C}$, na odcinku mniejszym od krytycznego $r_{\rm C}$, a większym od rozmiaru ziarna obserwujemy mieszany łupliwieciągliwy mechanizm pękania. Jeśli naprężenia w rozkładzie, σ_{yy} , są niższe od krytycznych, $\sigma_{\rm C}$, lub przekraczają krytyczny poziom na odcinku mniejszym od rozmiaru ziarna, pękanie realizuje się według mechanizmu ciągliwego. Zaproponowany model pozwala ocenić proces pękania całościowo, jako zjawisko, poprzez analizę rozkładów naprężeń przed wierzchołkiem pęknięcia.

Drugi model (przedstawiony w niniejszym rozdziale), podchodzi do analizy pękania, jak do procesu, który składa się z kilku etapów: nukleacji mikrodefektu, inicjacji mikropęknięcia i rozprzestrzeniania się mikropęknięcia przez granice w sąsiednie ziarna. Takie podejście pozwala przeprowadzić analizę procesu pękania z uwzględnieniem składników mikrostruktury [90, 92, 93]. Wprowadzenie modelu pękania, jako procesu kilku etapowego, pozwala określić krytyczny rozmiar ziarn, krytyczny rozmiar i krytyczną gestość cząstek, niezbędnych do realizacji pekania łupliwego [95-97]. Jeśli w materiale jest brak składników określonych rozmiarów, to pekanie łupliwe nie może odbyć się jako proces pełny, lub nie nastapi wcale. Jeśli rozmiar ziarn jest mniejszy od krytycznego, to całkowicie łupliwy proces nie zostanie zrealizowany, mimo wystarczającej liczby dużych cząstek wtrąceń lub wydzieleń. W tym przypadku mechanizm pękania jest mieszany łupliwy w pojedynczych ziarnach lub obszarach składających się z kilku ziarn. Łupliwie pęknięte ziarna oddzielone są ciągliwie ukształtowanymi "pomostami". W przypadku braku cząstek odpowiedniej wielkości, mikropęknięcia nie rozwiną się z mikrodefektów, a powstaną jedynie pustki. Realizowany jest wówczas proces pekania według mechanizmu ciągliwego.

Analiza procesu pękania z uwzględnieniem składników mikrostruktury świadczy o tym, że poziom naprężeń i mikrostruktura decydują o charakterze propagacji pęknięcia. Rozkład naprężeń σ_{yy} zależy od kształtu elementu, obciążenia zewnętrznego, temperatury i charakterystyk materiału. Natomiast krytyczny poziom naprężeń pękania łupliwego, σ_c , jest ściśle związany ze składnikami mikrostrukturalnymi dla danego typu materiału – rozmiarem ziarn oraz rozmiarem i dyspersyjnością cząstek wydzieleń i wtrąceń. Nie zależy on od geometrii elementu, ani od stanu obciążenia.

Pierwszymi inicjatorami pękania łupliwego w materiale są największe cząstki. Poziom naprężenia, dla którego staje się możliwa inicjacja pękania łupliwego w mikrostrukturze, odpowiada dolnemu zakresowi występowania pękania łupliwego, $\sigma_{C_0.0}$. Wraz ze wzrostem poziomu naprężeń σ_{yy} , zwiększa się ilość cząstek i ziarn, które biorą udział w pękaniu łupliwym, a zatem zwiększa się prawdopodobieństwo występowania pękania łupliwego. Krytyczny poziom naprężenia, $\sigma_{C_1.0}$, przy którym w każdym ziarnie możliwa jest realizacja pękania łupliwego oraz możliwe jest rozprzestrzenianie się łupliwych mikropęknięć przez granice wszystkich ziarn, odpowiada występowaniu pękania łupliwego z $P_f = 1.0$.

Każdemu materiałowi odpowiada charakterystyczny zakres wartości $\sigma_{C0} \div \sigma_{C1.0}$, w którym prawdopodobieństwo występowania pękania łupliwego $P_{\rm f}$ wzrasta od

0 do 1.0 (rys. 7.24). Szerokość zakresu [σ_{C0} ; $\sigma_{C1.0}$] charakteryzuje odporność materiału przeciw występowaniu pękania całkowicie łupliwego – im szerszy zakres, tym wolniej zmienia się mechanizm pękania z ciągliwego na całkowicie łupliwy. Z wykresów $P_f = f(\sigma_{C_P})$, przedstawionych na rysunku 7.24a wynika, że stal 13HMF o mikrostrukturach drobnoziarnistych (B lub BM) jest bardziej odporna na zmianę mechanizmu pękania, niż o mikrostrukturach FPB i FB.



Rys. 7.24. Zmiana prawdopodobieństwa występowania pękania łupliwego w stali 13HMF: a) dla różnych mikrostruktur; b) w wyniku wysokotemperaturowego odpuszczania i eksploatacji (badania własne)

Jeśli przyjąć, że dla $P_{\rm f}$ = 0.75 proces pękania jest zdominowany przez pękanie łupliwe, to dla materiału o mikrostrukturach FPB szerokość zakresu [$\sigma_{\rm C0}$; $\sigma_{\rm C0.75}$] wynosi 70 MPa, a dla FB – 120 MPa. Zwiększenie poziomu $\sigma_{\rm C_P}$ o tak nieduże wartości możliwe jest w wyniku wzrostu naprężeń $\sigma_{\rm yy}$ podczas ciągliwego rozwoju pęknięcia podkrytycznego, dlatego w stalach ferrytycznych o mikrostrukturach FPB i FB często obserwowano "gwałtowne" występowanie pękania łupliwego po pewnym przyroście ciągliwym. Wielkość zakresu [$\sigma_{\rm C_0.0}$; $\sigma_{\rm C_0.75}$] dla mikrostruktury odpuszczonego bainitu jest równy ~450 MPa, a dla BM, ~1500 MPa. Szerokie zakresy, zwłaszcza dla materiału o mikrostrukturze BM, są powodem stabilności mechanizmów pękania podczas rozwoju pęknięcia podkrytycznego.

Podczas długotrwałego oddziaływania na materiał czynników termomechanicznych odbywa się rozrost ziarn oraz zwiększa się rozmiar i liczba dużych cząstek wydzieleń, kosztem zmniejszenia ilości cząstek małych oraz ogólnego zmniejszenia dyspersyjności. Jest to powodem obniżenia granicy plastyczności materiału, zmniejszenia poziomu wartości progowej $\sigma_{C_{0.0}}$ i szerokości zakresu $[\sigma_{C_{0.0}}; \sigma_{C_{1.0}}]$ (rys. 7.24b). W wyniku tych zmian materiał staje się mniej odporny na występowanie pękania łupliwego. Poziom naprężenia, który odpowiada początkowi występowania pękania łupliwego $\sigma_{C_{0,0}}$, zależy od rozmiaru największych cząstek w materiale. W niniejszej analizie brano pod uwagę jedynie cząstki wydzieleń węglików. Jeśli uwzględnić również duże cząstki wtrąceń niemetalicznych (MnS), wartość progowa $\sigma_{C_{0,0}}$ jeszcze się obniży, a rozkład $P_f = f(\sigma_{C_{P}})$ przyjmie kształt klasycznego rozkładu Weibulla, gdzie $\sigma_{C_{P}} = \sigma_W$ (wzór (7.9)). Wykorzystanie rozkładu $P_f = f(\sigma_{C_{P}})$ do wyznaczenia parametrów w statystycznym rozkładzie Weibulla pozwoli przedstawić prawdopodobieństwo występowania pękania łupliwego w postaci zależności analitycznej.

W mikrostrukturze o dużych ziarnach poziom naprężenia, odpowiadający rozwojowi mikropęknięcia z mikrodefektu, jest wyższy od poziomu naprężenia pokonania granicy ziarna przez mikropęknięcie. Pękanie rozprzestrzenia się więc według mechanizmu łupliwego natychmiast po osiągnięciu przez naprężenia poziomu niezbędnego do rozwoju mikropęknięcia z mikrodefektu. W mikrostrukturze drobnoziarnistej poziom naprężenia, odpowiadający przejściu mikropęknięcia przez granice ziarna, jest wyższy od poziomu inicjacji i rozwoju mikropęknięcia wewnątrz ziarna. W tym przypadku pękanie łupliwe realizuje się najpierw wewnątrz ziarn, a dopiero przy wzroście naprężeń do poziomu, który pozwala pokonać granice, realizuje się pękanie całkowicie łupliwe. Dlatego w materiale o mikrostrukturze drobnoziarnistej, to właśnie wielkość ziarna kontroluje proces występowania pękania całkowicie łupliwego.

Wyniki analizy uzyskane przy zastosowaniu jednego lub drugiego modelu są podobne. Z reguły, krytyczny poziom naprężeń $\sigma_{\rm C}$, wyznaczony na podstawie analizy eksperymentalno-numerycznej, jest niższy od krytycznego poziomu naprężeń $\sigma_{\rm C_{1.0}}$, określonego na podstawie analizy mikrostrukturalnej. Prawdopodobieństwo pękania łupliwego, wyznaczone dla poziomu naprężeń $\sigma_{\rm C}$, wynosi $(0.7\div0.9)P_{\rm f}(\sigma_{\rm C_{1.0}})$. Powodem tej różnicy jest to, że podczas wyznaczania krytycznego poziomu naprężeń $\sigma_{\rm C}$ według analizy eksperymentalno-numerycznej określano $\sigma_{\rm C}$ w momencie pękania próbki. Poziom naprężenia krytycznego $\sigma_{\rm C_{1.0}}$ odpowiada realizacji pękania łupliwego z prawdopodobieństwem $P_{\rm f} = 1.0$, natomiast pękanie łupliwe może występować również przy niższym $P_{\rm f}$.

8 Podsumowanie

W monografii wykorzystano znane już i stworzono nowe narzędzia mechaniki pękania do analizy wytrzymałości elementów konstrukcyjnych zawierających pęknięcia. Zagadnienia te rozpatrzono w ujęciu naukowo-badawczym i aplikacyjnoutylitarnym. Badano wpływ kształtu i wymiarów elementów konstrukcyjnych na ich odporność na pękanie. Przeprowadzono szczegółowe badania i ustalono wpływ składników mikrostruktury na proces pękania. Szczególną uwagę zwrócono na elementy wykonane z niskostopowych stali ferrytycznych, które są wykorzystywane w instalacjach energetycznych, eksploatowanych przez długie okresy czasu w warunkach oddziaływania wysokich temperatur i naprężeń. Wykorzystywano procedury FITNET do oceny bezpieczeństwa pracy elementów z defektami. Procedury te wykorzystano do analizy elementów, które znajdują się w eksploatacji oraz do ustalenia przyczyn zniszczenia elementów.

8.1. Wnioski o charakterze naukowo-badawczym

- Przeprowadzono wszechstronne badania wpływu kształtu, wymiarów geometrycznych, właściwości mechanicznych materiału na odporność na pękanie. W sposób ilościowy i jakościowy potwierdzono zależność odporności na pękanie od wymiarów płaskich i długości szczeliny oraz pokazano, że wpływ ten można przedstawić za pomocą naprężeń T lub parametru Q. Natomiast wpływ grubości elementu na odporność na pękanie wyznaczono za pomocą współczynnika Tz [176, 178, 180, 182, 183].
 - Dla zagadnień płaskich pokazano, że wartości Q są bliskie zeru dla wszelkiego typu próbek i materiałów w płaskim stanie naprężeń. W płaskim stanie odkształceń wartości Q są zależne od geometrycznych wymiarów próbki i od granicy plastyczności materiału. Wpływ wymiarów geometrycznych na poziom parametru Q wzrasta z obniżeniem granicy plastyczności materiału. Potwierdzono, że próbkom o długości pęknięcia $a/W \approx 0.5$ odpowiadają wysokie poziomy parametru Q, co pozwala, uzyskać najniższe z możliwych wartości odporności na pękanie właśnie na takich próbkach.
 - Współczynnik Q jest miarą trójosiowości naprężeń przed frontem szczeliny, co pozwala ustalić pewne korelacje pomiędzy Q a mechanizmem rozwoju pęknięcia w momencie inicjacji. Wysoki poziom Q odpowiada wysokiemu stopniowi trójosiowości naprężeń, co hamuje rozwój naprężeń plastycznych. Wraz z obniżeniem Q wzrasta udział plastycznych składników w mechanizmie rozwoju pęknięcia zwiększa się rozmiar pustek, zmienia się ich

kształt z okrągłego na paraboidalny, co jest związane ze wzrostem stycznych składowych tensora naprężeń.

- Wartość parametru *Tz* wzrasta wraz ze zwiększeniem początkowej długości pęknięcia i grubości próbki. Wpływ grubości (*Tz*) na charakterystyki odporności na pękanie krzywe J_R oraz krytyczne wartości *J*_C jest najbardziej widoczny przy niskich *Q*. Natomiast wpływ *Q* na odporność na pękanie wzrasta wraz ze wzrostem współczynnika *Tz*. Jednoczesny wzrost *Tz* i *Q* powoduje obniżenie odporności na pękanie najniższe wartości odporności na pękanie uzyskujemy na grubych próbkach z długimi szczelinami początkowymi.
- Badania przeprowadzone na niskostopowych stalach Cr-Mo-V o osnowie ferrytycznej pozwoliły ustalić zależność pomiędzy właściwościami mechanicznymi a odpornością na pękanie oraz zaproponować tendencję zmiany tych zależności podczas długotrwałej eksploatacji dla stali o różnych mikrostrukturach [85, 87, 90, 92, 93, 193, 243, 244, 246, 256].
 - Zmiana prędkości chłodzenia podczas normalizowania stali prowadzi do powstania różnych mikrostruktur, którym odpowiadają różne właściwości materiałowe. Wzrost prędkości chłodzenia podczas normalizowania powoduje wzrost wartości charakterystyk mechanicznych. Natomiast odporność na pękanie nie zmienia się monotonicznie wraz z prędkością chłodzenia. W zależności obserwuje się minimum, które odpowiada stali o mikrostrukturze ferryt-perlit-bainit.
 - Różny jest wpływ czasu odpuszczania na charakterystyki materiału. Charakterystyki mechaniczne obniżają się na ogół podczas odpuszczania, intensywność zmian maleje ze wzrostem czasu odpuszczania. Krótkotrwałe odpuszczanie (~5 h) powoduje wzrost odporności na pękanie we wszystkich mikrostrukturach badanych stali. Wydłużenie czasu odpuszczania prowadzi z reguły do obniżenia odporności na pękanie, chociaż przy długim czasie odpuszczania w stali o początkowej mikrostrukturze ferryt-perlit-bainit odnotowano ponowny wzrost odporności na pękanie.
 - Ustalono, że różnym mikrostrukturom właściwe są różne "ścieżki" zmiany odporności na pękanie. Spowodowane jest to zmianami zachodzącymi w konkretnych mikrostrukturach podczas długotrwałego oddziaływania temperatury. Najbardziej korzystny zestaw charakterystyk posiada stal o wyjściowej mikrostrukturze bainitu-martenzytu. Materiał ten zachowuje charakterystyki mechaniczne i odporność na pękanie na najwyższym poziomie w porównaniu do innych, podczas długotrwałego oddziaływania temperatury. Pokazano, że tendencje zmian są podobne w mikrostrukturach uzyskanych w warunkach laboratoryjnych oraz powstałych podczas długotrwałej eksploatacji.
- 3. Ustalono, że poziom charakterystyk wytrzymałościowych i twardości stali niskostopowych o osnowie ferrytycznej zależy od dyspersyjności cząstek wydzieleń i wtrąceń oraz od rozmiaru ziarn. Poziom charakterystyk wytrzymałościowych i twardości wzrasta wraz ze wzrostem dyspersyjności cząstek oraz ze

zmniejszeniem rozmiaru ziarn. Natomiast na poziom odporności na pękanie ma wpływ rozmiar i dyspersyjność dużych cząstek (ponad 150 nm) w stali. Wzrost względnego udziału dużych cząstek w materiale powoduje obniżenie charakterystyk odporności na pękanie. Zaproponowano odpowiednie wzory opisujące zależności granicy plastyczności i odporności na pękanie w zależności od składników mikrostrukturalnych [93, 94, 96].

- 4. W wyniku analizy, przeprowadzonej na podstawie zmodyfikowanego kryterium RKR (Ritchie, Knott, Rice), ustalono warunki występowania pękania łupliwego w niskostopowych stalach o osnowie ferrytycznej. Analizę wykonano według dwóch modeli.
 - 4.1. W pierwszym modelu, klasyczne kryterium RKR zmodyfikowano poprzez uwzględnienie dużych skończonych odkształceń podczas wyznaczania rozkładu naprężeń przed wierzchołkiem pęknięcia [94, 188]. Wprowadzona modyfikacja pozwoliła:
 - obliczyć rozkład naprężeń rozwierających przed wierzchołkiem pęknięcia w momencie inicjacji pęknięcia podkrytycznego oraz w momencie występowania pękania łupliwego;
 - ustalić, że maksimum naprężeń występuje przed wierzchołkiem pęknięcia w odległości równej jednego-dwóch rozwarciom wierzchołka;
 - ustalić, że podczas obciążania maksimum naprężeń oddala się od wierzchołka pęknięcia, co prowadzi do zwiększenia obszaru o wysokim poziomie naprężeń;
 - ustalić, że dla szczeliny ruchomej wartość maksimum naprężeń wzrasta wraz z przyrostem długości pęknięcia oraz że położenie maksimum zbliża się do wierzchołka, co prowadzi do zwiększenia obszaru o wysokim poziomie naprężeń;
 - określić na podstawie rozkładu naprężeń w momencie występowania pękania łupliwego wartość naprężenia krytycznego $\sigma_{\rm C}$ i odcinka krytycznego $r_{\rm C}$.
 - 4.2. W drugim modelu występowanie pękania łupliwego analizowano z uwzględnieniem składników mikrostruktury [95, 97], co pozwoliło:
 - stwierdzić, że proces pękania łupliwego jest złożony i realizuje się w kilku etapach: nukleacji mikrodefektu, powstania mikropęknięcia, rozwoju meso- i makropęknięcia;
 - pokazać, że realizacja łupliwego pękania na każdym etapie jest możliwa, jeśli w materiale są obecne cząstki i ziarna odpowiedniej wielkości;
 - ocenić prawdopodobieństwo występowania pękania łupliwego przy zadanym poziomie naprężeń rozwierających w zależności od rozmiarów cząstek i ziaren materiału.

8.2. Wnioski o charakterze aplikacyjnym i utylitarnym

- 1. Analiza wyników badan dotyczących wpływu wymiarów na charakterystyki odporności na pękanie materiału pozwala na sformułowanie następujących wniosków:
 - Odporność na pękanie elementu zależy od jego kształtu i wymiarów.
 - Wyznaczanie odporności na pękanie na próbkach normatywnych wg procedur zalecanych w normach pozwala uzyskać minimalne spośród możliwych wartości odporności na pękanie.
 - Wykorzystanie charakterystyk na pękanie wyznaczonych według przypisów norm w analizie wytrzymałości elementów prowadzi do uzyskania najbardziej bezpiecznego wyniku. Realistyczny rezultat analizy można otrzymać, jeśli uwzględni się rzeczywiste wymiary elementu podczas wyznaczania odporności na pękanie.
- 2. Procedury FITNET pozwalają przeprowadzić analizę bezpieczeństwa elementów z różnych poziomów, świadomie zakładając różny konserwatyzm oceny [71-84, 86, 88, 89, 91]. Stosunkowo prosta analiza z poziomu *pierwszego*, oparta o inżynierskie charakterystyki wytrzymałościowe i normatywnie wyznaczoną odporność na pękanie, prowadzi do uzyskania wyników gwarantujących bezpieczną eksploatację, choć jest bardzo zachowawcza. Zastosowanie procedur z *trzeciego* poziomu, w których wykorzystano dane rzeczywistych charakterystyk wytrzymałości oraz określenie odporności na pękanie z uwzględnieniem ciągliwego przyrostu, pozwala zmniejszyć konserwatyzm oceny. Uwzględnienie rzeczywistej geometrii elementu podczas analizy z poziomu *zaawansowanego* daje możliwość ustalenia warunków, przy których realnie wystąpi zniszczenie.
- 3. Na podstawie wyników uzyskanych podczas badań transformacji mikrostruktur niskostopowych stali Cr-Mo-V o osnowie ferrytycznej, można stwierdzić [85, 90, 92, 93], że:
 - obróbkę cieplną elementów przeznaczonych do długotrwałej eksploatacji w warunkach wysokich temperatur należy wykonywać tak, aby uzyskać stal o mikrostrukturze bainitu lub bainitu-martenzytu, ponieważ materiały o tych typach mikrostruktur posiadają wysokie poziomy właściwości mechanicznych i odporności na pękanie;
 - podczas długotrwałej eksploatacji stal o mikrostrukturze bainitu lub bainitmartenzytu zachowuje charakterystyki mechaniczne i odporność na pękanie na najwyższym poziomie w porównaniu do stali o innych mikrostrukturach wyjściowych;
 - stal po długotrwałej eksploatacji, o zdegradowanej mikrostrukturze oraz o obniżonych właściwościach mechanicznych i odporności na pękanie, można skutecznie zregenerować za pomocą powtórnej obróbki cieplnej, tj. normalizowania i odpuszczania.

- 4. Zależności o charakterze empirycznym, ustalone dla różnych mikrostruktur stali 13HMF pomiędzy granicą plastyczności a twardością, oraz pomiędzy odpornością na pękanie a twardością są bardzo pożyteczne, ponieważ pozwalają na oszacowanie poziomu granicy plastyczności i odporności na pękanie w elementach, które aktualnie są w eksploatacji, bez konieczności pobierania z nich próbek [92, 93]. Pomiary twardości wykonuje się regularnie podczas planowych przeglądów. Oszacowane wartości granicy plastyczności i odporności na pękanie mogą być następnie wykorzystywane do przeprowadzenia analizy bezpieczeństwa elementów.
- 5. Empiryczne zależności pomiędzy granicą plastyczności i odpornością na pękanie a składnikami mikrostruktury, rozmiarami i dyspersyjnością cząstek są również ważne pod względem ich praktycznego wykorzystania, ponieważ analizę stanu mikrostruktury przeprowadza się podczas każdego przeglądu. Na podstawie wykonanej analizy składników mikrostrukturalnych na pobranych zgładach można oszacować charakterystyki wytrzymałościowe i odporności na pękanie niezbędne do wykonania analizy bezpieczeństwa pracy elementów [94, 96].
- 6. Na podstawie danych o składnikach mikrostrukturalnych materiału (histogramy rozmiarów ziaren i cząstek, dyspersyjność cząstek) opracowano metodę oceny prawdopodobieństwa występowania pękania łupliwego. Pozwala ona oszacować prawdopodobieństwo występowania pękania łupliwego tak dla przypadku założonego hipotetycznie rozkładu naprężeń w lokalnym obszarze, jak również dla przypadku rozkładu naprężeń obliczonego dla konkretnego elementu pod obciążeniem [95, 97].
- 7. Metodę oceny prawdopodobieństwa występowania pękania łupliwego opracowano na podstawie wyników badań przedstawionych w rozdziałach 5-7, które wykonano na stalach niskostopowych Cr-Mo-V o osnowie ferrytycznej: 13HMF i 12H1MF. W pracy pokazano, że metodę tę można również z powodzeniem zastosować do analizy pękania w innych typach stali o osnowie ferrytycznej; przykładem jest analiza procesu pękania stali 18G2A.

Większość badań i analiz, przedstawionych w niniejszej monografii, wykonano na stalach 13HMF i 12H1MF. Stale te były i są dalej powszechnie wykorzystywane w produkcji elementów dla instalacji energetycznych. W ostatnich latach w związku z potrzebami zwiększenia wydajności bloków energetycznych wprowadza się nowe gatunki stali wzbogacone o pierwiastki stopowe (np. P91, P92). W stalach tych proces degradacji mikrostruktury jest jakościowo podobny do opisanych wyżej, a więc podobne są również zależności zmiany charakterystyk mechanicznych i odporności na pękanie, co pozwoli zastosować opracowane metody do analizy wytrzymałości elementów wykonanych ze stali nowych gatunków.

Badania przedstawione w niniejszej monografii nie wyczerpują zakresu zainteresowań naukowo-badawczych autora. Innym ważnym kierunkiem są badania wytrzymałości statycznej i zmęczeniowej elementów, wykonanych z kompozytów epoksydowo-szklanych. Kompozyty są materiałami z wyraźną anizotropią właściwości, co wymaga wykorzystania innych podejść i metod badawczych oraz opracowania innych procedur analizy, niż te powszechnie stosowane w badaniach metali [14-19]. W badaniach kompozytów identyfikację źródła procesu zniszczenia ustalono za pomocą analizy sygnałów emisji akustycznej [20, 21]. Do przeprowadzenia badań zmęczeniowych kompozytów opracowano dwa stanowiska, na które uzyskano patenty [22, 23].

LITERATURA

- 1. Ainsworth R.A.: *The Assessment of Defects in Structures of Strain Hardening Materials*. Engineering Fracture Mechanics, **19**, 1984: 633-654.
- 2. Ainsworth R.A., O'Dowd N.P.: Proc. ASME Pressure Vessel and Piping. 1994.
- 3. Anderson T.L.: Fracture Mechanics. Fundamentals and Applications. CRC Press, 1995.
- Argon A., Im J., Safoglu R.: Cavity formation from inclusions in ductile fracture. Met. Transaction A, 6A, 1975: 825-837.
- 5. Augustyniak B., Piotrowski L., Chmielewski M., Sablik M.J.: *Microscopic impact of creep damage incipience and development on the magnetic properties of ferromagnetic Cr-Mo steel*. Journal of Magn. and Magnet. Mater, **304**, 2006, e555-e557.
- Augustyniak B., Piotrowski L., Chmielewski M.: Ocena właściwości magnetoakustycznych próbek stali 13HMF o różnym czasie eksploatacji. Badania Nieniszczące, 2006, 3: 1-9, http://www.ndt-system.eu/bn2006/03_06/03_06_index.htm
- 7. ASTM E813-81. Standard Test Method for J_{IC} , a Measure of Fracture Toughness. ASTM, Philadelphia 1981.
- 8. ASTM E1152. *Standard Test Method for Determining J_R Curves*. ASTM, Philadelphia 1987.
- 9. ASTM E 1820-05. *Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness*. ASTM, Philadelphia 2000.
- 10. ASTM E1921. Test Method for Determination of Reference Temperature T_0 for Ferritic Steels in the Transition Range. ASTM, Philadelphia 2002.
- 11. API 1104. Welding of pipeline and related facilities. Appendix A: Alternative acceptance standards for girth welds. American Petroleum Institute, 1994.
- 12. API 579. *Recommended practice for fitness-for-service*. American Petroleum Institute, Washington 2000.
- Babout L., Brechet Y. Maire E., Fougeres R.: On the competition between particle fracture and particle decohesion in metal matrix composites. Acta Mater., 52, 2004: 4517-4525.
- 14. Barchan A., *Dzioba I.R.*, Vasyliv B.D.: *Strength Estimation of the Glass Fiber Composite under Various Kind of Loading*. Fracture Mechanics of Materials and Structural Integrity, Second International Conference, Lviv 14-16.09, 1999: 142-145.
- Barchan A., Dzioba I.: Osobliwości statycznej i zmęczeniowej wytrzymalości kompozytu ortotropowego. VII Krajowa Konferencja Mechaniki Pękania, 23-25.09, Zeszyty Naukowe, Politechnika Świętokrzyska, 68, Kielce 1999: 27-36.
- Barchan A., *Dzioba I.*, Vasyliv B.D.: *Stanowisko do badań wytrzymałości zmęczeniowej przy sterowanym przemieszczeniu*. XVIII Sympozjum Zmęczenia Materiałów i Konstrukcji, Bydgoszcz 2000: 29-36.
- 17. Barchan A., *Dzioba I.*: *Statyczna i zmęczeniowa wytrzymałość kompozytu ortotropowego*. Przegląd Mechaniczny, 5-6, 2000: 17-22.
- Barchan A., *Dzioba I.R.*: *The research testing of orthotropic composite fatigue*. IV International Symposium Fracture Mechanics and Physics of Construction Materials and Structures, Ed. O.Ye. Andrejkiv, Ukraine, Lviv 2000: 424-433.

- Barchan A., *Dzioba I.*: *The influence of loading method of orthotropic composite on fatigue strength*. III International Conference on Materials Structure and Micromechanics of Fracture, Brno, Czech Republic, June 27-29. 2001: 595-602.
- 20. Barchan A., *Dzioba I.*: *Identyfikacja mechanizmów zniszczenia kompozytu z wykorzystaniem analizy częstotliwościowej sygnalów emisji akustycznej*. Przegląd Mechaniczny, 10, 2004: 23-26.
- 21. Barchan A., *Dzioba I.*: *Identyfikacja źródła sygnału emisji akustycznej w kompozycie epoksydowo-szklanym*. Przegląd Mechaniczny, 10, 2005: 19-23.
- Barchan A., *Dzioba I.*, Vasylin B.: *Przyrząd do badań na zginanie płaskich próbek, zwłaszcza z materiałów o niskim module sprężystości*. Politechnika Świętokrzyska, Kielce. PATENT: NR 196294 B1. 31.12.2007, WUP 12/07.
- Barchan A., *Dzioba I.*, Vasylin B.: *Przyrząd do badań na zginanie płaskich próbek, zwłaszcza z materiałów o niskim module sprężystości*. Politechnika Świętokrzyska, Kielce. PATENT: NR 199693 B1. 31.10.2008, WUP 10/08.
- 24. Begley J.A., Landes J.D.: *The J-Integral as a Fracture Criterion*. ASTM STP514, American Society for Testing and Materials, Philadelphia 1972: 1-20.
- 25. Berg C.: *The motion of cracks in plane viscous deformation*. In: Proc. Oh the 4th U.S. National Congress on Applied Mechanics, 1962.
- 26. Berdin C.: *Damage evolution laws and fracture criteria*. In Local Approach to Fracture. Ed. by J. Besson, Paris 2004: 147-174.
- 27. Beremin F.M.: *Cavity formation from inclusions in ductile fracture*. Metallurgical Transaction A, **12A**, 1981: 723-731.
- 28. Beremin F.M.: A Local Criterion for Cleavage Fracture of a Nuclear Pressure Vessel Steel. Metallurgical Trasactions A, **14A**, 1983: 2277-2287.
- 29. Berezina T.G., Bugai N.V., Trunin I.N.: *Diagnostics and Prediction of the Durability* of the Metal of Thermal Power-Generating Units. Tekhnika, Kiev 1991.
- 30. Benzerga A., Besson J., Pineau A.: *Coalescence-controlled anisotropic ductile fracture*. J. Eng. Mat. Eng., **121**, 1999: 221-229.
- 31. Benzerga A., Besson J.: *Plastic potentials for anisotropic porous solids*. European Journal of Mechanics and Solids, **20**, 2001: 397-434.
- 32. Benzerga A.: *Micromechanisms of coalescence in ductile fracture*. Journal of Mechanics and Physics Solids, **50**, 2002: 1331-1362.
- 33. Benzerga A., Tvergard V., Needleman A.: *Size effects in the Charpy V-notch test*. International Journal of Fracture, **116**, 2002: 275-296.
- 34. Benzerga A., Besson J., Pineau A.: Anisotropic ductile fracture: Part I: experiments. Acta Materialia, **52**, 2004: 4623-4638.
- 35. Benzerga A., Besson J., Pineau A.: *Anisotropic ductile fracture: Part II: theory*. Acta Materialia, **52**, 2004: 4639-4650.
- 36. Bhadeshia H.K.D.H.: Bainite in Steels. Institute of Materials, London 2001: 458.
- Bilby B.A., Cotrell A.H., Swinden K.H.: *The spread of plastic yield from a notch*. Proc. Roy. Soc. A, 1963, 272: 304-310.
- Blanter M.E., Islamov A.A., Simin'kovich V.N., *Dzioba I.R.*: The fracture toughness change of 12Kh1MF steel steam pipes as a result of long service. Fiz. Chem. Mech. Mat., 1985, 6: 79-80.

- 39. Bloom J.M.: Prediction of Ductile Tearing Using a Proposed Strain Hardening Failure Assessment Diagram. International Journal of Fracture, 1980, 6: 73-77.
- 40. Bodaszewski W.: Rozwiązania statycznie dopuszczalnych płaskich i granicznych siatek linii nieciągłości naprężeń. Prace IPPT, 43, 1983.
- 41. Bodaszewski W., Szczepiński W.: Projektowanie elementów konstrukcji metodą nieciągłych pól naprężeń. Wydawnictwo PWN/Bel, Warszawa 2005: 266.
- Bordet S.R., Karstensen A.D., Knowles D.M., Wiesner C.S.: A new statistical local criterion for cleavage fracture in steel. Part I Model presentation. Engineering Fracture Mechanics, 72, 2005: 435-452.
- Bordet S.R., Karstensen A.D., Knowles D.M., Wiesner C.S.: A new statistical local criterion for cleavage fracture in steel. Part II – Application to on offshore structural steel. Engineering Fracture Mechanics, 72, 2005: 453-474.
- 44. Boroński D.: *Metody badań odkształceń i naprężeń w zmęczeniu materiałów i konstrukcji*. Wydawnictwo Instytutu Technologii Eksploatacji PIB, Radom 2007: 190.
- 45. British Standard PD 6493. *Guidance on some methods for the derivation of acceptance levels for defects in fusion welded joints*. British Standard Institution, London 1991.
- 46. British Standard BS7910. *Guide on methods for assessing the acceptability of flaws in fusion welded structures*. British Standards Institutions, London 2001.
- 47. Broberg K.B.: Cracks and Fracture. Academic Press, 1999.
- 48. Budianski B., Hutchinson J., Slutski S.: *Mechanics of solids*. The Rodney Hill 60th Anniversary Volume: Void growth and collapse in viscous solids. Pergamon, 1982: 13-45.
- 49. Bugat S., Besson J., Peneau A.: *Micromechanical modeling of the behavior of duplex stainless steels.* Computation Materials Science, **16**, 1999, 1-4: 158-166.
- 50. Burdekin F.M., Stone D.E.W.: *The crack opening displacement approach to fracture mechanics in yielding materials*. Journal of Strain Analysis, 1966, 1: 144-153.
- 51. Burdekin F.M., Dawes M.G.: *Practical use of liner elastic and yielding fracture mechanics with particular reference to pressure vessels.* Proc. of the Institute of Mechanical Engineers Conference, London, 1971: 28-37.
- 52. Cherepanov G.P.: O rasprostranienii treszczin w splosznoj sredie. PMM, **31**, 1967, 3: 476-488.
- 53. Cherepanov G.P.: On Quasibrittle Fracture. PMM, 32, 1968: 1050-1058.
- 54. Cialone H., Asaro R.: *The role of hydrohen in ductile fracture in plain carbon steels*. Met. Trans, **10A**: 367-375.
- 55. Cottrell A.H.: *Theory of Brittle Fracture in Steel and Similar Metals*. Transactions of the ASTM212, 1958: 192-203.
- 56. Curry D.A., Knott J.F.: *Effect of microstructure on cleavage fracture stress in steel.* Metal Science, 1978: 511-514.
- 57. CSA Z622 Oil and gas pipeline system. Appendix K: Standards for acceptability of circumferential pipe butt welds based on fracture mechanics principles. Canadian Standard Association, 1994.
- 58. CEA-A16. *Guide for defect assessment and leak before break analysis*. Commissariat a l'Energie Atomique, France.
- 59. Delfin P.: Limit Load Solution for Cylinders with Circumferential Cracks Subjected to Tension and Bending. SAQ/FoU-Report 96/05, Stockholm 1996.

- Dobrzanski J., Hernas A.: Correlation between phase composition and lifetime of 1Cr-0.5Mo steel during long-term service at elevated temperature. J. Mat. Proc. Tech, 53, 1995: 101-108.
- 61. Dobrzański J.: Charakterystyki materiałowe stali 14MoV63 (13HMF) po długotrwalej eksploatacji w warunkach pełzania jako niezbędne składowe oceny stanu i przydatności do dalszej eksploatacji poza obliczeniowy czas pracy elementów części ciśnieniowe kotłów energetycznych. Energetyka, 2009, 11: 33-39.
- 62. Dobrzański L.: *Metaloznawstwo z podstawami nauki o materiałach*. WNT, Warszawa 1998.
- 63. Dolby R.E., Knott J.F.: *Toughness of martensitic and martensitic-bainitic microstructures with particular reference to heat-affected zones.* Journal of the Iron and Steel Institute, **210**, 1972: 857-865.
- 64. Dowling A.R., Townley C.H.A.: *The effects of defects on Structural Failure: A two-criteria Approach.* Int. Journal Pressure Vessels and Piping, 1975, 3: 77-137.
- Dudziak M., Seweryn A., Sieminiuk M., Zwoliński J.: Analiza elementów konstrukcyjnych metodami nośności granicznej. Wydawnictwo Politechniki Poznańskiej, Poznań 1995.
- 66. Duga J.J., Fisher W.H., Buxbaum R.W., Rosenfield A.R., Burh A.R., Honton E.J., McMillan S.C.: *The Economic Effects of Fracture in the United States*. NBS Special Publication 647-2, US Department of Commerce, Washington DC, 1983.
- 67. Dugdale D.S.: Yielding of steel sheets containing slits. J. Mech. Phys. Solids, 1960, 8: 100-108.
- 68. Dung N.L.: A simple model for the three-dimensional growth of void inclusions in plastic materials. International Journal of Fracture, 53, 1992: 19-25.
- 69. *Dzioba I*.: Zastosowanie parametrów odporności na pękanie dla oceny wytrzymałości czasowej rurociągów ciepłowniczych. Praca doktorska, Politechnika Świętokrzyska, Wydział Mechatroniki i Budowy Maszyn, Kielce 1998.
- Dzioba I., Student O.: Odporność na pękanie stali żarowytrzymałych po starzeniu w warunkach laboratoryjnych. VII Krajowa Konferencja Mechaniki Pękania, Kielce-Cedzyna, 23-25.09.1999, Zeszyty Naukowe PŚk., 68, 1999: 97-106.
- Dzioba I.: Ocena bezpieczeństwa elementów rurociągów ciepłowniczych wg SINTAP. IX Krajowa Konferencja Mechaniki Pękania, Kielce – Cedzyna, 14-17.09.2003, Zeszyty Naukowe PŚk., 78, 2003: 123-133.
- 72. **Dzioba I.**: Decrease of Structural Strength of TTP Steam Pipeline Elements as a Result of Long-Term Operation. III-th International Conference: Fracture Mechanics of Materials and Structural Integrity, Ed. V.V. Panasyuk, Lviv, 2004: 509-514.
- 73. **Dzioba I.**: Assessment of workability of power components based on the SINTAP procedure. Ukrainian workshop RIMAP Risk Based Inspection and Maintenance Procedures, June 2004, Lviv, Ukraine: http://www.ipm.lviv.ua/rimap/pdf/dzioba.pdf
- 74. **Dzioba I**.: Estimation of safety of straight segments of pipelines for heat and power generating plants according to SINTAP procedures. The Archive of Mechanical Engineering, **51**, 2004, 3: 317-333.
- Dzioba I., Graba M.: Określanie parametru odporności na pękanie K_{mat} dla materiałów kruchych wg procedury SINTAP. X Krajowa Konferencja Mechaniki Pękania, Zeszyty Naukowe Politechniki Opolskie, Nr 305/2005 (83), 2, 9: 29-36.

- Dzioba I.: Failure assessment analysis of pipelines for heat and power generating plants according to the SINTAP procedures. International Journal Pressure Vessel and Piping, 82, 2005, 10: 787-796.
- 77. *Dzioba I.R.*, Student O.Z., Markov A.D.: On the contemporary SINTAP approach and its application to the evaluation of the serviceability on welded joints of steam pipelines thermal power plants. Materials Science, **41**, 2005, 6: 791-804.
- 78. **Dzioba I**.: Analiza wytrzymałości elementów spawanych, zawierających pęknięcia, z wykorzystaniem procedury SINTAP/FITNET. Przegląd Mechaniczny. 2006, 12: 14-23.
- 79. **Dzioba I.**, Skrzypczyk A.: Własności i struktura doczołowych złączy spawanych ze stali 18G2A wykonanych metodą MAG. Przegląd Spawalnictwa, 2006, 9-10: 32-35.
- 80. **Dzioba I.**, Graba M.: Wytrzymałość prostoliniowych odcinków rur ze szczeliną wzdłużną powierzchniową wg procedury FITNET. IV Międzynarodowy Sympozjum Mechaniki Zniszczenia materiałów i Konstrukcji, Augustów, 2007: 85-88.
- 81. **Dzioba I.**: Analiza wytrzymałości prostoliniowych i spawanych elementów rurociągów ze stali 10CrMoG10 stosowanych w kotłach średniej mocy SEFAKO. Zeszyty Naukowe PŚk., Budowa i Eksploatacja Maszyn, 2007: 65-70.
- Dzioba I.: Analiza wytrzymałości elementów wg modułu FRACTURE procedury FITNET. XI Krajowa Konferencja Mechaniki Pękania, Kielce – Cedzyna, 9-12.09. 2007, Zeszyty Naukowe PŚk, 78: 25-26 (48 s. na CD).
- 83. **Dzioba I.**: Wytrzymałość złączy spawanych rurociągów energetycznych ze stali 12H1MF po długotrwałej eksploatacji. Energetyka, XIV, 2007, 11: 34-38.
- 84. **Dzioba I.**, Neimitz A.: Application of the standard options of the FITNET Procedure to the structural integrity assessment of welded specimens containing cracks. International Journal Pressure Vessel and Piping, **84**, 2007, 8: 475-486.
- 85. *Dzioba I.*, Gajewski M.: *Wpływ obróbki cieplnej na właściwości stali ferrytycznej 13HMF*. XXII Sympozjum: Zmęczenie i Mechanika Pękania, Bydgoszcz 2008: 77-85.
- 86. **Dzioba I.**: Analiza wytrzymałości elementów spawanych rurociągów energetycznych wg procedury FITNET. Terotechnologia 2008, Zeszyty Naukowe PŚk, Budowa i Eksploatacja Maszyn, 2008: 101-109.
- 87. **Dzioba I.**: Wpływ długotrwałej eksploatacji na własności materiału złączy spawanych rurociągów energetycznych. Energetyka, XV, 2008, 11: 39-42.
- Dzioba I.: Ocena wytrzymałości elementów obciążonych monotonicznie moduł "Pękanie" procedur FITNET. V Międzynarodowe Sympozjum Mechaniki Zniszczenia Materiałów i Konstrukcji, Augustów 2009 (14 s. na CD).
- 89. **Dzioba I.**, Tsyrulnyk O.: Low temperature effect on the welded pipe integrity of the gas-main pipeline by the FITNET Procedure. 4-th International Conference: Fracture Mechanics of Materials and Structural Integrity, Lviv 2009: 911-916.
- 90. **Dzioba I.**: Wpływ mikrostruktury materiału na odporność na pękanie stali ferrytycznej 13HMF. XII Krajowa Konferencja Mechaniki Pękania, Kraków 2009 (12 s. na CD).
- 91. *Dzioba I.*, Tsyrulnyk O. *Analysis of the Integrity of the Welded Pipes of Gas-Main by the FITNET Procedures*. Materials Science, **45**, 2009, 6: 817-825.
- 92. **Dzioba I.**: Mikrostruktura stali 13HMF a własności mechaniczne i odporność na pękanie. XXIII Sympozjum: Zmęczenie i Mechanika Pękania, Bydgoszcz 2010 (15 s. na CD).

- 93. Dzioba I.: Properties of the 13HMF steel after operation and degradation under laboratory conditions. Materials Science, 46, 2010, 3: 357-364.
- Dzioba I., Gajewski M., Neimitz A.: Studies of fracture processes in Cr-Mo-V ferritic steel with various types of microstructure. International Journal Pressure Vessel and Piping, 87, 2010: 575-586.
- 95. **Dzioba I**.: Analiza pękania stali 13HMF wg kryterium RKR (Ritchie-Knott-Rice) z uwzględnieniem czynników mikrostrukturalnych. Energetyka, XXI, 2010, 11: 44-48.
- 96. *Dzioba I.*: *Wpływ składników mikrostruktury na własności mechaniczne i odporność na pękanie stali 13HMF*. Energetyka, XXI, 2010, 11: 48-51.
- 97. Dzioba I.: The influence of the microstructural components on fracture toughness of 13HMF steel. Materials Science, 47, 2011, 5: 357-364.
- 98. Evans A.G.: *Statistical Aspects of Cleavage Fracture in Steel*. Metallurgical Transactions, **14A**, 1983: 1349-1355.
- 99. EPRI Report NR-1931. Kumar V., German M.D., Shih C.F. *An Engineering Approach for Elastic-Plastic Fracture Analysis*. Electric Power Research Institute, 1981.
- 100. Faleskog J., Kroon M., Oberg H.: *A probabilistic model for cleavage fracture with the length scale-parameter estimation and prediction of stationary experiments.* Engineering Fracture Mechanics, **71**, 2004: 57-79.
- 101. Firstov S.A., Rogul T.G., Shut O.A.: *Hardening of Polycrystals in Passing from Microscopic to Nanostructured State.* Materials Science, **45**, 2009, 6: 759-767.
- FITNET: Fitness for Service. Fracture Fatigue Creep Corrosion. Edited by M. Koçak, S. Webster, J.J. Janosch, R.A. Ainsworth, R. Koerc, 2008.
- 103. Gałkiewicz J., Neimitz A.: Numeryczna analiza pól naprężeń przed frontem szczeliny w materialach sprężysto-plastycznych. Informatyka w Technologii Metali, red. M. Pietrzyk i inni, Materiały 9 Konf. KomPlasTech, 2002: 173-180.
- 104. Gałkiewicz J., Graba M.: Algorytm wyznaczania funkcji $\tilde{\sigma}_{ij}(\theta, n), \tilde{\varepsilon}_{ij}(\theta, n), \tilde{u}_{ij}(\theta, n), d_n(n), I_n(n)$ w rozwiązaniu HRR i jego 3D uogólnieniu. IX Krajowa Konferencja

Mechaniki Pękania, Kielce 2003: 133-143.

- 105. Gałkiewicz J.: Wpływ więzów geometrycznych na parametry charakteryzujące odporność elementu konstrukcyjnego na pękanie. Praca doktorska, WMiBM, PŚk, Kielce 2005.
- 106. Gałkiewicz J., Dzioba I.: Zastosowanie modelu krytycznego rozmiaru pustki do korekty krzywych FAD. IV Międzynarodowy Sympozjum Mechaniki Zniszczenia materiałów i Konstrukcji, Augustów 2007: 93-98.
- 107. Gao X., Ruggieri C., Dodds R.H.: *Calibration of Weibull stress parameters using fracture toughness data*. International Journal of Fracture, **92**, 1998: 175-200.
- 108. Gao X., Dodds R.H.: Constraint effects on the ductile-to-brittle transition temperature of ferritic steels: a Weibull stress model. Int. Journal of Fracture, 102, 2000: 43-69.
- 109. Gao X., Dodds R.H.: An engineering approach to assess constraint effects on cleavage fracture toughness. Engineering Fracture Mechanics, **68**, 2001: 263-283.
- 110. Glinka G.: Calculation of Inelastic Notch-Tip Stress-Strain Histories under Cyclic Loading. Engineering Fracture Mechanics, 22, 1986, 5: 839-854.

- 111. Goods S., Brown L.: *The nucleation of cavities by plastic deformation*. Acta Metallurgica, **27**, 1979: 1-15.
- 112. Griffith A.A.: *The Phenomena of Rupture and Flow in Solids*. Philosophical Transactions, Series A, **221**, 1920: 163-198.
- 113. Guo W.: Elastoplastic three dimensional crack border field I. Singular structure of the field. Engineering Fracture Mechanics, **46**, 1993, 1: 93-104.
- 114. Guo W.: Elastoplastic three dimensional crack border field II. Asymptotic solution for the field. Engineering Fracture Mechanics, 46, 1993, 1: 105-113.
- 115. Guo W.: Elastoplastic three dimensional crack border field III. Fracture parameters. Engineering Fracture Mechanics, **51**, 1995, 1: 51-71.
- 116. Gurson A.L.: Continuum Theory of Ductile Rupture by Void Nucleation and Growth: Part 1 – Yield Criteria and Flow rules for Porous Ductile Media. Journal of Engineering Materials and Technology, 99, 1977: 2-15.
- 117. Hancock J.W., Reuter W.G., Parks D.M.: *Constraint and Toughness Parameterized by T*. Constraint Effect in Fracture. ASTM STP 1171, 1993: 21-40.
- 118. Harrison R.P., Loosemore K., Milne I.: Assessment of the Integrity of Structures Containing Defects. CEGB Report R/H/R6, Central Electricity Generating Board, United Kingdom, 1976.
- 119. Harrison R.P., Loosemore K., Milne I., Dowling A.R.: Assessment of the Integrity of Structures Containing Defects. CEGB Report R/H/R6-Rev 2, Central Electricity Generating Board, United Kingdom, 1980.
- 120. Hernas A.: Żarowytrzymałość stali i stopów. Gliwice 2000: 350.
- 121. Hernas A., Dobrzański J.: *Trwałość i niszczenie elementów kotłów i turbin parowych*. Gliwice 2003: 250.
- 122. Hill R.: The Mathematical Theory of Plasticity. Oxford University Press, 1950.
- 123. Horstemeyer M.F., Gokhale A.M.: *A void-crack nucleation model for ductile metals*. Int. Journ. Solid Struct. **36**, 1999: 5029-5055.
- 124. Huber M.T.: *Właściwa praca odkształcenia jako miara wytężenia materiału*. Czasopismo Techniczne. **22**, 1904: 61-80.
- 125. Hutchinson J.W.: Singular behaviour at the end of a tensile crack tip in a hardening material. Journal of the Mechanics and Physics of Solids. 16, 1968: 13-31.
- 126. Hutchison J.W., Paris P.C.: Stability analysis of J-controlled crack growth. Elastic-Plastic Fracture. ASTM STP 668, 1979: 37-64.
- 127. ILTOF Application of fracture mechanics. Neimitz A., Okrajni J., **Dzioba I.**, Gałkiewicz J., Graba M. 2008. http://www.iltof.org/?q=course_ILTOF06-Application_of_fracture_mechanics.
- 128. ISO/CD 12135. Metallic Materials Unified Method of Test for the Determination of Quasistatic Fracture Toughness. Rev.5, 1998.
- 129. Inglis C.E. *Stress in Plate Due to the Presence of Crack and Sharp Corners.* Transactions of the Institute of Naval Architects, **55**, 1913: 219-241.
- 130. Irwin G.R.: *Fracture Dynamics. Fracturing of Metals.* American Society for Metals, Cleveland 1948: 147-166.
- 131. Irwin G.R.: Analysis of Stresses and Strains near the End of a Crack Traversing a *Plate*. Journal of Applied Mechanics, **24**, 1957: 361-364.

- 132. Irwin G.R.: *Plastic zone near the crack and fracture toughness*. In Proc. of 7th Segamore Ordnance Mater. Research Conf, 4, Syracuse Univ. Press, NY, 1961: 61-78.
- 133. Joly P., Pineau A.: Local versus global approaches to elastic-plastic fracture mechanics. Application to ferritic steels and cast duplex stainless steel. In: Defect Assessment in Component Fundamentals and Applications. Mechanical Engineering Publications, London 1991.
- 134. Karzov G.P., Margolin B.Z., Shvetsova V.A.: *Phisiko-mechaniczeskoje modelirovanije* procesov razruszenia. Politech. Skt-Petersburg 1993: 391.
- 135. Kirk M.T., Koppenhoefer K.C., Shih C.F.: *Effect of Constraint on Specimen Dimension Needed to Obtain Structurally Relevant Toughness Measures*. Constraint Effect in Fracture, ASTM STP 1171, 1993: 79-103.
- 136. Knott J.F., Met B.: Fundamentals of Fracture Mechanics. Butterworths & Co, 1973.
- 137. Knott J.F.: *Micromechanisms of Fracture and the Fracture Toughness of Engineering Alloys.* Fracture 1977, Vol. 1, ICF4, Waterloo, Canada 1977: 61-91.
- 138. Kocańda D.: Analiza rozwoju krótkich pęknięć zmęczeniowych. WAT, 1996.
- 139. Kocańda S.: Zmęczeniowe pękanie metali. WNT, wyd. 3, 1985.
- 140. Kocańda S., Szala J.: Podstawy obliczeń zmęczeniowych. PWN, 1985.
- 141. Kroon M., Faleskog J.: A probabilistic model for cleavage fracture with the length scale-effect of materials parameter and constraint. International Journal of Fracture, 118, 2002: 99-118.
- 142. Krutasowa E.J.: *Nadiożnost metalla enrgeticzeskogo oborudowania*. Energia, Moskwa 1985: 240.
- 143. Kumar V., German M.D., Shih C.F.: An Engineering Approach for Elastic-Plastic Fracture Analysis. EPRI Report NP-1931, EPRI, Palo Alto, CA, 1981.
- 144. Kumar V., German M.D.: *Elastic-Plastic Fracture Analysis of Through-Wall and Surface Flaws in Cylinders*. EPRI Report NP-5596, EPRI, Palo Alto, CA, 1988.
- 145. Kwon D., Asaro R.: A study of void nucleation, growth and coalescence in spheroidized 1518 steel. Metallurgical Transactions, **21A**, 1990: 117-134.
- 146. Laham S.A., Ainsworth R.A.: *Stress Intensity Factor and Limit Load Handbook*. British Energy Generation, Ltd, Issue 2, London 1999.
- 147. Lachtin Ju.M.: Metallovedenije i termiczeskaja obrabotka metallov. Metallurgia, 1976.
- 148. Lambert-Perlade A., Gourgues A., Besson J., Sturel J., Pineau A.: *Mechanisms and modeling of cleavage fracture in simulated heat-affect zone microstructures of a high-strength low alloy steel.* Metallurgical & Materials Transactions A, **35A**, 2004:1039-1053.
- 149. Larson F.R., Miller A.: *Time temperature relationship for rupture and creep stresses*, Journal Trans ASME 74, 1952: 765-775.
- 150. Lee B.J., Mear M.E.: Stress concentration induced by an elastic sferoidal particle in a plastically deforming solid. J. Mech. Phys. Solids, 47, 1999, 1301-1336.
- 151. Leonov M.Ya., Panasyuk V.V.: Growth of fine cracks in a solid. Prykładna Mekhanika, 1959, 5: 391-401.
- 152. Lewandowski J.J., Thompson A.W.: *Micromechanisms of cleavage fracture in fully pearlitic microstructures*. Acta Metallugica. **35**, 1987, 7: 1453-1462.
- 153. Levy N. et al.: Small scale yielding near a crack in plane strain: a finite element analysis. International J. Fracture Mechanics, 1971, 7: 143-156.

- 154. Liang Y., Safronis P.: Towards a phenomenological discripsion of hydrogen-induced decohesion at particle/ matrix interfaces. J. Mech. Phys. Solids, **51**: 1509-1531.
- 155. Lin T., Evans A.G., Ritchie R.O.: *Statistical Model of Brittle Fracture by Transgranular Cleavage*. Journal of the Mechanics and Physics Solids, **34**, 1986: 477-496.
- 156. Maciejny A.: Kruchość metali. Wyd. Śląsk, Katowice 1973.
- 157. Macha E.: Modele matematyczne trwałości zmęczeniowej materiałów w warunkach losowego złożonego stanu naprężenia. Prace Naukowe Instytutu Materiałoznawstwa i Mechaniki Technicznej Politechniki Wrocławskiej, Nr 41, Monografie Nr 13, 1979.
- 158. Margolin B.Z., Shvetsova V.A., Karzov G.P.: Brittle fracture of nuclear pressure vessel steels. *I* local criterion for cleavage fracture. International Journal of Pressure Vessel and Piping, **72**, 1997: 73-87.
- 159. Margolin B.Z., Gulenko A.G., Shvetsova V.A.: *Improved probabilistic model for fracture toughness prediction for nuclear pressure vessel steels*. International Journal of Pressure Vessel and Piping, **75**, 1998: 843-855.
- 160. Marini B., Mudry F., Pineau A.: *Ductile rupture of a 508 steel under not radial loading*. Engineering Fracture Mechanics, **22**, 1985: 375-386.
- Martin-Meizoso A., Ocana-Arizcorreta I., Gil-Sevillano J., Fuentes-Perez M.: Modelling cleavage fracture of bainitic steels. Acta Metallurgica et Materialia, 42, 1994: 2057-2068.
- McClintock F.A.: Ductile fracture instability in shear. Trans. ASTM, J. Appl. Mech., 25, 1958, 4: 582-588
- 163. McClintock F.A.: A Criterion for Ductile Fracture by Growth of Holes. Journal of Applied Mechanics. 35, 1968, 4: 353-371.
- 164. McClintock F.A.: *Plasticity Aspect of Fracture. Fracture*.V.3, Academic Press, New York, 1971: 47-226.
- 165. McMeeking R.M., Parks D.M.: On Criteria for J-Dominance of Crack Tip Fields in Large-Scale Yielding. ASTM STP 668, Philadelphia, 1979: 175-194.
- 166. McMahon C.J., Cohen M.: *Initiation of cleavage in polycrystalline iron*. Acta Metallurgica, **13**, 1965: 591-604.
- 167. Miller A.D.: *Review of limit loads of structures containing defects*. Second edition Central Electricity Generating Board Report, TPRD/B/0093/N82, 1985.
- 168. Murakami Y. (ed.): Stress Intensity Factors. Handbook, Pergamon Press, 1987.
- 169. Nakamura T., Parks D.M.: *Three-dimensional crack front field in a thin ductile plate.* Journal Mech. Phys. Solids, **38**, 1990, 6: 787-812.
- 170. Nakhalov V.A.: Nadiożnost gibov trub energeticzeskogo oborudowania. Energia, Moskwa, 1983: 250.
- 171. Neimitz A. Drobenko B., *Dzioba I.*, Lis Z., Molasy R.: *Numerical and experimental analysis of the stable crack growth*. In Proc. ECF 11: Mechanisms and Mechanics of Damage and Failure, Ed. by J. Petit, Vol. 2, 1996: 961-968.
- 172. Neimitz A., *Dzioba I.*, Molasy R., Lis Z.: *An experimental analysis of the stable crack growth*. Archiwum Budowy Maszyn, **XLIII**, 1996: 213-226.
- 173. Neimitz A.: Mechanika Pękania. PWN, 1998: 434.
- 174. Neimitz A.: Dugdale model modification due to the geometry induced plastic constraint. Engineering Fracture Mechanics, 67, 2000: 251-61.

- 175. Neimitz A.: A phhenomenological model of the elastic-plastic CCT specimen containing a growing crack. Engineering Fracture Mechanics, **68**, 2001: 1219-1239.
- 176. Neimitz A., *Dzioba I.*: *Rozwój mechanizmów zniszczenia przed frontem wzrastających stabilnie pęknięć w stali 18G2A i 40HMNA*. VIII Krajowa Konferencja Mechaniki Pękania, Kielce, 17-19.09, Zeszyty Naukowe PŚk nr 73, 2001: 451-460.
- 177. Neimitz A.: *Modification of Dugdale model to include the work-hardening an in- and out-of-plane constraint.* Proc. of ECF-14, Fracture Mechanics Beyond 2000, Eds. A. Neimitz, I. Rokach, D. Kocańda, K. Gołoś, PŚk i EMAS, Vol. II/III, 2002: 351-360.
- 178. Neimitz A., *Dzioba I.*, Gałkiewicz J., Molasy R.: *O problemach w analizie procesów pękania materiałów plastycznych*. Przegląd Mechaniczny, 2002, 7-8: 13-19.
- 179. Neimitz A.: Wpływ więzów geometrycznych na odporność elementów konstrukcyjnych na pękanie. Część I. Pękanie lupliwe. IX Krajowa Konferencja Mechaniki Pękania, Kielce, 14-17.IX, Zeszyty Naukowe PŚk, 78, 2003: 325-334.
- 180. Neimitz A., Gałkiewicz J., Dzioba I., Molasy R.: Wpływ więzów geometrycznych na odporność elementów konstrukcyjnych na pękanie. Część II. Pękanie ciągliwe. IX Krajowa Konferencja Mechaniki Pękania, Kielce, 14-17.IX 2003, Zeszyty Naukowe PŚk, 78, 2003: 335-347.
- 181. Neimitz A.: Ocena wytrzymałości elementów konstrukcyjnych zawierających pęknięcia. Wydawnictwo Politechniki Świętokrzyskiej, Kielce 2004: 138.
- 182. Neimitz A., *Dzioba I.*, Molasy R., Graba M.: *Wpływ więzów na odporność na pękanie materiałów kruchych*. XX Sympozjum: Zmęczenie i Mechanika Pękania, Bydgoszcz, 2004: 265-272.
- 183. Neimitz A., *Dzioba I.*, Gałkiewicz J., Molasy R.: *A study of stable crack growth using experimental methods, finite elements and fractography.* Engineering Fracture Mechanics, **71**, 2004: 1325-1355.
- 184. Neimitz A., Gałkiewicz J.: Fracture toughness of structural components. Influence of constraint. Int. J. Pressure Vessels and Piping, 83, 2006: 42-54.
- 185. Neimitz A., Graba M., Galkiewicz J.: *An alternative formulation of the Ritchie-Knott-Rice local fracture criterion*. Engineering Fracture Mechanics, **74**, 8: 1308-1322.
- 186. Neimitz A., *Dzioba I.*, Graba M., Okrajni J.: *Ocena wytrzymałości, trwałości i bezpieczeństwa elementów konstrukcyjnych zawierających defekty*. Politechnika Świętokrzyska, Kielce 2008: 440.
- 187. Neimitz A., Gałkiewicz J.: *The Analysis of Fracture Mechanisms of Ferritic Steel* 13HMF at Low Temperatures. Journal of ASTM International, Vol. 7, No. 5, 2010, ID JAI102470, www.astm.org.
- 188. Neimitz A., Galkiewicz J., *Dzioba I*.: *The ductile to cleavage transition in ferritic Cr-Mo-V steel: A detailed microscopic and numerical analysis.* Engineering Fracture Mechanics, **77**, 2010: 2504-2526.
- 189. Neimitz A., *Dzioba I.*, Limnell T.: *Master Curve of ultra high strength steel*. International Journal Pressure Vessels and Piping, 92, 2012: 19-26.
- 190. Novozhilov V.V.: *O nieobchodimom i dostatocznom kriterii chrupkoj procznosti.* Prikladnaja Matematika i Mechanika. **33**, 1969, 2: 212-222.
- 191. Novozhilov V.V.: *K osnovam tieorii ravnovesnych treszczin v chrupkich tielach*. Prikladnaja Matematika i Mechanika. **33**, 1969, 7: 797-8122.

- 192. Nykyforchyn H.M., Student O.Z., Loniuk B.P., *Dzioba I.R.*: *Effect of Ageing of Steam Pipeline Steel in its Fatigue Crack Growth Resistance*. Proceeding of the Eighth International Conference on the Mechanical Behaviour of Materials (ICM8), Vol. 1, Victoria, B.C., Canada, 1999: 398-403.
- 193. Nykyforchyn H.M., Student O.Z., *Dzioba I.R.*, Stepanyuk S.V., Markov A.D., Onyshchak Ya.D.: *Degradation of the welded joints for power station steam pipelines in the hydrogenation environment*. Materials Science, **40**, 2004, 6: 836-843.
- 194. Nyhus B., Zhang Z.L., Thaulow C.: *Normalization of material crack resistance curves*. Proc. ECF14, Fracture Mechanics Beyond 2000, Eds. A. Neimitz et al., Vol. 2, 2002: 561-568.
- 195. O'Dowd N.P, Shih C.F.: Family of crack fields charakterised by a triaxiality parameter. I. Structure of fields. Journal of Mechanics and Physics of Solids, **39**, 1991: 898-1015.
- 196. O'Dowd N.P, Shih C.F.: Family of crack fields charakterised by a triaxiality parameter. II. Fracture application. Journal of Mechanics and Physics of Solids, 40, 1992: 939-963.
- 197. O'Dowd N.P.: Application of two parametrical approaches in elastic-plastic fracture mechanics. Engineering Fracture Mechanics, **52**, 1995, 3: 445-465.
- 198. Orowan E.: *Fracture and Strength of Solids*. Reports on Progress in Physics, Vol. XII, 1948: 185-232.
- 199. Panasyuk V.V.: *The determination of stress and strain near a fine crack.* Voprosy Mashinovedenia i Prochnosti v Mashinostrojenii, 1960, 6: 114-127.
- 200. Panasyuk V.V.: To the theory of crack propagation during deformation of a brittle solid. Dop. AN Ukr.RSR, 1960, 9: 1185-1189.
- 201. Panasyuk V.V. (ed.): Fracture Mechanics and Strength of Materials. 4 Vols., Naukowa Dumka, Kyiv 1988.
- 202. Panasyuk V.V.: Strength and Fracture of Solids with Cracks. NASU, FMI, Lviv, 2002: 465.
- 203. Pardoen T., Hutchinson J.W.: *An extended model for void growth and coalescence*. Journal of the Mechanics and Physics Solids, **48**, 2000: 2467-2512.
- 204. Pardoen T., Besson J.: *Micromechanics based constitutive models of ductile fracture. Local Aproach to Fracture.* Ed. by Besson J., Les Presses, Ecole des Mines de Paris, 2004: 221-264.
- 205. Paris P.C., Tada H., Zahoor A., Ernst H.: *The theory of instability of the tearing mode of elastic-plastic crack growth*. ASTM STP 668, 1979: 5-36.
- 206. Parton V.Z., Morozov E.M.: Elastic-plastic fracture mechanics. Nauka, 1974: 416.
- 207. Pineau A.: *Review of fracture micromechanisms and a local approach to predict crack resistance in low strength steels.* In: Advances in Fracture Research, ICF5, 1981.
- 208. Pineau A.: Global and Local Approaches to Fracture Transferability of Laboratory Test Results to Component. In: Fracture and Fatigue. Ed. by A. Argon, NY, 1992.
- 209. Pineau A.: *Physical mechanisms of damage. In Local Approach to Fracture.* Ed. by J. Besson, Paris 2004: 33-78.
- 210. Pineau A.: Development of the local approach to fracture over the past 25 years: theory and applications. International Journal of Fracture, **138**, 2006: 139-166.

- 211. Przybyłowicz K.: Strukturalne aspekty odkształcania metali. WNT, Warszawa 2002: 267.
- 212. Przybyłowicz K.: Metaloznawstwo. WNT, Warszawa 2007: 532.
- 213. PN-EN 100002-1+AC1. Metallic materials. Tensile testing. Part 1: Method of test at ambient temperature. 1998.
- 214. PN-EN 10222-2:2002. Stal 13HMF. 2002.
- 215. Raju S., Neumann J.: Stress Intensity Factors Influence Coefficients for Internal and External Cracks in Cylindrical Vessels. ASME PVP, 58, 1978: 37-48.
- 216. Rice J.R.: A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks. Journal of Applied Mechanics, **35**, 1968: 379-386.
- 217. Rice J.R., Rosengren G.F.: *Plane strain deformation near a crack tip in a powerlaw hardening material*. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, **16**, 1968: 1-12.
- 218. Rice J.R., Tracey D.M.: On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, **17**, 1969: 201-217.
- 219. Ritchie R.O., Knott J.F., Rice J.R.: On the relationship between critical tensile stress and fracture toughness in mild steel. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, **21**, 1973: 395-410.
- 220. Romaniv O.N., Tkach A.N., *Dzioba I.R.*, Simin'kovich V.N., Islamov A.A.: *Effect of long-term thermomechanical treatment on the crack resistance of 12Kh1MF steel*. Soviet Materials Science, **25**, 1989, 2: 202-208.
- 221. Romaniv O.M., Nykyforchyn H.M., *Dzioba I.R.*, Student O.Z., Lonyuk B.P.: *Effect of damage in service of 12Kh1MF steam-pipe steel on its crack resistance characteristics*. Materials Science, **34**, 1998, 1: 110-114.
- 222. Ruggieri C., Dodds Jr. R.H.: A transferability model for brittle fracture including constraint and ductile tearing effects: a probabilistic approach. International Journal of Fracture, **79**, 1996: 309-340.
- 223. Ruggieri C, Dodds Jr. RH, Wallin K.: *Constraint effects on reference temperature*, *T*₀, *for ferritic steels in the transition region*. Engineering Fracture Mechanics, **60**, 1998:19-36.
- 224. R6: Assessment of the Integrity of Structures Containing Defects. Gloucester, British Energy Generation, Ltd, UK, 2001.
- 225. Samuel K.G., Ray S.K.: Larson–Miller correlation for the effect of thermal ageing on the yield strength of a cold worked 15Cr–15Ni–Ti modified austenitic stainless steel. Int. Journal of Pressure Vessel and Piping, **83**, 2006, 6: 405-408.
- 226. Savruk P.M.: Koeficijenty intensywności napriażenij w tielach s treszczinami. Kyiv, Naukova Dumka, 1988.
- 227. Schwalbe K.-H., Kim Y.-J., Hao S., Cornec A., Kocak M.: *EFAM, ETM-MM 96: The ETM method for assessing the significance of crack-like defects in joints with mechanical heterogeneity (strength mismatch).* Report 97/E/9, GKSS, Geesthacht, Germany, 1997.
- 228. Schwalbe K.-H., Zerbst U., Kim Y.-J., Brocks W., Cornec A., Heerens J., Amstutz H.: *EFAM ETM 97: the ETM method for assessing crack-like defects in engineering structures.* Report GKSS 98/E/6, GKSS, Geesthacht, Germany, 1998.
- 229. Seweryn A.: Brittle fracture criterion for structures with sharp notches. Engineering Fracture Mechanics, 45, 1994, 5: 673-681.

- 230. Seweryn A., Mróz Z.: A non-local stress and strain energy release rate mixed mode fracture initiation and propagation criteria. Engineering Fracture Mechanics, **51**, 1995: 955-973.
- 231. Seweryn A.: *Metody numeryczne w mechanice pękania*. Biblioteka Mechaniki Stosowanej, Seria A, Monografie, Wyd. PAN IPPT, 2003: 361.
- 232. Seweryn A. (red.): Modelowanie zagadnień kumulacji uszkodzeń i pękania w złożonych stanach obciążeń. Wydawnictwo Politechniki Białostockiej, 2004: 280.
- 233. Shabrov M.N., Needleman A.: An analysis of inclusion morphology effects on void nucleation. Modell. Simul. Mater. Sci. Eng. 2002, 10: 163-183
- 234. Sherry A.H., Wilkes M.A., Beardsmore D.W., Lidbury D.P.G.: *Material constraint parameters for the assessment of shallow defects in structural components Part II: Parameter solution*. Engineering Fracture Mechanics, **72**, 2005: 2373-2395.
- 235. Sherry A.H., Hooton D.G., Beardsmore D.W., Lidbury D.P.G.: Material constraint parameters for the assessment of shallow defects in structural components Part II: Constraint based assessment of shallow cracks. Engineering Fracture Mechanics, 72, 2005: 2396-2415.
- 236. Shih C.F., Hutchinson J.W.: Fully Plastic Solution and Large-Scale Yielding Estimates for Plane Stress Crack Problems. Journal of Engineering Materials and Technology, **96**, 1976: 289-295.
- Shih C.F.: Relationship between the J-Integral and the Crack Opening Displacement for Stationary and Extending Cracks. Journal of Mechanics and Physics of Solids, 29, 1981: 305-326.
- 238. Shih C.F., German M.D., Kumar V.: *An Engineering Approach for Examining Crack Growth and Stability in Flawed Structures*. International Journal of Pressure Vessel and Piping, **9**, 1981: 159-196.
- 239. SINTAP: Structural Integrity Assessment Procedure for European Industry, Project No Be95-1426, British Steel, 1999.
- 240. Skrzypczyk A., *Dzioba I.*: *Spawanie metodą MAG blach ze stali 18G2A*. Zeszyty Naukowe PŚk, Budowa i Eksploatacja Maszyn, 2006, 1: 161-169.
- 241. Smith E.: *The Nucleation and Growth of Cleavage Microcracks in Mild Steel.* Proc. of the Conference on the Physical Basis of Fracture, London 1966: 36-46.
- 242. Smith E., Barnby J.T.: Metal Science. 1967, 1: 56.
- 243. Stahiv T., Student O., *Dzioba I.*, Gajewski M.: *Fatigue crack growth in 0.15C-2Cr-Mo-V steel after its high temperature hydrogen degradation*. "Fracture Mechanics Beyond 2000, ECF 14", Eds. Neimitz A. et al., Sheffield: EMAS, Vol. III, 2002: 341-346.
- 244. Stahiv T., *Dzioba I.*, Lonyuk B., Student O.: *Structural degradation of the heat resistance steels and its effect on the crack growth peculiarity*. Phys.-Chemical Mechanics of Materials, 2002, Special Issue 3: 67-72.
- 245. Sumpter J.D.G.: *On Experimental Investigation of the T Stress Approach*. Constraint Effects in Fracture. ASTM STP 1171. Philadelphia. 1993: 492-502.
- 246. Svirska L., Markov A., *Dzioba I.*, Student O.: *The mechanical properties of steam pipeline bend metal after service on power plant*. Phys-Chemical Mechanics of Materials, 2008, Special Issue 7: 839-843.
- 247. Szala J.: Hipotezy sumowania uszkodzeń zmęczeniowych. ATR, Bydgoszcz 1998.

- 248. Szczepiński W.: Projektowanie elementów maszyn metodą nośności granicznej. PWN, Warszawa 1968.
- 249. Szczepiński W., Szlagowski J.: Projektowanie konstrukcji metodą granicznych pól naprężeń. PWN, Warszawa 1985.
- 250. Tada H., Paris P.C., Irwin G.R.: *The stress analysis of cracks. Handbook.* Del research Corp. Hallertown 1973.
- 251. Takahashi M., Bhadeshia H.K.D.H.: A Model for the Transition from Upper to Lower Bainite. Materials Science and Technology, **6**, 1990: 592-603.
- 252. Tanguy B., Besson J., Piques R., Pineau A.: Ductile to brittle transition of an A508 steel characterized by Charpy impact test, Part I: experimental results. Engineering Fracture Mechanics, **72**, 2005: 49-72.
- 253. Thomson R.C., Bhadeshia H.K.D.H.: Changes in chemical composition of carbides in 2.25Cr-1.0Mo power plant steel. Part 1. Bainitic microstructure. Materials Science and Technology, 10, 1994, 3: 193-203.
- 254. Timoshenko S.P., Goodier J.N.: *Theory of Elasticity*. McGraw-Hill, N.Y. 1970 (translated in Russian), Science, 1975.
- 255. Tkach A.N., Dzioba I.R., Islamov A.A., Siminkovich V.N.: Effect of the direction of cutting out specimens and of loading rate on static crack resistance of metal of steam lines. Soviet Materials Science, 25, 1989, 3: 331-334.
- 256. Tsyrulnyk O.T., Nykyforczyn H.M., Petryna D.Yu., Hredil' M.I., *Dzioba I.R.*: *Hydrogen degradation of steels in gas mains after long periods of operation*. Materials Science, **43**, 2007, 5: 708-717.
- 257. Tvergaard V.: On Localization in Ductile Materials Containing Spherical Voids. International Journal of Fracture, **18**, 1982: 237-252.
- 258. Tvergaard V., Needleman A.: *Analysis of cup-cone fracture in a round tensile bar*. Acta Metallurgica, **32**, 1984: 157-169.
- 259. Tweed J.H., Knott J.F.: *Micromechanisms of failure in C-Mn weld metal*. Acta Metallurgica, **35**, 1987, 7: 1401-1414.
- 260. Turner C.E.: *A re-assessment of ductile tearing resistance*. In Fracture Behaviour and Design of Material and Structures. ECF-8, Ed by Firrao, 1990: 933-968.
- Turner C.E., Kolednik O.: A micro and macro approach to the energy dissipation rate model of stable ductile crack growth. Fatigue Fracture Engineering Mater. Structures, 17, 1994: 1089-1107.
- 262. Vainman A.V., Filimonov O.V.: Hydrogen Embrittlement of Steam-Generating Pipes of Vessels. Energiya, Moscow 1980.
- Vainman A.B., Melekhov R.K., Smiyan O.D.: Hydrogen Embrittlement of Elements of High-Pressure Vessels. Naukova Dumka, Kiev 1990.
- 264. Vitvitskii P.M., Leonov M.Ya.: *Fracture of cracked plate*. Prykladna Mekhanika, 1961, 7: 506-520.
- 265. Vladimirov V.I.: Fiziczeskaja priroda razruszenija metallov. Metallurgia, 1984: 280.
- 266. Voldemarov O.V., Sijacki-Zeravcic V., *Dzioba I.R.*, Radovic M., Kovacevic E.: *Evaluation of the structural degradation and damage of steel steam pipelines subjected to the long-term action of thermomechanical factors*. Materials Science, **33**, 1997, 2: 232-237.

- 267. Wallin K.: *The Scatter in K_{IC} Results*. Engineering Fracture Mechanics, **19**, 1984: 1085-1093.
- 268. Wallin K., Saario T., Törrönen K.: *Statistical Model for Carbide Induced Brittle Fracture in Steel*. Metal Science, **18**, 1984: 13-16.
- 269. Wallin K.: *Master curve analysis of the "Euro" fracture toughness dataset.* Engineering Fracture Mechanics, **69**, 2002: 451-481.
- 270. Wallin K., Nevasmaa P., Laukkanen A., Planman T.: Master Curve analysis of inhomogeneous ferritic steels. Engineering Fracture Mechanics, 71, 2004: 2329-2346.
- 271. Walsh J., Jata K., Starke E.: The influence of Mn dyspersoid content and stress state on ductile fracture of 2134 type Al alloys. Acta Metallugica, **37**, 1989: 2861-2871.
- 272. Watanabe J., Iwadate T., Tanaka Y., Yokobory T., Ando K.: *Fracture Toughness in the Transition region*. Engineering Fracture Mechanics, **28**, 1987: 589-600.
- 273. Weibull W.: A Statistical Distribution of Wide Applicability. Journal of Applied Mechanics, 18, 1953: 293-297.
- 274. Wignarajah S., Masumoto I., Hara.: Evaluation and simulation of the microstructural changes and embrittlement in 2¼ Cr−1 Mo steel due to long term service, Trans. ISIJ Int, 30, 1990: 58.
- 275. Williams M.L.: On the Stress Distribution at the Base of a Stationary Crack. Journal of Applied Mechanics, 24, 1957: 109-114.
- 276. Willis J.R.: A comparison of the fracture criteria of Griffith and Barenblatt. Journal of Mech. Phys. Solids, 15, 1967: 151-162.
- 277. WES2805-1997: Method of assessment for flow in fusion welded joints with respect to brittle fracture and fatigue growth. Japan Welding Engineering Society. 1997.
- 278. Yu S.R., Yan Z.G., Cao R., Chen J.H.: On the change of fracture mechanism with test temperature. Engineering Fracture Mechanics, **73**, 2006: 331-347.
- 279. Zerbst U., Ainsworth R.A., Schwalbe K.-H.: *Basic Principles of Analytical Flaw Assessment Methods*. Int. J. Pressure Vessels and Piping, 77, 2000: 855-867.
- 280. Zołotarevsky V.S.: *Mechaniczeskije ispytania i svojstva metallov*. Metallurgia, Moskwa. 1974: 305.

MODELOWANIE I ANALIZA PROCESU PĘKANIA W STALACH FERRYTYCZNYCH

Streszczenie

W pracy analizowano wytrzymałość elementów konstrukcyjnych zawierających defekty typu szczelin. Na podstawie przeprowadzonych badań ustalono wpływ wymiarów geometrycznych na odporność na pękanie. Opracowano modele uwzględniające wpływ wymiarów elementu na odporność na pękanie oraz przeprowadzono wszechstronną eksperymentalną weryfikację zaproponowanych modeli. Przeanalizowano inżynierskie metody oceny wytrzymałości elementów konstrukcyjnych. Szczególną uwagę zwrócono na zastosowanie procedury FITNET.

W pracy skoncentrowano się na wyznaczeniu właściwości mechanicznych i odporności na pękanie stali gatunku 13HMF i 12H1MF, z których często wykonywano elementy wyposażenia energetycznego. Eksploatacja tych elementów przebiega w warunkach wysokich temperatur przez długie okresy czasu (ponad 150000 h). Dodatkowo na elementy konstrukcyjne oddziałują naprężenia, środowisko korozyjne i wodorotwórcze, co prowadzi do zmian mikrostrukturalnych i właściwości metalu. W wyniku przeprowadzonych badań ustalono, że charakterystyki mechaniczne i odporność na pękanie stali zależą od początkowego stanu mikrostruktury oraz to, że zmiany tych wielkości podczas eksploatacji odbywają się wg określonej "ścieżki", właściwej dla mikrostruktury konkretnego typu. Przedstawiono zależności korelacyjne pomiędzy granicą plastyczności oraz odpornością na pękanie a twardością stali o różnych typach mikrostruktury.

Przeprowadzono szczegółowa analize składników mikrostrukturalnych - wielkości ziarn oraz rozmiarów i dyspersyjności cząstek, dla mikrostruktur różnych typów stali ferrytycznych 12H1MF i 13HMF. Ustalono, że poziom granicy plastyczności stali zależy od względnego udziału wszystkich cząstek, natomiast poziom krytycznej wartości odporności na pękanie, $K_{\rm JC}$, zależy jedynie od względnego udziału dużych cząstek (d > 150 nm). Ilościowe dane o składnikach różnych typów mikrostruktury wykorzystano podczas analizy procesu pekania stali ferrytycznych. Pekanie analizowano jak kilkuetapowy proces, który składa się z nukleacji mikrodefektu, inicjacji mikropekniecia i rozwoju meso- lub makropekniecia. Pokazano, że dla realizacji każdego etapu niezbędny jest odpowiedni poziom naprężeń, który zależy od składników mikrostrukturalnych stali. Zaproponowany model pękania stali ferrytycznych pozwala na podstawie rozmiarów cząstek i ziaren określić poziom naprężenia krytycznego, przy którym występuje pękanie łupliwe lub oszacować prawdopodobieństwo występowania pękania łupliwego dla zadanego poziomu naprężenia w różnych mikrostrukturach. Poziom naprężenia krytycznego, wyznaczony według zaproponowanego modelu, jest zgodny z poziomem naprężenia krytycznego, który uzyskano drogą obliczeń numerycznych podczas wykorzystania zmodyfikowanego kryterium Ritchie-Knotta-Rice'go.

MODELLING AND ANALYSIS OF FRACTURE PROCESS IN FERRITIC STEELS

Summary

In this book the strength of the construction elements containing crack type defects is analyzed. After extensive research program the influence of shape and size of the structural elements on fracture toughness has been established. The analytical models were proposed and experimentally verified. Engineering methods of the failure assessment of the structural elements are presented. FITNET procedure is discussed in details and several case studies are demonstrated.

Two kind of the steels, 13HMF and 12H1MF, were selected from the wide family of ferritic steels. They were and they still are often used to design and produce the installations in power plants. These installations work in extreme condition – high temperature, corrosion and hydrogen environment for long time periods (longer than 150000 h). The working conditions lead to large microstructure degradation and in turn, those are followed to changes of the tensile and fracture properties. It was demonstrated, that the initial microstructure state determines the tensile and fracture properties and that these properties change during long time exploitation along the specific "paths", which are characteristic for each initial microstructure. The correlation between fracture toughness and hardness or yield strength and hardness were derived.

The detailed analysis of the influence of microstructural elements such as grain size, particle size and particle dispersion for various microstructures of 12H1MF and 13HMF steels on the yield strength and fracture toughness are presented. It was shown that the yield strength depends on the relative volume of all particles in metal matrix. In turn, the fracture toughness correlated with the large particles only (greater than 150 nm). The proper formulas were established.

The cleavage fracture process was modelled as a sequence of three stages: nucleation of micro defect near the particle; growth of the microcrack into the ferritic matrix of the grain; propagation the microcrack through the grain boundaries. It was shown that each at these stages depends on microstructural elements (grain size, particle size and particle dispersion) and local stress level. The model proposed allows for critical stress determination as well as for assessment of probability of cleavage failure. The probability of cleavage fracture depends on applied stress level in various microstructures. The results are in agreement with those, obtained using the modified Ritchie-Knott-Rice criterion model.