

DOŚWIADCZALNO – NUMERYCZNA ANALIZA PROCESU PĘKANIA STALI FERRYTYCZNEJ 13HMF

Marcin GRABA*

*Katedra Podstaw Konstrukcji Maszyn, Politechnika Świętokrzyska w Kielcach, Al. 1000-lecia PP 7, 25-314 Kielce

mgraba@eden.tu.kielce.pl

Streszczenie: W pracy zostanie przedstawiona analiza procesu pęknięcia stali ferrytycznej 13HMF, oparta na szeregu badań doświadczalnych, które wzbogacona szeregiem obliczeń numerycznych. Analiza dotyczyć będzie elementów konstrukcyjnych badanych w warunkach niskich temperatur. Zaprezentowane zostaną zmiany własności mechanicznych, odporności na pęknięcie, zdjęcia pękniętych przełomów, jak również szereg wyników numerycznych, w postaci rozwijających się stref plastycznych oraz rozkładów naprężeń rozwierających powierzchnie pęknięcia.

1. WPROWADZENIE

W modelu Ritchie-Knott-Rice (RKR) (Ritchie i inni, 1973) założono, że pęknięcie łupliwe wymaga, aby naprężenia normalne, prostopadłe do powierzchni szczeliny, przekroczyły pewną krytyczną wartość, charakterystyczną dla materiału w pewnej odległości przed frontem pęknięcia.

W rzeczywistym materiale sprężysto-plastycznym wierzchołek pęknięcia, początkowo ostry, ulega stępieniu w wyniku odkształceń plastycznych. Ten proces wymaga modyfikacji rozwiązania HRR (Hutchinson, 1968; Rice i Rosengren, 1968) przed frontem pęknięcia, uzyskane dla małych odkształceń. Zamiast osobliwego pola naprężeń w wierzchołku pęknięcia naprężenia otwierające obniżają swą wartość przy zbliżaniu się do wierzchołka stępionej szczeliny po osiągnięciu maksimum w znormalizowanej odległości od wierzchołka, wynoszącej

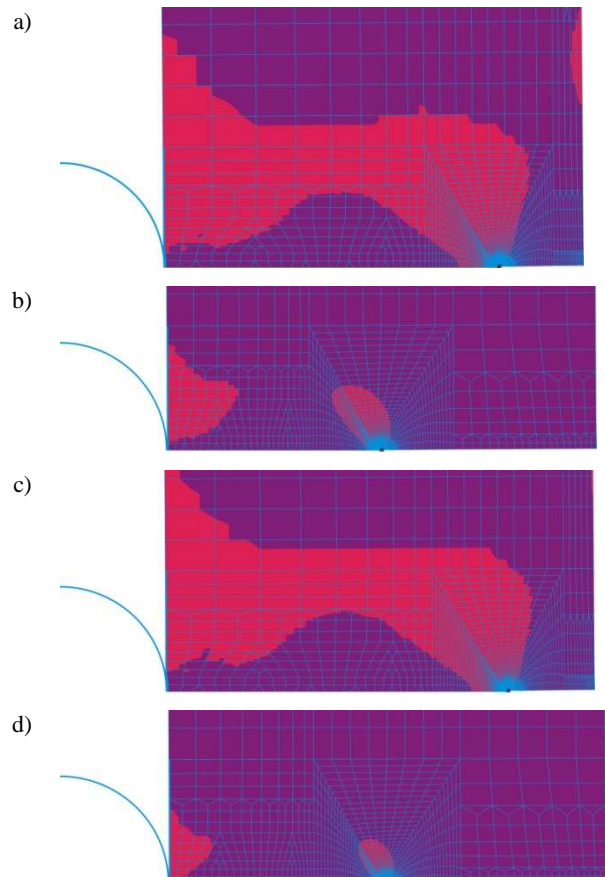
$$r = \psi \cdot \frac{J}{\sigma_0} \quad (1)$$

We wzorze tym J jest całką J , σ_0 jest granicą plastyczności natomiast ψ jest funkcją zależną od poziomu więzów geometrycznych (wyrażonych naprężeniami Q zdefiniowanymi przez O'Dowda i Shiha (1991, 1992)) i wykładnika potęgowego n w prawie Ramberga-Osgooda (R-O) przy danym obciążeniu zewnętrznym.

Zmiana charakteru naprężeń od osobliwych do skończonych wynika z założenia skończonych odkształceń. Założenie to jest rozsądne i odzwierciedla poziom odkształceń w wierzchołku rzeczywistego pęknięcia. Duże odkształcenia plastyczne są często niezbędne do inicjacji pęknięcia łupliwego (Borden i inni, 2005). Często w analizie dopuszcza się znaczny rozwój strefy plastycznej, gdyż, jak będzie to pokazane w niniejszej pracy, towarzyszy ona pękaniu łupliwemu w niektórych materiałach konstrukcyjnych.

Przykładowymi materiałami konstrukcyjnymi, które ulegają zniszczeniu na skutek pęknięcia kruchej poprzedzonego znacznym rozwojem stref plastycznych są stale ferrytyczne. Pęknięcie elementów konstrukcyjnych wykonanych ze stali ferrytycznych, pracujących zwłaszcza w ener-

getyce od wielu lat budzi zainteresowanie świata nauki. Zagadnieniu temu poświęcono wiele prac, głównie z powodu, że stal ta ma tendencję do kruchej pęknięcia nawet przy obecności dużych odkształceń plastycznych (Sumpter i Forbes, 1992).



Rys. 1. Orientacyjna wielkość stref plastycznych dla próbek SEN(B) wykonanych ze stali 13HMF, badanych w obniżonych temperaturach: a) temp. -80°C , $a/W=0.20$, $J=66.7\text{kN/m}$; b) temp. -80°C , $a/W=0.50$, $J=16\text{kN/m}$; c) temp. -100°C , $a/W=0.20$, $J=52.2\text{kN/m}$; d) temp. -100°C , $a/W=0.50$, $J=10.2\text{kN/m}$

W Polsce jedną z wielu ferrytycznych stali stosowanych w energetyce jest stal 13HMF, która poddawana jest różnorodnym rodzajom obróbki cieplnej. Zachowanie się tego materiału w trakcie pracy w wysokich i niskich temperaturach prowadzi często do rozważań, które wymagają uzasadnienia zarówno poprzez prace laboratoryjne, jak i obliczenia numeryczne (Dzioba i Gajewski, 2008; Graba i Neimitz, 2008). Przykładem może być zachowanie się stali 13HMF w temperaturze -80°C . Wyznaczając odporność na pęknięcie dla tego materiału uzyskano kruchy charakter pęknięcia, jednakże jak pokazują obliczenia numeryczne, procesowi pęknięcia w tej temperaturze towarzyszy prawie pełne lub całkowite uplastycznienie niepękniętego przekroju próbki. Podobne zachowanie się materiału obserwowano w trakcie badań tej stali w temperaturze -100°C . W przypadku próbek badanych w obu temperaturach, tj. -80°C oraz -100°C zawierających krótkie pęknięcia ($a/W=0.20$, gdzie a jest długością pęknięcia, a W szerokością próbki), w momencie inicjacji pęknięcia obserwuje się pełen uplastycznienie próbek przy poziomie całki J równym odpowiednio 66.7kN/m oraz 52kN/m . Natomiast w przypadku badania próbek normatywnych ($a/W=0.50$) obserwuje się dość duże uplastycznienie próbki, a długość strefy plastycznej przed wierzchołkiem pęknięcia wynosi około 36% grubości próbki ($r_p=3.6\text{mm}$ czyli $r_p/B=0.36$ lub $r_p/W=0.13$) – patrz Rys. 1.

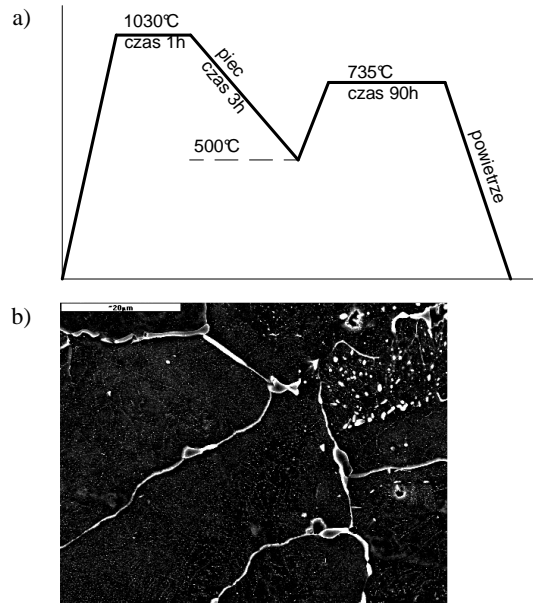
Z tego właśnie powodu, w niniejszej pracy dyskutowane będzie zachowanie się stali 13HMF w trakcie pracy w obniżonych temperaturach. Wyniki prac doświadczalnych będą podstawą do wyciągnięcia wniosków i przeprowadzenia weryfikacji numerycznej.

2. BADANIA DOŚWIADCZALNE STALI 13HMF – CHARAKTERYSTYKA I OCENA UZYSKANYCH WYNIKÓW

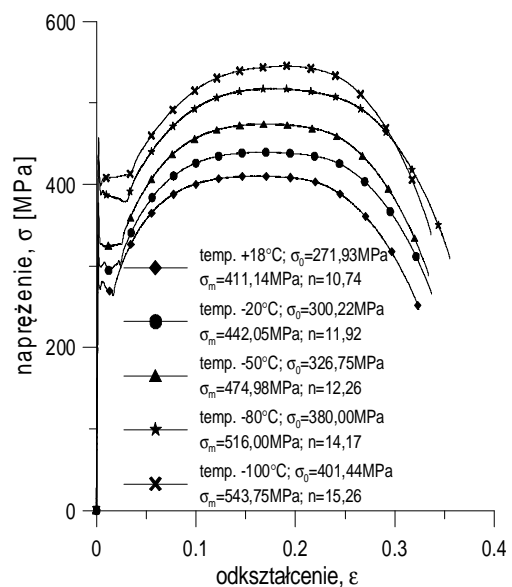
W badaniach wykorzystano stal 13HMF, poddaną obróbce cieplnej zgodnie ze schematem zaprezentowanym na Rys. 2a. Początkowo próbki wykonane z tego materiału były wyżarzane w piecu w temperaturze 1030°C w czasie jednej godziny, następnie studzone razem z nim do temperatury 500°C w czasie trzech godzin, ponownie wyżarzane w temperaturze 735°C w czasie 90 godzin, a na koniec studzone na powietrzu. Zastosowana obróbka cieplna pozwoliła na otrzymanie jednorodnej struktury ferrytycznej ze skoagulowanymi węglkami (Rys. 2b).

Charakteryzując tę strukturę duże ziarna ferrytu mogą sprzyjać powstawaniu dużych mikropęknięć, a materiał w określonych warunkach może ulegać znacznym odkształceniom plastycznym.

Wykonane z materiału próbki podzielono na pięć grup i przeprowadzono szereg badań w różnej temperaturze, poczynając od temperatury otoczenia, aż do temperatury -100°C . W trakcie prób jednoosiowego rozciągania, sporządzono wykresy rozciągania (Rys. 3) oraz wyznaczono podstawowe własności mechaniczne, które zamieszczono w Tab. 1. Zmianę własności mechanicznych wraz ze zmianą temperatury badania zobrazowano Rys. 4.



Rys. 2. Schemat zastosowanej w badaniach doświadczalnych obróbki cieplnej (a); Zdjęcie fraktograficzne uzyskanej mikrostruktury materiału stali 13HMF (b) (Dzioba i Gajewski, 2008)

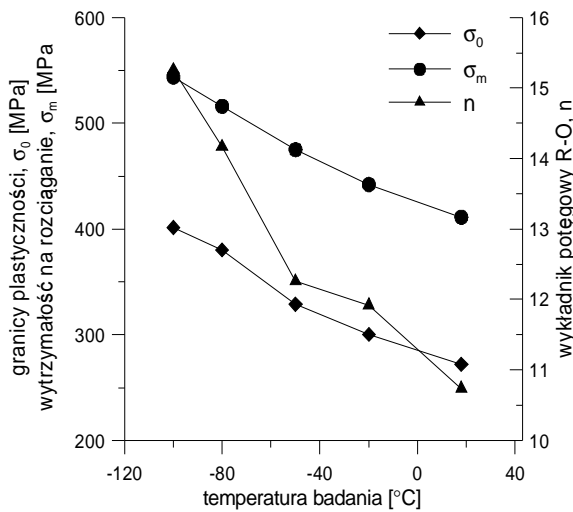


Rys. 3. Inżynierskie wykresy rozciągania uzyskane w trakcie badań doświadczalnych stali 13HMF

W trakcie badania odporności na pęknięcie, wykorzystano próbki trójpunktowo zginane – SEN(B) o szerokości $W=20\text{mm}$ oraz grubości $B=10\text{mm}$. Badania przeprowadzono dla dwóch długości pęknięcia: krótkich szczelin o względnej długości $a/W=0.20$ oraz szczelin normatywnych o względnej długości $a/W=0.50$. Zarejestrowane przebiegi siły obciążającej próbkę w funkcji przemieszczenia ekstensometru przedstawione są na Rys. 5. Po zakończonych badaniach dokonano dokładnego pomiaru długości pęknięcia i przyrostu długości pęknięcia a także wyznaczono wartość całki J w momencie inicjacji pęknięcia (Tab. 2).

Tab. 1. Stałe materiałowe wyznaczone w trakcie badań doświadczalnych

| temp. badania | granica plastyczności | wytrzymałość na rozciąganie | wykładnik potęgowy w prawie R-O | wydłużenie względne | przewężenie |
|---------------|-----------------------|-----------------------------|---------------------------------|---------------------|-------------|
| [°C] | σ_0 [MPa] | σ_m [MPa] | n | A_5 [%] | Z [%] |
| +18 | 271.93 | 411.14 | 10.74 | 32.39 | 75.29 |
| -20 | 300.22 | 442.05 | 11.92 | 33.69 | 72.43 |
| -50 | 328.75 | 474.98 | 12.26 | 33.33 | 72.86 |
| -80 | 380.00 | 516.00 | 14.17 | 35.35 | 68.74 |
| -100 | 401.44 | 543.75 | 15.26 | 33.63 | 68.86 |



Rys. 4. Wpływ temperatury badania na wartość stałych materiałowych dla stali 13HMF

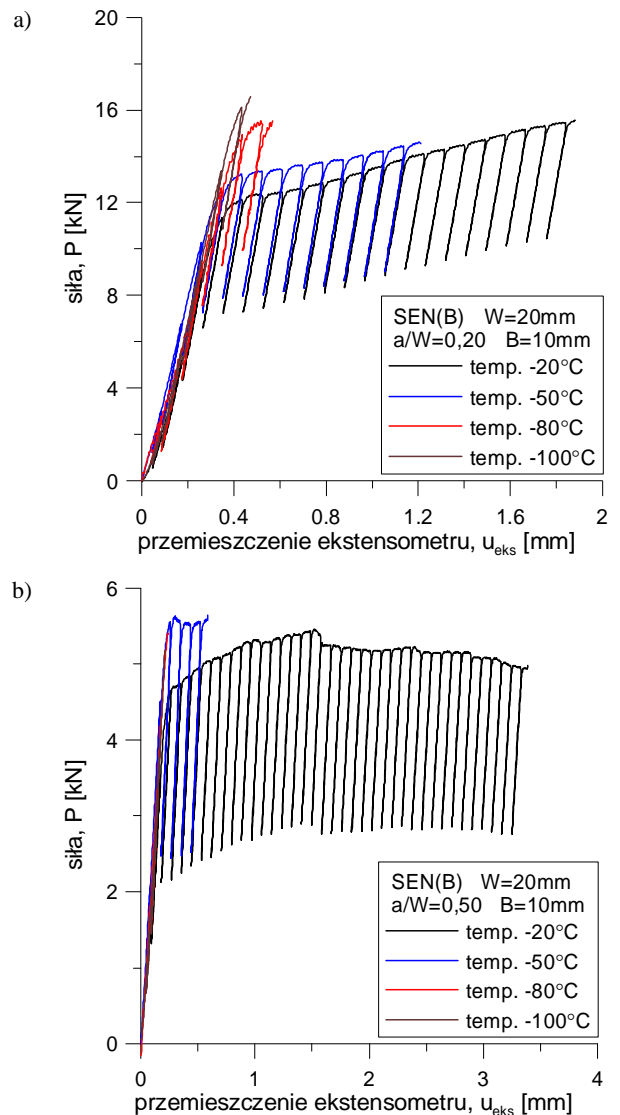
Tab. 2. Długości pęknięcia i wartości odporności na pęknięcie dla próbek SEN(B) wykorzystanych w badaniach doświadczalnych

| $a/W = 0.20$ | | | | |
|--------------------|----------|-----------|----------------------------------|--------------|
| temp. badania [°C] | a [mm] | da [mm] | K_{Jc} [MPa·m ^{0.5}] | J_C [kJ/m] |
| -20 | 4.192 | 8.50 | 239.90 | 279.38 |
| -50 | 4.110 | 1.20 | 197.10 | 188.58 |
| -80 | 3.930 | k.p.* | 117.18 | 66.66 |
| -100 | 4.344 | k.p.* | 103.70 | 52.20 |
| $a/W = 0.50$ | | | | |
| temp. badania [°C] | a [mm] | da [mm] | K_{Jc} [MPa·m ^{0.5}] | J_C [kJ/m] |
| -20 | 10.444 | 5.80 | 113.70 | 62.76 |
| -50 | 10.212 | 0.20 | 105.00 | 53.52 |
| -80 | 10.284 | k.p.* | 55.90 | 15.17 |
| -100 | 10.389 | k.p.* | 45.87 | 10.21 |

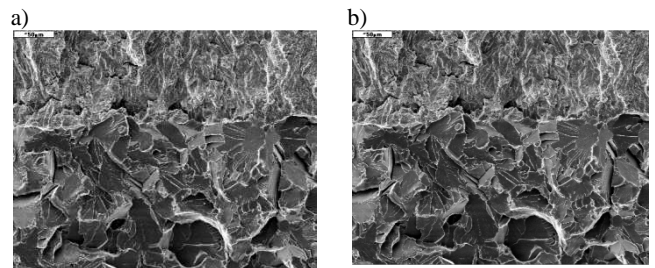
*k.p. - kruche pęknięcie próbki

Próbki badane w temperaturach -100°C oraz -80°C charakteryzują się kruchym mechanizmem pęknięcia (Rys. 6a i 6b). Wyznaczone zgodnie z normą wartości krytycznego współczynnika intensywności naprężeń dla próbek o długości pęknięcia $a/W=0.50$ wynoszą odpowiednio

46MPa·m^{0.5} dla temperatury -100°C oraz 56MPa·m^{0.5} dla temperatury -80°C.



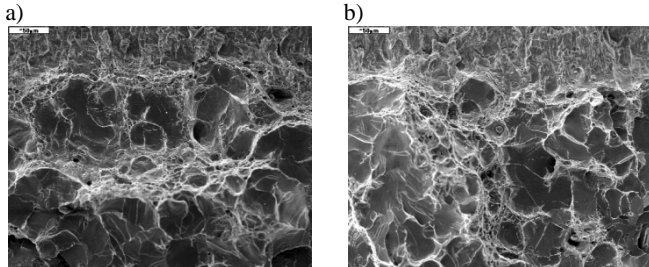
Rys. 5. Zarejestrowane wykresy siły w funkcji przemieszczenia ekstensometru dla próbek wykonanych ze stali 13HMF: a) względna długość pęknięcia $a/W=0.20$; b) względna długość pęknięcia $a/W=0.50$



Rys. 6. Przełomy próbek wykorzystanych w badaniach doświadczalnych: a) temp. -100°C; $a/W=0.50$; b) temp. -80°C, $a/W=0.50$ (Dzioba i Gajewski, 2008; Graba i Neimitz, 2008)

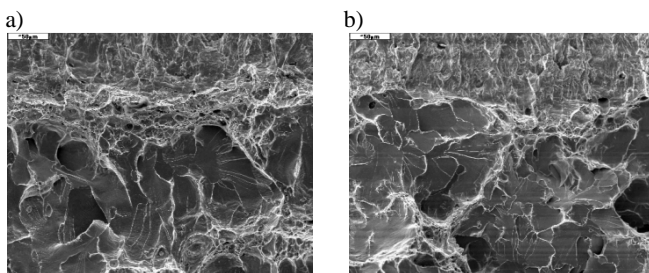
Obserwując przełomy próbek badanych w temperaturze -50°C daje się zauważyć, że za szczeliną zmęczeniową

występuje obszar pęknięcia ciągłego, który łagodnie przechodzi w obszar pęknięcia kruchego z widocznymi lokalnymi pasmami odkształceń plastycznych (Rys. 7a oraz 7b). Zmierzony dla próbek badanych w tej temperaturze hipotetyczny stabilny przyrost długości pęknięcia wynosił odpowiednio 1.2mm dla szczeliny krótkiej ($a/W=0.20$) oraz 0.2mm dla szczeliny normatywnej ($a/W=0.50$).



Rys. 7. Przelomy próbek wykorzystanych w badaniach doświadczalnych: a) temp. -50°C ; $a/W=0.20$; b) temp. -50°C , $a/W=0.50$ (Dzioba i Gajewski, 2008; Graba i Neimitz, 2008)

W przypadku próbek badanych w temperaturze -20°C przed frontem szczeliny zmęczeniowej widoczny jest większy obszar odkształceń plastycznych, niż obserwowano w przypadku próbek badanych w temp. -50°C . Następnie obszar ten przechodzi w obszar pęknięcia kruchego, z widocznymi miejscami odkształceń plastycznych (Rys. 8a oraz Rys. 8b). W przypadku normatywnej próbki ($a/W=0.50$), przyrost szczeliny odbywał się gdzieś skokowo, o czym może świadczyć uzyskany wykres siły w funkcji przemieszczenia ekstensometru (Rys. 5b). Podobnie zachowywała się również próbka z krótką szczeliną ($a/W=0.20$). W przypadku tej temperatury (tj. -20°C), stabilny przyrost pęknięcia wynosił odpowiednio 8.5mm dla próbki z krótką szczeliną ($a/W=0.20$) oraz 5.8mm dla próbki normatywnej ($a/W=0.50$).



Rys. 8. Przelomy próbek wykorzystanych w badaniach doświadczalnych: a) temp. -20°C ; $a/W=0.20$; b) temp. -20°C , $a/W=0.50$ (Dzioba i Gajewski, 2008; Graba i Neimitz, 2008)

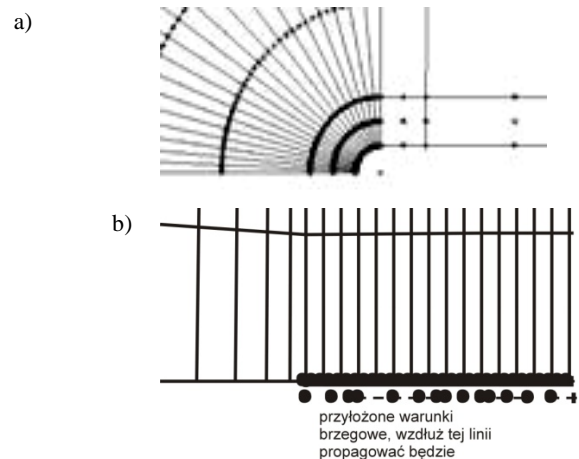
Obserwując przelomy tych próbek można stwierdzić, że mają one strukturę „plastrów miodu”. Widoczne są tam obszary kruchego pęknięcia, oddzielone od siebie fragmentami rozległych odkształceń plastycznych. Takie zachowanie się materiału próbek badanych w temperaturze -20°C wydaje się być interesujące i zostanie poddane dalszej analizie w oparciu o wyniki obliczeń numerycznych.

3. ASPEKTY MODELOWANIA I OBLICZEŃ NUMERYCZNYCH

W obliczeniach numerycznych wykorzystano komercyjny program ADINA SYSTEM 8.4.1 (2006), rozwiązując zagadnienie kontaktowe. Ze względu na symetrię modelowano połowę próbki. W modelowaniu wykorzystano 9-wzłowe elementy typu „PLANE STRAIN”. W obliczeniach skorzystano z modelu materiału jednorodnego, izotropowego z warunkiem plastyczności Hubera–Missesa–Henckyego. Związek konstytutywny, opisujący poddany analizie materiał, opisany jest zależnością:

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} = \begin{cases} \sigma/\sigma_0 & \text{dla } \sigma \leq \sigma_0 \\ \alpha(\sigma/\sigma_0)^n & \text{dla } \sigma > \sigma_0 \end{cases} \quad \text{gdzie stała } \alpha=1. \quad (2)$$

Całkę J w trakcie obliczeń numerycznych wyznaczano z wykorzystaniem metody wirtualnego przyrostu długości pęknięcia.



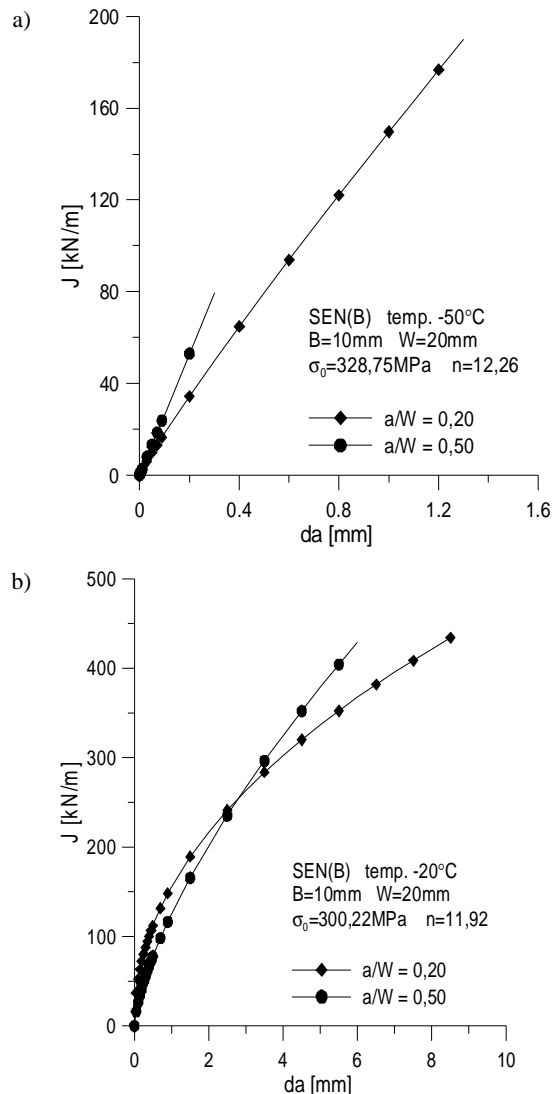
Rys. 9. Modele wierzchołka pęknięcia wykorzystane w analizie MES do rozwiązania zagadnień stacjonarnych (a) oraz w symulacji wzrostu pęknięcia (b)

Analizę numeryczną wykonano dla wszystkich próbek wykorzystanych w badaniach doświadczalnych, przeprowadzając:

- obliczenie wartości maksymalnych naprężeń rozwierających powierzchnie pęknięcia oraz położenia maksimum przed wierzchołkiem pęknięcia, modelując zagadnienie stacjonarne (analiza ta miała na celu oszacowania wartości maksymalnych naprężeń i ich położenia dla momentu krytycznego, który określano w oparciu o badania doświadczalne);
- modelowanie ruchu szczeliny w próbce, dla próbek, w których zaobserwowano w trakcie doświadczenia stabilny przyrost pęknięcia, wyznaczając zmiany wartości maksymalnych naprężeń rozwierających powierzchnie szczeliny oraz ich położenie przed wierzchołkiem pęknięcia.

Wybrany do wyznaczenia wartości naprężeń maksymalnych rozwierających powierzchnię pęknięcia dla przypadku zagadnień stacjonarnych, model numeryczny składał się z 11595 węzłów, przy czym obszar przywierzchołkowy

o długości 0.6mm składał się z 72 elementów skończonych (ES). Wierzchołek pęknięcia modelowano w postaci ćwiartki łuku o promieniu od 1 do 5 μ m, podzielonego na 7÷21 części, w zależności od typu analizowanego zagadnienia. Wielkość pierwszych dziesięciu ES przed wierzchołkiem pęknięcia wynosiła około 1 μ m. Wielkość pozostałych ES rosła wraz z oddalaniem się od wierzchołka pęknięcia. Wybór podziału siatki ES, ich wielkości oraz promienia zaokrąglenia wierzchołka pęknięcia oparty był na wnioskach zawartych w Graba i Gałkiewicz (2007) oraz Brocks i Scheider (2003). Przykładowy model wierzchołka pęknięcia wykorzystany w analizie zagadnień stacjonarnych przedstawiono na Rys. 9a.



Rys. 10. Krzywe J - R wykorzystywane w symulacji ruchu szczeliny dla przypadku próbek badanych w temperaturze -50°C (a) oraz -20°C (b)

W przypadku modelu numerycznego stosowanego do symulacji ruchu szczeliny, zastosowano powszechnie używany model z ostrym wierzchołkiem oraz prostokątnymi regularnymi ES przed wierzchołkiem pęknięcia o długości równej od 2 do 10 μ m (Rys. 9b), w zależności od wielkości przyrostu i rodzaju charakterystyki materiału. Model numeryczny wykorzystany do symulacji wzrostu pęknięcia

składał się z 12562 węzłów (tj. 3050 ES). Parametrami sterującymi wzrostem pęknięcia były w tym wypadku krzywe J - R , prezentujące zmiany wartości całki J wraz ze zmianą przyrostu pęknięcia, które wyznaczono na podstawie badań doświadczalnych (Rys. 10). W obliczeniach skorzystano z wbudowanego w program ADINA algorytmu przesuwania i uwalniania węzłów. Kontur całkowania niezbędny do wyznaczenia całki J poprowadzono zgodnie z regułami przedstawionymi w Graba i Gałkiewicz (2007) oraz Brocks i Scheider (2003), przy czym jego kształt i wielkość zablokowano, by nie zmieniał się on wraz ze wzrostem pęknięcia.

4. REZULTATY OBLICZEŃ NUMERYCZNYCH

Analiza uzyskanych wyników, opartych na obliczeniach numerycznych, dotyczyć będzie oceny wartości maksymalnych rozwierających powierzchni pęknięcia naprężeń oraz ich położenia przed wierzchołkiem pęknięcia. Poruszony zostanie również temat związany z wielkością strefy plastycznej.

Tab. 3. Wybrane rezultaty obliczeń numerycznych dla momentu wzrostu pęknięcia dla przypadku obliczeń szczelin stacjonarnych (wyniki podano dla momentu krytycznego)

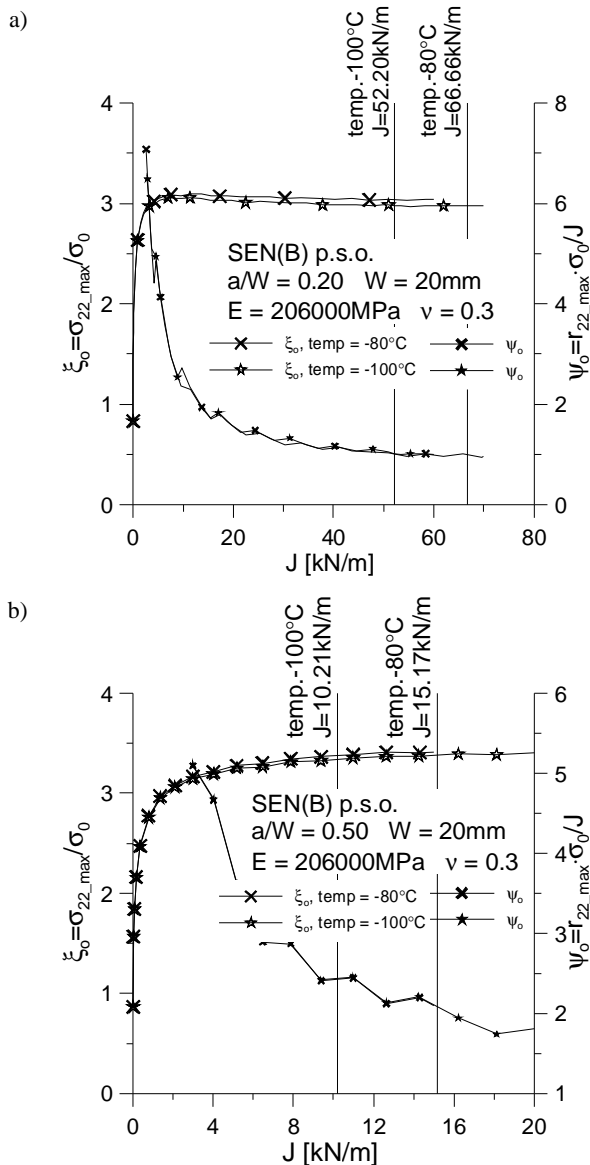
| temp. [$^{\circ}\text{C}$] | $a/W = 0.20$ | | | |
|------------------------------|--------------|---------|----------|--------------------------------|
| | J_C [kN/m] | ξ_o | ψ_o | $r_{22,max}$ [μm] |
| -20 | 279.38 | 3.31 | 0.78 | 730 |
| -50 | 188.58 | 3.25 | 0.80 | 450 |
| -80 | 66.66 | 3.03 | 0.99 | 160 |
| -100 | 52.20 | 2.98 | 1.01 | 130 |
| temp. [$^{\circ}\text{C}$] | $a/W = 0.50$ | | | |
| | J_C [kN/m] | ξ_o | ψ_o | $r_{22,max}$ [μm] |
| -20 | 62.76 | 3.51 | 0.98 | 200 |
| -50 | 53.52 | 3.47 | 1.08 | 170 |
| -80 | 15.17 | 3.43 | 1.93 | 80 |
| -100 | 10.21 | 3.35 | 2.45 | 70 |

Rys. 11-12 prezentuje zmiany maksimum naprężeń rozwierających powierzchni pęknięcia $\xi_o = \sigma_{22,max}/\sigma_o$ oraz ich znormalizowanego położenia przed wierzchołkiem pęknięcia $\psi_o = r_{22,max} \cdot \sigma_o / J$, które wyznaczono dla przypadku zagadnień stacjonarnych. Okazuje się, że wraz ze wzrostem obciążenia zewnętrznego, w początkowej fazie, maksimum naprężeń rozwierających wzrasta, by następnie przyjąć wartość nasycenia. W przypadku znormalizowanego położenia maksimum, początkowo jego wartość maleje, by osiągnąć w końcu stałą wartość. Po osiągnięciu wartości nasycenia, maksimum naprężeń rozwierających powierzchni pęknięcia zlokalizowane jest w odległości równej około $(0.5 \div 1.0) \cdot J/\sigma_o$. Największe rozwierające naprężenia charakteryzują próbki badane w temperaturze równej około -20°C . Im bardziej ujemna temperatura badania, tym mniejsza wartość maksymalnych naprężeń rozwierających powierzchni pęknięcia (patrz Tab. 3).

Pękające krucho próbki badane w temperaturze -80°C oraz -100°C , charakteryzują się najniższymi wartościami naprężeń maksymalnych rozwierających powierzchni

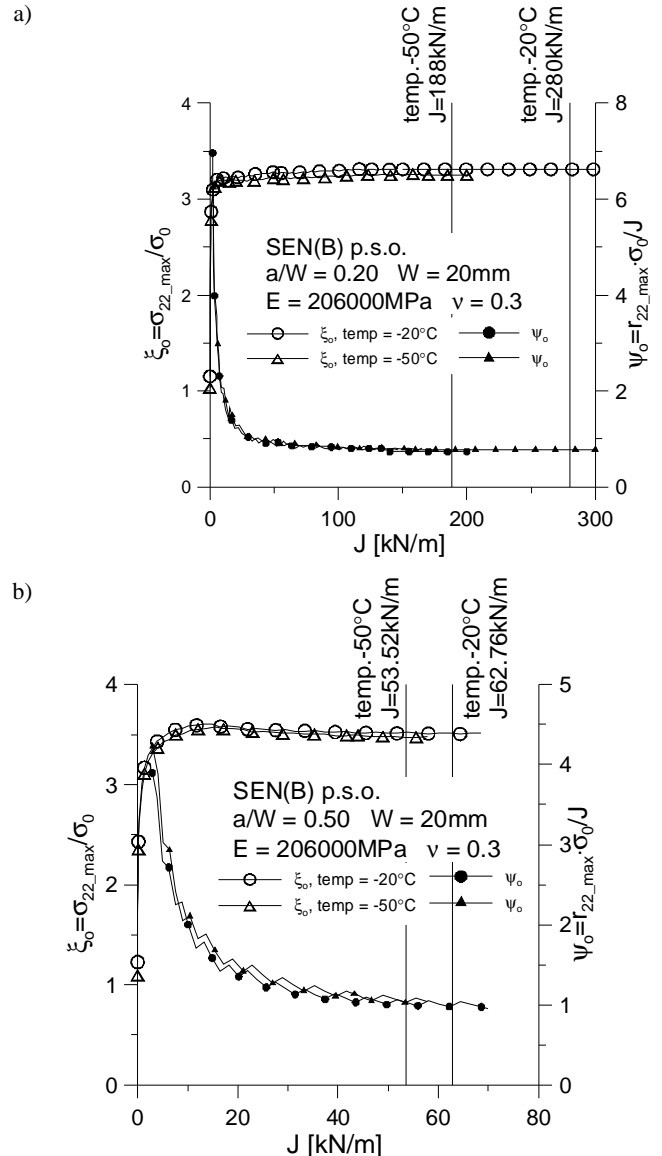
szczeliny, na poziomie około trzech granic plastyczności σ_0 dla próbek o długości pęknięcia $a/W=0.20$ oraz na poziomie około $3.40 \cdot \sigma_0$ dla próbek o długości pęknięcia $a/W=0.50$. Większy poziom maksymalnych naprężeń dla próbek o długości pęknięcia $a/W=0.50$ świadczy o większej tendencji do kruchego pęknięcia, o czym świadczy też niższa krytyczna wartość całki J .

kruchego pęknięcia w próbkach badanych w temperaturze równej -50°C i kontrolować ten proces. Według tradycyjnych hipotez (Ritchie i inni, 1973; Neimitz i inni, 2007), łupliwy mechanizm pęknięcia jest możliwy, gdy naprężenia przekroczą wartość krytyczną na pewnym obszarze przed frontem szczeliny.



Rys. 11. Zmiany maksimum naprężeń rozwierających powierzchni pęknięcia σ_{22_max} oraz ich znormalizowanego położenia dla próbek SEN(B) badanych w temperaturze -80°C oraz -100°C : a) $a/W=0.20$; b) $a/W=0.50$ (wyniki dla zagadnień stacjonarnych)

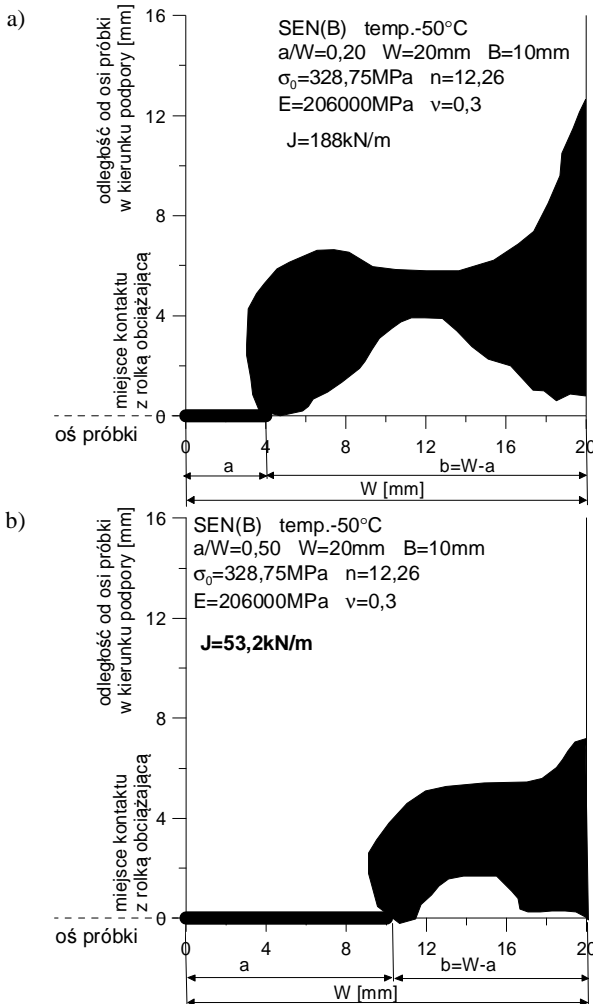
Rys. 13 prezentuje orientacyjną wielkość strefy plastycznej dla próbek badanych w temperaturze -50°C dla momentu określonego jako moment inicjacji pęknięcia. Zarówno dla próbki ze szczeliną krótką jak i normatywną, cały odcinek niepęknięty próbki jest uplastyczniony. Dość znaczny poziom maksymalnych naprężeń rozwierających powierzchnię pęknięcia może prowadzić do wystąpienia



Rys. 12. Zmiany maksimum naprężeń rozwierających powierzchni pęknięcia σ_{22_max} oraz ich znormalizowanego położenia dla próbek SEN(B) badanych w temperaturze -50°C oraz -20°C : a) $a/W=0.20$; b) $a/W=0.50$ (wyniki dla zagadnień stacjonarnych)

Często stawiana jest hipoteza (Neimitz i inni, 2007; O'Down, 1995), że krytyczne naprężenia nie zależą od temperatury. Przytoczone wyniki sugerują inną hipotezę. Ponieważ wraz z obniżaniem się temperatury tendencja do kruchego pęknięcia wzrasta, a naprężenia maksymalne zmniejszają się, to prawdopodobnie krytyczne naprężenia również winny ulec zmniejszeniu. Nieco wyższe od granicy plastyczności znormalizowane naprężenia efektywne doprowadzą do możliwości wystąpienia w materiale ciągliwego

mechanizmu pęknięcia. Obserwowane przełomy mają charakter „plastra miodu”, gdyż łupliwie pękające obszary są rozdzielone ciągłymi mostkami. Trzeba podkreślić wyższe maksymalne naprężenia dla $a/W=0.50$. Stąd też większe tendencje tych próbek do pęknięcia kruchego niż dla próbek zawierających krótką szczelinę ($a/W=0.20$).

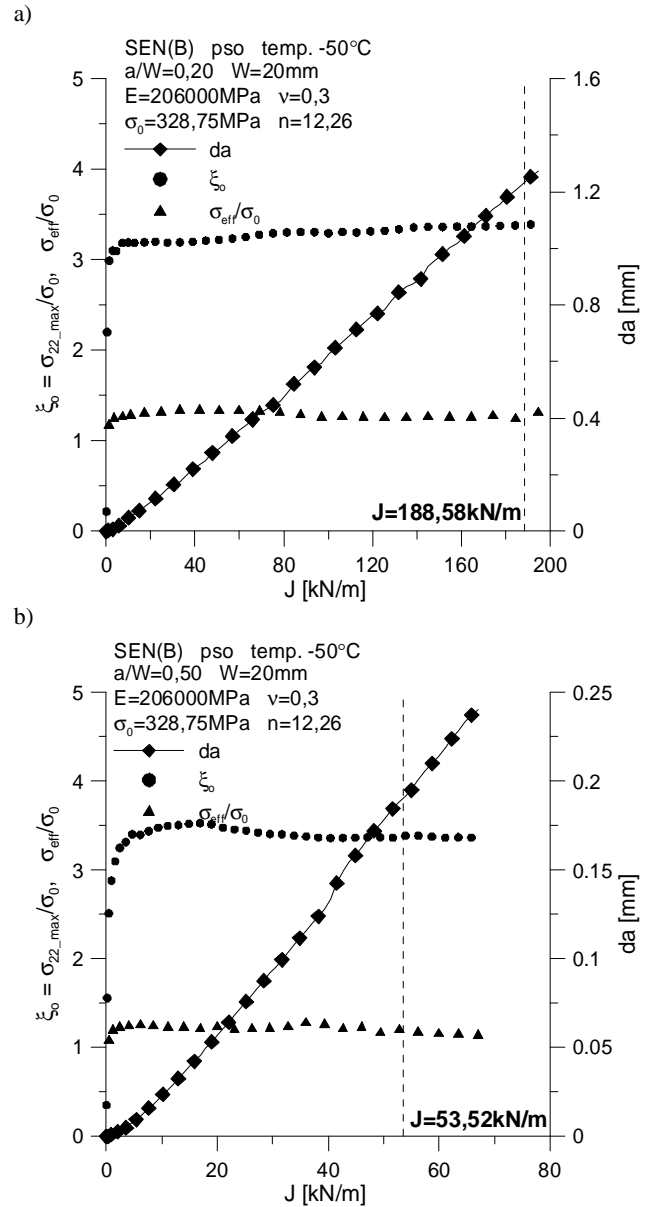


Rys. 13. Orientacyjna wielkość stref plastycznych dla próbek SEN(B) wykorzystanych w analizie numerycznej: a) temp. -50°C , $a/W=0.20$, $J=188 \text{ kN/m}$; b) temp. -50°C , $a/W=0.50$, $J=53,2 \text{ kN/m}$ (wyniki dla zagadnień stacjonarnych - rezultaty dla momentu inicjacji pęknięcia)

Rys. 14 prezentuje wyniki numeryczne uzyskane dla przypadku modelowania w próbkach badanych w temperaturze -50°C ruchu szczeliny w oparciu o omówione w paragrafie 3 krzywe $J-R$.

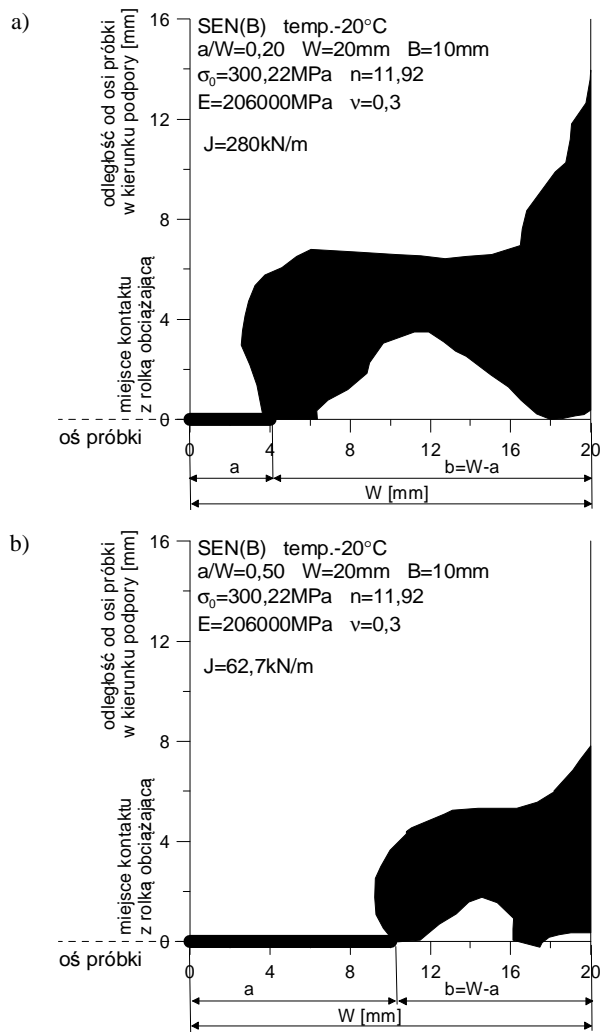
Dla próbek o względnej długości pęknięcia $a/W=0.20$ (Rys. 14a), obserwuje się wzrost wartości maksymalnych naprężeń rozwierających powierzchnie pęknięcia, wraz z przyrostem długości pęknięcia. Znormalizowana przez granicę plastyczności wartość naprężeń efektywnych w miejscu występowania maksimum naprężeń rozwierających powierzchnie szczeliny, początkowo rośnie i niemalże stabilizuje się na poziomie odpowiadającym około 1.2 granicy plastyczności (Rys. 14a). Natomiast w przypadku próbek charakteryzujących się względną długością pęknięcia $a/W=0.50$ (Rys. 14b), wartość maksymalnych

rozwierających powierzchnie szczeliny naprężeń początkowo rośnie wraz ze wzrostem przyrostu długości pęknięcia, a następnie nieznacznie spada, by ustabilizować się wartość. Zmierzone w tym samym miejscu przed wierzchołkiem pęknięcia naprężenia efektywne charakteryzują się niemal stałą wartością w trakcie całego przyrostu długości szczeliny (Rys. 14b).



Rys. 14. Wybrane rezultaty numerycznej symulacji wzrostu pęknięcia dla próbek SEN(B): a) temp. -50°C , $a/W=0.20$; b) temp. -50°C , $a/W=0.50$

W przypadku próbek badanych w temperaturze -20°C w momencie inicjacji pęknięcia cały niepęknięty przekrój był również uplastyczniony zarówno dla próbek z krótką ($a/W=0.20$) jak i normatywną ($a/W=0.50$) szczeliną, co pokazano na Rys. 15. Jest to więc sytuacja identyczna jak ta charakteryzująca próbki badane w temperaturze równiejszy -50°C .



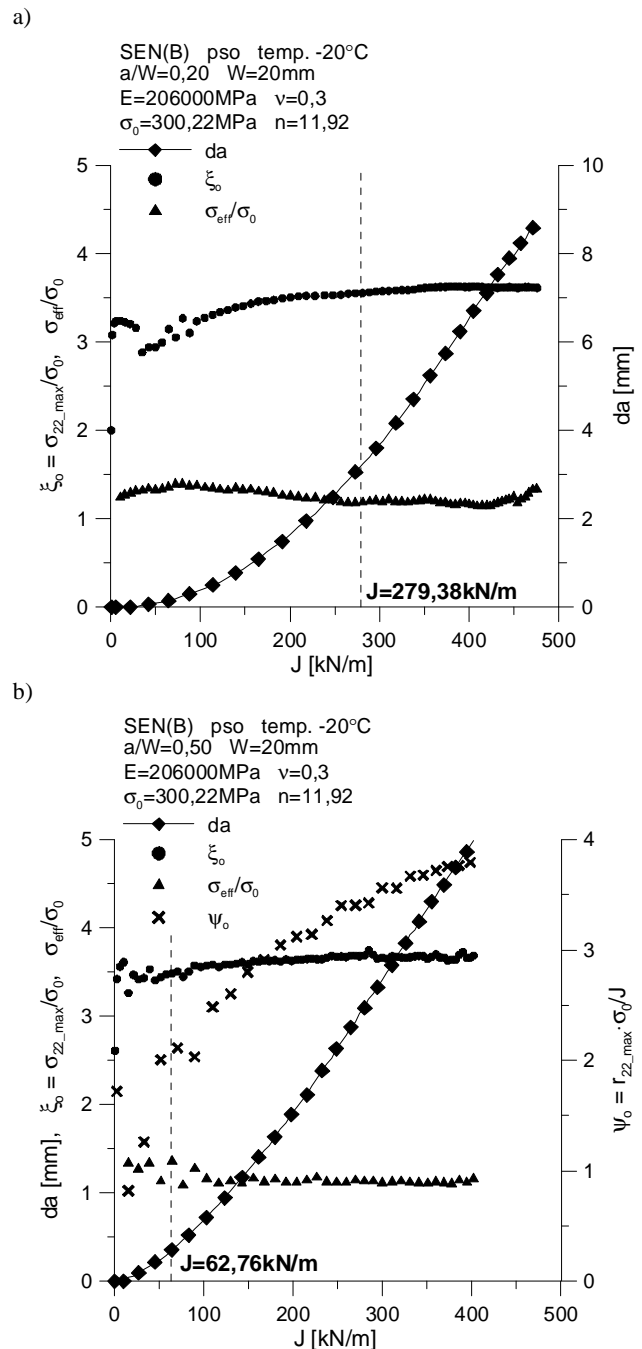
Rys. 15. Orientacyjna wielkość stref plastycznych dla próbek SEN(B) wykorzystanych w analizie numerycznej: a) temp. -20°C, $a/W=0.20$, $J=280\text{kN/m}$; b) temp. -20°C, $a/W=0.50$, $J=62.7\text{kN/m}$ (wyniki dla zagadnień stacjonarnych - rezultaty dla momentu inicjacji pęknięcia)

Analiza wyników numerycznych uzyskanych dla próbek badanych w temperaturze -20°C wskazuje na fakt, że w początkowej fazie wzrostu pęknięcia, obserwuje się wzrost wartości maksymalnych naprężeń rozwierających powierzchnie pęknięcia oraz nieznaczny wzrost naprężeń efektywnych mierzonych w maksimum naprężeń rozwierających powierzchnie szczeliny (Rys. 16).

Większe od granicy plastyczności i początkowo rosnące naprężenia efektywne, mogą świadczyć o pojawianiu się większych odkształceń plastycznych, które odpowiadają za ciągły charakter pierwszej fazy procesu pęknięcia. Natomiast wysoki poziom naprężeń rozwierających powierzchnie szczeliny generuje zjawisko kruchego pęknięcia.

Można zatem stwierdzić, że charakterystyczna dla przełomów próbek badanych w tej temperaturze struktura „plastra miodu”, jest efektem współdziałania mechanizmów pęknięcia kruchego i ciągłego, kontrolowanych odpowiednio przez wysoki poziom naprężeń rozwierających powierzchnie pęknięcia oraz niewiele większe od granicy plastyczności naprężenia efektywne, które są niezbędne do powstania rozległych mostków odkształceń plastycznych. Obserwowany poziom naprężeń normalnych

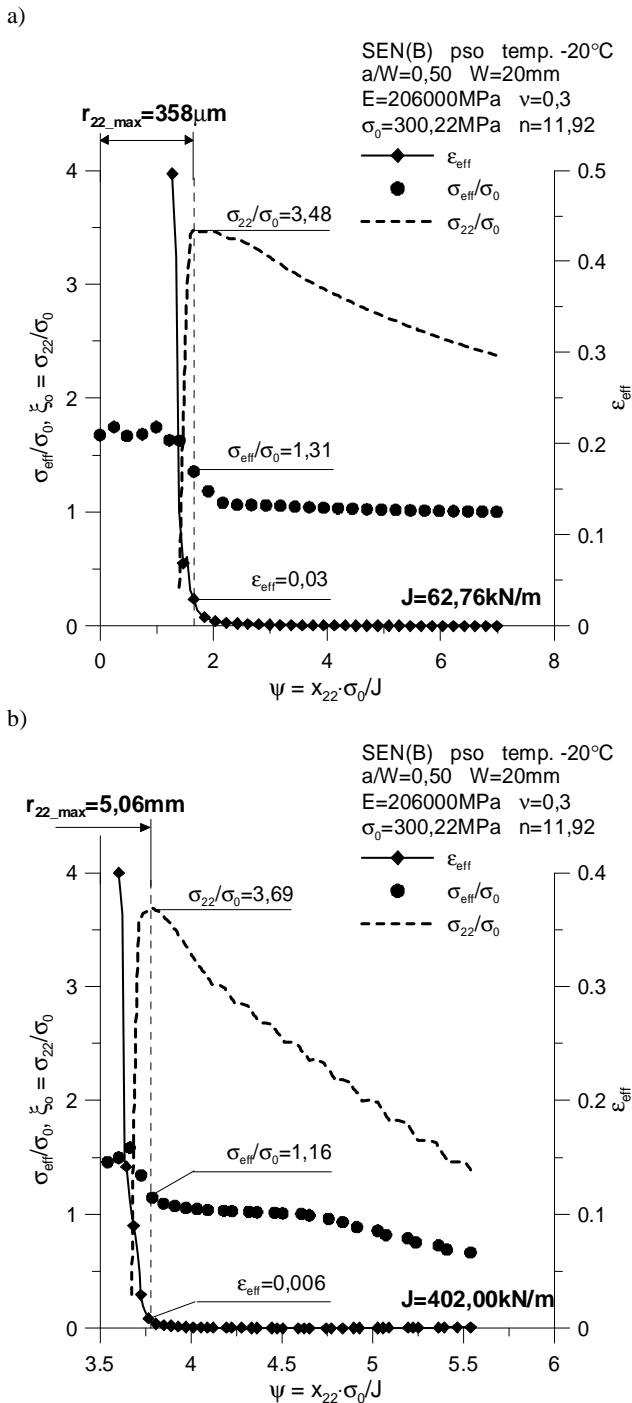
nie jest przesadnie wysoki. W stalach pękających „czysto” według mechanizmu łupliwego, poziom ten przekracza cztery wartości granicy plastyczności.



Rys. 16. Wybrane rezultaty numerycznej symulacji wzrostu pęknięcia dla próbek SEN(B): a) temp. -20°C, $a/W=0.20$; b) temp. -20°C, $a/W=0.50$

Dla próbki normatywnej, o wygodnej długości pęknięcia $a/W=0.50$, badanej w temperaturze równej -20°C określono również wartości maksymalnych naprężeń rozwierających powierzchnie szczeliny, ich położenie przed wierzchołkiem pęknięcia oraz poziom odpowiadających temu punktowi naprężeń efektywnych i odkształceń plastycznych dla momentu inicjacji pęknięcia (Rys. 17a) oraz dla mo-

mentu pełnego zniszczenia elementu konstrukcyjnego według czystego mechanizmu łupliwego (Rys. 17b).



Rys. 17. Wybrane rezultaty numerycznej symulacji wzrostu pęknięcia dla próbki SEN(B) o długości pęknięcia $a/W=0.50$ (b) badanej w temp. -20°C dla momentu inicjacji pęknięcia (a) oraz całkowitego zniszczenia elementu konstrukcyjnego (b)

W momencie inicjacji pęknięcia maksimum naprężeń rozwierających wynoszące $3.48 \cdot \sigma_0$ znajdowało się w odległości $358 \mu\text{m}$. W punkcie tym naprężenia efektywne wynosiły $1.31 \cdot \sigma_0$ a odkształcenia plastyczne wynosiły 0.03 . Dla momentu odpowiadającego całkowitemu zniszczeniu próbki, dla którego maksimum naprężeń wynosi $3.69 \cdot \sigma_0$,

odpowiadające temu punktowi naprężenia efektywne wynoszą $1.16 \cdot \sigma_0$ a odkształcenia 0.006 . Obserwuje się „wyczerpanie” możliwości materiału do odkształceń plastycznych. Te cechy pól mechanicznych mogą wyjaśniać przyczynę zmieniających się w trakcie propagacji mechanizmów zniszczenia.

5. PODSUMOWANIE

W pracy przedstawiono analizę procesu pęknięcia stali ferrytycznej 13HMF, badanej w ujemnych temperaturach. Przeprowadzone badania doświadczalne, potwierdzają wystąpienie kruchego mechanizmu pęknięcia w bardzo niskich temperaturach, jednak proces pęknięcia kruchego następuje po dość dużym uplastycznieniu niepękniętego odcinka próbki. Zdjęcia fraktograficzne dowodzą faktu, że obszar charakterystyczny dla przełomu kruchego, jest poprzedzony dość rozległymi obszarami odkształceń plastycznych. W przypadku dwóch temperatur badania, -50°C oraz -20°C , obserwowano w początkowej fazie obciążenia ciągliwe pęknięcie materiału, które potem przechodziło w skokowe pęknięcie kruche ze zrywaniem licznych mostków plastycznych.

Zachowanie się materiału zilustrowano w pracy obliczeniami numerycznymi, które przeprowadzono zarówno dla przypadku zagadnień stacjonarnych, jak i przypadków, gdy modelowano ruch szczeliny. Analizowano wielkość rozwijających się stref plastycznych, a także zmiany wartości naprężeń maksymalnych rozwierających powierzchnie pęknięcia oraz ich znormalizowane położenie przed wierzchołkiem pęknięcia. Zaznaczyć należy, że im niższa temperatura badania (eksploatacji) próbek (elementów konstrukcyjnych), tym mniejsza wartość maksymalnych naprężeń rozwierających powierzchnie szczeliny dla momentu inicjacji pęknięcia. Wzrostowi temperatury badania próbek towarzyszy wzrost krytycznych wartości całki J oraz zwiększenie się fizycznej odległości maksymalnych naprężeń rozwierających powierzchnie szczeliny od wierzchołka pęknięcia. Zaznaczyć należy, że znormalizowane położenie maksimum naprężeń przed frontem pęknięcia w miarę wzrostu temperatury badania maleje.

Podsumowują, można stwierdzić, że na podstawie wykonanych badań doświadczalnych oraz przeprowadzonych obliczeniach numerycznych dla próbek SENB, wykonanych ze stali ferrytycznej 13HMF, omówiono zróżnicowany charakter pęknięcia w różnych temperaturach otoczenia, wskazując na olbrzymią rolę maksymalnych naprężeń rozwierających powierzchnie szczeliny, jako parametru kontrolującego proces pęknięcia kruchego.

LITERATURA

1. **ADINA 8.4.1** (2006), ADINA: Theory and Modeling Guide - Volume I: ADINA, Report ARD 06-7, ADINA R&D, Inc.
2. **ADINA 8.4.1** (2006), ADINA: User Interface Command Reference Manual - Volume I: ADINA Solids & Structures Model Definition, Report ARD 06-2, ADINA R&D, Inc.
3. **Bordet S. R., Karstensen A. D., Knowles D. M., Wiesner C.S.** (2005), A new statistical local criterion for cleavage fracture in steel. Part I: model presentation, *Engineering Fracture Mechanics*, 72, 435-452, „...Part II: application to an offshore structural steel”, 453-474.

4. **Brocks W., Scheider I.** (2003.) *Reliable J-Values. Numerical Aspects of the Path-Dependence of the J-integral in Incremental Plasticity*, Bruchmechanik, GKSS-Forschungszentrum, Geesthacht, Germany, Elsevier, 264-274.
5. **Dzioba I., Gajewski M.** (2008), Wpływ obróbki cieplnej na właściwości stali ferrytycznej 13HMF, *XXII Sympozjum - Zmęczenie i Mechanika Pękania*, Bydgoszcz, 77-84.
6. **Graba M., Gałkiewicz J.** (2007), Influence of the Crack Tip Model on Results of the Finite Element Method, *Journal of Theoretical and Applied Mechanics*, Warsaw, Vol. 45, No. 2, 225-237.
7. **Graba M., Neimitz A.** (2008), Doświadczalno-numeryczna analiza pękania stali ferrytycznych, *XXII Sympozjum - Zmęczenie i Mechanika Pękania*, Bydgoszcz, 111-120.
8. **Hutchinson J. W.** (1968), Singular Behaviour at the End of a Tensile Crack in a Hardening Material, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 16, 13-31.
9. **Neimitz A., Graba M., Gałkiewicz J.** (2007), An Alternative Formulation of the Ritchie-Knott-Rice Local Fracture Criterion, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 74, 1308-1322.
10. **O'Dowd N. P.** (1995), Applications of two parameter approaches in elastic-plastic fracture mechanics, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 52, No. 3, 445-46.
11. **O'Dowd N. P., Shih C.F.** (1991), Family of Crack-Tip Fields Characterized by a Triaxiality Parameter – I. Structure of Fields, *J. Mech. Phys. Solids*, Vol. 39, No. 8, 989-1015.
12. **O'Dowd N. P., Shih C. F.** (1992), Family of Crack-Tip Fields Characterized by a Triaxiality Parameter – II. Fracture Applications, *J. Mech. Phys. Solids*, Vol. 40, No. 5, 939-963.
13. **Rice J. R., Rosengren G. F.** (1968), Plane Strain Deformation Near a Crack Tip in a Power-law Hardening Material, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 16, 1-12.
14. **Ritchie R. O., Knott J. F., Rice J. R.** (1973), On the Relationship Between Tensile Stress and Fracture Toughness in Mild Steels, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 21, 395-410.
15. **Sumpter J. G. D., Forbes A. T.** (1992), Constraint based analysis of shallow cracks in mild steels, *Proceedings of TWI/EWI/IS Int. Conf on Shallow Crack Fracture Mechanics, Toughness Tests and Applications*, Paper 7, Cambridge U.K.

EXPERIMENTAL–NUMERICAL ANALYSIS OF THE FRACTURE PROCESS FOR FERRITIC STEEL 13HMF

Abstract: In the paper, an analysis of the fracture process for the ferritic steel 13HMF will be presented, which will be based on a series of the experimental studies. To verification of the all experiments, relevant numerical calculations will be done. Both – experimental and numerical analysis will concern the components tested at low temperatures. The changes of the mechanical properties, fracture toughness and numerical results, such as plastic zones or opening stress distributions will be presented.

Autor wyraża podziękowanie prof. A. Neimitzowi za inspirację i dyskusję podczas powstawania niniejszego artykułu, a dr I. Dziobie za dostarczenie zdjęć przelomów i wyników doświadczalnych niezbędnych do wykonania niniejszej pracy.

Pracę wykonano w ramach pracy statutowej realizowanej w Politechnice Świętokrzyskiej na WMiBM – nr 1.22 / 7.14.