

# PROGNOZOWANIE TRWAŁOŚCI ZMĘCZENIOWEJ ELEMENTÓW Z KARBAMI

Krzysztof ŁUKASZEWICZ\*, Walenty OSIPIUK\*

\*Katedra Budowy i Eksploatacji Maszyn, Wydział Mechaniczny, Politechnika Białostocka, ul. Wiejska 45C, 15-351 Białystok

[k.lukaszewicz@pb.edu.pl](mailto:k.lukaszewicz@pb.edu.pl), [osipiuk@pb.edu.pl](mailto:osipiuk@pb.edu.pl)

**Streszczenie:** W pracy zaproponowano wyznaczanie efektywnego współczynnika działania karbu przez określenie lokalnych naprężeń  $\sigma_z^d$  w pewnej odległości  $d$  od dna karbu, właściwej dla danego materiału. Przedstawiono w sposób graficzny zmiany wartości współczynnika działania karbu  $\beta_k^d$ , w zależności od liczby cykli dla trzech badanych promieni dna karbu. W celach porównawczych dokonano także obliczeń współczynnika  $\beta_k$  przy wykorzystaniu dwóch ogólnie znanych zależności Neubera oraz Petersona.

## 1. WPROWADZENIE

Właściwe uwzględnienie oddziaływania karbu na trwałość zmęczeniową jest jednym z podstawowych zadań przy projektowaniu elementów maszynowych pracujących w warunkach obciążeń cyklicznie zmiennych. Pomimo nagromadzonej dużej ilości wyników doświadczalnych i opracowań teoretycznych określenie stanu rzeczywistego wyczerpania w pobliżu karbu, w przypadku działania obciążeń okresowo zmiennych, stanowi jedno z trudniejszych i dotychczas w zadowalający sposób nie rozwiązanych zagadnień wytrzymałości zmęczeniowej. Problem staje się jeszcze bardziej skomplikowany przy występowaniu cykli niesymetrycznych.

Właściwości rzeczywistych materiałów konstrukcyjnych różnią się od ich właściwości modelowych. Z tego powodu wprowadzono praktyczną miarę wpływu spiętrzenia naprężeń na trwałość zmęczeniową, którą jest współczynnik działania karbu  $\beta_k$ . Doświadczalne wyznaczanie wartości  $\beta_k$  dla poszczególnych materiałów i rodzajów karbów jest jednak długotrwałe i kosztowne. W związku z tym podejmowane są próby opracowania ogólnych wzorów do wyznaczania współczynnika  $\beta_k$  przy wykorzystaniu współczynnika kształtu i stałych materiałowych. Różne postacie tych zależności można prześledzić w pracach Atzori, Zappalorto, Berto (2010); Buch (1988); Pluvinage (1998); Ciavarella i Meneghetti (2004).

Uważa się, iż  $\beta_k$  jest niezależny od liczby cykli obciążeń w obszarze poniżej granicy zmęczenia. Sytuacja ta ulega zmianie w przypadku trwałości zmęczeniowej ograniczonej, konieczne staje się wówczas uwzględnienie dodatkowego parametru, jakim jest czas (liczba cykli) do zniszczenia. Badania doświadczalne wykazują, że  $\beta_k$  (w zakresie ograniczonej trwałości zmęczeniowej) wzrasta ze wzrostem liczby cykli obciążeń (Troščenko i inni, 1978, Kocańda i Szala, 1999). Określenie współczynnika  $\beta_k$  w obszarze ograniczonej trwałości zmęczeniowej niewątpliwie wiąże się z właściwym wyznaczeniem wartości spiętrzonych naprężeń, przy których następuje uszkodzenie elementu. Jednak rzeczywisty rozkład naprężeń w obszarze karbu najczęściej nie jest dokładnie znany, a analiza stanu naprężeń i odkształceń ciał sprężysto-plastycznych w obszarach oddziaływania karbu jest trudna. Niekiedy wymagane jest

stosowanie wielu uproszczeń i założeń modelowych. Znane zależności opisujące rozkład naprężeń i deformacji w obszarze karbu dotyczą na ogół obciążeń statycznych (jednokrotnego obciążenia). W warunkach obciążeń cyklicznych sytuacja ta ulega zmianie na skutek chociażby bardzo złożonych procesów umocnienia i osłabienia materiału. Ciekawe podejście prezentują autorzy prac (Glinka i Radon, 1984; Kwai i Chan, 2003; Ostash, 2006; Ostash i Panasyuk, 2001; Taylor, 2008), którzy przyjmują za parametr charakteryzujący sprężysto - plastyczny stan materiału w obszarze oddziaływania karbu tzw. zakres naprężenia  $\Delta\sigma^d$  działającego w pewnej odległości  $d$  od dna karbu o promieniu  $\rho$ .

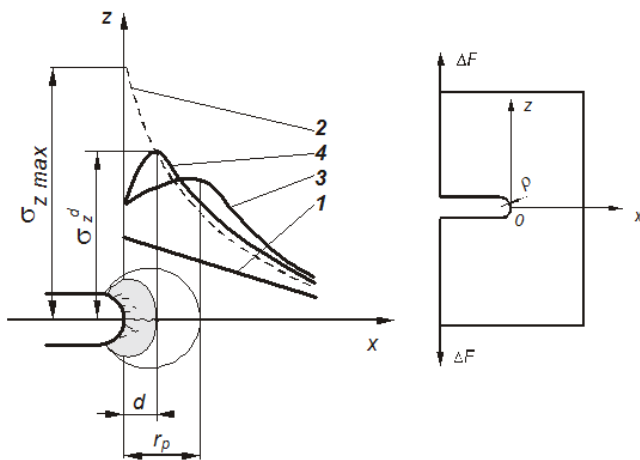
Niektórzy badacze (Evans, 1999, Ostash, 2006, Sumsel, 2008) wyrażają pogląd, że w trakcie zmęczenia ciała sprężysto - plastycznego formowanie inkubacyjnej strefy uszkodzeń zachodzi dwuetapowo (Rys. 1), tj.:

- powstanie obszernej strefy plastycznej, o wielkości  $r_p$ , w wierzchołku karbu, przy pierwszych cyklach obciążenia,
- stopniowe nasywanie strefy mikrouszkodzeniami połączone ze zmianą jej rozmiarów, aż do momentu wyczerpania wszystkich możliwych mikrodeformacji przy następnych cyklach obciążenia.

Wyniki eksperymentów zamieszczone w wielu pracach (Ostash, 2006; Romaniv, 1990; Qyrafku i inni, 1999) ukazują, że liczba cykli do inicjacji pęknięcia praktycznie nie zależy od promienia karbu, jeśli jest on mniejszy od pewnej wartości. Wartość ta zależy od właściwości materiału. Przy tym, autorzy proponują, aby zakres naprężenia  $\Delta\sigma$  określać jako wartość naprężenia w pewnej odległości  $d$  od dna karbu obliczoną tak jak dla ciała liniowo - sprężystego. Istnieje pogląd (Adib-Ramezani i Jeong, 2007; Billon, 1982; Ostash i Panasyuk, 2001), iż w wyniku lokalnej, cyklicznej deformacji plastycznej naprężenia maksymalne w dnie karbu, obliczone na podstawie liniowej mechaniki pęknięcia, relaksują do pewnej wartości, a ich maksimum  $\sigma_z^d$  znajduje się w odległości  $d$  od dna karbu (Rys. 1, krzywa - 4). Jednocześnie zakłada się, że rozmiar strefy uszkodzeń nie zależy od promienia dna karbu i reglamentowany jest warunkami obciążeń oraz właściwościami materiału.

Aktualna jest koncepcja uzasadniania inicjacji pęknięć jako wyniku gromadzenia się pętli dyslokacyjnych wzdłuż pasm poślizgu (Zhang i Wang, 2008; Kwai, 2010). Inicjacja nastąpi wtedy, gdy gęstość dyslokacji osiągnie wartość

krytyczną. Odbywa się to w pewnym czasie, który można nazwać okresem inkubacyjnym. W okresie tym w obszarze karbu wytwarza się charakterystyczna strefa uszkodzeń o rosnącej do pewnej wartości krytycznej gęstości mikropęknięć wywołanych lokalnymi poślizgami. Wielkość tej warstwy określa wymiar  $d$ . Od momentu wyjścia któregośkolwiek mikropęknięcia z warstwy powierzchniowej określonej wielkością  $d$  kończy się pierwsze stadium zmęczenia, a rozpoczyna drugie. Rozwój pęknięcia w drugim stadium zaczyna być kontrolowany procesami w jego wierzchołku. Mikropęknięcie przekształca się w makropęknięcie. Od tego momentu można traktować element jako posiadający szczelinę o długości  $l \geq d$ , i jak sugerują autorzy (Ostasz i Panasyuk, 2001; Romaniv, 1990) stosować metody liniowej mechaniki pęknięcia.

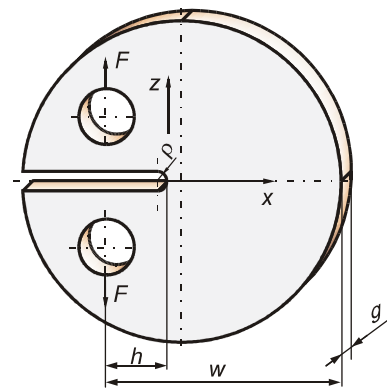


**Rys. 1.** Poglądowe przedstawienie różnego ujęcia rozkładów naprężeń  $\sigma_z$  w okolicy dna karbu płaskiej próbki, przy jednoosiowym rozciąganiu siłą  $F$ : 1 – naprężenia nominalne, 2 – naprężenia przy przyjęciu liniowo sprężystego modelu materiału, 3 – naprężenia przy przyjęciu modelu materiału sprężysto-plastycznego i nieuwzględnianiu zmian właściwości mechanicznych na skutek cykliczności odkształceń, 4 – z uwzględnieniem charakterystycznego parametru uszkodzeń  $d$

Do badań zjawisk zmęczenia wykorzystuje się prawie wszystkie środki doświadczalne, jakimi dysponuje technika. Umożliwiają one nierzadko śledzenie przebiegu powstawania uszkodzeń bez kłopotliwych i nie zawsze możliwych w warunkach praktycznych przygotowań powierzchni. Niektóre pozwalają na głębokie wnikanie w materiał bez potrzeby uszkodzania otaczających obszarów. Wymagają jednak często skomplikowanej i kosztownej aparatury. Pomimo dużego rozwoju wspomnianych metod przy wsparciu nowoczesną elektroniką i techniką cyfrową, bezpośrednie obserwacje mikroskopowe nadal stanowią, w niektórych przypadkach, wystarczająco dokładne, uniwersalne i tanie sposoby badań rozwoju uszkodzeń zmęczeniowych. Z wymienionych względów, w pracy, jako kryterium przejścia z fazy inicjacji do fazy rozwoju przyjęto pęknięcie o długości umożliwiającej jego jednoznaczny identyfikację przy wykorzystaniu metody obserwacji mikroskopem optycznym. Takie podejście wielokrotnie wymieniane jest w literaturze dotyczącej tematu, np.: Robak i Gasiak, 2008; Nasr i inni, 2010; Sonsino, 2001; Sumsel, 2008.

## 2. BADANIA EKSPERYMENTALNE

Testy prowadzono na stanowisku składającym się z trzech podstawowych zespołów funkcjonalnych: maszyny do badań zmęczeniowych INSTRON 8502 wyposażonej w oś skrętną, mikroskopu pomiarowego z układem stroboskopowym oraz komputera. Wykorzystano, próbki ze stali C45, w kształcie okrągłej tarczy z promieniowym przecięciem, jak na Rys. 2. Badania wykonano przy zastosowaniu próbek o grubości  $g=4\text{mm}$  oraz trzech różnych promieniach zaokrąglenia dna karbu  $\rho=1,5; 3; 6\text{mm}$ , przy niezmiennych wymiarach  $h=20\text{mm}$  i  $w=74\text{mm}$ . Eksperymenty wykonano w cyklu obciążeń sinusoidalnym odzerowo – tętniącym, realizowanym poprzez przyłożenie cyklicznego obciążenia o wartości maksymalnej  $F$  jak na Rys. 2. Pomiary długości pęknięć wykonywano okresowo, ale bez przerywania procesu obciążania. Jako parametr uszkodzenia przyjęto liczbę cykli, po której mikropęknięcie osiągało wielkość  $d$ .



**Rys. 2.** Próbka tarczowa z zaznaczonymi wielkościami charakterystycznymi (opis w tekście)

Należy zaznaczyć, iż rozważania prowadzone w niniejszej pracy odnoszą się do obciążeń cyklicznie zmiennych, odzerowo – tętniących dodatnich (rozciągających). W celu zachowania większej przejrzystości zapisu wzorów w miejsce wyrażen  $\Delta\sigma$  stosowany będzie zapis uproszczony  $\sigma$ , określający zakres zmian naprężeń cyklu.

W przypadku zastosowanych próbek tarczowych maksymalną wartość naprężenia na dnie karbu o promieniu  $\rho$  (przy założeniu liniowej sprężystości materiału) wyrażono następującą przybliżoną zależnością (Romaniv, 1990):

$$\sigma_{z_{\max}} = (1/\sqrt{\rho}) K_I(\lambda) \cdot (1,128 + 6,595 a - 116,5 a^2 + 705 a^3) \quad (1)$$

gdzie:  $K_I(\lambda)$  – współczynnik intensywności naprężenia w dnie karbu o ekwiwalentnej długości  $\lambda=h/w$ , obliczony, jak w pracy Newmana (1999),  $a=\rho/w$ , wymiary  $h$  i  $w$  oznaczono na Rys. 2.

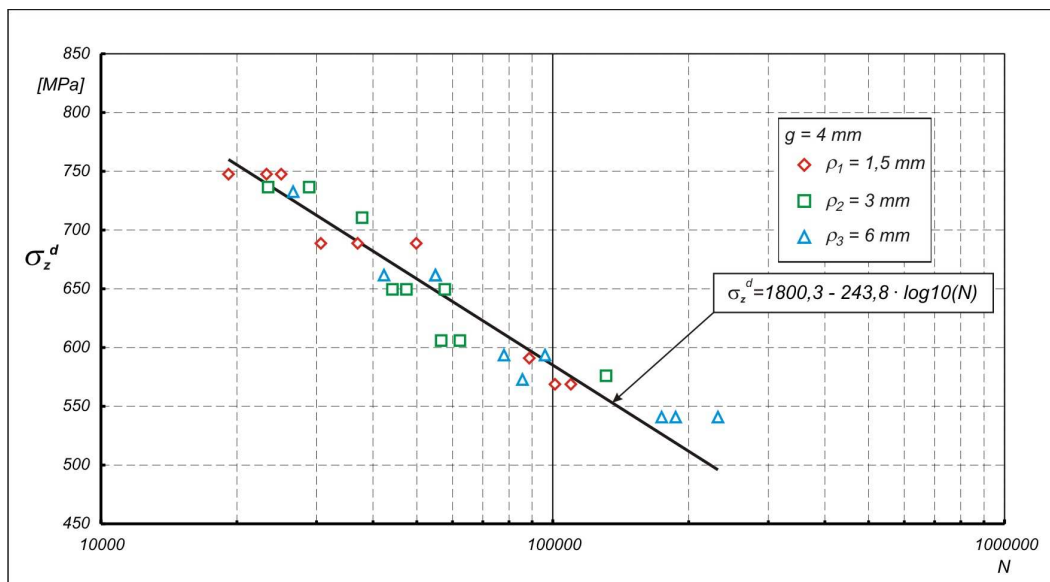
Wykorzystując założenie, iż makroszczelina pojawi się wówczas, gdy w warstwie powierzchniowej wytworzy się odpowiednio duża gęstość mikrouszkodzeń na określonej głębokości  $d$  charakteryzującej właściwości materiału, i że wielkość  $d$  nie jest zależna od promienia dna karbu  $\rho$ , to dla przyjętego rodzaju próbek i obciążenia wartość na-

prężen  $\sigma_z(x=d)$  można, zgodnie z pracą Romaniva (1990), wyrazić następująco:

$$\sigma_z^d = \sigma_{z_{max}} (1 + d/\rho)(1 - 30d\rho/w^2)(1 + 2d/\rho)^{-\frac{3}{2}} \quad (2)$$

Aproksymację wyników eksperymentów prowadzono przy wykorzystaniu komputerowego oprogramowania statystycznego Statistica 6 PL. W programie tym szacowanie parametrów nieliniowych funkcji regresji prostej odbywało się z wykorzystaniem procedury regresji użytkownika zawartej w module estymacja nieliniowa. Dokonywano doboru najlepiej dopasowanej funkcji regresji, przy czym brano pod uwagę możliwość wyrównania regresji empirycznej do postaci liniowej, kwadratowej, potęgowej i logarytmicznej. Estymatory parametrów tych funkcji każdorazowo otrzymywano pojedynczą metodą najmniejszych kwadratów. Na podstawie kryterium minimalnej wartości funkcji straty (Luszniewicz i Słaby, 2003) do dalszych rozważań przyjęto funkcję logarytmiczną.

W literaturze dotyczącej problematyki zmęczenia można zauważyć ogólną zgodność, co do wykorzystywania funkcji logarytmicznych w aproksymacji wyników doświadczalnych. Świadczy to o poprawności, dokonanego w pracy, doboru postaci funkcji.



Rys. 3. Zależność liczby cykli obciążeń do inicjacji pęknięcia od wartości naprężeń  $\sigma_z^d$

### 3. OPIS TEORETYCZNY

W niniejszym artykule proponuje się wyznaczenie efektywnego współczynnika działania karbu poprzez określenie lokalnych naprężeń  $\sigma_z^d$  w pewnej odległości  $d$  od dna karbu, właściwej dla danego materiału, mianowicie:

$$\beta_k^d = \frac{\sigma_z^d}{\sigma_n} \quad (4)$$

Na Rys. 4 przedstawiono zmiany wartości współczynnika działania karbu  $\beta_k^d$ , liczonego wg wzoru (4), w zależności od liczby cykli dla trzech badanych promieni dna karbu i grubości próbek  $g=4\text{mm}$ .

W celach porównawczych dokonano także obliczeń współczynnika  $\beta_k$  przy wykorzystaniu dwóch ogólnie zna-

nych zależności Neubera oraz Petersona. Zależność wg Neubera (1946) zapisano w postaci:

nych zależności Neubera oraz Petersona. Zależność wg Neubera (1946) zapisano w postaci:

$$\sigma_n = 2F(2w+h)/g(w-h)^2, \quad (3)$$

gdzie:  $F$  – wartość maksymalna przyłożonego obciążenia jak na Rys. 2,  $g$  – grubość próbki.

Wartość naprężeń nominalnych  $\sigma_n$  określano na podstawie wzoru:

$$\sigma_n = 2F(2w+h)/g(w-h)^2, \quad (3)$$

gdzie:  $F$  – wartość maksymalna przyłożonego obciążenia jak na Rys. 2,  $g$  – grubość próbki.

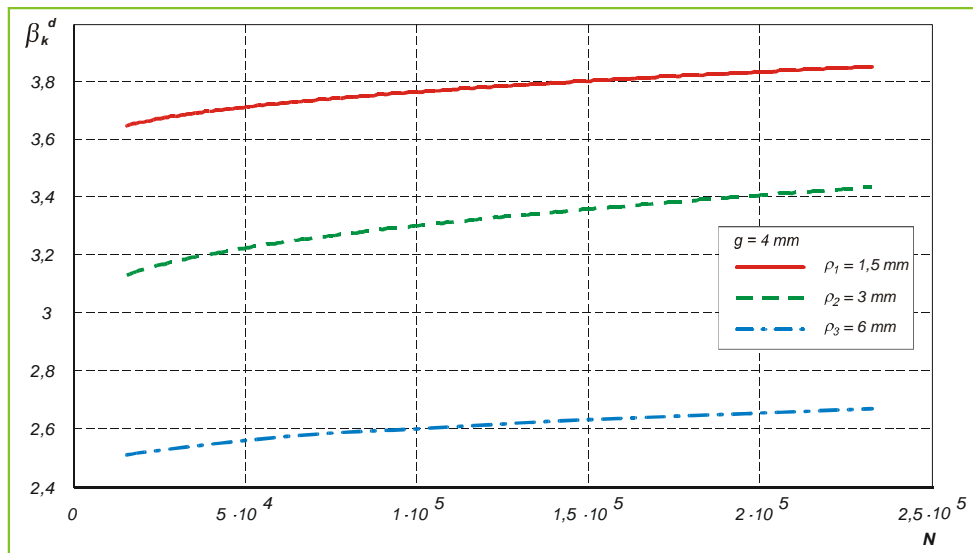
nych zależności Neubera oraz Petersona. Zależność wg Neubera (1946) zapisano w postaci:

$$\beta_k^N = 1 + \frac{\alpha_k^d - 1}{1 + \sqrt{\frac{A}{\rho}}}, \quad (5)$$

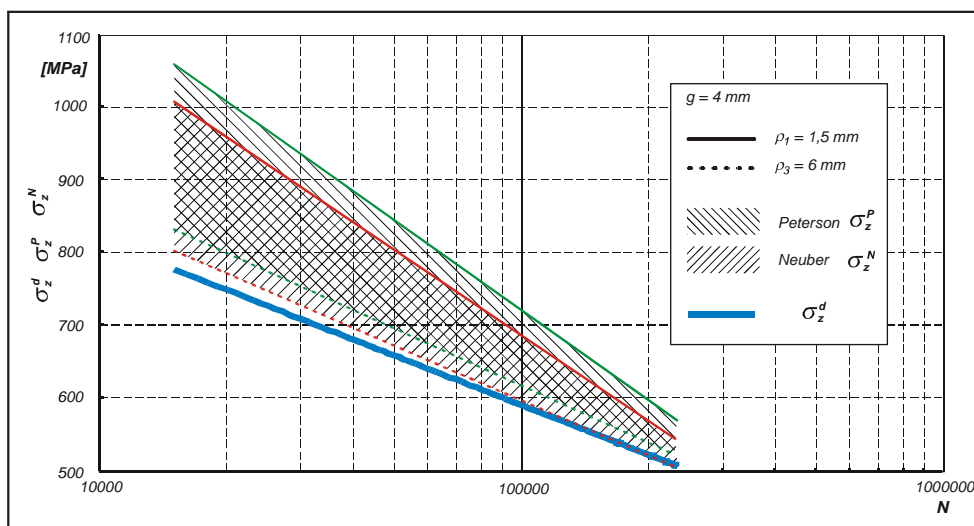
gdzie:  $A$  – stała materiałowa,  $\alpha_k^d$  – teoretyczny współczynnik spiętrzenia naprężeń. Natomiast zależność wg Petersona (1974) przedstawiono w postaci:

$$\beta_k^P = 1 + \frac{\alpha_k^d - 1}{1 + \frac{a}{\rho}}, \quad (6)$$

gdzie:  $a$  – stała materiałowa.



Rys. 4. Zmiana wartości współczynnika działania karbu  $\beta_k^d$  w zależności od liczby cykli  $N$



Rys. 5. Wykres porównawczy zależności liczby cykli obciążeń do inicjacji pęknięcia od wartości naprężeń obliczanych jako  $\sigma_z = \beta_k \cdot \sigma_n$

Stałe materiałowe  $A$ ,  $a$ , autorzy prac (Ostasz i Panasiuk, 2001; Neuber, 1946; Peterson, 1974) proponują wyznaczać na podstawie wytrzymałości na rozciąganie  $R_m$ , mianowicie:

$$A = 624,8 \cdot e^{-0,0034 \cdot R_m}, \quad (7)$$

oraz

$$a = \left(\frac{270}{R_m}\right)^{1,8}, \text{ lub } a = 0,0254 \left(\frac{2079}{R_m}\right)^{1,8} \quad (8)$$

Na podstawie zależności (7), (8) oraz  $R_m$  dla badanej stali obliczono wartości parametrów materiałowych, mianowicie:  $A=0,043\text{mm}$ ,  $a=0,147\text{mm}$ .

Wartość współczynnika kształtu określano wg klasycznego wzoru, tj.:

$$\alpha_k^d = \frac{\sigma_{z,\max}}{\sigma_n}. \quad (9)$$

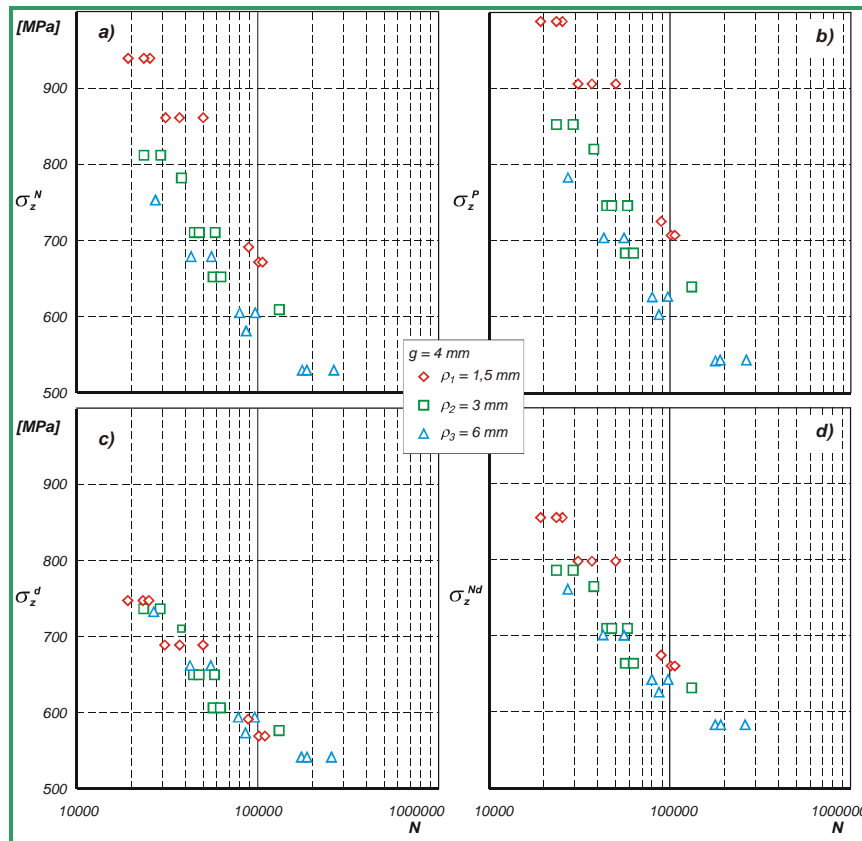
Wyniki szacowania wartości naprężeń obliczanych jako  $\sigma_z = \beta_k \cdot \sigma_n$ , przy wykorzystywaniu wyrażen (4), (5), (6)

ukazano w postaci wykresu przedstawionego na Rys. 5. W celu zachowania przejrzystości rysunku pominięto punkty doświadczalne, zastępując je pasmami rozrzutu, którego granicami są proste powstałe w efekcie aproksymacji funkcją logarytmiczną.

Zależność liczby cykli obciążeń do inicjacji pęknięcia od wartości naprężeń  $\sigma_z = \beta_k \cdot \sigma_n$  z naniesionymi danymi eksperymentalnymi przedstawiono na Rys. 6. Wykres ukazany na Rys. 6d, powstał przy wykorzystaniu zależności Neubera (5), po zastąpieniu parametru  $A$  wielkością  $d$ , tj.:

$$\beta_k^{Nd} = 1 + \frac{\alpha_k^d - 1}{1 + \sqrt{\frac{d}{\rho}}}, \quad (10)$$

Podobnie potraktowano zależność wg Petersona (6). Otrzymane wyniki charakteryzowały się jednak dużym rozrzutem, przez co zrezygnowano z ich zamieszczenia w niniejszej pracy.

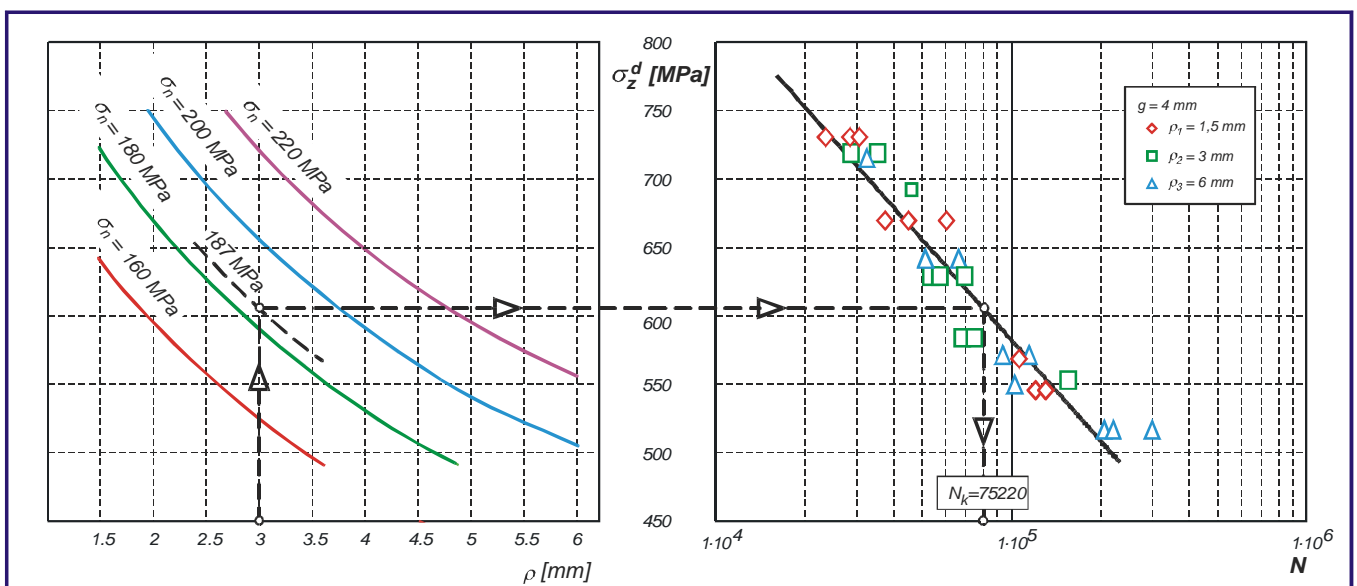


Rys. 6. Zależność liczby cykli obciążeń do inicjacji pęknięcia od wartości naprężeń obliczanych jako  $\sigma_z = \beta_k \cdot \sigma_n$  ( $g=4$  mm), gdzie  $\beta_k$  obliczano przy wykorzystaniu wzorów: a) (5), b) (6), c) (4), d) (10)

#### 4. PODSUMOWANIE

Analizując wykres przedstawiony na Rys. 4 stwierdzono wzrost  $\beta_k^d$  wraz ze wzrostem liczby cykli do inicjacji pęknięcia, niezależnie od promienia dna karbu. Szczególnie wyraźny wzrost współczynnika  $\beta_k^d$  można zaobserwować w zakresie liczby cykli do ok. 50000. Powyżej tej wartości

współczynnik  $\beta_k^d$  zmienia się wolniej, w sposób zbliżony do liniowego. Można sądzić, iż  $\beta_k$  doznaje przyrostu w miarę zwiększania się liczby cykli zmian obciążeń, w warunkach, gdy wartość spiętrzonych naprężeń przekracza granicę stabilizacji deformacji.



Rys. 7. Nomogram do obliczania trwałości zmęczeniowej wraz z przykładową ścieżką jej wyznaczenia

Największy rozrzut wyników otrzymano przy zastosowaniu zależności Petersona (6) (Rys. 5, Rys. 6b), natomiast najmniejszy przy wykorzystaniu (4) i przyjęciu  $d=0,22\text{mm}$  (Rys. 6c). Metoda Neubera (5) charakteryzuje się pośrednimi wartościami rozrzutu (Rys. 5, Rys. 6a) w stosunku do (4) i (6). Dobre rezultaty otrzymano w wyniku zastosowania modyfikacji wzoru (5) do postaci (10). Rozrzut w tym przypadku uległ zmniejszeniu, chociaż nie osiągnięto zbieżności takiej jak przy wykorzystaniu (4). Należy dodać, że przy wysokich poziomach obciążeń, naprężenia lokalne, otrzymane na podstawie (2) charakteryzują się znacznie niższymi wartościami (Rys. 5, Rys. 6), w odniesieniu do innych rozważanych metod, co bardziej odpowiada sytuacji występującej w realnych materiałach.

Na Rys. 7 przedstawiono nomogram do wyznaczania liczby cykli do inicjacji pęknięcia próbek. Pozwala on w prosty sposób przewidywać trwałość zmęczeniową bazując na wartości promienia dna karbu oraz wartości zastosowanego obciążenia nominalnego.

Przedstawiona propozycja określania współczynnika  $\beta_k^d$  wydaje się być korzystna z punktu widzenia prognozowania trwałości przy projektowaniu elementów maszyn pracujących przy obciążeniach cyklicznie zmiennych. Dotyczy to szczególnie zakresu ograniczonej wytrzymałości zmęczeniowej, gdzie obserwuje się duże zmiany wartości współczynnika  $\beta_k$  (Troščenko i inni, 1978; Kocańda i Szala, 1999), a co za tym idzie wątpliwą przydatność tej wielkości wyznaczonej metodami klasycznymi, które dotyczą obszaru poniżej granicy zmęczenia.

## LITERATURA

1. **Adib-Ramezani H., Jeong J.** (2007), Advanced volumetric method for fatigue life prediction using stress gradient effects at notch roots, *Computational Materials Science*, 39, 649–663.
2. **Atzori B., Zappalorto M., Berto F.** (2010), A theoretical treatise for notch and defect sensitivity under torsion, *Mechanics Research Communications*, 37, 173–176.
3. **Buch A.** (1998), Fatigue strength calculation, *Material Science Surveys*, USA, No. 6.
4. **Ciavarella M., Meneghetti G.** (2004), On fatigue limit in the presence of notches: classical vs. recent unified formulations, *International Journal of Fatigue*, 26, 289–298.
5. **Glinka G., Radon J.** (1984), *Near – threshold crack growth prediction*, Fatigue.
6. **Kocańda A. Kocańda S.** (1998), *Niskocyklowa wytrzymałość zmęczeniowa metali*, Wyd. Naukowe PWN. Warszawa.
7. **Kocańda S., Szala J.** (1999), *Podstawy obliczeń zmęczeniowych*, Wyd. Naukowe PWN. Warszawa.
8. **Kwai S.**, (2010), Roles of microstructure in fatigue crack initiation, *International Journal of Fatigue*, 32, 1428–1447.
9. **Kwai S., Chan A.** (2003), Microstructure – Based Fatigue Crack Initiation Model. Metallurgical and Materials Transactions, *ProQuest Science Journals*, 34A, 1, 43 – 58.
10. **Luszniewicz A., Słaby T.** (2003), *Statystyka z pakietem komputerowym STATISTICA PL. Teoria i zastosowania*. Wyd. C.H. BECK, Warszawa.
11. **Mazanek E.** (red.) (2005), *Przykłady obliczeń z podstaw konstrukcji maszyn*, tom. 1, WNT, Warszawa.
12. **Nasr A., Nadot Y., Bouraoui Ch., Fathallah R., Jouiad M.** (2010), Fatigue initiation in C35 steel: Influence of loading and defect, *International Journal of Fatigue*, 32, 780–787.
13. **Neuber H.** (1946), *Theory of notch stress*, Ann Arbor, MI: J.W. Edwards Company.
14. **Newman J. C.** (1999), Stress-intensity factors and crack-opening displacements for round compact specimens, *International Journal of Fracture*, 17, No. 6, 567–578.
15. **Ostasz O. P.** (2006), New approaches in fatigue fracture mechanics, *Materials Science*, Vol. 42, No. 1, 5–18.
16. **Ostasz O. P., Panasyuk V. V.** (2001), Fatigue process zone at notches, *International Journal of Fatigue*, 23, No. 7, 627–636.
17. **Peterson R. E.** (1974), *Stress concentration factor*, New York. John Wiley and Sons.
18. **Pluvinage G.** (1998), Fatigue and fracture emanating from notch; the use of the notch stress intensity factor, *Nuclear Engineering and Design*, 185, 173–184.
19. **Robak G., Gasiak G.** (2008), Zestaw badawczy do pomiaru rozwoju pęknięć zmęczeniowych przy obciążeniach złożonych, *Przegląd Mechaniczny*, Zeszyt 2, 34–36.
20. **Romanov O. N.** (1990), *Ustalost i cikličeskaja treščinostjokost konstrukcyjnych materialov, Mechanika razruszenija i pročnost materialov*, tom 4, Naukova Dumka, Kijev.
21. **Sonsino C.M.** (2001) Influence of load and deformation-controlled multiaxial tests on fatigue life to crack initiation, *International Journal of Fatigue*, 23, 159–167.
22. **Susmel L.** (2008), The theory of critical distances: a review of its applications in fatigue, *Engineering Fracture Mechanics*, 75, 1706–1724.
23. **Taylor D.** (2008) The theory of critical distances, *Engineering Fracture Mechanics*, 75, 1696–1705.
24. **Troščenko V. T., Chamaza L. A., Miščenko J. D.** (1978), Issledovanije ustalostnoj pročnosti obrazcov s koncentrorami napriazhenij s ucetom nieuprugich cikličeskich deformacij, *Problemy Pročnosti*, No. 4, 13–16.
25. **Qylafku G., Azari Z., Kadi N., Gjonaj M., Pluvinage G.** (1999) Application of a new model proposal for fatigue life prediction on notches and key-seats. *International Journal of Fatigue* 21, 1999.
26. **Zhang Z. F., Wang Z.G.** (2008) Grain boundary effects on cyclic deformation and fatigue damage, *Progress in Materials Science*, 53, 1025–1099.

## THE FATIGUE LIFE PREDICTION OF NOTCHED ELEMENTS

**Abstract:** The paper presents a method of evaluating of fatigue life under uniaxial loads conditions. Experiments verifying the above method have been conducted on INSTRON 8502 PLUS machine using steel C45 specimens. For testing applied disc specimens with radius cut under uniaxial loads state. In the calculations of coefficient  $\beta_k$  utilization two well-known Neuber's and Peterson's dependences were executed.

Opracowano w ramach pracy statutowej S/WM/4/2010, realizowanej w Politechnice Białostockiej.