
Wpływ stanu warstwy wierzchniej na trwałość zmęczeniową elementu z karbem

STANISŁAW KUCHARSKI

W większości elementów maszyn występują karby konstrukcyjne, które poddawane są obróbce powierzchniowej. W wyniku takiej obróbki na elementach konstituowana jest technologiczna warstwa wierzchnia. Istnieje bardzo wiele technologii obróbki powierzchniowej, obszerny materiał na ten temat można znaleźć w pracy [1]. Jako bardzo znane technologie można wymienić kulowanie, azotowanie, nawęglanie. Elementy z karbem i z technologiczną warstwą wierzchnią są zwykle obciążone cyklicznie. Na podstawie licznych badań doświadczalnych stwierdzono, że technologiczna warstwa wierzchnia korzystnie wpływa na trwałość zmęczeniową elementów. Zagadnienie wytrzymałości zmęczeniowej

elementów z warstwą jest więc bardzo ważne w praktyce konstrukcyjnej.

Trwałości zmęczeniowej elementów z karbem poświęcono wiele prac. W odniesieniu do karbów jednorodnych można wymienić na przykład [2 – 4], w których proponowane są metody obliczania trwałości zmęczeniowej i ich weryfikacja poprzez badania doświadczalne. Metody te mają najczęściej charakter uproszczonego (inżynierskiego). Korzysta się w nich ze współczynnika zmęczeniowego dla karbu K_r (współczynnik K_r jest definiowany jako iloraz wytrzymałości zmęczeniowej próbki gładkiej i próbki z karbem przy tej samej liczbie cykli obciążenia), a stan naprężenia oblicza się korzystając ze współczynnika koncentracji naprężeń K_t zgodnie z metodą Neubergera, Glinki [5 – 7]. W metodzie tej zakłada się, że lokalna gęstość energii odkształcenia w dnie karbu w pew-

Dr hab. inż. Stanisław Kucharski jest pracownikiem Instytutu Podstawowych Problemów Techniki PAN.



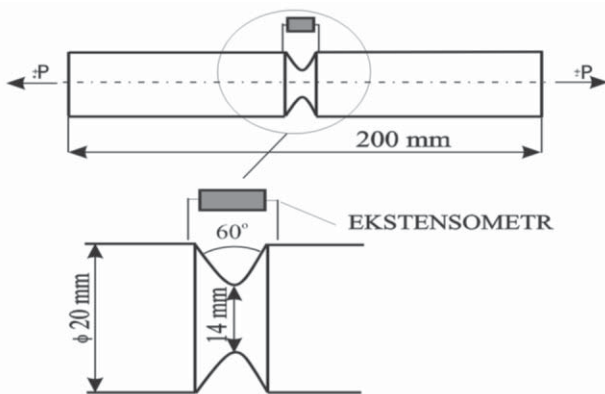
nym hipotetycznym stanie sprężystym jest równa gęstości energii odkształcenia w rzeczywistym stanie sprężysto-plastycznym przy tym samym obciążeniu na końcach próbki i stąd wyznacza się lokalne odkształcenie plastyczne. Metodę tę porównano z innymi w pracy [4].

Problemem jest właściwe wyznaczenie wartości K_F . Najprostszą metodą określenia tego współczynnika są badania doświadczalne – jest to jednak metoda kosztowna. Powstały prace, na przykład [8], w których podano metodę teoretycznego obliczania tego współczynnika. Generalnie zależy on od własności materiału (także defektów materiałowych) geometrii i rozmiarów próbki, gradientu naprężeń i liczby cykli.

Warstwa wierzchnia cechuje się innymi własnościami materiałowymi niż rdzeń. W strefie warstwy wierzchniej obserwuje się umocnienie materiału (m.in. wzrost granicy plastyczności, modułu *Younga*) oraz naprężenia własne. Stąd, nawet w przypadku próbki o prostym kształcie, poddanej prostemu obciążeniu (np. jednoosiowe rozciąganie pręta) w warstwie wierzchniej i w bezpośrednim sąsiedztwie warstwy powstaje wieloosiowy stan naprężenia. Zatem dla właściwej oceny trwałości zmęczeniowej konieczne jest wykorzystanie kryteriów zmęczeniowych, w których wieloosiowy stan jest uwzględniony. Nieliczne są próby uwzględnienia wpływu technologicznych warstw wierzchnich na trwałość zmęczeniową w obliczeniach konstrukcyjnych. Najprostsza metoda polega na wprowadzeniu dodatkowego współczynnika K_{s_1} , którego wartość zależy jedynie od rodzaju obróbki powierzchniowej [9]. Pojawiają się również bardziej zaawansowane metody, w których w modelu obliczeniowym uwzględnia się zmianę jednego tylko parametru w strefie warstwy, to znaczy naprężeń własnych [10].

Badane próbki z karbem oraz charakterystyka materiału

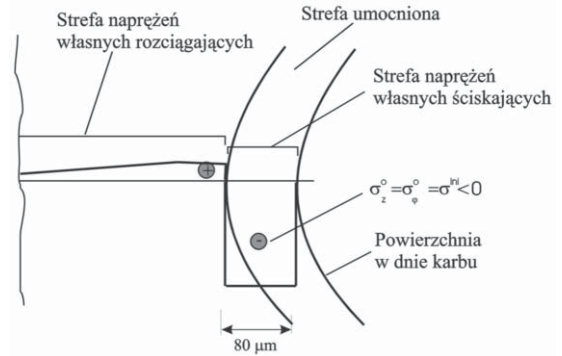
Przedmiotem badań są próbki z karbem wykonane ze stali 18G2A, poddane cyklicznemu ścisnieniu-rozciąganiu (rys. 1).



Rys. 1. Badana próbka z karbem

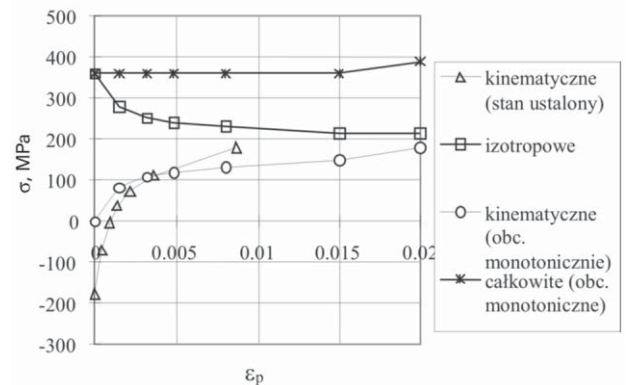
Pierwszym krokiem teoretycznej analizy zmęczenia próbki jest wyznaczenie stanu naprężenia. Obliczenia wykonano dla próbek jednorodnych i próbek z warstwą, za pomocą MES. Do modelowania warstwy wykorzystano specjalne elementy błonowe [11]; w przypadku próbek jednorodnych własności materiału tych elementów przyjęto takie same jak w

rdzeniu, natomiast w przypadku próbek z warstwą własności elementów błonowych zostały odpowiednio zmienione. Przyjęto, że grubość modyfikowanej strefy wynosi 80 μm , oraz że warstwa jest jednorodna (rys. 2). Przyjętą grubość warstwy można uzyskać na przykład w procesie kulowania [12].



Rys. 2. Model elementu z karbem i z warstwą wierzchnią

Model cyklicznej plastyczności przyjęty w obliczeniach został opisany w pracy [11]. Dla wyznaczenia ewolucji pól naprężeń w próbce przy obciążeniach cyklicznych z uwzględnieniem uplastycznienia materiału konieczna jest znajomość krzywych wzmocnienia kinematycznego i izotropowego badanego materiału. Suma wzmocnienia kinematycznego i izotropowego jest równa całkowitemu wzmocnieniu plastycznemu. Dla stali 18G2A krzywe te wyznaczono na podstawie danych przedstawionych w pracy [13], zostały one pokazane na rys. 3. Przyj-



Rys. 3. Krzywe wzmocnienia kinematycznego i izotropowego dla stali 18G2A

mując te krzywe jako dane do analizy cyklicznej MES, wyznaczono dla różnych amplitud lokalne pętle histerezy składowych naprężenia. Pętle te odpowiadają stanowi ustalonemu w dnie karbu przy danej wielkości amplitudy.

Drugim etapem analizy zniszczenia próbki jest wykorzystanie kryterium zmęczeniowego i wyznaczenie krzywej zmęczeniowej odpowiadającej lokalnym stanom naprężenia w dnie karbu.

Wyznaczenie parametru uszkodzeń dla stali 18G2A

Do symulacji zmęczenia skorzystamy z kryterium z płaszczyzną krytyczną opisanego w pracy [14]:

$$W^* = \frac{\Delta\gamma_{21}}{2} \frac{\Delta\sigma_{21}}{2} \left[\frac{1}{1 - \sigma_{21}^{\max}/\tau_f'} + \frac{1}{1 - \sigma_n^{\max}/\sigma_f'} \right] \quad (1)$$

gdzie:

$\Delta\gamma_{21}$ – zakres odkształceń ścinających na płaszczyźnie krytycznej,

$\Delta\sigma_{21}$ – zakres naprężeń stycznych (ścinających) na płaszczyźnie krytycznej,

σ_n^{\max} – maksymalne wartości naprężeń normalnych na cyklu na płaszczyźnie krytycznej,

σ_{21}^{\max} – maksymalna wartość naprężeń ścinających na cyklu na płaszczyźnie krytycznej,

σ_f', τ_f' – stałe materiałowe.

Płaszczyzną krytyczną jest płaszczyzna największego ścinania.

Zgodnie z tym kryterium wartość parametru W^* obliczona dla danego, wieloosiowego stanu naprężenia odpowiada jednoznacznie pewnej liczbie cykli N , która w tym stanie naprężenia powoduje zniszczenie materiału. Zależność ta przedstawiana jest w postaci krzywej W^*-N . Aby korzystać z tego kryterium, konieczne jest wyznaczenie krzywej W^*-N dla badanego materiału, to jest stali 18G2A. Krzywą W^*-N wyznaczono korzystając z zależności znanych z badań zmęczeniowych dla stanu jednoosiowego, to jest z klasycznej krzywej zmęczeniowej w postaci $\Delta\varepsilon-N$ (Morrova i Mansona-Coffina) oraz ze związku $\Delta\sigma-\Delta\varepsilon$ (Ramberga-Osgooda). Zależności te są znane z literatury dla stali 18G2A poddanej jednoosiowemu rozciąganiu i podane są w pracy [11]:

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^b + \varepsilon_f' (2N_f)^c \quad (2)$$

$$\sigma_f' = 1081; \quad \varepsilon_f' = 0,18; \quad c = -0,6, \quad b = -0,120,$$

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\Delta\sigma}{2E} + \left(\frac{\Delta\sigma}{2K'} \right)^{1/n'} \quad K' = 1412, \quad n' = 0,21 \quad (3)$$

Kalibracja kryterium (1) (wyznaczenie krzywej W^*-N) dla stali 18G2A polega na obliczeniu składowych naprężenia i odkształcenia występujących w (1) dla jednoosiowego stanu naprężenia przy ustalonym $\Delta\varepsilon_n'$, obliczeniu wartości parametru W^* z (1), (3) i przypisaniu tej wartości niszczącej liczby cykli N obliczonej z (2) dla wybranej wartości $\Delta\varepsilon_n'$. Kalibracja składa się z następujących etapów:

– wyznaczenie na podstawie wzorów (2) i (3) zakresów składowej normalnej odkształcenia i naprężenia, $\Delta\varepsilon_{22}(N)$, $\Delta\sigma_{22}(N)$ dla danego N_f (indeksy \bullet_{22} oznaczają składowe w kierunku jednoosiowego rozciągania);

– obliczenie $\Delta\sigma_{12} = \Delta\sigma_{22}/2$;

– obliczenie części sprężystej i plastycznej zakresu odkształcenia osiowego

$$\Delta\varepsilon_{22}^p = \Delta\varepsilon_{22} - \frac{\Delta\sigma_{22}}{E}, \quad \Delta\varepsilon_{22}^e = \frac{\Delta\sigma_{22}}{E};$$

– obliczenie efektywnego współczynnika Poissona

$$\nu_{eff} = \frac{\nu^e \Delta\varepsilon_{22}^e + \nu^p \Delta\varepsilon_{22}^p}{\Delta\varepsilon_{22}} \quad \nu^e = 0,3, \quad \nu^p = 0,5,$$

który wykorzystujemy następnie do wyznaczenia pozostałych składowych normalnych odkształcenia;

– obliczenie zakresu odkształcenia i naprężenia ścinającego (korzystamy z koła Mohra pamiętając, że kierunek rozciągania \bullet_{22} jest kierunkiem głównym);

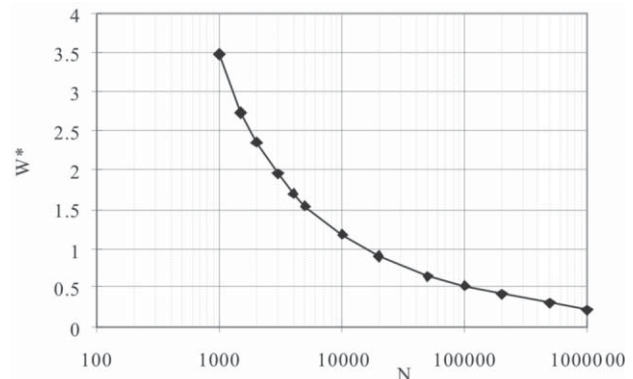
– obliczenie maksymalnych wartości naprężenia ścinającego i normalnego na płaszczyźnie krytycznej, w tym przypadku jest to płaszczyzna nachylona pod kątem 45° do kierunku rozciągania:

$$\sigma_{21}^{\max} = \Delta\sigma_{21}/2 = \Delta\sigma_{22}/4$$

$$\sigma_n^{\max} = \sigma_{22}^{\max}/2, \quad \text{gdzie } \sigma_{22}^{\max} = \Delta\sigma_{22}/2;$$

– obliczenie wartości parametru uszkodzeń W^* dla danej liczby cykli N_f zgodnie ze wzorem (1).

Wyznaczoną za pomocą opisanego wyżej algorytmu krzywą $W^*(N)$ dla stali 18G2A przedstawiono na rys. 4. Jeśli dysponujemy krzywą $W^*(N)$, to dla do-



Rys. 4. Wykres parametru uszkodzeń w funkcji liczby cykli dla stali 18G2A

wolnego wieloosiowego stanu naprężenia możemy obliczyć wartość parametru W^* , a następnie obliczyć niszczącą liczbę cykli N .

Porównanie krzywych zmęczeniowych otrzymanych teoretycznie i doświadczalnie dla próbek jednorodnych

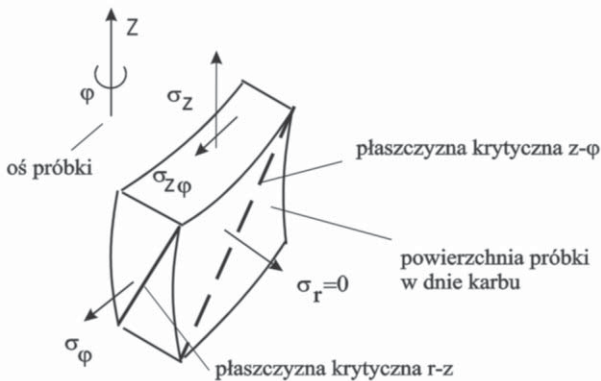
Badania doświadczalne wykonano na maszynie MTS. Obciążenie cykliczne (osiowe ściskanie-rozciąganie) było zadawane z częstotliwością 10 Hz. Odkształcenie próbek było monitorowane przy użyciu ekstensometru założonego w ten sposób, by obejmował on karb próbki, tak jak to pokazano na rys. 1. Ekstensometr wykazuje średnie odkształcenie na odcinku obejmującym karb i fragment części gładkiej próbki. Stąd niewielkie odkształcenia plastyczne w dnie karbu nie są widoczne w postaci pętli histerezy odkształceń rejestrowanych przez ekstensometr. Oznacza to, że przy niewielkich odkształceniach plastycznych w dnie karbu, które jednak wpływają na trwałość próbki, pętla histerezy odczytywana przy użyciu ekstensometru ma postać linii prostej. Natomiast odkształcenie rejestrowane przez ekstensometr gwałtownie wzrasta, gdy w dnie karbu pojawi się szczelina zmęczeniowa. Początek tego wzrostu odkształcenia traktujemy jako sygnał pojawienia się szczeliny zmęczeniowej. Dla doświadczalnego wyznaczenia krzywej zmęczeniowej próbki przyjęto, że liczba cykli, przy której pojawia się szczelina zmęczeniowa (to jest przy gwałtownym wzroście odkształcenia wykazywanego przez ekstensometr), oznacza niszczącą liczbę cykli N_f .

Dla teoretycznego wyznaczenia krzywej zmęczeniowej przyjęto, że zniszczenie rozpoczyna się od dna karbu i początek zniszczenia próbki następuje dla

liczby cykli N_f , jeśli parametr uszkodzeń W^* obliczony według (1) w warstwie powierzchniowej ($80 \mu\text{m}$) w dnie karbu osiąga pewną wartość W_f^* , która na rys. 4 odpowiada wartości N_f . W dnie karbu uwzględniono dwie składowe naprężenia: obwodową i osiową, σ_φ i σ_z , natomiast $\sigma_r = 0$. Są to jednocześnie składowe główne. W zależności od układu wartości σ_z , σ_φ płaszczyzna krytyczna w dnie karbu może pokrywać się z płaszczyzną r - z , na której maksymalne naprężenie

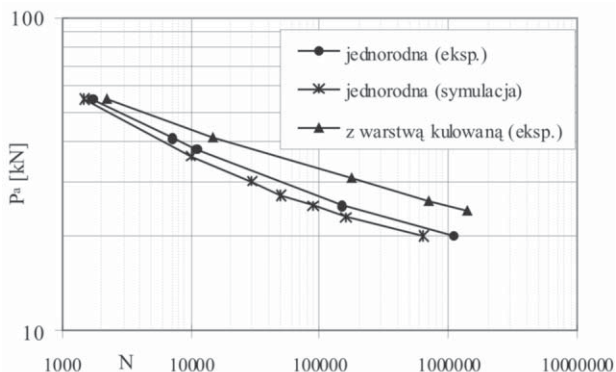
ścinające jest równe $\left| \frac{\sigma_z - \sigma_r}{2} \right| = \left| \frac{\sigma_z}{2} \right|$, lub z płaszczyzną φ - z , na której maksymalne naprężenie ścinające jest równe $\frac{\sigma_z - \sigma_\varphi}{2}$ (rys. 5). W przypadku

próbki jednorodnej, bez naprężeń własnych w warstwie powierzchniowej $\sigma_r = 0$, natomiast σ_φ i σ_z mają jednakowe znaki, zatem $\sigma_\varphi > 0$, jeśli $\sigma_z > 0$. Największa wartość naprężeń stycznych w takiej próbce występuje na płaszczyźnie r - z i jednocześnie na tej płaszczyźnie parametr uszkodzeń przyjmuje największą wartość.



Rys. 5. Możliwe płaszczyzny krytyczne w dnie karbu

Porównanie krzywych zmęczeniowych wyznaczonych teoretycznie i doświadczalnie dla próbki jednorodnej przedstawiono na rys. 6. Krzywa teoretyczna przebiega nieco poniżej krzywej doświadczalnej. Różnice między krzywymi możemy uzasadnić następująco. Według przyjętego modelu spełnienie kryterium zniszczenia odpowiada pojawieniu się szczeliny w warstwie powierzchniowej ($80 \mu\text{m}$), którą w przypadku próbki jednorodnej modelowano jako cienką błonę o tych samych własnościach co rdzeń. Zatem głębokość tej szczeliny nie przekracza $80 \mu\text{m}$. W badaniach doświadczalnych tak niewielka szczelina może jeszcze nie być wykrywana



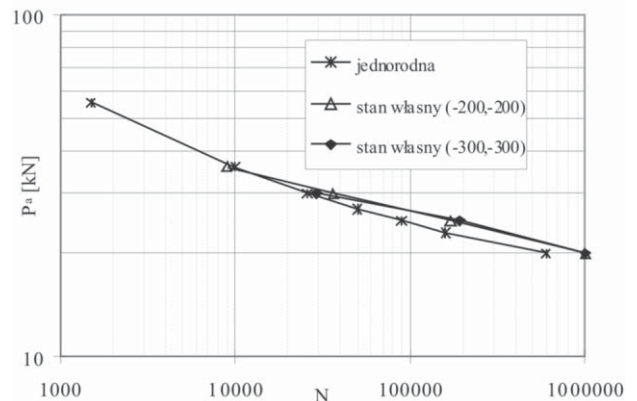
Rys. 6. Krzywe zmęczeniowe teoretyczna i doświadczalne

przez ekstensometr, którego baza wynosi 25 mm , gdyż mierzy on odkształcenia osiowe próbki, czyli prostopadłe do „głębokości” szczeliny, a wspomniany wyżej gwałtowny wzrost odkształcenia, który w eksperymencie uznajemy za zniszczenie próbki, może następować dopiero po odpowiednim wzroście tej szczeliny, w wyniku wykonania pewnej liczby następujących cykli. Stąd krzywa doświadczalna jest nieco przesunięta w kierunku większej trwałości w stosunku do krzywej otrzymanej teoretycznie. Ogólnie jednak wynik symulacji należy uznać za zadowalający.

Wpływ stanów początkowych na trwałość zmęczeniową elementu z warstwą wierzchnią

Korzystając z wykalibrowanego w poprzednim rozdziale kryterium zmęczeniowego wyznaczono krzywe zmęczeniowe dla próbki z karbem i z warstwą wierzchnią (rys. 1, 2). Przyjęto do obliczeń, że próbka z warstwą różni się od próbki jednorodnej jedynie niezerowym stanem początkowych naprężeń własnych $\sigma_z = \sigma_z^o$, $\sigma_\varphi = \sigma_\varphi^o$ w warstwie. Przyjęto tu również, że zniszczenie rozpoczyna się od dna karbu. Jednak w odróżnieniu od próbki bez naprężeń własnych, w przypadku gdy w warstwie są jakieś niezerowe naprężenia własne i ich układ może być taki, że naprężenia całkowite (suma naprężeń własnych i naprężeń od obciążenia) przyjmują wartości o różnych znakach $\sigma^{\text{max}} < 0$ oraz $\sigma^{\text{max}} > 0$, wtedy maksymalne naprężenie styczne występuje w płaszczyźnie z - φ (rys. 5).

Płaszczyzną krytyczną jest ta, dla której wartość parametru uszkodzeń W^* jest większa. Zatem w przypadku gdy w elemencie są początkowe naprężenia własne, należy zawsze sprawdzić wartość parametru uszkodzeń w dwóch płaszczyznach z - φ i r - z , a następnie przyjąć wartość większą. Stosując ten sposób postępowania wyznaczono krzywe zmęczeniowe dla dwóch przypadków: próbki z karbem i z warstwą wierzchnią, w której występowały dwa początkowe stany naprężeń $\sigma^o = \sigma_z^o = -200 \text{ MPa}$ i $\sigma^o = \sigma_z^o = -300 \text{ MPa}$. Są to naprężenia ściskające, ich znak jest zatem taki jak naprężeń generowanych w procesie kulowania, a wartość przyjęto tak, by nie przekraczały one granicy plastyczności materiału, z którego wykonana jest próbka. Wyznaczone krzywe zmęczeniowe zostały przedstawione na rys. 7.



Rys. 7. Krzywe zmęczeniowe otrzymane teoretycznie dla próbki jednorodnej i z warstwą wierzchnią, w której występują naprężenia własne

Porównując wykresy na rys. 7 otrzymane drogą symulacyjną dla próbki jednorodnej i próbki z naprężeniami własnymi można zauważyć, że ściskające naprężenia własne w warstwie powodują niewielką poprawę wytrzymałości zmęczeniowej próbek dla amplitud obciążenia σ_a mniejszych niż 95,5 MPa ($P_a = 30$ KN). Poprawa trwałości jest tym większa, im mniejsza jest amplituda obciążenia. Wynik ten jest jakościowo zgodny z badaniami doświadczalnymi, w których korzystny wpływ warstwy charakteryzującej się ujemnymi naprężeniami własnymi, na przykład kulowanej, można zaobserwować w zakresie wysokocyklowym. Brak zgodności ilościowej wynika z faktu, że rzeczywiste warstwy kulowane są nieco grubsze i obróbka ta powoduje nie tylko wprowadzenie naprężeń własnych, ale także zmian krzywych wzmocnienia plastycznego. Ponadto materiał znajdujący się w strefie rzeczywistej warstwy wierzchniej charakteryzuje się inną trwałością zmęczeniową niż materiał rdzenia, stąd dla warstwy należałoby przyjąć inny wykres parametru uszkodzeń. Ze względu na brak takich danych dla materiału poddanego kulowaniu, w symulacji komputerowej uwzględniono tylko naprężenia własne. Widzimy, że w przypadku takich warstw wzrost (co do wartości bezwzględnej) naprężeń własnych ściskających powyżej pewnego poziomu nie powoduje już wzrostu trwałości zmęczeniowej, nawet w zakresie wysokocyklowym. Dla analizowanej próbki poziom ten to ok. -200 MPa.

Wpływ asymetrii cyklu na trwałość zmęczeniową elementu z karbem

Z asymetrią cyklu obciążenia jednorodnych elementów gładkich mamy do czynienia wtedy, gdy współczynnik $R = \frac{\sigma_{loc}^{max}}{\sigma_{loc}^{min}} \neq -1$. W przypadku elementu z karbem należy rozróżnić asymetrię obciążenia wymuszającego σ_{obc} (na końcach próbki) oraz asymetrię lokalnych naprężeń σ_{loc} w dnie karbu. Na podstawie wielu symulacji komputerowych stwierdzono, że nawet gdy siły wymuszające są symetryczne, $\pm P$, ($R_{obc} = -1$) składowe naprężenia lokalnie w dnie karbu w stanie ustalonym nie zawsze wykazują symetrię.

Zmiany lokalnego współczynnika asymetrii $R_{loc} = \frac{\sigma_{loc}^{max}}{\sigma_{loc}^{min}}$ (gdzie σ_{loc}^{max} , σ_{loc}^{min} maksymalna i minimalna wartość wybranej składowej naprężenia w dnie karbu), przy ustalonych dwóch wartościach współczynnika asymetrii obciążenia $R_{obc} = -1,22$ ($|P_{max}| > |P_{min}|$) i $R_{obc} = -1$ ($|P_{max}| = |P_{min}|$) ($R_{obc} = \frac{\sigma_{obc}^{max}}{\sigma_{obc}^{min}}$), dla różnych amplitud obciążenia przedstawiono na rys. 8.

Pierwszy punkt obydwu wykresów (amplituda 80 MPa) odpowiada całkowicie sprężystemu zachowaniu się próbki, wtedy $R_{loc} = R_{obc}$.

W miarę wzrostu amplitudy obciążenia zewnętrznego i w konsekwencji pojawiania się odkształceń plastycznych w dnie karbu, wartości R_{loc} zaczynają się zmieniać. Dla amplitudy obciążenia zewnętrznego przekraczającej 105 MPa wartość współczynnika lokalnego R_{loc} dla obydwu typów wymuszenia zewnętrznego przekracza -1, co oznacza, że w dnie karbu $|\sigma_{loc}^{max}| < |\sigma_{loc}^{min}|$, podczas gdy zewnętrzne siły obciążające

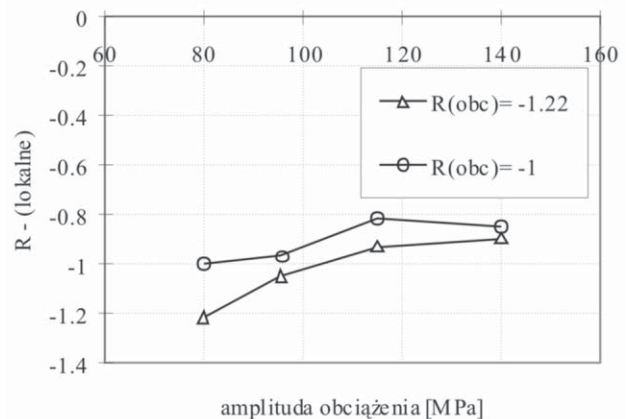
spełniają nierówność $|\sigma_{obc}^{max}| \geq |\sigma_{obc}^{min}|$. Dla obydwu przyjętych wartości R_{obc} (stałych w całym procesie obciążenia), w miarę wzrostu amplitudy obciążenia wartości R_{loc} zbliżają się do wspólnej wartości wynoszącej ok. -0,87.

Wnioski

Przedstawiony algorytm umożliwia symulację procesu zmęczenia próbek z karbem i z technologiczną warstwą wierzchnią. Wyniki takiej symulacji dla próbek jednorodnych z karbem porównano z wynikami badań doświadczalnych i otrzymano zadowalającą zgodność wyników. Przedstawiona metoda może być zastosowana do próbek z warstwą wierzchnią, jeśli znane są parametry warstwy.

W pracy wyznaczono również krzywą zmęczeniową dla próbek z warstwą, w której występują naprężenia własne. W tym przypadku otrzymano wyniki jakościowo zgodne z wynikami badań doświadczalnych, to znaczy ściskające naprężenia własne powodują wzrost trwałości zmęczeniowej. Autor wykonywał również badania trwałości zmęczeniowej próbek, przedstawionych na rys. 1, poddanych obróbce kulowania. Okazało się, że trwałość zmęczeniowa próbek kulowanych jest większa niż analizowanych tu teoretycznie próbek z naprężeniami własnymi, co można stwierdzić porównując rys. 6, 7. Wynika stąd, że korzystnego wpływu warstwy kulowanej na trwałość zmęczeniową nie można uzasadnić jedynie obecnością naprężeń własnych generowanych w procesie kulowania, ale wynika on również ze zmiany struktury materiału. Dla wykonania symulacji zmęczenia próbki z warstwą konieczna jest identyfikacja nie tylko naprężeń własnych, ale również pozostałych parametrów warstwy.

Z rys. 8 możemy wnioskować, że jeśli amplituda wymuszająca jest wystarczająco duża, to niewielka



Rys. 8. Symetria obciążenia próbki i symetria naprężeń w dnie karbu

asymetria obciążenia zewnętrznego $R_{obc} = -1,2$ praktycznie nie wpływa na symetrię lub brak symetrii składowych naprężenia w warstwie wierzchniej w dnie karbu, a zatem i na wytrzymałość zmęczeniową.

W badaniach symulacyjnych można zmieniać pojedyncze parametry warstwy bez zmiany pozostałych, zatem stosując proponowane podejście można badać wpływ poszczególnych parametrów warstwy na poprawę trwałości zmęczeniowej elementu konstrukcyjnego.

LITERATURA

1. *Burakowski T., Wierchoń T.*: Inżynieria powierzchni metali. WNT, Warszawa 1995.
 2. *Giglio M., Vergani. L.*: Life Prediction of Notched Components. Transactions of the ASME, Vol. 117, (1995), pp. 50 – 55.
 3. *Ming-Chuen Yip, Yi-Ming Jen*: Mean Strain Effect on Crack Initiation Lives for Notched Specimens Under Biaxial Nonproportional Loading Paths. Transactions of the ASME, Vol. 119, (1997), pp. 104 – 112.
 4. *Bentachfine S., Pluvinage G., Gilgert J., Azari Z., Bouami D.*: Notch effect in low cycle fatigue. Int. J. Fatigue, 21, (1999), pp. 421 – 430.
 5. *Topper T. H., Wetzel R. M., Morrow J.*: Neuber's Rule Applied to Fatigue of Notched Specimens. Journal of Material, Vol. 4, No.1, (1969), pp. 200 – 209.
 6. *Glinka G.*: Energy Density Approach to Calculation of Inelastic Strain-Stress Near Notches and Cracks. Engineering Fracture Mechanics, Vol. 22, No. 3/1985, pp. 485 – 508.
 7. *Buch A.*: Prediction of Constant Amplitude Fatigue Life to Failure Under Pulsating Tension by Use of the Local-Strain Approach. International Journal of Fatigue, Nov. (1990), pp. 505 – 512.
 8. *Ye Du-yi, Wang De-jun*: A new approach to the prediction of fatigue notch reduction factor Kf. Int. J. Fatigue, Vol. 18, No. 2/1996, pp. 105 – 109.
 9. *Kocańda S., Szala J.*: Podstawy obliczeń zmęczeniowych. PWN, Warszawa 1977.
 10. *Kewei Xu, Jiawen He, Huijiu Zhou*: Effect of residual stress on fatigue behaviour of notches. Fatigue, Vol. 16 (1994), pp. 337 – 343.
 11. *Kucharski S.*: Cyclic loading of notched element with a technological surface layer. Engineering Trans. 43, 4, (1995), pp. 553 – 569.
 12. *Kisuke I., Kazunori T.*: Relaxation of residual stress distribution produced by shot peening under fatigue test. The Sixth Int. Conf. of Shot Peening, ICSP6, San Francisco, California, USA, 1996, pp. 397 – 402.
 13. *Kujawski D.*: Modelowanie trwałości zmęczeniowej i propagacji pęknięć w metalach. Prace Naukowe Mechanika, z. 133/1991, Wydawnictwa PW.
 14. *Glinka G., Wang G., Plumtree A.*: Mean Stress Effects in Multiaxial Fatigue. Fatigue Fract. Engng Mater. Struct. Vol. 18, No. 7-8/1995, pp. 755 – 764.
-