

# Badania zmęczeniowe na zginanie stopów PA6 i PA7 nieutwardzonych i po utwardzaniu wydzieleniowym

Bending fatigue tests on PA6 and PA7 alloys in the non-hardened and in precipitation hardened condition

DARIUSZ ROZUMEK  
MARIA HEPNER  
SEBASTIAN FASZYŃKA \*

Przedstawiono wyniki badań doświadczalnych rozwoju pęknięć zmęczeniowych i prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych przy cyklicznym zginaniu próbek ze stopów aluminium PA6 i PA7 bez utwardzenia wydzieleniowego i po nim. Badania przeprowadzono na maszynie zmęczeniowej MZGS-100, w zakresie wysokiej liczby cykli, przy współczynniku asymetrii cyklu  $R = -1$ . Rozwój pęknięć zmęczeniowych mierzono na powierzchni bocznej próbek za pomocą mikrometru i lunety o powiększeniu  $25\times$ , z dokładnością nie mniejszą niż 0,01 mm. Wyniki badań doświadczalnych opisano na wykresach prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych w funkcji zakresu współczynnika intensywności naprężenia  $\Delta K$  za pomocą związku Parisa. Związek ten w sposób zadowalający opisuje wyniki uzyskane doświadczalnie.  
**SŁOWA KLUCZOWE:** utwardzanie wydzieleniowe, prędkość wzrostu pęknięć zmęczeniowych, współczynnik intensywności naprężenia, cykliczne zginanie

*Presented are results of experimental tests of the fatigue crack development and crack growth rate under cyclic bending of the PA6 and PA7 aluminum alloy specimens in non-hardened and in precipitation hardened condition. The tests were performed on the fatigue test stand MZGS-100 in the high cycle fatigue regime for the stress ratio  $R = -1$ . The fatigue crack growth was measured on the side surface of specimens with use the micrometer and the microscopic telescope of 25-time magnification, with accuracy reaching 0.01 mm. The test results were described on graphs of the fatigue crack growth rate versus changes of the stress intensity factor range  $\Delta K$  with use of the Paris equation. This relationship satisfactorily describes the results obtained experimentally.  
**KEYWORDS:** precipitation hardening, fatigue crack growth rate, stress intensity factor, cyclic bending*

Rozwój pęknięć zmęczeniowych i trwałość zmęczeniowa należą do bardzo ważnych i intensywnie badanych zjawisk mechaniki ciała stałego [1, 2]. Rozwój pęknięć może mieć charakter niebezpiecznie kruchy lub łagodny (występuje tępienie wierzchołka pęknięcia) – ten ostatni obserwuje się w materiałach plastycznych. Kruche pęknięcie spotyka się najczęściej w materiałach takich jak: żeliwo, szkło, ceramika. Szybki i niezwykle niebezpieczny, doprowadzający do katastrof, rozwój pęknięć zmęczeniowych może się również pojawiać w materiałach, które mają wewnętrzne wady materiałowe (np.: szczeliny, pory, zgorzeliny) lub w przypadkach, gdy podczas procesu spawania nastąpi zmiana struktury materiału.

Bardzo ważnym elementem w konstrukcji i budowie urządzeń oraz części maszyn pracujących w warunkach obciążeń zmęczeniowych jest dobór materiału o jak największej wytrzymałości na pęknięcie. Stopy aluminium PA6 i PA7, zaliczane do durali, są szeroko stosowane w produkcji części maszyn i pojazdów, ale przede wszystkim w lotnictwie, gdyż

są w stanie przenosić wysokie obciążenia przy stosunkowo niedużej masie. Jako stopy wieloskładnikowe, zawierające głównie miedź i magnez, doskonale nadają się do utwardzania wydzieleniowego.

Zabieg ten, polegający na przesycaniu jednorodnego roztworu stałego i późniejszym starzeniu, wydatnie podnosi parametry wytrzymałościowe materiału. Efekt umocnienia, którego istotą jest wydzielanie się faz międzymetalicznych o znacznej dyspersji, zależy od doboru temperatury i czasu procesu starzenia. Generalnie starzenie realizuje się poprzez wygrzewanie w ciągu kilku godzin w temperaturze mieszczącej się w zakresie od powyżej 100 °C do poniżej temperatury granicznej rozpuszczalności składnika stopowego. Istotną jest tu zależność, że im wyższa jest temperatura starzenia, tym szybciej osiąga się maksimum polepszenia własności wytrzymałościowych, ale uzyskany wzrost twardości oraz wytrzymałości jest mniejszy. Niektóre stopy aluminium są zdolne do tzw. samorzutnego starzenia, czyli procesy wydzieleniowe zachodzą w nich już w temperaturze pokojowej, ale w stosunkowo długim czasie, wynoszącym kilka dni, za to efekt wzrostu własności wytrzymałościowych jest wtedy najkorzystniejszy.

W literaturze prezentowane są zagadnienia dotyczące przyspieszonego (sztucznego) i naturalnego (samorzutnego) utwardzania wydzieleniowego, mającego różny wpływ na rozwój pęknięć zmęczeniowych. Dla przykładu: w pracy [3] przedstawiono wyniki badań doświadczalnych wykonanych przy zmiennym rozciąganiu próbek ze stopu aluminium PA7. Badania prowadzono na próbkach utwardzanych wydzieleniowo (przesycanie, a następnie starzenie), w różnych warunkach starzenia przyspieszonego. Wykazano, że starzenie przyspieszone wpływa na zwiększenie prędkości pęknięć zmęczeniowych.

Znalazło to potwierdzenie w pracy [4], gdzie przedstawiono wyniki badań zmęczeniowych próbek przesyconych i naturalnie starzonych stopu aluminium PA6.

W pracy [5] porównano rozwój pęknięć zmęczeniowych oraz trwałości zmęczeniowej w próbkach ze stopu aluminium PA45 w stanie dostawy z próbkami po przyspieszonym utwardzaniu wydzieleniowym (przesycanie, a następnie przyspieszone starzenie). Zaobserwowano wzrost prędkości pęknięć zmęczeniowych (zmniejszenie trwałości) po przyspieszonym utwardzaniu wydzieleniowym w porównaniu z próbkami w stanie dostawy.

Celem niniejszej pracy jest opis rozwoju pęknięć zmęczeniowych przy zginaniu próbek z karbem, wykonanych ze stopów aluminium PA6 i PA7, w stanie dostawy oraz po utwardzaniu wydzieleniowym z wykorzystaniem starzenia samorzutnego.

## Materiał badany i stanowisko badawcze

Do badań zmęczeniowych użyto próbek o przekroju poprzecznym prostokątnym  $8 \times 10$  mm (rys. 1). Próbki zostały przygotowane ze stopów aluminium PA6 [3] (o oznaczeniu EN AW-2017A) i PA7 (EN AW-2024).

\* Dr hab. inż. Dariusz Rozumek, prof. PO (d.rozumek@po.opole.pl), mgr inż. Sebastian Faszyńka (sebastian.faszyinka@op.pl) – Katedra Mechaniki i Podstaw Konstrukcji Maszyn Politechniki Opolskiej; dr Maria Hepner (m.hepner@po.opole.pl) – Katedra Technologii Maszyn i Automatyki Produkcji Politechniki Opolskiej

Ich skład chemiczny przedstawiono w tabl. I, a własności wytrzymałościowe (w stanie dostawy) – w tabl. II. Stopy aluminium z miedzią i magnezem (duraluminium) charakteryzują się wysokimi własnościami wytrzymałościowymi.

Materiałem wyjściowym do wykonania próbek ze stopów PA6 i PA7 był pręt ciągniony o średnicy 16 mm. Został on pocięty wzdłuż osi na odcinki o długości 90 mm, a następnie obrabiony mechanicznie. W celu przeprowadzenia obróbki utwardzania wydzieleniowego wycięte z prętów próbki stopów PA6 i PA7 wygrzewano w temperaturze 510 °C w czasie 1 h, po czym przesycono w wodzie o temperaturze 18 °C. Następnie poddawano starzeniu samorzutnemu przez 7 dni w temperaturze otoczenia.

**TABLICA I. Skład chemiczny badanych stopów aluminium PA6 i PA7**

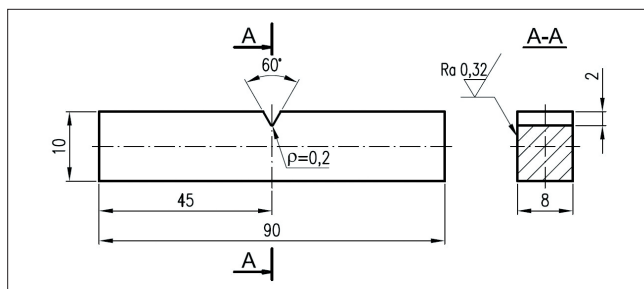
| Stop PA6 | Cu – 4,15%  | Stop PA7 | Cu – 4,40%  |
|----------|-------------|----------|-------------|
|          | Fe – 0,70%  |          | Mg – 1,70%  |
|          | Mg – 0,69%  |          | Si – 0,13%  |
|          | Mn – 0,65%  |          | Mn – 0,62%  |
|          | Zn – 0,50%  |          | Fe – 0,25%  |
|          | Si – 0,45%  |          | Zn – 0,08%  |
|          | Ti – 0,20%  |          | Ti – 0,05%  |
|          | Cr – 0,10%  |          | Cr – 0,01%  |
|          | Al – reszta |          | Al – reszta |

**TABLICA II. Własności wytrzymałościowe badanych stopów aluminium PA6 i PA7**

| Materiał | $R_{p0,2}$ , MPa | $R_m$ , MPa | $E$ , GPa | $A_5$ , (%) |
|----------|------------------|-------------|-----------|-------------|
| PA6      | 382              | 480         | 72        | 13          |
| PA7      | 432              | 552         | 77,5      | 12          |

Gdzie:  $R_{p0,2}$  – umowna granica plastyczności,  $R_m$  – wytrzymałość na rozciąganie,  $E$  – moduł Younga,  $A_5$  – wydłużenie względne

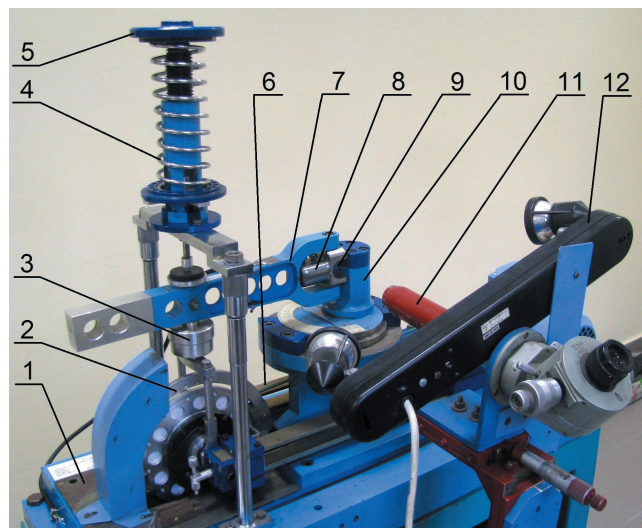
Próbki miały z jednej strony nacięty centrycznie karb zewnętrzny, o głębokości 2 mm i promieniu zaokrąglenia dna  $\rho = 0,2$  mm (rys. 1). Karby nacięto frezem, a następnie zastosowano obróbkę wykończeniową w postaci szlifowania powierzchni próbek. Teoretyczny współczynnik kształtu karbu w próbkach, który przy zginaniu wynosił  $\alpha_k = 3,76$ , wyznaczono zgodnie z równaniem podanym w pracy [4]. Badania doświadczalne rozwoju pęknięć przy cyklicznym zginaniu wykonano na maszynie zmęczeniowej MZGS-100 (rys. 2) [2], umożliwiającą realizację przebiegów cyklicznie zmiennych w postaci zginania, skręcania i kombinacji zginania ze skręcaniem.



Rys. 1. Kształt i wymiary próbek przyjętych do badań

W skład urządzenia wchodzi zespół: napędowy, obciążający i kontrolno-pomiarowy. Rozwój pęknięć zmęczeniowych obserwowano metodą optyczną na powierzchni bocznej próbek. Przyrosty pęknięć mierzono za pomocą mikrometru i lunety o powiększeniu 25× z dokładnością do 0,01 mm, umieszczonych w urządzeniu pomiarowym (rys. 2), notując jednocześnie liczbę cykli obciążenia  $N$ .

Badania doświadczalne przeprowadzono przy obciążeniu z kontrolowaną siłą (w tym przypadku kontrolowano amplitudę momentu przy zginaniu) w zakresie od inicjacji pęknięcia do zniszczenia próbki i przy częstotliwości obciążenia 28,4 Hz. Amplituda momentu zginającego była stała



Rys. 2. Stanowisko do badań zmęczeniowych MZGS-100 z urządzeniem pomiarowym: 1 – podstawa, 2 – tarcza wirująca, 3 – tłumik drgań, 4 – sprężyna siłownika, 5 – siłownik (obciążenie statyczne), 6 – płaska sprężyna, 7 – dźwignia, 8 – uchwyt, 9 – próbka, 10 – głowica obrotowa, 11 – luneta, 12 – oświetlenie w urządzeniu pomiarowym

$M_a = 7,92$  Nm, co odpowiadało nominalnej amplitudzie naprężenia normalnego dla przekroju w miejscu nacięcia karbu  $\sigma_a = 92,8$  MPa (do inicjacji pęknięcia). Stosowano obciążenia sinusoidalnie zmiennie (bez udziału wartości średniej obciążenia) o współczynniku asymetrii cyklu  $R = \sigma_{min}/\sigma_{max} = -1$ .

Wyniki badań doświadczalnych, które odzwierciedlają zjawiska zachodzące w stopach aluminium PA6 i PA7 bez utwardzania wydzieleniowego i po nim, w procesie pęknięcia zmęczeniowego przy cyklicznym zginaniu, przedstawiono na wykresach długości pęknięć  $a$  w funkcji liczby cykli  $N$  oraz prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych  $da/dN$  w funkcji zakresu zmian współczynnika intensywności naprężenia  $\Delta K$ .

Struktura stopów w stanie dostawy (po wyżarzaniu odprężającym) składa się z roztworu stałego  $\alpha$  oraz licznych wydzieleni fazy międzymetalicznych. Na zgładzie wzdłużnym stopu PA6 przeważają mocno wydłużone ziarna roztworu stałego  $\alpha$  o zróżnicowanej wielkości i szerokości osi osiągającej maksymalnie ok. 50  $\mu\text{m}$ . Pomiedzy nimi widoczne są skupiska bardzo drobnych równoosiowych ziaren fazy  $\alpha$  w układzie pasmowym. Na tle roztworu stałego  $\alpha$  występują liczne wydzielenia fazy międzymetalicznych, głównie  $\text{Al}_2\text{Cu}$ , ale również  $\text{Mg}_2\text{Si}$  oraz  $\text{Al}_2\text{CuMg}$ . Wydzielenia fazy  $\text{Al}_2\text{Cu}$  występują przeważnie w układzie łańcuszkowym, na granicach ziaren roztworu stałego, a ich wielkość nie przekracza 5  $\mu\text{m}$ .

Analogiczną strukturę (w stanie dostawy) ma stop PA7. Widoczne są w nim mocno wydłużone ziarna roztworu stałego  $\alpha$  o zróżnicowanej wielkości i szerokości maksymalnie do ok. 40  $\mu\text{m}$  oraz skupiska bardzo drobnych równoosiowych ziaren fazy  $\alpha$  w układzie pasmowym. Wydzielenia fazy  $\text{Al}_2\text{Cu}$  układają się na granicach ziaren roztworu stałego lub na tle ziaren. Ich wielkość osiąga maksymalnie ok. 8  $\mu\text{m}$ .

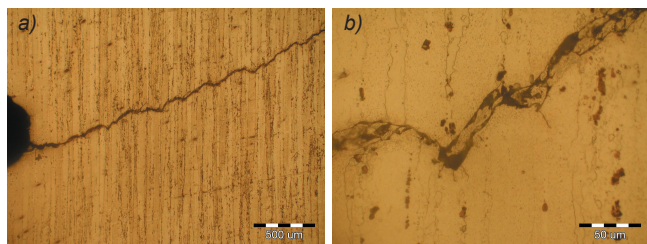
Struktury stopów PA6 i PA7 po utwardzaniu wydzieleniowym są bardzo podobne i składają się z ziaren roztworu stałego  $\alpha$  oraz licznych wydzieleni fazy  $\text{Al}_2\text{Cu}$ , głównie na granicach ziaren, natomiast na tle ziaren fazy  $\alpha$  widoczne są liczne, bardzo drobne wydzielenia fazy  $\text{Al}_2\text{CuMg}$ .

## Wyniki badań i ich opis

Pęknięcia główne w stopie PA6 (w stanie dostawy) nie rozwijają się prostopadle do kierunku największych naprężeń normalnych, ale pod kątem ok. 25° do tego kierunku; przybiera ponadto typowy charakter pęknięcia schodkowego, zakończonego rozgałęzieniem na czole (rys. 3a).

Nieregularne pęknięcia główne przebiega transkrytalnie poprzez ziarna roztworu stałego  $\alpha$ . Odchodzą od niego liczne pęknięcia boczne o zróżnicowanej długości (od



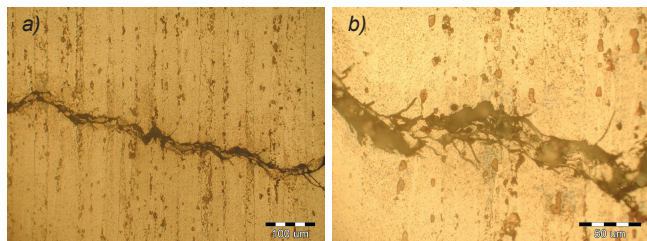


Rys. 3. Rozwój pęknięć zmęczeniowych w stopie PA6 w powiększeniu: a) 50×, b) 500×

kilkunastu do ok. 100  $\mu\text{m}$ ). W wielu przypadkach generowane są one na granicach ziaren roztworu stałego.

Na rys. 3 przedstawiono powierzchnię próbki stopu PA6 po  $N = 341\,000$  cykli, z widoczną ścieżką pęknięcia. Zastosowano powiększenia: 50× – w celu pokazania dłuższej ścieżki pęknięcia zmęczeniowego, 500× – aby zobrazować zmiany zachodzące w ziarnie i przebiegu pęknięcia.

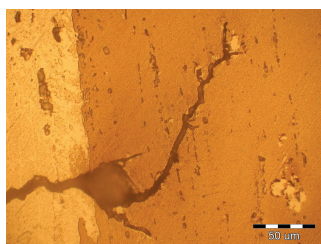
Dość nieregularne pęknięcia w stopie PA7 (w stanie dostawy) rozwijają się prostopadle do kierunku największych naprężeń normalnych i przebiega transkryształicznie poprzez ziarna roztworu stałego  $\alpha$ . Na całej długości od pęknięcia głównego odchodzą bardzo liczne krótkie pęknięcia boczne (o długości od kilku do kilkunastu mikrometrów), tworzące lokalnie rozbudowane siatki pęknięć. Pęknięcia boczne również przebiegają transkryształicznie poprzez ziarna roztworu stałego i są wyraźnie blokowane na wydzieleniach faz międzymetalicznych. Wiele z nich tworzy kąt ok. 45° z osią ziaren fazy  $\alpha$ . Przełom próbek ma charakter typowo plastyczny. Na rys. 4 przedstawiono powierzchnię próbki stopu PA7 po  $N = 478\,000$  cykli, z widoczną ścieżką pęknięcia.



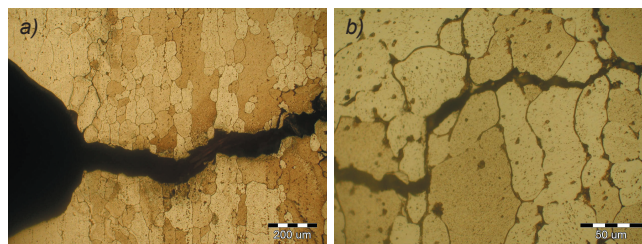
Rys. 4. Rozwój pęknięć zmęczeniowych w stopie PA7 w powiększeniu: a) 200×, b) 500×

Natomiast pęknięcie główne w stopie PA6 po utwardzeniu wydzieleniowym rozwija się prostopadle do kierunku największych naprężeń normalnych, transkryształicznie poprzez ziarna fazy  $\alpha$ . Występują tu również liczne (choć mniej niż w przypadku stopu w stanie dostawy) pęknięcia boczne o długości od kilku do ok. 30  $\mu\text{m}$ . Na rys. 5 przedstawiono powierzchnię próbki stopu PA6 po  $N = 1\,133\,000$  cykli i utwardzeniu wydzieleniowym, z widoczną ścieżką pęknięcia.

Rys. 5. Rozwój pęknięć zmęczeniowych po utwardzeniu wydzieleniowym w stopie PA6



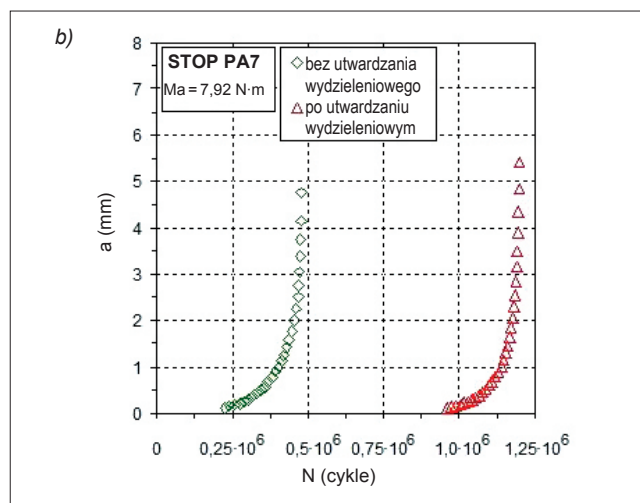
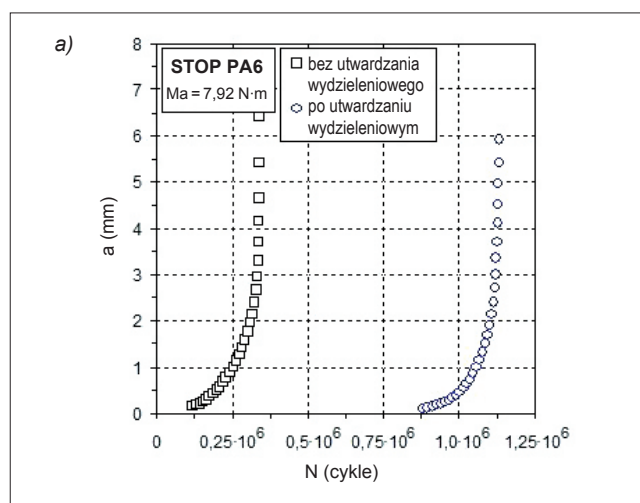
W stopie PA7 po utwardzeniu wydzieleniowym pęknięcie główne ma przebieg dość nieregularny, a jego propagacja postępuje w sposób mieszany, tzn. zarówno poprzez ziarna, jak i po granicach ziaren fazy  $\alpha$ . Natomiast występujące lokalnie pęknięcia boczne rozwijają się tylko po granicach ziaren. Szczególnie w pobliżu dna karbu i na początku rozwoju pęknięcia pojawia się siatka długich pęknięć bocznych biegnących po granicach ziaren w obszarach zwiększonej koncentracji fazy międzymetalicznej  $\text{Al}_2\text{Cu}$ . Na rys. 6 przedsta-



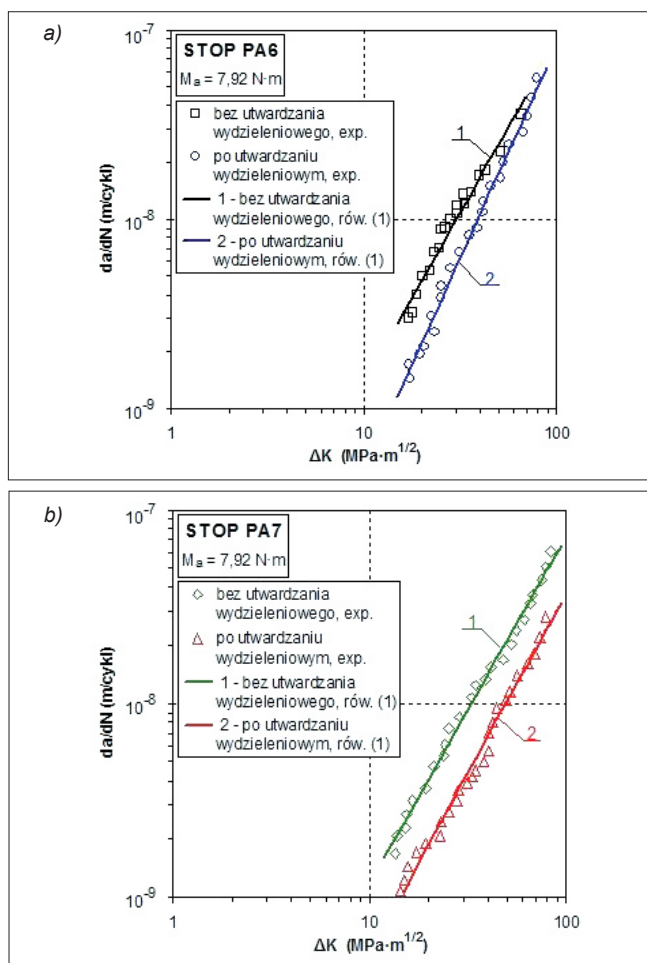
Rys. 6. Rozwój pęknięć zmęczeniowych w stopie PA7 po utwardzeniu wydzieleniowym w powiększeniu: a) 100×, b) 500×

wiono powierzchnię próbki stopu PA7 po  $N = 1\,198\,000$  cykli i utwardzeniu wydzieleniowym, z widoczną ścieżką pęknięcia (w powiększeniu 100 i 500×).

Na rys. 7 przedstawiono wyniki badań w postaci wykresów długości pęknięć  $a$  w funkcji liczby cykli  $N$ . Z przebiegu wykresów wynika, że po utwardzeniu wydzieleniowym znacznie wzrasta trwałość zmęczeniowa badanych próbek stopów aluminium PA6 (ponad 3-krotnie) i PA7 (ok. 2,5-krotnie). W próbkach ze stopu PA6 bez utwardzenia wydzieleniowego inicjacja pęknięcia rozpoczęła się po 122 000 cykli (złom zmęczeniowy powstał po 341 000 cykli), a w próbkach po utwardzeniu wydzieleniowym inicjacja pęknięcia miała miejsce po 882 000 cykli (złom otrzymano po 1 133 000 cykli). Natomiast w próbkach ze stopu PA7 bez utwardzenia wydzieleniowego inicjacja pęknięcia rozpoczęła się po 226 000 cykli (złom zmęczeniowy powstał po 478 000 cykli), a w próbkach po utwardzeniu wydzieleniowym inicjacja pęknięcia nastąpiła po 962 000 cykli (złom otrzymano po 1 198 000 cykli).



Rys. 7. Wyniki badań doświadczalnych długości pęknięć zmęczeniowych  $a$  w funkcji liczby cykli  $N$  przy zginaniu próbek bez utwardzenia wydzieleniowego i po nim: a) stop PA6, b) stop PA7



Rys. 8. Wyniki badań doświadczalnych prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych porównane z obliczonymi według równania (1) dla próbek poddanych zginaniu bez utwardzania wydzieleniowego i po nim: a) stop PA6, b) stop PA7

Na rys. 8 pokazano prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych  $da/dN$  w funkcji zakresu zmian współczynnika intensywności naprężenia  $\Delta K$ . Wyniki badań tych prędkości aproksymowano wzorem Parisa [5]:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (1)$$

gdzie:  $\Delta K = (K_{max} - K_{min})$  – zakres współczynnika intensywności naprężenia;  $C$ ,  $m$  – współczynniki wyznaczone doświadczalnie.

Zakres zmian współczynnika intensywności naprężenia  $\Delta K$  dla czystego zginania obliczono z równania:

$$\Delta K = M_{k1} \Delta \sigma \sqrt{\pi(a_0 + a)} \quad (2)$$

gdzie:  $\Delta \sigma$  – zakres naprężeń nominalnych przy zginaniu (dla  $R = -1$  mamy  $\Delta \sigma = 2\sigma_a$ ),  $M_{k1}$  – współczynnik korekcyjny [6].

Współczynnik korekcyjny dla zginania obliczono:

$$M_{k1} = 5 / \sqrt{20 - 13[(a_0 + a)/w]} - 7[(a_0 + a)/w]^2 \quad (3)$$

gdzie:  $w$  – wysokość próbek.

Na podstawie rys. 8 można wysnuć wniosek, że obróbka cieplna w postaci utwardzania wydzieleniowego hamuje wzrost pęknięć zmęczeniowych. Dla stopu PA6, przy stałej wartości zakresu współczynnika intensywności naprężenia  $\Delta K = 23 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ , prędkość pęknięć  $da/dN$  zmniejsza się ponad 2,5-krotnie: z  $6,70 \cdot 10^{-9} \text{ m/cykl}$  (próbka bez utwardzania wydzieleniowego) do  $2,54 \cdot 10^{-9} \text{ m/cykl}$  (po utwardzaniu wydzieleniowym). Natomiast dla stopu PA7, przy tej samej stałej

wartości zakresu współczynnika intensywności naprężenia  $\Delta K$ , prędkość pęknięć  $da/dN$  zmniejsza się ponad 2-krotnie: z  $5,38 \cdot 10^{-9} \text{ m/cykl}$  (próbka bez utwardzania wydzieleniowego) do  $2,47 \cdot 10^{-9} \text{ m/cykl}$  (po utwardzaniu wydzieleniowym).

Występujące we wzorze (1) współczynniki  $C$  i  $m$  wyznaczone na podstawie badań doświadczalnych obliczono metodą najmniejszych kwadratów i przedstawiono w tabl. III, w której podano również współczynniki korelacji  $r$ . Wyniki badań dla zginania obarczone są błędem względnym nieprzekraczającym 18% na poziomie istotności 0,05. Współczynniki korelacji  $r$  we wszystkich przypadkach przyjmują wartości bliskie jedności, co świadczy o istotnej korelacji wyników badań doświadczalnych z przyjętym równaniem (1).

TABLICA III. Współczynniki  $C$  i  $m$  z równania (1) i współczynnik korelacji  $r$  dla wykresów pokazanych na rys. 8

| Rysunek | Wykres | $C$<br>$m(\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2})^{-m}/\text{cykl}$ | $m$   | $r$   |
|---------|--------|--|-------|-------|
| 8a      | 1      | $2,207 \cdot 10^{-11}$                                       | 1,795 | 0,985 |
| 8a      | 2      | $2,844 \cdot 10^{-12}$                                       | 2,229 | 0,993 |
| 8b      | 1      | $1,919 \cdot 10^{-11}$                                       | 1,791 | 0,994 |
| 8b      | 2      | $7,853 \cdot 10^{-12}$                                       | 1,834 | 0,992 |

Analizując tabl. III, można stwierdzić, że współczynnik  $C$  przyjmuje różne wartości, co może być spowodowane wpływem badanych stopów i zastosowanej obróbki cieplnej na wartość tego współczynnika. Dla badanych stopów wykładnik  $m$  przyjmuje zbliżone wartości (nieznacznie odbiega od nich wartość na wykresie 2 z rys. 8a), co świadczy, że utwardzanie wydzieleniowe nie ma dużego wpływu na pochłonięcie krzywej  $m$ .

## Wnioski

Na podstawie przeprowadzonych badań doświadczalnych na próbkach wykonanych ze stopów aluminium PA6 i PA7, poddanych utwardzaniu wydzieleniowemu, można sformułować następujące wnioski:

- Pęknięcie główne dla badanych materiałów przebiega transkryształicznie poprzez ziarna roztworu stałego  $\alpha$ , ponadto pojawiają się liczne pęknięcia boczne.
- Zastosowanie obróbki cieplnej polegającej na utwardzaniu wydzieleniowym powoduje wzrost trwałości zmęczeniowej próbek badanych stopów PA6 i PA7.
- Stop PA7 wykazuje nieznacznie wyższą trwałość zmęczeniową bez utwardzania wydzieleniowego i po nim w porównaniu ze stopem PA6.
- Współczynniki  $C$  różnią się, natomiast wykładnik  $m$  przyjmuje zbliżone wartości dla badanych materiałów i zastosowanej obróbki cieplnej.

## LITERATURA

1. Kocańda S. „Zmęczeniowe pęknięcie metal”. Warszawa: WNT, 1985.
2. Rozumek D., Macha E. „Opis rozwoju pęknięć zmęczeniowych w materiałach sprężysto-plastycznych przy proporcjonalnym zginaniu ze skręcaniem”. Cz. IX: „Wieloosiowe zmęczenie losowe elementów maszyn i konstrukcji”. Opole: Politechnika Opolska, 2006.
3. Broek D., Schijve J., Nederveen A. „The effect of heat treatment on the propagation of fatigue cracks in light alloy sheet material”, NLR-TR 2135, 1965.
4. Błażewicz W. „The influence of local plastic deformation on the rate of growth of fatigue crack in aluminium alloy thin sheet material”. Bull. Ac. Pol. Sc. Ser. Sc. Techn. Vol. XV, No. 11 (1967): pp. 669+675.
5. Zeng L., Shikama T., Takahashi Y. et al. „Fatigue limit of new precipitation-hardened aluminium alloy with distinct fatigue crack propagation limit”. International Journal of Fatigue. Vol. 44 (2012): pp. 32+40.
6. Rozumek D., Hepner M. „Analiza rozwoju pęknięć zmęczeniowych w stopie aluminium PA6 i stali 10HNAP w oparciu o ich mikrostrukturę”. Inżynieria Materiałowa. Nr 2 (2006): s. 59+63.
7. Thum A., Petersen C., Swenson O. „Verformung, Spannung und Kerbwirkung”. Duesseldorf: VDI, 1960.
8. Paris P.C., Erdogan F. „A critical analysis of crack propagation laws”. Journal of Basic Engineering. Trans. American Society of Mechanical Engineers. Vol. 85, No. 4 (1963): pp. 528+534.
9. Pickard A.C. „The application of 3-dimensional finite element methods to fracture mechanics and fatigue life prediction”. London: Chameleon Press LTD, 1986, pp. 117+144.