

POLSKA GRUPA MECHANIKI PĘKANIA

**KATEDRA PODSTAW KONSTRUKCJI MASZYN I
TECHNOLOGII MECHANICZNEJ
WYDZIAŁ MECHATRONIKI I BUDOWY MASZYN
POLITECHNIKI ŚWIĘTOKRZYSKIEJ**

**POLSKIE TOWARZYSTWO MECHANIKI TEORETYCZNEJ I
STOSOWANEJ**

XX KRAJOWA KONFERENCJA MECHANIKI PĘKANIA

MATERIAŁY KONFERENCYJNE

KIELCE, 2026

ORGANIZATORZY

Polska Grupa Mechaniki Pękania

Katedra Podstaw Konstrukcji Maszyn i Technologii Mechanicznej Wydział Mechatroniki i Budowy Maszyn Politechniki Świętokrzyskiej

Polskie Towarzystwo Mechaniki Teoretycznej i Stosowanej oddział Kielce

KOMITET NAUKOWY

Przewodniczący

dr hab. inż. Jarosław Gałkiewicz, prof. PŚk

prof. dr hab. inż. Zdzisław Bogdanowicz	dr hab. inż. Grzegorz Lesiuk, prof. PWr
dr hab. inż. Stanisław Bogdański, prof. PW	dr hab. inż. Adam Lipski, prof. PBś
prof. dr hab. inż. Dariusz Boroński	prof. dr hab. inż. Tadeusz Łagoda
prof. dr hab. inż. Grzegorz Glinka	dr hab. inż. Tomasz Machniewicz, prof. AGH
prof. dr hab. inż. Grzegorz Golański	prof. dr hab. inż. Jerzy Małachowski
prof. dr hab. inż. Czesław Goss	prof. dr hab. inż. Adam Niestony
prof. dr hab. inż. Jerzy Kaleta	prof. dr hab. inż. Tadeusz Niezgodziński
prof. dr hab. inż. Aleksander Karolczuk	prof. dr hab. inż. Paweł Pyrzanowski
dr hab. inż. Andrzej Kazberuk, prof. PB	prof. dr hab. inż. Dariusz Rozumek
prof. dr hab. Dorota Kocańda	prof. dr hab. inż. Janusz Sempruch
dr hab. inż. Marta Kosior-Kazberuk, prof. PB	prof. dr hab. inż. Andrzej Seweryn
prof. dr hab. inż. Zbigniew Kowalewski	prof. dr hab. inż. Dariusz Skibicki
prof. dr hab. inż. Janusz Kowal	prof. dr hab. inż. Lucjan Śnieżek
prof. dr hab. inż. Janusz Kozak	dr hab. inż. Lucjan Witek, prof. PRz
prof. dr hab. inż. Daniel Kujawski	

KOMITET ORGANIZACYJNY

Przewodnicząca

dr inż. Urszula JANUS-GAŁKIEWICZ

Sekretarz

dr hab. inż. Jarosław GAŁKIEWICZ, prof. PŚk

Członkowie

dr Małgorzata BŁASIAK

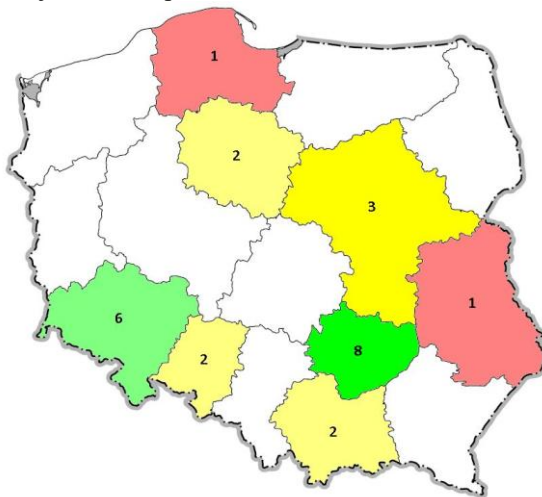
dr inż. Ireneusz SZACHOGŁUCHOWICZ

PRZEDMOWA

Szanowni Państwo, Uczestnicy obrad XX Krajowej Konferencji Mechaniki Pękania.

Spotykamy się na jubileuszowym spotkaniu, stąd miejscem konferencji są Kielce, miasto które przez wiele lat było gospodarzem naszych spotkań. Pierwsza Krajowa Konferencja Mechaniki Pękania odbyła się w 1987 roku (14–16 września) w Ryńcu koło Warszawy. Głównym organizatorem wydarzenia był Instytut Podstawowych Problemów Techniki Polskiej Akademii Nauk (IPPT PAN) we współpracy z Sekcją Mechaniki Pękania Komitetu Mechaniki PAN. Przewodniczącym Komitetu Naukowego oraz głównym inicjatorem I Krajowej Konferencji Mechaniki Pękania był prof. dr hab. inż. **Stanisław Kocańda** – przewodniczący Sekcji Mechaniki Pękania KM PAN. W organizację i prace naukowe pierwszej edycji silnie zaangażowany był również prof. dr hab. inż. **Andrzej Neimitz**, który w późniejszych latach przejął przewodnictwo Sekcji Mechaniki Pękania i kontynuował rozwój cyklu tych konferencji.

Niestety rok naszej konferencji jest również rokiem odejścia prof. Neimitza, spotkanie to jest więc również pożegnaniem tego zasłużonego dla naszego środowiska naukowego. Od czasu kiedy na konferencję zgłaszało się ponad 100 osób dużo się zmieniło. Wiele czynników miało na to wpływ, nie mniej jest to jedna z dwóch (obok Sympozjum „Zmęczenie i Mechanika Pękania”) konferencji integrująca środowiska naukowe zorientowane na zagadnienia związane ze zmęczeniem materiału oraz mechaniką pękania. Tym razem postanowiliśmy ulokować naszą konferencję w samych Kielcach w hotelu Karczówka. Jest to bardzo atrakcyjna lokalizacja w pobliżu ogrodu botanicznego oraz ścieżki edukacyjnej prezentującej ślady dawnego górnictwa rud ołowiu i srebra. Uczestnicy konferencji reprezentują ośrodki, których udział można uznać za tradycję. Ich lokalizację pokazuje nasza mapa.



Dlatego oprócz spotkań naukowych będzie też czas i okazja do relaksu przed nadchodzącym rokiem akademickim.

Komitet organizacyjny dołożył wszelkich starań aby konferencja przebiegła sprawnie a pobyt Państwa w Kielcach pozostawił miłe wspomnienia. Życzymy owocnych obrad.

WSPOMNIENIE O PROF. DR. HAB. INŻ. ANDRZEJU NEIMITZU (1947–2026)

Andrzej Neimitz urodził się 27 listopada 1947 roku w Warszawie, a zmarł 4 kwietnia 2026 roku. Młodzieńcze lata Profesor spędził w Kielcach, gdzie ukończył I Liceum Ogólnokształcące im. Stefana Żeromskiego (1965). Dalszy rozwój skierował Go do Krakowa, gdzie w 1971 roku ukończył studia na Wydziale Metalurgicznym Akademii Górniczo-Hutniczej im. Stanisława Staszica.

Po ukończeniu studiów, na krótko w latach 1971–1972, pracował jako konstruktor w Kieleckich Zakładach Wyrobów Metalowych Polmo-SHL. To wtedy stwierdził, że nie chce spędzić życia przy desce kreślarskiej, i postanowił poświęcić się nauce. Od 1972 roku związał się z Politechniką Świętokrzyską, na której doszedł do stanowiska profesora zwyczajnego. W latach 1987–1990 był dziekanem Wydziału Mechanicznego, natomiast w latach 1990–1996 pełnił funkcję rektora PŚk – był wówczas najmłodszym rektorem wyższej uczelni państwowej w Polsce. Na Politechnice Świętokrzyskiej kierował ponadto Katedrą Podstaw Konstrukcji Maszyn.

W trakcie pracy na Politechnice Świętokrzyskiej Profesor Andrzej Neimitz wyjechał dwa razy do USA, gdzie zdobył ogromne doświadczenie w wiodących ośrodkach badawczych. W latach 1979–1980 przebywał na stypendium IREX na prestiżowym Northwestern University, a w latach 1984–1985 pracował jako *visiting associate professor* na Michigan Technological University. To dzięki pobytom w Stanach Zjednoczonych zainteresował się mechaniką pękania, którą po powrocie do kraju zaczął propagować w krajowym środowisku naukowym.

Stopień naukowy doktora uzyskał w 1976 roku na Politechnice Świętokrzyskiej, natomiast stopień doktora habilitowanego w 1986 roku w Instytucie Podstawowych Problemów Techniki PAN. Tytuł naukowy profesora nauk technicznych otrzymał 4 stycznia 1995 roku.

Wypromował sześciu doktorów nauk technicznych (Włodzimierz Makiela, Robert Molasy, Ihor Dzioba, Jarosław Gałkiewicz, Marcin Graba i Urszula Janus-Gałkiewicz). Opublikował 180 prac naukowych, w tym pięć książek. W latach 1987–2014 był członkiem Komitetu Mechaniki Polskiej Akademii Nauk, w latach 1990–2016 przewodniczył Polskiej Grupie Mechaniki Pękania, a w latach 1990–1993 oddziałowi kieleckiemu Polskiego Towarzystwa Mechaniki Teoretycznej i Stosowanej. 23 października 2017 roku otrzymał tytuł doktora honoris causa Politechniki Świętokrzyskiej.

W 2002 roku, za wybitne zasługi w pracy naukowej i dydaktycznej, został odznaczony Krzyżem Kawalerskim Orderu Odrodzenia Polski. Otrzymał też Złoty Krzyż Zasługi (1989), Medal Komisji Edukacji Narodowej (2003), Medal im. prof. Stanisława Kocańdy (2010) i Medal Politechniki Świętokrzyskiej (2010). Profesor Neimitz był też bardzo aktywnym członkiem międzynarodowego stowarzyszenia European Structural Integrity Society (ESIS). Jego działalność została uhonorowana dwoma odznaczeniami, które osobiście bardzo sobie cenił: Award of Merit (2006) i Honorary Membership to ESIS (2016).

Prywatnie był mężem Marii i ojcem dwóch córek: Moniki i Magdaleny. Prowadził działalność charytatywną w klubie Rotary, będąc dwukrotnie jego prezydentem. Klub wyróżnił Go za jego szlachetną i bezinteresowną działalność Odznaką Paula Harris.

Profesor Andrzej Neimitz był postacią pomnikową, Ojcem polskiej mechaniki pękania, założycielem Polskiej Grupy Mechaniki Pękania oraz pomysłodawcą i organizatorem Krajowej Konferencji Mechaniki Pękania. Jego mądrość, zaangażowanie i życzliwość na zawsze pozostaną w pamięci całego polskiego środowiska naukowego.

Cześć Jego pamięci!
Komitet Organizacyjny XX KKMP



SPIS TREŚCI

CHARAKTERYSTYKA EMISJI AKUSTYCZNEJ STALI KONSTRUKCYJNEJ S235 W WARUNKACH ODDZIAŁYWAŃ WYSOKOTEMPERATUROWYCH (Anna ADAMCZAK-BUGNO)	6
WPLYW WŁAŚCIWOŚCI KRUSZYWA NA ODPORNOŚĆ BETONU NA PĘKANIE – ANALIZA PORÓWNAWCZA (Amanda AKRAM)	8
PRAKTYCZNE ALGORYTMY BIEŻĄCEGO MONITOROWANIA PĘKNIĘĆ W ELEMENTACH MASZYN ENERGETYCZNYCH (Mariusz BANASZKIEWICZ)...	10
WPLYW TEMPERATURY NA CHARAKTERYSTYKI ROZERWANIA KOMPOZYTOWYCH ZBIORNIKÓW WODOROWYCH TYPU IV (Aleksander BŁACHUT, Paweł GĄSIOR, Jerzy KALETA, Pavel DRUZINHIN, Anthony LEVILLAIN, Clément NONY- DAVADIE)	12
MODELOWANIE PRZY UŻYCIU MES WPLYWU LICZBY CYKLI W BLOKOWYM PRZECIĄŻENIU NA SPOWOLNIENIE PROPAGACJI PĘKNIĘĆ ZMĘCZENIOWYCH (Radosław CIEMIERKIEWICZ, Tomasz MACHNIEWICZ)	14
ANALIZA ZACHOWANIA SIĘ ZMĘCZENIOWEGO STOPU TI-6AL-7NB WYTWARZANEGO TECHNOLOGIĄ ELECTRON BEAM POWDER BED FUSION (EB-PBF) (Szymon DZIUBA, Grzegorz LESIUK, Patrycja SZYMCHYK-ZIÓŁKOWSKA, Bartosz BABIARCZUK, Marcin MADEJA, Michał KAROLUK, Dariusz ROZUMEK)	16
OCENA ROZWOJU USZKODZEŃ ZMĘCZENIOWYCH W KOMPOZYTACH TERMOPLASTYCZNYCH WZMACNIANYCH WŁÓKNAMI WĘGLOWYMI I BAZALTOWYMI (Paweł GĄSIOR, Rafał MECH, Maciej PANEK)	18
ENERGIA JAKO KRYTERIUM PĘKANIA ŁUPLIWEGO (Urszula JANUS-GAŁKIEWICZ, Jarosław GAŁKIEWICZ)	20
WPLYW STANU NAPRĘŻENIA NA WYTRZYMAŁOŚĆ ZMĘCZENIOWĄ ELEMENTÓW KONSTRUKCYJNYCH (Mariusz JANUSZ-BIELECKI, Jarosław GAŁKIEWICZ)	22
MODEL WIELOSKALOWY KOMPOZYTU DO ANALIZY ZBIORNIKÓW CIŚNIENIOWYCH DO MAGAZYNOWANIA WODORU Z UWZGLĘDNIENIEM SIŁY NACIĄGU WŁÓKNA PODCZAS NAWIJANIA (Aleksander KMIECIK, Jerzy DETYNA, Jerzy KALETA)	24
OCENA DOKŁADNOŚCI WYBRANYCH MODELI APROKSYMACJI KRZYWEJ S–N DLA ZGRZEWANEGO WYBUCHOWO MATERIAŁU WARSTWOWEGO AA2519–AA1050–TI6AL4V (T62) (Maciej KOTYK)	26
TERMO-MECHANICZNA ANALIZA NAPRĘŻEŃ RUROCIĄGU PAROWEGO ZE STALI 14MOV6-3 Z WYKORZYSTANIEM SYMULACJI MES (Sebastian LIPIEC, Ihor DZIOBA)	28
MECHANIZMY PĘKANIA W ZAKRESIE VHCF (Adam LIPSKI)	30

PRZEBIEG ZUŻYCIA ZMĘCZENIOWEGO I MECHANIZMY USZKODZEŃ POWIERZCHNI BOCZNYCH KÓŁ ZĘBATYCH WYTWORZONYCH TECHNIKĄ SLM (Jakub ŁUSZCZEK, Lucjan ŚNIEŻEK, Krzysztof GRZELAK)	32
A MULTISCALE FRAMEWORK FOR FATIGUE INITIATION IN RAILWAY STEELS (António M.B.F.S. MOURÃO, José A.F.O. CORREIA, Cláudio S. HORAS, Túlio N. BITTENCOURT, Abílio de JESUS, Grzegorz LESIUK, Szymon DZIUBA, Dariusz ROZUMEK)	33
ODPORNOŚĆ NA PĘKANIE STALI WYSOKOWYTRZYMAŁEJ W OBSZARZE PRZEJŚCIA KRUCHO PLASTYCZNEGO Z UWZGLĘDNIENIEM FRAKTOGRAFII PRZEŁOMU (Robert PAŁA, Piotr FURMAŃCZYK, Ihor DZIUBA)	35
WPLYW WSPÓŁCZYNNIKA M_K NA PARAMETR J W PRÓBKACH SPAWANYCH PODDANYCH ZGINANIU I SKRĘCANIU (Dariusz ROZUMEK, Janusz LEWANDOWSKI, Grzegorz LESIUK)	37
BADANIE STOPNIA USZKODZEŃ ZMĘCZENIOWYCH MATERIAŁÓW WYTWARZANYCH METODAMI PRZYROSTOWYMI LPBF PRZY OBCIĄŻENIACH BLOKOWYCH Z ASYMETRIĄ CYKLU (Cyprian SKÓRA, Roland PAWLICZEK, Dariusz ROZUMEK)	39
PROPAGACJA PĘKNIĘCIA W PRÓBKACH CTS Z WYKORZYSTANIEM TECHNIK UCZENIA MASZYNOWEGO (Michał SMOLNICKI, Paweł ZIELONKA, Szymon DUDA, Grzegorz LESIUK)	41
BADANIA PROGRAMOWANE STALI S355J2+N Z ZASTOSOWANIEM SYSTEMU DO BADAŃ ULTRADŹWIEKOWYCH (Piotr SWACHA, Adam LIPSKI)	43
WPLYW DODATKU CZĄSTEK TIC NA PODSTAWOWE WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNE KOMPOZYTÓW CU I 316L WYTWARZANYCH METODĄ LPBF (Ireneusz SZACHOGŁUCHOWICZ, Janusz KLUCZYŃSKI, Janusz TORZEWSKI, Jakub ŁUSZCZEK, Marcin WACHOWSKI, Agnieszka KLIMEK)	45
OCENA WYTRZYMAŁOŚCI ZŁĄCZY SPAWANYCH RUROCIĄGU GAZOWEGO (Olha ZVIRKO, Ihor DZIUBA, Tadeusz PAŁA, Dmytro DEMIANCHUK, Oleksandr TSYRULNYK)	47

Anna ADAMCZAK-BUGNO*

CHARAKTERYSTYKA EMISJI AKUSTYCZNEJ STALI KONSTRUKCYJNEJ S235 W WARUNKACH ODDZIAŁYWAŃ WYSOKOTEMPERATUROWYCH

* Politechnika Świętokrzyska, Wydział Budownictwa i Architektury, Katedra
Wytrzymałości Materiałów i Diagnostyki Konstrukcji, al. Tysiąclecia Państwa
Polskiego 7, 25-314 Kielce

1. WPROWADZENIE

Elementy stalowe poddane działaniu pożaru mogą zachować ciągłość geometryczną, mimo że w ich materiale zaszły trwałe zmiany mikrostruktury i właściwości mechanicznych. Ocena ich dalszej przydatności wymaga zatem metod umożliwiających rozpoznanie skutków wcześniejszego oddziaływania cieplnego. Emisja akustyczna (AE) pozwala rejestrować fale sprężyste powstające podczas aktywacji procesów deformacyjnych i może uzupełniać klasyczne badania wytrzymałościowe. Celem pracy było określenie, w jaki sposób temperatura i czas wygrzewania stali S235 wpływają na charakter odpowiedzi AE podczas późniejszego rozciągania oraz które parametry sygnałów są najbardziej przydatne w jakościowej ocenie stanu materiału.

2. MATERIAŁ I METODY BADAŃ

Badania przeprowadzono dla stali konstrukcyjnej S235 w stanie wyjściowym oraz po kontrolowanym wygrzewaniu w temperaturze 700, 900 i 1100°C przez 40, 80 i 120 min. Łącznie analizowano dziesięć stanów materiałowych. Próbkę nagrzewano wraz z piecem komorowym, a po zakończeniu ekspozycji chłodzono w powietrzu. Dla każdego wariantu badano co najmniej trzy próbki. Program obejmował obserwacje mikrostrukturalne, statyczną próbę jednoosiowego rozciągania zgodnie z PN-EN ISO 6892-1:2019 oraz równoległą rejestrację emisji akustycznej.

Próby rozciągania prowadzono z prędkością przesuwu głowicy 5 mm/min. Rejestrowano siłę, przemieszczenie i odkształcenie, a następnie wyznaczano granicę plastyczności i wytrzymałość na rozciąganie. Pomiary AE wykonywano dwukanałowo z zastosowaniem czujników Vallen VS75-SIC-40dB. Wzmocnienie i próg detekcji wynosiły 40 dB, częstotliwość próbkowania 10 MHz, a pasmo filtracji 20-400 kHz. Przed każdą serią sprawdzano tor pomiarowy testem Hsu-Nielsena. Analizowano liczbę zliczeń, rozkład amplitud, Ib-value, zależność amplituda-czas trwania oraz fazę obciążenia, w której występowały sygnały. Wyniki AE interpretowano relatywnie, przez porównanie powtarzalnych tendencji pomiędzy seriami.

3. WYNIKI I DYSKUSJA

Wzrost temperatury i wydłużenie czasu wygrzewania prowadziły do stopniowej przebudowy mikrostruktury stali S235. Po ekspozycji w 700°C obserwowano początki procesów relaksacyjnych, natomiast wygrzewanie w 900°C wiązało się z bardziej zaawansowaną rekryształizacją i homogenizacją materiału. Największe zmiany wystąpiły

po wygrzewaniu w 1100°C, kiedy stwierdzono zaawansowaną rekrytalizację i rozrost ziaren. Zmianom tym towarzyszyło obniżenie właściwości mechanicznych. W stanie wyjściowym dolna granica plastyczności wynosiła około 322-326 MPa, a wytrzymałość na rozciąganie około 462-465 MPa. Po wygrzewaniu w 1100°C wartości te zmniejszyły się odpowiednio do około 228-270 MPa i 383-429 MPa, zależnie od czasu ekspozycji.

Najważniejszą zmianą odpowiedzi akustycznej było ograniczenie aktywności AE wraz ze wzrostem stopnia przebudowy materiału. Stal w stanie wyjściowym generowała liczne sygnały o szerokim zakresie amplitud i czasów trwania, a maksymalna liczba zliczeń pojedynczych sygnałów dochodziła do około 25-31 tys. Po wygrzewaniu rozkład liczby zliczeń ulegał zawężeniu, a sygnały o bardzo dużej liczbie zliczeń występowały znacznie rzadziej. W wariantach odpowiadających najbardziej zaawansowanej obróbce cieplnej aktywność koncentrowała się głównie w zakresie niewielkiej liczby przekroczeń progu detekcji.

Równocześnie rozkład amplitud przesunął się ku niższym wartościom. W stanie wyjściowym rejestrowano sygnały osiągające około 70-95 dB, natomiast po obróbce cieplnej dominował zakres około 45-70 dB, a zdarzenia przekraczające 80 dB stawały się sporadyczne. Zmniejszenie liczby, amplitudy i zróżnicowania sygnałów współwystępowało ze zmianami mikrostruktury i właściwości mechanicznych. Stabilizacja przebiegów Ib-value dodatkowo wskazywała na bardziej jednorodny charakter aktywności akustycznej materiału po zaawansowanym wygrzewaniu.

Uzyskane wyniki pokazują, że mała liczba sygnałów nie powinna być utożsamiana z zachowaniem korzystnych właściwości ani z mniejszym ryzykiem zniszczenia. Najbardziej ograniczoną odpowiedź AE obserwowano właśnie w stanach charakteryzujących się istotną przebudową mikrostruktury i obniżoną wytrzymałością. Brak intensywnej aktywności przed zniszczeniem może zatem stanowić informację diagnostyczną, lecz wymaga interpretacji w powiązaniu z przebiegiem obciążenia i innymi parametrami sygnałów.

4. WNIOSKI

Odpowiedź emisji akustycznej stali S235 podczas rozciągania zależy nie tylko od aktualnego poziomu naprężenia, ale także od stanu materiału ukształtowanego przez wcześniejsze oddziaływanie wysokiej temperatury. Wraz z postępem zmian wywołanych wygrzewaniem następowało ograniczenie liczby zliczeń, zawężenie rozkładu amplitud oraz zmniejszenie udziału sygnałów o dużej intensywności. Największą wartość diagnostyczną zapewnia łączna analiza liczby zliczeń, amplitudy, Ib-value, relacji amplituda-czas trwania i momentu wystąpienia sygnału. Parametry te mogą wspomagać jakościowe rozpoznanie zmiany stanu materiału, nie stanowią jednak samodzielnej podstawy ilościowego wyznaczania nośności resztkowej. Ich praktyczne zastosowanie wymaga kalibracji dla danego materiału, geometrii elementu, sposobu obciążenia i konfiguracji pomiarowej.

LITERATURA

- [1] Adamczak-Bugno A., Charakterystyka emisji akustycznej stali konstrukcyjnych S235 i S355J2 w warunkach oddziaływań wysokotemperaturowych, Wydawnictwo Politechniki Świętokrzyskiej, Kielce 2026.
- [2] PN-EN ISO 6892-1:2019, Metale - Próba rozciągania - Część 1: Metoda badania w temperaturze pokojowej.

Amanda AKRAM*

WPLYW WŁAŚCIWOŚCI KRUSZYWA NA ODPORNOŚĆ BETONU NA PĘKANIE – ANALIZA PORÓWNAWCZA

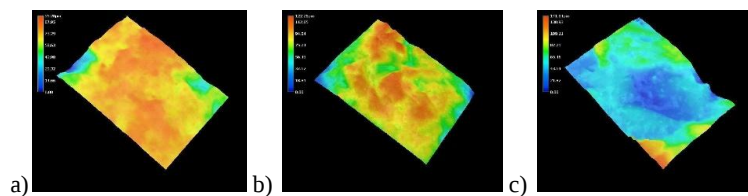
* Politechnika Lubelska, Wydział Budownictwa i Architektury, Ul. Nadbystrzycka 40, 20-618 Lublin

1. WPROWADZENIE

Beton jest materiałem wielofazowym, którego odporność na pękanie zależy od właściwości zaczynu cementowego, kruszywa oraz strefy przejściowej ITZ (*interfacial transition zone*). Spośród właściwości kruszywa istotne znaczenie mogą mieć zarówno odporność ziaren na miażdżenie, opisana wskaźnikiem miażdżenia ACV (*aggregate crushing value*), jak i charakterystyka topografii powierzchni [1,2]. Celem przedstawionej pracy jest analiza wpływu tych parametrów na odporność betonu na pękanie, określoną krytycznym współczynnikiem intensywności naprężeń w I modelu pękania K_{Ic} , oraz ocena, w jaki sposób zależności te zmieniają się wraz ze zmianą maksymalnego wymiaru ziaren kruszywa ($D_{max} = 16$ mm i $D_{max} = 22$ mm). Uzupełnieniem analizy była ocena podstawowych właściwości mechanicznych badanych betonów, obejmująca wytrzymałość na ściskanie (f_c), wytrzymałość na rozciąganie przy rozłupywaniu ($f_{ct,sp}$) oraz moduł sprężystości (E_c).

2. ANALIZA WYNIKÓW I WNIOSKI

Badania przeprowadzono dla sześciu serii betonów wykonanych z zastosowaniem trzech rodzajów kruszywa grubego: żwiru naturalnego (N), dolomitu (D) oraz granitu (G). Dla każdego rodzaju kruszywa wykonano serie z maksymalnym wymiarem ziaren $D_{max} = 16$ mm (L16N, L16D i L16G) oraz $D_{max} = 22$ mm (L22N, L22D i L22G). Wartość ACV określono w badaniu osiowego ściskania, natomiast parametr chropowatości powierzchniowej S_a (średnia arytmetyczna wysokość powierzchni) wyznaczono z użyciem profilometru optycznego Keyence (VHX 7000). Przykładowe mapy topografii powierzchni badanych próbek kruszyw pokazano na Rys. 1. Odporność betonu na pękanie określono zgodnie z metodą przedstawioną w RILEM TC 89-FMT. W Tab. 1 zestawiono wszystkie wartości średnie parametrów mechanicznych badanych betonów oraz najważniejsze właściwości zastosowanych kruszyw stanowiące podstawę dalszej analizy porównawczej.



Rys. 1. Skany 3D do pomiaru chropowatości: a) żwir, b) dolomit, c) granit.

Tabela 1. Zestawienie właściwości mechanicznych badanych betonów oraz wybranych właściwości zastosowanych kruszyw.

	D_{max} = 16 mm			D_{max} = 22 mm		
	L16N	L16D	L16G	L22N	L22D	L22G
K _{Ic} [MPa·√m]	1.12	1.18	1.17	1.31	1.38	0.89
f _c [MPa]	35.1	37.3	40.4	36.9	37.4	34.2
f _{ct,sp} [MPa]	2.68	2.76	3.39	3.32	3.19	2.99
E _c [GPa]	29.3	30.0	25.1	30.5	31.9	21.9
ACV [%]	8.24	9.99	15.80	10.85	13.63	17.79
S _a [μm]	8.11	12.26	14.10	8.11	12.26	14.10

Dla betonów z kruszywem o D_{max} = 16 mm zastosowanie dolomitu i granitu zwiększyło wytrzymałość na rozciąganie przy rozłupywaniu odpowiednio o 3,0% i 26,5% w porównaniu z betonem z kruszywem żwirowym. Pomimo wzrostu wartości wskaźnika ACV kruszywa z 8,24% do 15,80%, wartości współczynnika K_{Ic} wzrosły odpowiednio o 5,4% i 4,5%, co sugeruje, że większa chropowatość powierzchni kruszyw łamanych (dolomit i granit) mogła częściowo kompensować niekorzystny wpływ niższej odporności ziaren na miażdżenie. Dla betonów z kruszywem o D_{max} = 22 mm beton z dolomitem osiągnął najwyższą wartość współczynnika K_{Ic} (1,38 MPa·√m), natomiast zastosowanie granitu spowodowało jego spadek do 0,89 MPa·√m, tj. o 32,1% w porównaniu z serią L22N. Otrzymane wyniki wskazują, że wpływ kruszywa na odporność betonu na pękanie ma charakter wieloczynnikowy i zależy od wzajemnego oddziaływania jego wytrzymałości, chropowatości powierzchni oraz maksymalnego wymiaru ziaren. Wraz ze wzrostem maksymalnego wymiaru ziaren rośnie znaczenie wytrzymałości kruszywa, podczas gdy korzystny wpływ większej chropowatości powierzchni może okazać się niewystarczający, aby zwiększyć wartość krytycznego współczynnika intensywności naprężeń. Przedstawione wyniki potwierdzają, że wiarygodna ocena wpływu kruszywa na odporność betonu na pękanie wymaga jednoczesnego uwzględnienia jego wytrzymałości, chropowatości powierzchni oraz maksymalnego wymiaru ziaren. Uzyskane zależności mogą stanowić podstawę do optymalizacji doboru kruszyw do betonów przeznaczonych do konstrukcji wymagających podwyższonej odporności na propagację pęknięć.

LITERATURA

- [1] Hong L., Gu X., Lin F., Influence of aggregate surface roughness on mechanical properties of interface and concrete, Construction and Building Materials, Elsevier, Amsterdam 2014, ss. 338–349.
- [2] Akram A., Słowik M., Comparative analysis of the critical stress intensity factor tested by the RILEM method for two different concretes, Early-Age and Long-Term Cracking in RC Structures – CRC 2025, Springer, Cham 2025, ss. 81–90.

Mariusz BANASZKIEWICZ*

PRAKTYCZNE ALGORYTMY BIEŻĄCEGO MONITOROWANIA PĘKNIĘĆ W ELEMENTACH MASZYN ENERGETYCZNYCH

* Instytut Maszyn Przepływowych im. R. Szewalskiego Polskiej Akademii Nauk,
Zakład Konwersji Energii, ul. Fiszer 14, 80-231 Gdańsk

1. WPROWADZENIE

Pękanie elementów maszyn i urządzeń energetycznych pracujących w warunkach zmiennych obciążeń termomechanicznych stało się w ostatnich latach istotnym problemem technicznym z punktu widzenia bezpieczeństwa i niezawodności eksploatacji. Powodem takiego stanu jest starzenie się bloków energetycznych i przejście do elastycznej eksploatacji wymuszone przez wzrost produkcji energii ze źródeł odnawialnych.

W niniejszej pracy zaproponowano metodę bieżącego monitorowania pęknięć w elementach takich urządzeń jak turbiny czy kotły w oparciu o algorytmy obliczeń temperatury i współczynnika intensywności naprężeń.

2. ALGORYTM MONITOROWANIA PĘKNIĘĆ

Algorytm monitorowania pęknięć na bieżąco oblicza temperaturę w miejscu pęknięcia oraz współczynnik intensywności naprężeń dla znanej głębokości i kształtu pęknięcia występującego w elemencie o danej geometrii. Podstawowym obciążeniem elementu jest obciążenie termiczne wynikające ze zmian temperatury podczas nagrzewania i chłodzenia. Cykliczne zmiany temperatur i naprężeń powodują wzrost pęknięcia na skutek zmęczenia cieplnego.

Wzrost pęknięć opisywany jest metodami liniowo-sprężystej mechaniki pęknięcia i do jego modelowania wykorzystuje się prawa wzrostu typu Parisa-Erdogana. Kluczową rolę w opisie tempa rozwoju pęknięcia odgrywa dokładne określenie współczynnika intensywności naprężeń K_I . Najdokładniejsze są obliczenia metodą elementów skończonych ale metoda ta nie nadaje się do praktycznych obliczeń w trybie bieżącym w warunkach przemysłowych. W proponowanym algorytmie metoda elementów skończonych wykorzystywana jest do obliczeń funkcji wpływu dla współczynnika intensywności naprężeń, która jest parametrem modelu opisującego ten współczynnik, podobnie jak głębokość pęknięcia i jego kształt. W warunkach zmiennej temperatury postać tej funkcji zależy od aktualnej wartości temperatury co wynika ze zmienności modułu Younga i liczby Poissona. Zagadnienia obliczania współczynnika intensywności naprężeń przy zmiennej temperaturze poruszone są w następnym rozdziale.

Krytyczna wartość współczynnika intensywności naprężeń K_{Ic} jest funkcją temperatury elementu, która obliczana jest na bieżąco za pomocą algorytmu przedstawionego w [1].

3. WSPÓŁCZYNNIK INTENSYWNOŚCI NAPRĘŻEŃ

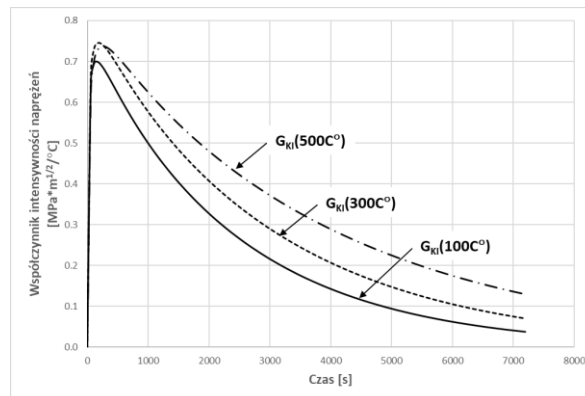
Wykorzystując twierdzenie Duhamela i teorię liniowo-sprężystej mechaniki pękania, współczynnik intensywności naprężeń przy pierwszym sposobie obciążenia termicznego K_I wywołanego małą zmianą temperatury powierzchni w czasie τ można określić z zależności [2].

$$K_I(t) = \int_0^t G_{K_I}(t - \tau) \frac{dT(\tau)}{d\tau} d\tau \quad (1)$$

gdzie:

$G_{K_I}(t - \tau)$ - funkcja Greena dla współczynnika intensywności naprężeń,
 t - czas całkowania,
 T - temperatura powierzchni.

Funkcję Greena dla współczynnika intensywności naprężeń wyznacza się za pomocą metody elementów skończonych. Przykładowy przebieg funkcji Greena wyznaczonych w trzech temperaturach (100°C, 300°C i 500°C) dla obwodowego pęknięcia o głębokości 25 mm na powierzchni zewnętrznej cylindra o średnicy 430 mm przedstawiono na Rys. 1. Widoczny jest wpływ temperatury zarówno na wartość maksymalną funkcji wpływu jak i na jej przebieg w czasie po osiągnięciu maksimum.



Rys. 1. Funkcje Greena dla współczynnika intensywności naprężeń dla różnych temperatur.

LITERATURA

- [1] Banaszkiewicz M., Online determination of transient thermal stresses in critical steam turbine components using a two-step algorithm, Journal of Thermal Stresses vol. 40 No 6, 2017, ss. 690-703.
- [2] Lee H.Y., Kim J.B., Yoo B., Green's function approach for crack propagation problem subjected to high cycle thermal fatigue loading, International Journal of Pressure Vessel and Piping 76, 1999, ss. 487-494.

Aleksander BŁACHUT*, Paweł GAŚSIOR*, Jerzy KALETA*, Pavel DRUZINHIN, Anthony LEVILLAIN**, Clément NONY-DAVADIE****

WPLYW TEMPERATURY NA CHARAKTERYSTYKI ROZERWANIA KOMPOZYTOWYCH ZBIORNIKÓW WODOROWYCH TYPU IV

* Politechnika Wrocławska, Wydział Mechaniczny, Wybrzeże Wyspiańskiego 27, 50-370 Wrocław, Polska

** Opmobility, H₂POWER, 214 Avenue de la Mare Gessart, 60280 Venette, France

1. WPROWADZENIE

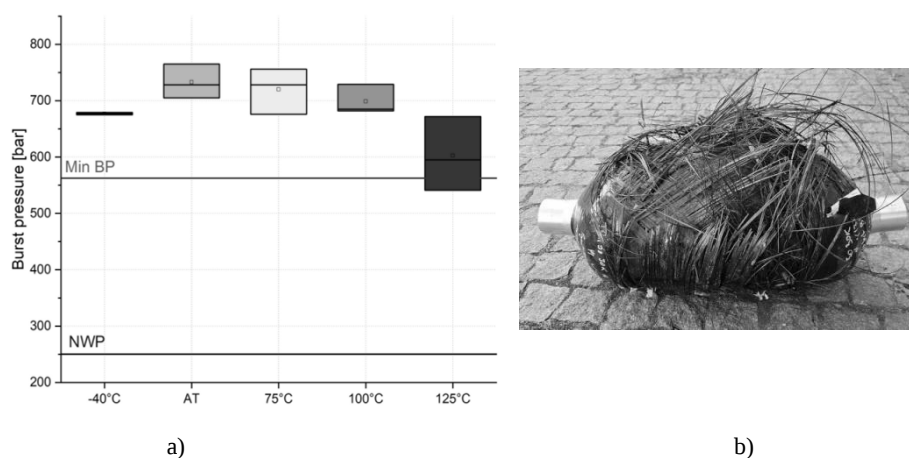
Magazynowanie wodoru w lekkich, wysokociśnieniowych zbiornikach kompozytowych stanowi kluczową technologię w jego transporcie i gromadzeniu na potrzeby zasilania pojazdów typu FCEV. Zbiorniki typu IV, składające się z polimerowej warstwy wewnętrznej (linera) wzmocnionej kompozytem z włókien węglowych, charakteryzują się bardzo korzystnym stosunkiem masy do pojemności. Jednocześnie ich właściwości mechaniczne, zależne od temperatury, mogą istotnie wpływać na ciśnienie rozrywające oraz bezpieczeństwo eksploatacji. W niniejszej pracy zbadano wpływ temperatury na charakterystyki rozerwania zbiorników wodorowych typu IV, wykorzystując połączone podejście eksperymentalne i numeryczne. Próby rozerwania przeprowadzono w temperaturach od -40°C , odpowiadającej warunkom procesu tankowania wodoru, do $+125^{\circ}\text{C}$, odpowiadającej temperaturze zeszklenia materiału linera, zgodnie z wymaganiami obowiązujących norm.

Z badanego zakresu wybrano pięć temperatur testowych: -40°C , 23°C , 75°C , 100°C oraz 125°C . W każdej z wybranych temperatur trzy zbiorniki ciśnieniowe poddano próbie rozerwania w komorze klimatycznej, zapewniającej kontrolowane warunki temperaturowe. Odpowiedź konstrukcji zbiorników rejestrowano poprzez pomiar ciśnienia wewnętrznego w chwili rozerwania oraz odkształceń osiowych i obwodowych, wykorzystując przetworniki ciśnienia i temperatury oraz czujniki światłowodowe typu FBG (Fiber Bragg Grating).

2. WYNIKI EKSPERYMENTALNE I NUMERYCZNE

Wyniki wskazują na redukcję ciśnienia rozerwania wraz ze wzrostem temperatury, spowodowaną przede wszystkim zmiękczeniem linera oraz degradacją parametrów żywicy epoksydowej, tj. połączenia na granicy włókno–matryca. Jednocześnie wykazano, że dzięki optymalizacji konstrukcji zbiornika oraz zastosowaniu materiałów o wysokich parametrach użytkowych, minimalne ciśnienie rozerwania może przekraczać wymagany poziom nawet w warunkach znacznego obciążenia termicznego.

Symulacje metodą elementów skończonych, wykorzystujące zależne od temperatury modele materiałowe, odtworzyły eksperymentalne mechanizmy uszkodzenia z wysoką zgodnością, potwierdzając wpływ warunków termicznych na rozkład naprężeń oraz inicjację zniszczenia. Uzyskane wyniki obliczeniowe potwierdziły zależność pomiędzy temperaturą a wytrzymałością zbiornika typu IV. Mogą one również stanowić praktyczne wskazówki dotyczące projektowania, badań i bezpiecznej eksploatacji kompozytowych zbiorników do magazynowania wodoru w zmiennych warunkach środowiskowych.



Rys. 1. Wpływ temperatury na ciśnienie rozrywania zbiorników kompozytowych typu IV (a) oraz widok zbiornika po próbie niszczącej (b).

LITERATURA

- [1] United Nations Economic Commission for Europe. (2015). Uniform provisions concerning the approval of motor vehicles with regard to their hydrogen storage system and specific components of hydrogen storage system (Regulation No. 134). Official Journal of the United Nations.

Radosław CIEMIERNIEWICZ*, Tomasz MACHNIEWICZ*

MODELOWANIE PRZY UŻYCIU MES WPŁYWU LICZBY CYKLI W BLOKOWYM PRZECIĄŻENIU NA SPOWOLNIENIE PROPAGACJI PĘKNIĘĆ ZMĘCZENIOWYCH

* Akademia Górniczo-Hutnicza im. Stanisława Staszica, Wydział Inżynierii Mechanicznej i Robotyki, Al. Adama Mickiewicza 30, 30-059 Kraków

W artykule przedstawiono autorski model MES opracowany w środowisku ANSYS Workbench do symulacji rozwoju pęknięć zmęczeniowych z uwzględnieniem efektów interakcji obciążeń, określanych zgodnie z koncepcją Elbera na podstawie analizy zjawiska zamykania się pęknięcia spowodowanego plastycznością [1]. Efekt ten modelowano poprzez oddziaływanie powierzchni kontaktowych powstających w wyniku wydłużenia pęknięcia, co zrealizowano przez zmianę kontaktów typu *bonded* na *frictionless* pomiędzy elementami skończonymi wzdłuż założonej ścieżki propagacji [2]. Poziom naprężen otwarcia pęknięcia wyznaczano na podstawie statusu kontaktów w jego wierzchołku oraz analizy zmian rozwarcia wierzchołka pęknięcia (CTOD) wraz z obciążeniem.

W odróżnieniu od większości metod opisywanych w literaturze [3] oraz dostępnych w komercyjnych pakietach obliczeniowych (np. ANSYS *Smart Crack Growth* [2]), zaproponowana strategia umożliwia prowadzenie w pełni nieliniowych analiz z zastosowaniem zaawansowanych modeli sprężysto-plastycznych oraz symulację propagacji pęknięć również w przypadkach, gdy płaszczyzna pęknięcia nie pokrywa się z osią symetrii analizowanego obiektu. Opracowanie modelu poprzedzono obszernym studium czułości dotyczącym dostępnych w pakiecie ANSYS opcji obliczeń oraz parametrów numerycznych związanych z przyjętym scenariuszem symulacji i metodą modelowania pęknięcia.

Model zastosowano do symulacji rozwoju pęknięć zmęczeniowych w próbkach z centralnym pęknięciem M(T) oraz próbkach zwartych C(T) wykonanych ze stali konstrukcyjnej S355J2. Do analiz wykorzystano sprężysto-plastyczne modele materiałowe opracowane na podstawie badań niskocyklowych, obejmujące wieloliniowe umocnienie kinematyczne oraz model Chaboche'a. Dla obydwu opcji obliczeń przeprowadzono symulacje pęknięć zmęczeniowych z uwzględnieniem obciążeń stałoamplitudowych, a także pojedynczych i blokowych przeciążeń, które wprowadzają jeden z najbardziej znaczących efektów interakcji obciążeń.

Uzyskane wyniki potwierdziły wysoką skuteczność opracowanego modelu do odwzorowania efektu pojedynczego przeciążenia w sposób zgodny w sensie jakościowym i ilościowym z wynikami badań eksperymentalnych. Dzięki zastosowaniu cyklicznej charakterystyki materiału opisanej przy użyciu modelu Chaboche'a udało się odzwierciedlić masywny wpływ liczby cykli w bloku przeciążającym na obserwowany w badaniach efekt spowolnienia rozwoju pęknięcia po przeciążeniu. Według wiedzy autorów, zjawisko to nie zostało wcześniej skutecznie zamodelowane przy użyciu modeli MES, a stosowane wcześniej empiryczne i półempiryczne koncepcje zupełnie je ignorowały.

Uzyskana zgodność wyników symulacji z danymi eksperymentalnymi potwierdza, że pomimo wieloletnich kontrowersji zjawisko zamykania się pęknięcia spowodowanego plastycznością pozostaje użyteczną i fizycznie uzasadnioną podstawą prognozowania rozwoju pęknięć zmęczeniowych przy obciążeniach zmiennoodkształdowych. Jednocześnie skuteczne odwzorowanie wpływu liczby cykli w bloku przeciążającym na efekt spowolnienia propagacji pęknięcia wskazuje, że mechanizmem odpowiedzialnym za to zjawisko jest cykliczna akumulacja odkształceń plastycznych przed frontem pęknięcia. Opracowana strategia stanowi efektywne narzędzie do prowadzenia nieliniowych symulacji propagacji pęknięć zmęczeniowych i może stanowić cenną alternatywę dla czasochłonnych badań eksperymentalnych oraz punkt wyjścia do analiz bardziej złożonych historii obciążeń.

LITERATURA

- [1] Elber W., The significance of fatigue crack closure. In: Rosenfeld M.S. (Ed.) Damage Tolerance in Aircraft Structures. ASTM STP 486, 1971, 230-242.
- [2] ANSYS, Inc. (2022). ANSYS Mechanical User's Guide, Release 2025 R2. Canonsburg, PA, USA: ANSYS, Inc.
- [3] Machniewicz T., Fatigue crack growth prediction models for metallic materials. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 36(4), 2012, 293–307.

Oświadczenie:

Praca została dofinansowana ze środków przyznanych Akademii Górniczo-Hutniczej w Krakowie w ramach subwencji badawczej. Autor R.C. potwierdza sfinansowanie opłaty konferencyjnej ze środków programu „Inicjatywa Doskonałości – Uczelnia Badawcza” w AGH

**Szymon DZIUBA*, Grzegorz LESIUK*, Patrycja
SZYMCZYK-ZIÓLKOWSKA**, Bartosz BABIARCZUK*, Marcin
MADEJA**, Michał KAROLUK**, Dariusz ROZUMEK*****

**ANALIZA ZACHOWANIA SIĘ ZMĘCZENIOWEGO STOPU
TI-6AL-7NB WYTWARZANEGO TECHNOLOGIĄ ELECTRON
BEAM POWDER BED FUSION (EB-PBF)**

* Katedra Mechaniki, Inżynierii Materiałowej i Inżynierii Biomedycznej, Wydział Mechaniczny, Politechnika Wrocławska, ul. Smoluchowskiego 25, 50-372 Wrocław, Polska

** Centrum Zaawansowanych Technologii Wytwarzania, Wydział Mechaniczny, Politechnika Wrocławska, ul. Łukasiewicza 5, 50-371 Wrocław, Polska

*** Katedra Mechaniki i Podstaw Konstrukcji Maszyn, Politechnika Opolska, ul. Mikołajczyka 5, 45-271 Opole, Polska

Stop Ti-6Al-7Nb, jest obniżającą toksyczność alternatywą dla Ti-6Al-4V. Stanowi atrakcyjny materiał dla zastosowań biomedycznych wymagających połączenia wysokiej wytrzymałości właściwej, odporności korozyjnej i biogodności. Równolegle dynamiczny rozwój technologii przyrostowych, w szczególności Electron Beam Powder Bed Fusion (EB-PBF), umożliwia wytwarzanie implantów o złożonej geometrii oraz architekturze porowatej sprzyjającej osteointegracji. Kluczowym ograniczeniem w kwalifikacji elementów wytwarzanych przyrostowo pozostaje ich niezawodność w warunkach obciążeń cyklicznych, gdzie dominującym mechanizmem zniszczenia jest inicjacja i propagacja pęknięć zmęczeniowych, silnie zależna od jakości warstwy wierzchniej, porowatości oraz defektów technologicznych.

Celem pracy jest przedstawienie charakterystyki zachowania zmęczeniowego stopu Ti-6Al-7Nb wytworzonego metodą EB-PBF z uwzględnieniem mechanizmów pękania zmęczeniowego oraz wpływu parametrów wytwarzania i zastosowanej obróbki. W szczególności analizowany jest wpływ orientacji budowy względem kierunku obciążenia oraz obróbki hot isostatic pressing (HIP), traktowanej jako kluczowy etap redukcji nieciągłości wewnętrznych i homogenizacji materiału. Zakres pracy obejmuje ocenę odporności w dla zmęczenia wysokocyklowego oraz fraktograficzną analizę przełomów w celu identyfikacji miejsc inicjacji pęknięć (np. defekty wewnętrzne, nieciągłości blisko powierzchni, charakter warstwy wierzchniej) oraz morfologii obszarów propagacji pęknięcia.

Przedstawione podejście odpowiada na potrzebę systematycznej kwalifikacji stopu Ti-6Al-7Nb w kontekście EB-PBF, wskazując kluczowe czynniki determinujące trwałość zmęczeniową elementów wytwarzanych przyrostowo. Wyniki tego typu badań mają istotne znaczenie aplikacyjne dla projektowania i certyfikacji długotrwale obciążanych implantów oraz dla rozwoju procedur wytwarzania i obróbek poprocesowych ukierunkowanych na poprawę niezawodności zmęczeniowej.

LITERATURA

- [1] Semlitsch, M. F., Weber, H., Streicher, R. M., Schn, R., Joint replacement components made of Ti-GAL7Nb alloy, *Biomaterials*, 1992, vol 13, no.11.
- [2] Kobayashi E., Wang T. J., Doi H., Yoneyama T., Hamanaka. H., Mechanical properties and corrosion resistance of Ti-6Al-7Nb alloy dental castings. *Journal Of Materials Science: Materials in Medicine*, 1998, ss 567—574
- [3] Megahed, S., Aniko, V., Schleifenbaum, J. H). Electron Beam-Melting and Laser Powder Bed Fusion of Ti6Al4V: Transferability of Process Parameters. *Metals*, 2022, vol. 12.
- [4] Xu, C., Sikan, F., Atabay, S. E., Muñoz-Lerma, J. A., Sanchez-Mata, O., Wang, X., Brochu, M., Microstructure and mechanical behavior of as-built and heat-treated Ti-6Al-7Nb produced by laser powder bed fusion. *Materials Science and Engineering*, 2020.
- [5] Laskowska D., Bałasz B., Zawadka W., Microstructure and Mechanical Properties of As-Built Ti-6Al-4V and Ti-6Al-7Nb Alloys Produced by Selective Laser Melting Technology, *Materials*, 2024, vol 17.

Paweł GAŚSIOR*, Rafał MECH*, Maciej PANEK*

OCENA ROZWOJU USZKODZEŃ ZMĘCZENIOWYCH W KOMPOZYTACH TERMOPLASTYCZNYCH WZMACNIANYCH WŁÓKNAMI WĘGLOWYMI I BAZALTOWYMI

* Politechnika Wrocławska, Wydział Mechaniczny, Wybrzeże Wyspiańskiego 27,
50-370 Wrocław, Polska

1. WPROWADZENIE

Celem pracy jest eksperymentalna ocena rozwoju uszkodzeń zmęczeniowych w jednokierunkowych (UD) kompozytach termoplastycznych wzmacnianych włóknami, przeznaczonych do zastosowania w nawijaniu zbiorników wysokociśnieniowych i kriogenicznych do magazynowania wodoru. Badania realizowano w ramach projektu ECOHYDRO, a ich zakres obejmował charakterystykę progresywnego rozwoju uszkodzeń podczas cyklicznego obciążenia rozciągającego oraz ocenę możliwości zastosowania metod monitorowania stanu konstrukcji (Structural Health Monitoring, SHM) w odniesieniu do kompozytowych zbiorników ciśnieniowych.

Przedmiotem badań były dwa rodzaje jednokierunkowych laminatów kompozytowych wykonanych z wykorzystaniem termoplastycznej żywicy Elium®: laminaty wzmacniane włóknami węglowymi oraz laminaty wzmacniane włóknami bazaltowymi Filava®. Próbkę poddawano cyklicznym próbom rozciągania przy różnych poziomach obciążenia, reprezentatywnych dla warunków eksploatacyjnych. W trakcie badań prowadzono ciągły monitoring rozwoju uszkodzeń z wykorzystaniem dwóch uzupełniających technik monitorowania stanu konstrukcji: czujników światłowodowych z siatką Bragga (Fibre Bragg Grating, FBG) oraz emisji akustycznej (Acoustic Emission, AE).

Zastosowanie obu metod umożliwiło jednoczesną ocenę lokalnych zmian zachodzących w materiale oraz globalnego rozwoju uszkodzeń w całym okresie eksploatacji zmęczeniowej próbek. Pomiary FBG wykorzystano do ilościowej oceny zmian lokalnego wskaźnika uszkodzenia, natomiast analiza sygnałów emisji akustycznej pozwoliła na identyfikację aktywnych mechanizmów uszkodzeń oraz określenie kolejnych etapów degradacji materiału [1, 2].

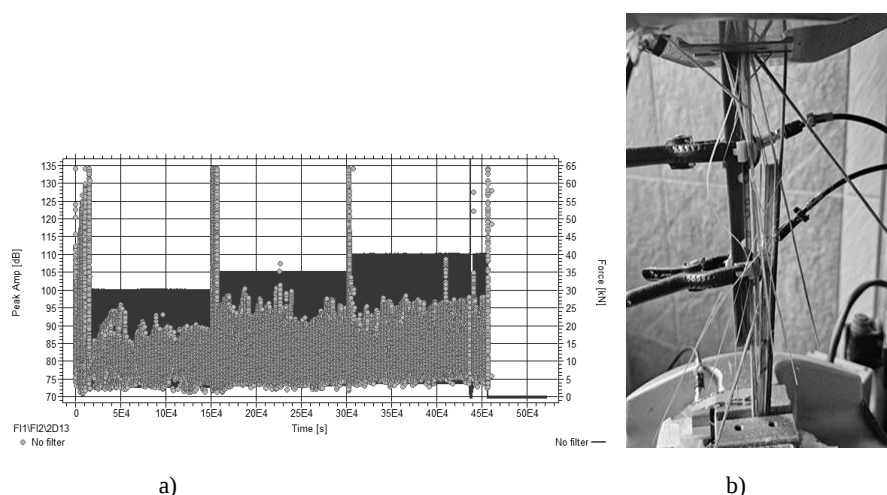
2. WYNIKI EKSPERYMENTALNE

Uzyskane wyniki wskazują, że degradacja zmęczeniowa badanych kompozytów ma charakter progresywny i przebiega poprzez kolejne mechanizmy uszkodzeń. Proces rozpoczyna się od powstawania mikropęknięć w osnowie oraz degradacji połączenia włókno-osnowa, następnie prowadzi do stopniowego zmniejszenia sztywności materiału, a w końcowym etapie do pęknięcia włókien i gwałtownego zniszczenia próbki. Analiza sygnałów FBG umożliwiła monitorowanie rozwoju uszkodzeń poprzez zmiany lo-

kalnego wskaźnika uszkodzenia. Jednocześnie technika AE pozwoliła na wczesne wykrywanie aktywnych procesów uszkodzeniowych oraz identyfikację przejścia od stabilnej akumulacji uszkodzeń zmęczeniowych do etapu poprzedzającego zniszczenie.

Przeprowadzona analiza porównawcza kompozytów wzmacnianych włóknami węglowymi i bazaltowymi wykazała różnice w ich zachowaniu zmęczeniowym, zmianach wskaźnika uszkodzenia oraz przebiegu rozwoju uszkodzeń, wynikające z rodzaju zastosowanego wzmocnienia. Jednocześnie zaobserwowano wspólne charakterystyczne etapy procesu zmęczeniowego, obejmujące inicjację uszkodzeń, ich stopniową akumulację oraz końcowe zniszczenie włókien. Wyniki potwierdzają komplementarność metod FBG i AE w monitorowaniu stanu kompozytowych struktur obciążanych cyklicznie.

Uzyskane rezultaty stanowią podstawę eksperymentalną do opracowania metod prognozowania trwałości zmęczeniowej oraz strategii monitorowania stanu kompozytowych zbiorników ciśnieniowych do magazynowania wodoru. Opracowana baza danych eksperymentalnych może zostać wykorzystana w dalszych pracach nad opracowaniem i walidacją modeli predykcyjnych, w szczególności modeli służących do oceny pozostałego okresu użytkowania konstrukcji, a także do opracowania systemów monitorowania integralności konstrukcji dla pełnowymiarowych kompozytowych zbiorników ciśnieniowych.



Rys. 1. Amplituda sygnałów emisji akustycznej dla próbki typu UD/CF w trakcie zmęczeniowej próby narastającej (a) oraz widok uszkodzonej próbki po badaniu (b).

LITERATURA

- [1] D. Jung and J. Lee, "Enhancing Reliability and Safety in Industrial Applications: Assessing the Applicability of Energy b-Value to Composites," *Materials*, vol. 17, no. 2, p. 447, Jan. 2024, doi: 10.3390/MA17020447.
- [2] J. Bohse, "Acoustic emission characteristics of micro-failure processes in polymer blends and composites," *Compos. Sci. Technol.*, vol. 60, no. 8, pp. 1213–1226, 2000, DOI: 10.1016/S0266-3538(00)00060-9.

Urszula JANUS-GAŁKIEWICZ*, Jarosław GAŁKIEWICZ*

ENERGIA JAKO KRYTERIUM PĘKANIA ŁUPLIWEGO

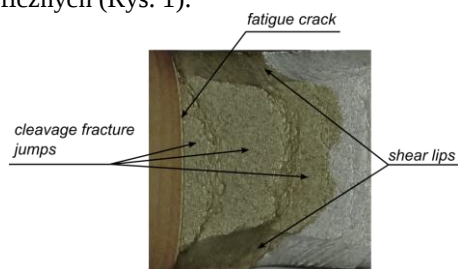
*Katedra Podstaw Konstrukcji Maszyn i Technologii Mechanicznej, Wydział Mechatroniki i Budowy Maszyn, Politechnika Świętokrzyska w Kielcach, al. 1000-lecia Państwa Polskiego 7, 25-314 Kielce

ABSTRACT

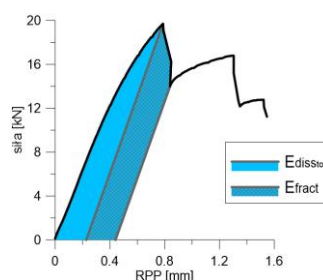
Pękanie łupliwe często poprzedzone jest pękaniem ciągłym. Na proces pękania wpływ ma wiele czynników, które mogą doprowadzić do nagłej zmiany mechanizmu pękania. W artykule przedstawiono analizę pękania stali ultrawysokowytrzymałej Hardox-400 o strukturze odpuszczonego martenzytu/bainitu. Podczas badań doświadczalnych zaobserwowano charakterystyczne dla pękania łupliwego skoki. Praca dotyczy analizy wpływu energii na proces pękania łupliwego.

WSTĘP

Pękanie kruche jest najbardziej niekorzystnym sposobem pękania ze względu na dynamikę rozwoju pęknięcia, a także ze względu na całkowity brak kontroli nad uaktywnionym procesem [1]. Do zainicjowania pękania łupliwego niezbędna jest obecność pęknięć/mikropęknięć czy też pustki/wtrącenia w materiale, które spowodują wzrost naprężeń normalnych. Pękanie łupliwe choć zostało sklasyfikowane jako mechanizm kruchy, często poprzedzone jest rozwojem pękania wg mechanizmu ciągłego. Proces pękania wrażliwy jest na wiele czynników, które mogą doprowadzić do zmiany mechanizmu pękania [2]. Zmianę mechanizmu z ciągłego na kruchy można zaobserwować na wykresie obrazującym zmianę obciążenia w funkcji rozwarcia powierzchni pęknięcia, jak również poprzez obserwację powierzchni przełomu podczas badań fraktograficznych (Rys. 1).



Rys. 1. Powierzchnia przełomu, temp 0°C.



Rys.2. Pękanie ciągliwo-łupliwe z charakterystycznymi skokami pękania łupliwego

Opracowano kilka kryteriów pękania wykorzystujących różne wielkości fizyczne opisane między innymi w monografiach: [1], [3-5]. Kryteria te najczęściej klasyfikowane są w trzech grupach jako:

- kryteria energetyczne
- kryteria siłowe

- kryteria deformacyjne (odkształceniowe)

Najbardziej popularne są kryteria oparte o takie wielkości fizyczne jak: współczynnik intensywności naprężenia K (kryterium lokalne, siłowe), współczynnik uwalniania energii G (kryterium globalne, energetyczne), całka J (w zależności od sytuacji spełnia cechy wszystkich grup), rozwarcie wierzchołkowe pęknięcia δ_t (kryterium lokalne, odkształceniowe). W niniejszej pracy skupiono się na analizie wpływu współczynnika uwalniania energii G na proces pękania łupliwego. Parametr ten może stanowić podstawę do zbudowania kryterium pękania łupliwego, jak również może być uzupełnieniem kryterium naprężeniowego.

WSPÓŁCZYNNIK UWALNIANIA ENERGII

Procesowi pękania w materiałach sprężysto–plastycznych towarzyszy dyssypacja energii, którą w najbardziej ogólny sposób można podzielić na energię dyssypowaną na tworzenie nowej powierzchni wewnątrz materiału i związane z tym procesem zjawiska takie jak tworzenie i rozwój mikropęknięć, pustek oraz na rozwój odkształceń plastycznych. Różne są źródła energii dla obu procesów dyssypacyjnych [6]. Nowa powierzchnia, zdominowana przez łupliwy mechanizm pękania, powstaje wyłącznie z zasobów energii sprężystej zmagazynowanej w obciążonej próbce zawierającej szczelinę. Jedynie część tej energii zostaje wykorzystana na tworzenie nowej powierzchni. Pozostała część zostaje odzyskana po zdjęciu obciążenia. Im niższa temperatura, w której zachodzi proces pękania, tym większa część energii sprężystej zamieniana jest na energię powierzchniową. Aby następowała dyssypacja energii na odkształcenia plastyczne, musi być ona dostarczona w postaci pracy sił zewnętrznych. Na Rys. 2 przedstawiono obszary energii dyssypowanej ($E_{diss_{tot}}$) i pękania (E_{fract}).

W niniejszym artykule dokonano analizy współczynnika uwalniania energii zakładając zależność:

$$G = \frac{E_{fract}}{d_s}$$

gdzie: d_s - doświadczalna powierzchnia skoku, E_{fract} - energia pękania.

LITERATURA

- [1] Neimitz, Andrzej. Mechanika Pękania. Warszawa : Wydawnictwa Naukowe PWN, 1998.
- [2] Neimitz, Andrzej and Dzioba Ihor. Rozwój mechanizmów zniszczenia przed frontem wzrastających stabilnie pęknięć w stali 18G2A i 40HNMA.. Kielce : Wyd. PŚk Kielce, 2001. VIII Konferencja Mechaniki Pękania. Vol. 73, pp. 451-460.
- [3] Anderson, T. L. Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications. Boca Raton : CRC Press, 1994.
- [4] Broberg, K. Bertram. Cracks and Fracture. San Diego : Academic Press, 1999.
- [5] Neimitz, Andrzej, et al. Ocena wytrzymałości, trwałości i bezpieczeństwa pracy elementów konstrukcyjnych zawierających defekty. Kielce : Wyd. Politechniki Świętokrzyskiej, 2008.
- [6] Neimitz, Andrzej. The jump-like crack growth model, the estimation of fracture energy and JR curve. Engineering Fracture Mechanics. 2008, Vol. 75, pp. 236-252.

Mariusz JANUSZ-BIELECKI*, Jarosław GAŁKIEWICZ*

WPŁYW STANU NAPRĘŻENIA NA WYTRZYMAŁOŚĆ ZMĘCZENIOWĄ ELEMENTÓW KONSTRUKCYJNYCH

*Politechnika Świętokrzyska, Wydział Mechatroniki i Budowy Maszyn,
Aleja Tysiąclecia Państwa Polskiego 7, 25-314 Kielce

1. WPROWADZENIE

Elementy konstrukcyjne maszyn, obiektów budowlanych i urządzeń ciśnieniowych ulegają zniszczeniu także pod działaniem naprężeń znacznie mniejszych od wytrzymałości materiału wyznaczonej w próbach statycznych [2]. Szczególnie narażone są elementy z karbami, w których lokalna koncentracja naprężeń decyduje o miejscu i czasie inicjacji pęknięcia zmęczeniowego; mechanizm ten wykazuje analogię do pęknięcia ciągłego, na które istotny wpływ ma trójosiowość stanu naprężenia η [4]. Dla obciążeń statycznych rolę tego parametru potwierdzono licznymi badaniami; dla obciążeń zmiennych brakuje jednak ilościowego opisu tej zależności oraz praktycznych metod szacowania wytrzymałości zmęczeniowej elementów z karbami na podstawie rozkładu trójosiowości. Celem pracy było określenie tego wpływu oraz opracowanie potoku obliczeniowego łączącego modelowanie numeryczne z uczeniem maszynowym. Postawiono tezę, że możliwe jest wyznaczenie ilościowej zależności między wytrzymałością zmęczeniową a trójosiowością za pomocą regresji liniowej wielorakiej (LR) oraz regresji wektorów nośnych (SVR).

2. WYNIKI

Badaniami objęto trzy typy elementów konstrukcyjnych: płaski z otworem kołowym, o przekroju kołowym z karbem półokrągłym oraz o przekroju prostokątnym z odsadzeniem, w dziewięciu konfiguracjach obciążenia – rozciąganie, zginanie, skręcanie i ich kombinacje – co dało łącznie 4752 rozwiązania metodą elementów skończonych. Pole skalarne trójosiowości sprowadzono do wektora sześciu miar statystycznych jego rozkładu (średnia, mediana, dominanta, odchylenie standardowe, skośność, kurtoza), stanowiących cechy wejściowe modeli regresji liniowej wielorakiej oraz regresji wektorów nośnych z jądrem RBF.

Obliczenia wykazały wyraźny związek pola trójosiowości ze współczynnikiem kształtu karbu α_k . Dla elementów rozciąganych rozstrzygający jest poziom wartości centralnych rozkładu – korelacje średniej trójosiowości z α_k sięgają od +0,91 do +0,95; dla elementów zginanych obniżają się do +0,016-0,50, a decydujące staje się odchylenie standardowe (+0,86-0,95). Wynika to z antysymetrii pola naprężeń przy zginaniu względem osi obojętnej, przez co wartość średnia traci zdolność różnicowania geometrii, a informację o koncentracji przenosi wówczas rozrzut rozkładu. Spośród parametrów geometrycznych najsilniej na α_k oddziałują wymiary karbu (od -0,85 do -0,96); wymiary gabarytowe elementu wykazują korelacje słabe (od +0,22 do +0,48).

Opracowano osiemnaście modeli regresyjnych, które na zbiorze testowym osiągnęły współczynnik determinacji R^2 od 0,9320 do 0,9930, przy błędach MAE od 0,0192 do 0,0543 i RMSE od 0,0268 do 0,0635; regresja liniowa okazała się algorytmem prefe-

rowanym dla większości przypadków. Analiza krzywych uczenia metodą pięciokrotnej walidacji krzyżowej nie wykazała przetrenowania żadnego modelu.

Wyniki, w powiązaniu z klasycznymi zależnościami między α_k , współczynnikiem działania karbu β_k a wytrzymałością zmęczeniową, potwierdzają postawioną tezę i pozwalają sformułować zalecenia projektowe: dla elementów rozciąganych decydujący jest niski poziom średniej i mediany trójosiowości, dla zginanych – ograniczenie rozrzutu jej rozkładu, a dla obciążeń złożonych konieczne jest podejście indywidualne. Opracowany potok obliczeniowy, łączący MES z uczeniem maszynowym, jest przenośny na inne pola skalarne i zagadnienia mechaniki ciała stałego; jego zastosowanie ograniczone jest obecnie do zakresu liniowo-sprężystego, a pełne potwierdzenie przydatności modeli wymaga walidacji na niezależnych danych doświadczalnych.

LITERATURA

- [1] M. Janusz-Bielecki, J. Gałkiewicz, Analysis of the stress triaxiality impact on the fatigue strength of a structural component with machine learning tools, *Advances in Science and Technology Research Journal*, 2026.
- [2] S. Kocańda, J. Szala, *Podstawy obliczeń zmęczeniowych*, PWN, Warszawa, 1997.
- [3] W. D. Pilkey, D. F. Pilkey, Z. Bi, *Peterson's Stress Concentration Factors*, John Wiley & Sons, Hoboken, 2020.
- [4] J. R. Rice, D. M. Tracey, On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1969.
- [5] W. C. Young, R. G. Budynas, *Roark's Formulas for Stress and Strain*, McGraw-Hill, New York, 2002.

Aleksander KMIECIK*, Jerzy DETYNA*, Jerzy KALETA*

MODEL WIELOSKALOWY KOMPOZYTU DO ANALIZY ZBIORNIKÓW CIŚNIENIOWYCH DO MAGAZYNOWANIA WODORU Z UWZGLĘDNIENIEM SIŁY NACIĄGU WŁÓKNA PODCZAS NAWIJANIA

* Politechnika Wrocławska, Wydział Mechaniczny, Katedra Mechaniki, Inżynierii Materiałowej i Biomedycznej, Wybrzeże Wyspiańskiego 27, 50-370 Wrocław,

Podjęto zagadnienie wpływu naciągu włókna oraz opracowano algorytm doboru jego racjonalnej sekwencji i wartości w procesie nawijania wysokociśnieniowych zbiorników kompozytowych do magazynowania wodoru. Głównym celem było możliwe najlepsze wykorzystanie właściwości wytrzymałościowych i zmniejszenie masy włókna węglowego (najdroższy składnik w procesie wytwarzania), bez obniżania wymagań w zakresie bezpieczeństwa zbiorników. Przyjęto, że naprężenia będące następstwem siły naciągu mogą pozytywnie wpływać na wytrzymałość badanego obiektu i powinny być wzięte pod uwagę w procesie projektowania zbiorników.

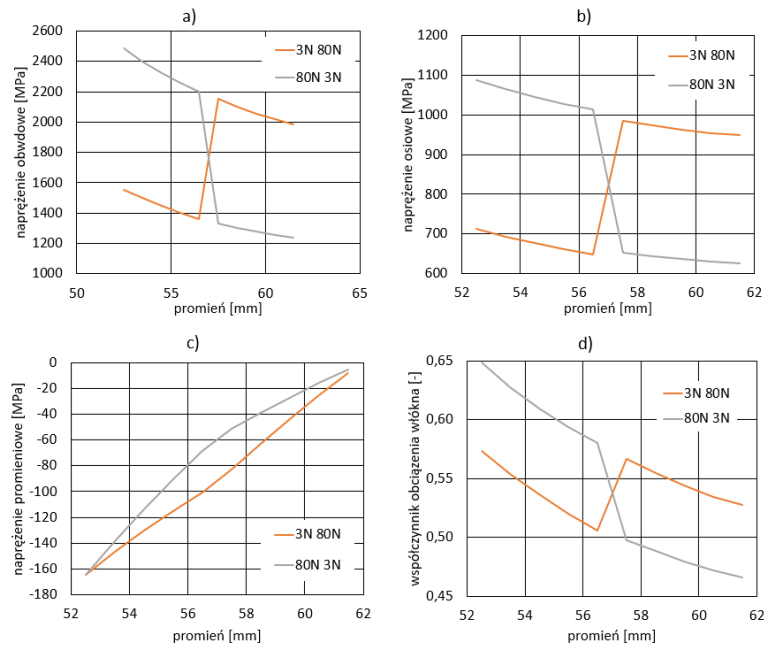
Przygotowano dwie serie zbiorników, które nawijano przy stałej sile naciągu włókna wynoszącej odpowiednio 3N i 80 N. Pozostałe parametry technologiczne procesu, takie jak rodzaj i masa użytego włókna węglowego, były takie same dla wszystkich zbiorników. W celu określenia wpływu siły naciągu na zachowanie konstrukcji przeprowadzono quasi-statyczne próby rozrywania, podczas których mierzono odkształcenia sprężyste na powierzchni zbiorników.

	Graficzne przedstawienie danych	Opis
Skala mikro	1	- Badanie mikroskopowe przy użyciu różnych powiększeń. - Obiekty o różnych właściwościach geometrycznych. - Analiza powierzchni płaskiej.
	2	- Identyfikacja obiektów na podstawie kolorów i odcieni. - Przetwarzanie obrazu i analiza statystyczna elementów składowych. - Definiowanie modeli geometrycznych i statystycznych obserwowanych obiektów.
	3 4 Modelowanie konstytutywne	- Definicja właściwości jednokierunkowego kompozytu włóknistego. - Zakłada się, że defekt i włókno są stałe w przekroju poprzecznym.
Skala mezo	3 4 Modelowanie konstytutywne	- Pośrednie modelowanie w skali długości mezo w celu uwzględnienia przepływu. - Modelowanie w skali mezo wynika z potrzeb diagnostycznych.
Skala makro	5 6	- Model zbiornika składający się z warstw kompozytowych i stalowego rdzenia. - Wykorzystanie elementów powłokowych i bryłowych. - Część kompozytowa składa się z 7 jednorodnych warstw. - Efekty przeplatania, kieszenie żywicne i pęcherzyki powietrza są ignorowane. - Uwzględniany jest efekt pustek/defektów.

Rys. 1. Koncepcja modelowania zbiornika kompozytowego z zastosowaniem różnych skal długości.

Procedura modelowania wykorzystywała wyniki badań mikrostruktury oraz analizy statystycznej, na podstawie których określono udziały i geometrię włókna, żywicy i defektów w reprezentatywnej komórce elementarnej RVE (ang.: Representative Elementary Volume). Zastosowana metoda umożliwiała budowę modelu materiału z uwzględnieniem różnych skal długości. Pozwalała w szczególności uwzględnić wpływ występujących w kompozycie niejednorodności (defekty, pustki). Koncepcję modelowania przedstawiono graficznie poniżej (Rys.1.).

Analiza wyników przedstawionych na rys. 2 pozwoliła stwierdzić, że, w świetle przyjętych założeń, korzystniejsza jest struktura „3 N–80 N”. Maksymalna wartość współczynnika obciążenia włókna dla tej sekwencji wynosi 0,57, podczas gdy dla struktury „80 N–3 N” osiąga wartość 0,65. Oznacza to, że przy tej samej ilości zastosowanego włókna węglowego struktura „3 N–80 N” może być obciążona wyższym ciśnieniem nominalnym, przy zachowaniu tego samego poziomu wykorzystania nośności włókna.



Rys. 2. Naprężenia w układzie cylindrycznym: a) naprężenie obwodowe, b) naprężenie osiowe, c) naprężenie promieniowe, d) wskaźnik obciążenia włókna.

LITERATURA

- [1] Błachut A. (obecnie: Kmieciak A.), Wpływ siły naciągu włókna na wytrzymałość struktury zbiornika kompozytowego, Rozprawa doktorska, Politechnika Wrocławska, Wydział Mechaniczny 2024. Promotor – Kaleta J., promotor pomocniczy – Krysiak P.
- [2] Błachut, A., Wollmann, T., Panek, M., Vater, M., Kaleta, J., Detyna, J., ... & Gude, M. (2023). Influence of fiber tension during filament winding on the mechanical properties of composite pressure vessels. *Composite structures*, 304, 116337.
- [3] Błachut, A., Kaleta, J., Detyna, J., Kmieciak, B., Ziętek, G., Panek, M., & Skoczylas, M. (2024). Multiscale analysis of composite pressure vessel structures wound with different fiber tensile force. *Composite Structures*, 337, 118065.

Maciej KOTYK*

**OCENA DOKŁADNOŚCI WYBRANYCH MODELI
APROKSYMACJI KRZYWEJ S–N DLA ZGRZEWANEGO
WYBUCHOWO MATERIAŁU WARSTWOWEGO AA2519–
AA1050–Ti6Al4V (T62)**

* Politechnika Bydgoska im. Jana i Jędrzeja Śniadeckich, Al. prof. S. Kaliskiego
7, 85-796 Bydgoszcz, maciej.kotyk@pbs.edu.pl

1. MATERIAŁ WARSTWOWY AA2519-AA1050-Ti6Al4V

Eksploracja obiektów o zastosowaniach kosmicznych stawia przed konstruktorem wyzwania, które są inne niż te w przypadku struktur inżynierskich użytkowanych w atmosferze ziemskiej. Oprócz zróżnicowanych obciążeń temperaturowych wynikających z wchodzenia i wychodzenia z atmosfery oraz bardzo niskiej temperatury w przestrzeni kosmicznej, dochodzą również inne takie jak obciążenia radiacyjne czy balistyczne. Pojawienie się doskonalszych napędów oraz potrzeba zwiększenia zasięgów statków żeglugi powietrznej stanowiła naturalną przyczynę do powstania materiałów kompozytowych zbudowanych na bazie różnych materiałów.

Opracowanie przez Alfreda Wilma grupy stopów znanych dzisiaj pod nazwą duraluminium, stanowiło pewnego rodzaju przełom w dostępności materiałach lekkich [1]. Odkrycie to stało się solidną podstawą do opracowania struktur kosmicznych i lotniczych [2]. Przykładem tego jest nowy, nie mający jeszcze zastosowania zgrzewany wybuchowo kompozyt zbudowany na bazie stopów aluminium AA2519 [3] i AA1050 [4] oraz stopu tytanu Ti6Al4V[5]. Warunkiem jego wdrożenia do zastosowań o wysokim stopniu ryzyka związanych z żeglugą powietrzną jest znajomość jego właściwości mechanicznych w tym trwałości zmęczeniowej, co jest przedmiotem niniejszego opracowania.

2. BADANIA WŁASNE

Badania własne polegały na wyznaczeniu wysokocyklowej trwałości zmęczeniowej obrobionego cieplnie materiału warstwowego Al-Ti przy sterowaniu siłą naprężeniem. Eksperyment realizowano przy wykorzystaniu dwóch maszyn wytrzymałościowych. W przypadku obciążeń przekraczających 3 kN badania realizowano na serwohydraulicznej maszynie Instron 8502 natomiast dla obciążeń poniżej wspomnianej wartości, wykorzystywano elektromechaniczną maszynę Instron Elektropuls E 3000. Założono również stałą wartość współczynnika asymetrii cyklu wynoszącą $R = -1$. W efekcie uzyskano wykres wysokocyklowej trwałości zmęczeniowej S-N.

Ze względu na to, że obiekt badań stanowi strukturę, a nie materiał jednolity, otrzymane wyniki trwałości charakteryzowały się zauważalnym rozrzutem oraz specyficznym ułożeniem w układzie kartezjańskim S-N. W związku z tym postanowiono zweryfikować, czy aproksymowanie wyników badań krzywą inną niż standardowa krzywa Basquina zwiększy dokładność prognozowanej trwałości.

LITERATURA

- [1] Duparc, O.H. Alfred Wilm et Les Débuts Du Duralumin. *Revue de Metallurgie. Cahiers D'Informations Techniques* 2004, 101, 353–360, doi:10.1051/metal:2004157.
- [2] Boroński, D.; Dzioba, I.; Kotyk, M.; Krampikowska, A.; Pala, R. Investigation of the Fracture Process of Explosively Welded AA2519-AA1050-Ti6Al4V Layered Material. *Materials* 2020, 13, 2226, doi:10.3390/ma13102226.
- [3] Liang, X.P.; Li, H.Z.; Huang, L.; Hong, T.; Ma, B.; Liu, Y. Microstructural Evolution of 2519-T87 Aluminum Alloy Obliquely Impacted by Projectile with Velocity of 816 m/s. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)* 2012, 22, 1270–1279, doi:10.1016/S1003-6326(11)61315-0.
- [4] Walczuk-Gagała, P.; Pater, Z.; Wójcik, Ł. Determination of the Value of the Damage Function in 1050A Aluminium Alloy. *Advances in Science and Technology Research Journal* 2020, 14, 49–55, doi:10.12913/22998624/118105.
- [5] Topolski, K.; Szulc, Z.; Garbacz, H. Microstructure and Properties of the Ti6Al4V/Inconel 625 Bimetal Obtained by Explosive Joining. *J. Mater. Eng. Perform.* 2016, 25, 3231–3237, doi:10.1007/s11665-016-2080-x.

Sebastian LIPIEC^{*}, Ihor DZIOBA^{}**

TERMO-MECHANICZNA ANALIZA NAPRĘŻEŃ RUROCIĄGU PAROWEGO ZE STALI 14MOV6-3 Z WYKORZYSTANIEM SYMULACJI MES

^{*} Katedra Podstaw Konstrukcji Maszyn i Technologii Mechanicznej, Wydział Mechatroniki i Budowy Maszyn, Politechnika Świętokrzyska w Kielcach, al. 1000-lecia Państwa Polskiego 7, 25-314 Kielce

^{**} Katedra Wytrzymałości Materiałów i Konstrukcji Budowlanych, Wydział Budownictwa i Architektury, Politechnika Świętokrzyska w Kielcach, al. 1000-lecia Państwa Polskiego 7, 25-314 Kielce

1. WPROWADZENIE

Ocena stanu naprężenia i odkształcenia jest jednym z podstawowych etapów projektowania, diagnostyki oraz analizy bezpieczeństwa pracy elementów inżynierskich. W przypadku rozpatrywania konstrukcji o stosunkowo prostej geometrii i jej eksploatacji w zakresie liniowo-sprężystym rozkłady wielkości mechanicznych mogą być wyznaczone za pomocą klasycznych rozwiązań teorii sprężystości. Inżynierskie, rzeczywiste elementy zawierają jednak w swej budowie szczegóły konstrukcyjne (połączenia, spoiny, karby, nieciągłości) powodujące powstawanie silnie niejednorodnych pól wielkości mechanicznych. Wraz z rozwojem metod mechaniki komputerowej znaczącą rolę w ocenie wytrzymałościowej elementów inżynierskich zyskały analizy oparte na wynikach symulacji numerycznej, w szczególności z wykorzystaniem metody elementów skończonych (MES). Opracowanie modelu numerycznego obiektu rzeczywistego, odwzorowanie w modelu rzeczywistych warunków eksploatacji pozwala na wyznaczenie rozkładów poszczególnych wielkości pól mechanicznych (naprężeń, odkształceń, przemieszczeń, trójosiowości naprężeń) w dowolnym przekroju modelu. Wyznaczone numerycznie wielkości mogą być uwzględnione w wyrażeniach kryterialnych, pozwalających na ilościową ocenę wytrzymałościową obiektu. Szerokie zastosowanie modelowania MES znajduje w analizie infrastruktury rurociągów. Model MES pozwala odwzorować rzeczywistą geometrię zarówno prostych odcinków rury, jak i bardziej skomplikowanych szczegółów (np. kolan) czy połączeń spawanych. W programie symulacji numerycznych możliwe jest uwzględnienie złożonych warunków eksploatacyjnych rurociągów, poprzez aplikację złożonych czynników: ciśnienia wewnętrznego, temperatury, ciężaru własnego, drgań oraz możliwej obecności defektów [1, 2, 3].

2. ANALIZOWANY MATERIAŁ

Materiałem przyjętym do analiz symulacyjnych w niniejszym opracowaniu była stal 14MoV6-3 (stosowane oznaczenia: 1.7715, 13HMF). Jest to stal niskostopowa, żarowytrzymała, przeznaczona na wykorzystanie w sektorze energetycznym i komponentach ciśnieniowych. W pracy przyjęto założenie, iż ocena wytrzymałościowa materiału infrastruktury energetycznej opierać się będzie w zasadniczej części na rezultatach symulacji numerycznych. Niezbędnym i podstawowym elementem przy opracowaniu

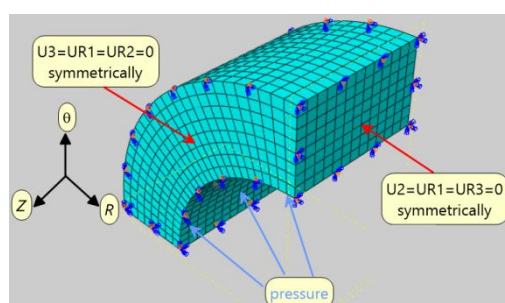
modelu numerycznego jest określenie charakterystyk materiałowych obciążanego komponentu. W przypadku rozpatrywania stanu rurociągu parowego, należy uwzględnić charakter jego eksploatacji, tj. udział i wpływ na materiał podwyższonych temperatur (maksymalna temperatura pracy 540 °C). W tym celu bazując na danych normatywnych oraz opracowaniach badaczy przygotowano charakterystyki wytrzymałościowe stali dla różnych temperatur (tabela 1) [4].

Tabela 1. Charakterystyki wytrzymałościowe oraz plastyczności analizowanej stali

Modelowana temperatura, °C	E, GPa	σ_{YS} , MPa	σ_{UTS} , MPa
20	210	340	660
250	194	300	580
350	187	280	542
450	177	244	506
540	162	190	442

3. SYMULACJE NUMERYCZNE

W kolejnym kroku analiz opracowano model numeryczny rurociągu parowego w programie Abaqus. Wyznaczono numerycznie rozkłady naprężeń występujące w analizowanej geometrii przy różnych warunkach symulacji. (rys. 1).



Rys. 1. Numeryczny model rurociągu parowego w programie abaqus.

LITERATURA

- [1] Bobba S., Abrar S., Rehman S. M., Probability Study on the Thermal Stress Distribution in Thick HK40 Stainless Steel Pipe Using Finite Element Method, Designs 3, 1, 9, 2019.
- [2] Guo X., Sun W., Becker A., Morris A., Pavier M., Flewitt P., Wales C., Thermal and stress analyses of a novel coated steam dual pipe system for use in advanced ultra-supercritical power plant, International Journal of Pressure Vessels and Piping, 176, 103933, 2019.
- [3] Salifu S., Desai D., Fameso F., Ogunbiyi O., Jeje S., Rominiyi A., Thermo-mechanical analysis of bolted X20 steam pipe-flange assembly, Materials Today: Proceedings, 38, 2021, 842-849.
- [4] Student O., Krechkovska H., Pała R., Tsybailo I., Change in the Structural and Mechanical State of Heat-Resistant 15CrMoV5-10 Steel of TPP Steam Pipelines Under the Influence of Operational Factors, Materials, 18, 14: 3421, 2025.

Adam LIPSKI*

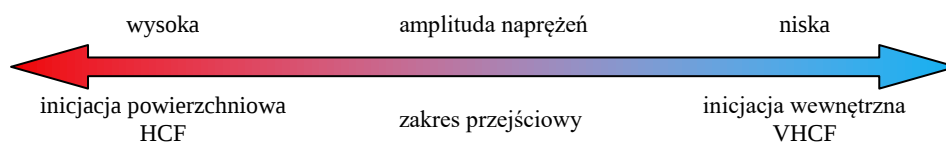
MECHANIZMY PĘKANIA W ZAKRESIE VHCF

* Politechnika Bydgoska, Wydział Inżynierii Mechanicznej, Al. prof. S. Kaliskiego 7, 85-796 Bydgoszcz

Zmęczenie w zakresie bardzo dużej liczby cykli VHCF (*Very High Cycle Fatigue*), tj. powyżej 10^7 cykli do zniszczenia, wiąże się nie tylko ze znacznym wydłużeniem czasu potrzebnego do powstania zniszczenia, lecz również ze zmianą mechanizmów odpowiedzialnych za inicjację i rozwój pęknięcia. W klasycznym zakresie HCF inicjacja jest często związana z powierzchnią materiału, gdzie chropowatość, ślady obróbki, lokalne karby, nieciągłości geometryczne, utlenianie oraz obecność atmosfery ułatwiają powstawanie mikropęknięć. Czynniki te przy większych amplitudach obciążeń zwykle prowadzą do szybszej inicjacji powierzchniowej. W zakresie VHCF, przy malejącej amplitudzie naprężenia i rosnącej liczbie cykli, znaczenie tych mechanizmów może jednak stopniowo maleć, a dominującym źródłem zniszczenia mogą stać się niejednorodności znajdujące się pod powierzchnią lub wewnątrz objętości materiału, takie jak wtrącenia niemetaliczne, pory, granice faz, duże lub niekorzystnie zorientowane ziarna, defekty typu *lack-of-fusion* w materiałach wytwarzanych przyrostowo.

Najważniejszą zmianą mechanizmu pękania przy przejściu od HCF do VHCF (Rys. 1) jest stopniowa utrata dominującej roli powierzchni. Wraz ze zmniejszeniem amplitudy powierzchniowa mikroplastyczność staje się coraz słabsza, podczas gdy wewnętrzne wtrącenia, pory i niekorzystne niejednorodności mikrostrukturalne nadal stanowią lokalne koncentracje naprężeń. Dostatecznie duża liczba cykli pozwala wtedy na rozwój ekstremalnie wolnych procesów prowadzących do powstania charakterystycznych dla VHCF obszarów i ostatecznie pęknięcia zdolnego do klasycznej propagacji.

W zakresie VHCF powierzchniowe i wewnętrzne źródła inicjacji zaczynają ze sobą konkurować, a zniszczenie rozpoczyna się tam, gdzie lokalny proces prowadzący do powstania propagującego pęknięcia zakończy się najwcześniej. O lokalizacji źródła decyduje konkurencja różnych mechanizmów, dlatego zarówno pęknięcia powierzchniowe, podpowierzchniowe, jak i wewnętrzne mogą jednocześnie występować w tym samym materiale. Prawdopodobieństwo ich wystąpienia zależy między innymi od wytrzymałości i twardości materiału, mikrostruktury, jakości powierzchni, populacji wtrąceń i innych defektów, gradientu naprężenia, objętości materiału poddanej wysokim naprężeniom, współczynnika asymetrii cyklu R, temperatury oraz środowiska.



Rys. 1. Zmiana mechanizmu pękania związana z przejściem od zakresu HCF do VHCF

Do głównych mechanizmów pękania w zakresie VHCF można zaliczyć:

- a) inicjację powierzchniową związaną z PSB (*Persistent Slip Band*) charakterystyczną przede wszystkim dla metali wykazujących lokalną cykliczną plastyczność (np. miedź i stopy Cu), którą można opisać następująco: ruch dyslokacji → lokalizacja poślizgu → PSB → intruzje i ekstruzje → mikropęknięcie,
- b) inicjację na granicach ziaren i faz (np. austenityczno-ferrytyczne stale duplex i superduplex), która może wynikać z różnic właściwości sprężystych i plastycznych sąsiednich ziaren lub faz, co prowadzi do cyklicznego powtarzania sekwencji: szybki wzrost w ziarnie → hamowanie na granicy → akumulacja mikroplastyczności → pokonanie bariery → szybki wzrost w ziarnie → ...,
- c) inicjację na wtrąceniu niemetalicznym w stalach wysokowytrzymałych (np. stalach łożyskowych, stalach sprężynowych, stalach maraging), w przypadku którego zachodzi sekwencja: wtrącenie → koncentracja naprężenia → lokalna mikroplastyczność → FGA/ODA/GBF → *fish-eye* → pęknięcie długie,
- d) inicjację wewnętrzną bez klasycznego defektu (wtrącenie lub por) określaną jako SNDFCO (*Subsurface Non-Defect Fatigue Crack Origin*), której źródłem staje się lokalna niejednorodność osnowy, co prowadzi do mechanizmu: anizotropia mikrostruktury → lokalna mikroplastyczność → akumulacja dyslokacji → mikrouszkodzenia → pęknięcie (np. dwufazowe stale ferrytyczno-martenzytyczne, stale austenityczno-martenzytyczne, stale bainityczno-martenzytyczne),
- e) inicjację fasetową (np. stopy tytanu), gdzie proces pękania przebiega wg schematu: niekorzystna orientacja krystalograficzna → lokalna koncentracja naprężenia → mikropęknięcie krystalograficzne (faset) → łączenie faset → pęknięcie wewnętrzne,
- f) inicjację na porach i defektach typu *lack-of-fusion* w materiałach wytworzonych metodami addytywnymi opartymi na stapianiu proszku, zwłaszcza LPBF/SLM (*Laser Powder Bed Fusion/Selective Laser Melting*) i EBM (*Electron Beam Melting*),
- g) wzrost mikrostrukturalnie krótkich pęknięć (*microstructurally short cracks growth*) występuje w zasadzie we wszystkich materiałach polikrystalicznych, jeżeli rozmiar pęknięcia jest porównywalny z charakterystycznym wymiarem mikrostruktury (np. ziarnem, odległością między granicami faz), a dla których pęknięcie może: rosnąć → zatrzymać się na granicy → akumulować lokalną plastyczność → pokonać barierę → ponownie przyspieszyć.

Analiza fraktograficzna przełomu wynikającego z wewnętrznej inicjacji pęknięcia sprowadza się do określenia trzech elementów: źródła (np. wtrącenie, por, faset, PSB), obszaru wczesnego wzrostu (FGA/ODA/GBF lub krótkie pęknięcie), morfologii większego pęknięcia (*fish-eye*). Szczególną cechą pękania wewnętrznego w zakresie VHCF jest możliwość występowania wspomnianych wyżej obszarów FGA, ODA lub GBF wokół źródła pęknięcia. Stanowią one charakterystyczny, ekstremalnie powolny etap wczesnego rozwoju pęknięcia. Dalszy rozwój odbywa się zwykle w zakresie mikrostrukturalnie krótkiego pęknięcia, silnie zależnego od granic ziaren i faz. Dopiero po osiągnięciu odpowiedniego rozmiaru pęknięcie przechodzi do zakresu, w którym coraz lepiej obowiązuje klasyczna mechanika pękania. W przypadku inicjacji wewnętrznej może wówczas powstać charakterystyczna morfologia tzw. rybiego oka (*fish-eye*).

Należy przy tym zaznaczyć, że FGA (*Fine Granular Area*), ODA (*Optically Dark Area*) i GBF (*Granular Bright Facet*) są pojęciami bardzo blisko związanymi i nie należy ich traktować jako trzech odrębnych mechanizmów pękania. Zależnie od przyjętej interpretacji mechanizmu ich powstawania i metody obserwacji FGA (SEM, TEM, FIB) określany jest jako ODA (mikroskop optyczny) lub GBF (mikroskop optyczny/SEM).

Jakub ŁUSZCZEK*, Lucjan ŚNIEŻEK*, Krzysztof GRZELAK*

PRZEBIEG ZUŻYCIA ZMĘCZENIOWEGO I MECHANIZMY USZKODZEŃ POWIERZCHNI BOCZNYCH KÓŁ ZĘBATYCH WYTWORZONYCH TECHNIKĄ SLM

* Wojskowa Akademia Techniczna im. Jarosława Dąbrowskiego, Wydział Inżynierii Mechanicznej, ul. Gen. Sylwestra Kaliskiego 2, 00-908 Warszawa

Dynamiczny rozwój technologii wytwarzania przyrostowego, w tym selektywnego stapiania laserowego (SLM), stwarza potrzebę prowadzenia badań zmęczeniowych na rzeczywistych elementach maszyn i urządzeń. Ich celem jest ocena możliwości wykorzystania wyrobów wykonanych addytywnie jako alternatywy dla części wytwarzanych metodami konwencjonalnymi. W pracy przedstawiono porównawczą analizę zużycia zmęczeniowego powierzchni bocznych zębów kół zębatych wykonanych ze stali 21NiCrMo2 techniką SLM oraz metodą konwencjonalną z zastosowaniem obróbki obwiedniowej. Badania przeprowadzono na stanowisku laboratoryjnym pracującym w układzie mocy krążącej przy trzech poziomach obciążenia. Analizie poddano zużycie masowe, powierzchniowe oraz głębokość wykruszeń. Na podstawie przeprowadzonych obserwacji zidentyfikowano cztery mechanizmy powstawania uszkodzeń powierzchni bocznych zębów, związane bezpośrednio z defektami strukturalnymi charakterystycznymi dla technologii SLM. Stwierdzono, że po osiągnięciu bazowej liczby 5 mln cykli obciążenia zużycie masowe kół zębatych wytworzonych techniką SLM było, w całym zakresie stosowanych obciążeń, od 39% do 55% niższe niż w przypadku kół wykonanych metodą konwencjonalną z tego samego materiału. Podczas stanowiskowych badań zmęczeniowych uwidoczniono na powierzchniach bocznych zębów obecność mikropittingu i rozwijającego się pittingu, przy czym maksymalny udział sumarycznej powierzchni zarejestrowanych ubytków w kołach wytworzonych konwencjonalnie wyniósł 2,33%, a w kołach wytworzonych przyrostowo – 7,79%. Zasadniczy wpływ na mechanizm zmęczeniowego zużywania powierzchni bocznych zębów kół wytwarzanych przyrostowo wywiera obecność porowatości strukturalnej i powierzchniowej. Maksymalna zarejestrowana głębokość wykruszenia na powierzchniach bocznych zębów kół wytwarzanych techniką konwencjonalną w postaci jamki pittingowej wyniosła ok. 178 μm , a w przypadku kół wytworzonych techniką SLM - 400 μm . Średnie wartości głębokości wykruszeń po osiągnięciu bazowej liczby cykli osiągały blisko czterokrotnie większe wartości w kołach wytwarzanych przyrostowo, na danym poziomie obciążeń badanych kół zębatych. Uzyskane wyniki wskazują, że koła zębate wykonane techniką SLM mogą stanowić alternatywę dla elementów produkowanych konwencjonalnie, szczególnie w zastosowaniach wymagających szybkiego odtwarzania sprawności technicznej maszyn i urządzeń. Kierunek ten znajduje coraz szersze odzwierciedlenie w aktualnej literaturze naukowej.

António M.B.F.S. MOURÃO*, **José A.F.O. CORREIA****, **Cláudio S. HORAS***, **Túlio N. BITTENCOURT*****, **Abílio de JESUS****,
Grzegorz LESIUK****, **Szymon DZIUBA******, **Dariusz ROZUMEK*******

A MULTISCALE FRAMEWORK FOR FATIGUE INITIATION IN RAILWAY STEELS

* CONSTRUCT, Faculty of Engineering, University of Porto, 4200-465 Porto, Portugal, amourao@fe.up.pt

** INEGI, Faculty of Engineering, University of Porto, 4200-465 Porto, Portugal

*** Polytechnic School, University of São Paulo, 05508-010 São Paulo, Brazil

**** Faculty of Mechanical Engineering, Wrocław University of Science and Technology, I. Łukasiewicza 5, PL-50370 Wrocław, Poland

***** Faculty of Mechanical Engineering, Opole University of Technology, Mikołajczyka 5 st. PL45271 Opole, Poland

Fatigue crack initiation remains a critical source of uncertainty in the assessment and life management of metallic railway structures and their constituent steels, particularly where strong local cyclic stress and strain gradients govern the onset of damage. Although uniaxial strain-life approaches have proven effective in describing stable cyclic behaviour and initiation trends, engineering practice still relies heavily on conventional code-based methods and long-cycle testing strategies whose applicability is often restricted to standardised details and loading scenarios. In parallel, the influence of microstructural evolution on fatigue performance is still insufficiently represented in structural-scale assessment procedures, despite its clear relevance to crack initiation.

The present study develops an experimental and analytical framework for the fatigue characterisation of structural steels spanning both legacy and modern railway materials. The programme combines uniaxial strain-controlled testing over the low- and high-cycle fatigue regimes at strain ratios $R_\epsilon = 0$ and $R_\epsilon = -1$, full-range uniaxial stress-life curves, and multiaxial stress-controlled fatigue tests under axial, torsional, axial-torsional, bending, and bending-torsion loading. In parallel, X-ray diffraction is employed to quantify dislocation density, while microstructural analyses are used to evaluate grain size distributions and related descriptors of material state. Stable cyclic elastoplastic response is identified using cyclic stress-strain representations and associated parameter-estimation procedures.

The resulting dataset, linking cyclic mechanical response, fatigue resistance, and measured microstructural variables, is examined using probabilistic and deterministic inference schemes. Several multiaxial fatigue criteria are then applied and compared against the experimental results, alongside the uniaxial S-N characterisation to evaluate their suitability across loading modes. The study aims to establish a more physically informed basis for fatigue crack initiation modelling, bridging microscale material-state descriptors and macroscale fatigue behaviour, and supporting more reliable structural assessment of metallic railway systems.

Aknowledgements *This work is a result of Agenda “PRODUCING RAILWAY ROLLING STOCK IN PORTUGAL, nr. C645644454-00000065, investment project nr. 55, financed by the Recovery and Resilience Plan (PRR) and by European Union - Next Generation EU*

Robert PAŁA*, Piotr FURMAŃCZYK*, Ihor DZIOBA**

ODPORNOŚĆ NA PĘKANIE STALI WYSOKOWYTRZYMAŁEJ W OBSZARZE PRZEJŚCIA KRUCHO PLASTYCZNEGO Z UWZGLĘDNIENIEM FRAKTOGRAFII PRZEŁOMU

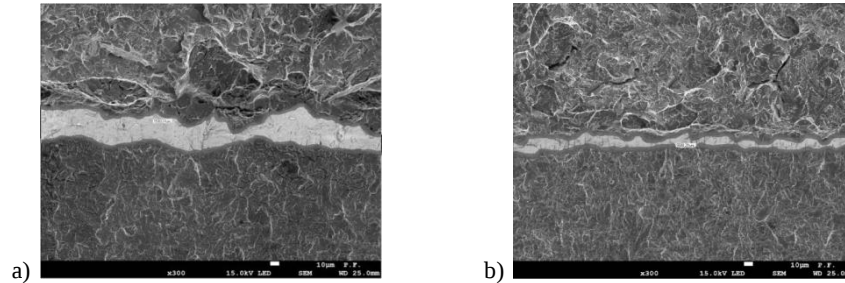
* Politechnika Świętokrzyska, Wydział Mechatroniki i Budowy Maszyn, Al.
1000-lecia PP 7, 25-314 Kielce

** Politechnika Świętokrzyska, Wydział Budownictwa i Architektury, Al. 1000-
lecia PP 7, 25-314 Kielce

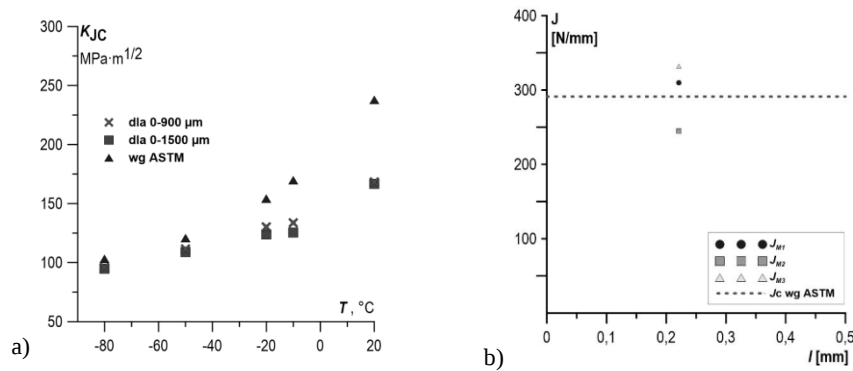
Praca zawiera wyniki badań odporności na pękanie stali wysokowytrzymałej wyznaczonej w oparciu o zalecenia normatywne ASTM E1820 [1] oraz analizę przełomu. Prezentowane podejście ma na celu eksperymentalną weryfikację dwóch komplementarnych metod ilościowej oceny odporności na pękanie stali Hardox-400 bazujących na morfologii przełomów: metodzie pomiaru pola powierzchni strefy stępienia (*Stretch Zone Width* – SZW) [2] oraz metodzie analizy profilometrycznej 3D chropowatości powierzchni przyrostu podkrytycznego szczeliny [3]. Badania zrealizowano w szerokim zakresie temperatur (od $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ do $+20\text{ }^{\circ}\text{C}$), obejmującym przedział przejścia kruchoplastycznego badanej stali [4].

Program badawczy obejmował trzy zasadnicze etapy eksperymentalne:

- 1) **Jednoosiowa próba rozciągania:** przeprowadzona na gładkich próbkach cylindrycznych w zakresie temperatur od $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ do $+20\text{ }^{\circ}\text{C}$ na maszynie MTS-250 z komorą kriogeniczną chłodzoną oparami ciekłego azotu.
- 2) **Badania odporności na pękanie (ASTM):** zrealizowane na trójpunktowo zginanych próbkach typu SENB. Testy przeprowadzono metodą pojedynczej próbki przy użyciu techniki odciążenia i kontroli rozwarcia szczeliny (COD).
- 3) **Analiza fraktograficzna i profilometryczna:** powierzchnie przełomów zbadano przy użyciu skaningowego mikroskopu elektronowego (SEM) JEOL. Szerokość strefy stępienia (Δa_{SZW}) wyznaczono autorską metodą modyfikowaną polegającą na oszacowaniu rzeczywistego rzutu pola powierzchni strefy zarejestrowanego w dwóch zakresach pomiarowych ($0\text{--}900\text{ }\mu\text{m}$ oraz $0\text{--}1500\text{ }\mu\text{m}$ od środkowej osi przełomu). Topografię 3D przełomów w strefie ciągłego podkrytycznego przyrostu szczeliny przeanalizowano za pomocą profilometru optycznego Talysurf CCI w celu wyznaczenia parametru mikrochropowatości M oraz udziału powierzchniowego cząstek inicjujących f_p .



Rys. 1. Widok przebiegu strefy stępienia stali Hardox-400 dla w odległości 300 µm od środka przełomu dla a) T_{bad} = -20°C, b) T_{bad} = -50°C



Rys. 2. Porównanie wartości odporności na pękanie wyznaczonych wg ASTM: a) na podstawie pomiaru szerokość strefy stępienia b) na podstawie pomiarów chropowatości przełomu dla $T = +20^{\circ}\text{C}$

Obie zweryfikowane metody oparte na podejściu lokalnym (SZW oraz model mikrochropowatości) stanowią skuteczne, niekonwencjonalne narzędzia mechaniki pękania, umożliwiające precyzyjną ocenę odporności na pękanie elementów maszyn wykonanych ze stali martenzytycznych na podstawie badań uszkodzonych fragmentów materiału pobranych bezpośrednio z konstrukcji.

LITERATURA

- [1] ASTM E1820-09 2011 Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness Annual book of ASTM standards, 1070-1118.
- [2] Kobayashi, H.; Nakamura, H. Evaluation of Blunting Line and Elastic-Plastic Fracture Toughness; ASTM International: West Conshohocken, PA, USA, 1983.
- [3] Thompson R. D., Hancock J. W.: Ductile failure by void nucleation, growth and coalescence. International Journal of Fracture, 26, 1984, s. 99-112.
- [4] Neimitz A., Dzioba I., 2017, Fracture toughness of high-strength steels within the temperature range of ductile-to-cleavage transition. Master curves, „Materials Science” 53, nr 2: 141-150.

Dariusz ROZUMEK *, Janusz LEWANDOWSKI*, Grzegorz LESIUK**

WPLYW WSPÓŁCZYNNIKA M_K NA PARAMETR J W PRÓBKACH SPAWANYCH PODDANYCH ZGINANIU I SKRĘCANIU

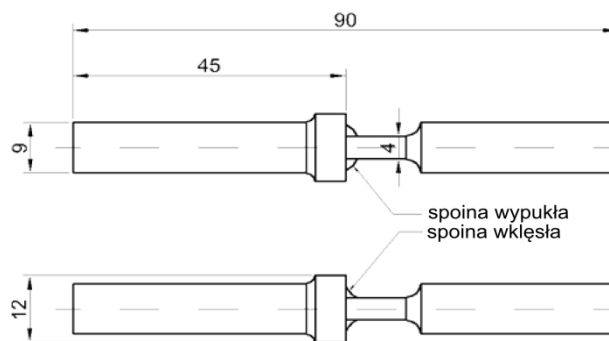
* Politechnika Opolska, Wydział Mechaniczny, Katedra Mechaniki i Podstaw Konstrukcji Maszyn, ul. Mikołajczyka 5, 45 – 271 Opole

** Politechnika Wrocławska, Wydział Mechaniczny, Katedra Mechaniki, Inżynierii Materiałowej i Biomedycznej, ul. Smoluchowskiego 25, PL 50-370 Wrocław

Podczas badań elementów spawanych w opisie wyników poza współczynnikiem korekcyjnym uwzględniającym geometrię próbki i rodzaj obciążenia (Y), uwzględnia się również dodatkowy współczynnik korekcyjny M_K , który uwzględnia karb strukturalny, tzn. kształt i wielkość spoiny w złączu spawanym [1]. W pracy autorzy postarają się wykazać czy stosowanie współczynnika M_K jest zasadne. Ponadto wykonano zabieg technologiczny na próbkach ze spoiną wypukłą. Zabieg technologiczny polegał na frezowaniu i szlifowaniu spoin wypukłych w próbkach do kształtu spoin wklęsłych. Następnie próbki poddano badaniom zmęczeniowym aby porównać ich trwałości.

Celem pracy jest wpływ współczynnika M_K na parametr J w próbkach spawanych poddanych zginaniu i skręcaniu oraz wpływ zabiegu technologicznego na trwałość próbki.

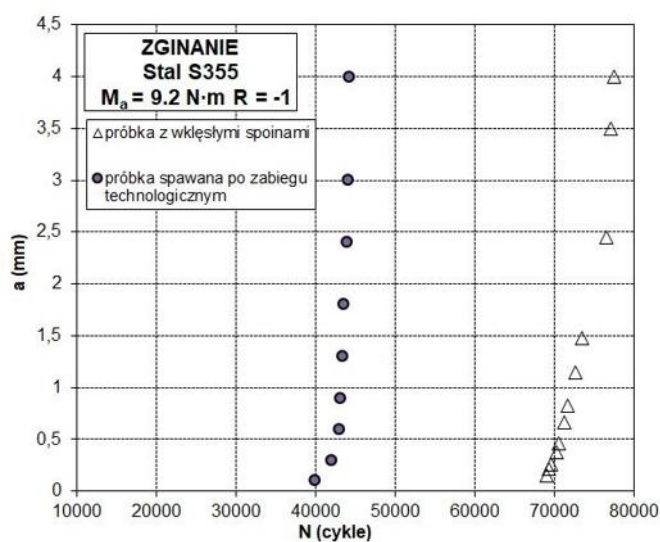
Badania zmęczeniowe i obliczenia prowadzono dla stali S355 na próbkach spawanych. Kształt oraz wybrane wymiary badanych próbek spawanych pokazano na rysunku 1.



Rys. 1. Próbki z pachwinowym złączem spawanym.

Badania doświadczalne prowadzono przy zginaniu i zginaniu ze skręcaniem. Próbki obciążono stałą amplitudą momentu $M_a = 9,20 \text{ N}\cdot\text{m}$ i wartością współczynnika asymetrii cyklu $R = -1$.

Różnice trwałości zmęczeniowych pomiędzy próbkami bez zabiegu technologicznego (próbki z wklęsłymi spoinami) oraz po zabiegu technologicznym przedstawione na rys. 2 [2].



Rys. 2. Długości pęknięć zmęczeniowych w funkcji liczby cykli badanych próbek ze spoinami wklęsłymi bez i po zabiegu technologicznym poddanych zginaniu [2].

LITERATURA

- [1] Hobbacher A., IIW Recommendations for Fatigue Design of Welded Joints and Components, WRC Bulletin 520, Welding Research Council, New York, 2009, p.144.
- [2] Lewandowski J., Rozumek D., Wpływ zginania ze skręcaniem oraz obróbki cieplnej na rozwój pęknięć zmęczeniowych w spoinach pachwinowych. Studia i Monografie, z. 555, Politechnika Opolska, Opole, 2021, s. 148.

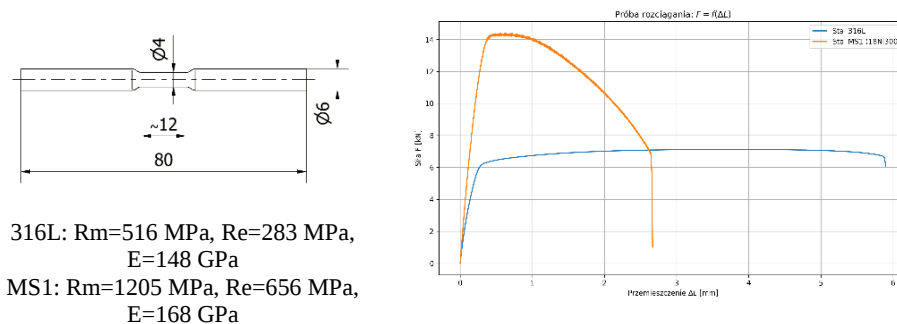
Cyprian SKÓRA*, Roland PAWLICZEK*, Dariusz ROZUMEK*

BADANIE STOPNIA USZKODZEŃ ZMĘCZENIOWYCH MATERIAŁÓW WYTWARZANYCH METODAMI PRZYROSTOWYMI LPBF PRZY OBCIĄŻENIACH BLOKOWYCH Z ASYMETRIĄ CYKLU

* Politechnika Opolska, Wydział Mechaniczny, ul. Mikołajczyka 5, 45-271 Opole

Ocena właściwości materiałów wytwarzanych za pomocą technologii addytywnych jest obecnie istotnym problemem badawczym. Określenie wpływu parametrów technologii wytwarzania na odpowiedź materiału oraz rozpoznanie mechanizmów powstawania uszkodzeń jest jednym z aspektów poruszanych w literaturze [1]. Istotną staje się również ocena jak zachowuje się taki materiał w odniesieniu do np. warunków : na ile nowa technologia wytwarzania wpływa na proces powstawania i kumulacji uszkodzeń. Praca przedstawia wyniki badań zmęczeniowych próbek wytworzonych metodą laserowego stapiania proszku w złożu LPBF (Laser Powder Bed Fusion) ze stali 18Ni300 (MS1) oraz 316L. Celem badań było określenie wpływu współczynnika asymetrii cyklu R , a tym samym naprężenia średniego, oraz kolejności poziomów obciążenia na proces kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych.

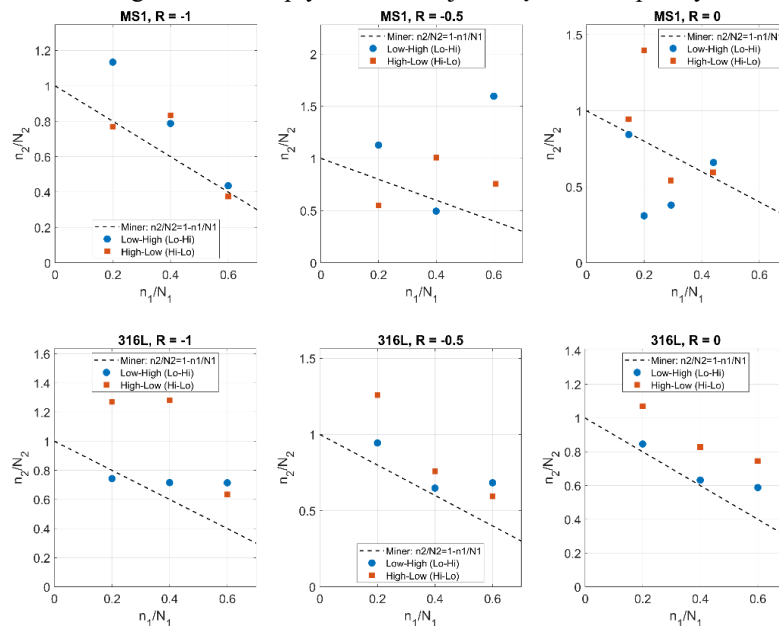
Rysunek 1 przedstawia podstawowe właściwości mechaniczne badanych materiałów.



Rys. 1. Charakterystyki dla próby statycznego rozciągania.

Badania zmęczeniowe przeprowadzono w warunkach osiowego cyklicznego rozciągania-ściskania, stosując dwustopniowe obciążenia blokowe o sekwencjach Low-High (Lo-Hi) i High-Low (Hi-Lo) dla $R = -1, -0,5$ i 0 . Udział pierwszego bloku n_1/N_1 przyjmowano nominalnie jako $0,2, 0,4$ i $0,6$ trwałości zmęczeniowej odpowiadającej pierwszemu poziomowi obciążenia, natomiast drugi blok prowadzono do zniszczenia próbki [2]. Kumulację uszkodzeń analizowano na podstawie zależności $n_2/N_2 = f(n_1/N_1)$ oraz całkowitej sumy uszkodzeń $D\Sigma = n_1/N_1 + n_2/N_2$, odnosząc wyniki do liniowej hipotezy Palmgren-Minera.

Uzyskane wyniki (Rys. 2.) wykazały, że przebieg kumulacji uszkodzeń zależy od rodzaju materiału, współczynnika R , kolejności poziomów obciążenia oraz udziału pierwszego bloku. Dla stali 316L wpływ sekwencji był bardziej wyraźny i powtarzalny: przy $n_1/N_1 = 0,2-0,4$ sekwencja Hi-Lo na ogół prowadziła do większej trwałości w drugim bloku niż sekwencja Lo-Hi, natomiast przy $n_1/N_1 \approx 0,6$ różnice między sekwencjami wyraźnie malały. Wraz ze wzrostem wartości R obserwowano również tendencję do zmniejszania całkowitej sumy uszkodzeń. Stal MS1 charakteryzowała się większym rozrzutem wyników, częstą niemonotonicznością zależności $n_2/N_2 = f(n_1/N_1)$ oraz brakiem jednoznacznego kierunku wpływu sekwencji obciążenia i współczynnika R .



Rys. 2. Wyniki badań zmęczeniowych przy obciążeniach blokowych.

Wyniki potwierdzają nieliniowy i zależny od historii obciążenia charakter kumulacji uszkodzeń w badanych stalach wytwarzanych metodą LPBF. Hipoteza Palmgren-Minera była dla stali 316L na ogół konserwatywna, natomiast dla stali MS1 jej ocena mogła być zarówno konserwatywna, jak i niekonserwatywna.

LITERATURA

- [1] Aleksander Karolczuk, Przemysław Strzelecki, Dariusz Skibicki, Andrzej Kurek, Aleksander Hebda, Krzysztof Żak, Łukasz Blacha, Heteroscedasticity in fatigue life of additively manufactured maraging steel: Implications for design curve reliability, International Journal of Fatigue, V.205, 2026, 109422, <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2025.109422>
- [2] C. Skóra, Ocena kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych dla obciążeń blokowych próbek ze stali S355J0, Projektowanie, budowa i eksploatacja maszyn - cz. III, M. Kurek, J. Małeczka, M. Prażmowski, i T. Łagoda, Red., Studia i Monografie, Politechnika Opolska, 2024, s. 57–65.

**Michał SMOLNICKI*, Paweł ZIELONKA*, Szymon DUDA*,
Grzegorz LESIUK***

PROPAGACJA PĘKNIĘCIA W PRÓBKACH CTS Z WYKORZYSTANIEM TECHNIK UCZENIA MASZYNOWEGO

* Politechnika Wrocławska, Wydział Mechaniczny, Łukasiewicza 5/7, 50-370
Wrocław

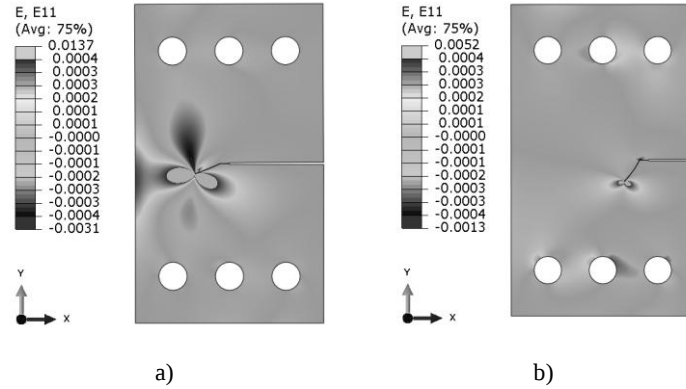
1. WPROWADZENIE

Zjawisko wpływu sposobu obciążenia szczeliny na propagację pęknięcia jest znane i badane od dawna. Jednym z typowych testów na określenie tejże propagacji w warunkach obciążenia I+II pozostaje Compact Tension Shear Specimen Test zaproponowany przez Richarda [1]. Próba ta jest stosowana z powodzeniem przez liczne zespoły na całym świecie. Jednym z problemów podczas próby pozostaje określenie położenia wierzchołka pęknięcia. Zazwyczaj jego lokalizacja określana jest przy użyciu technik wizualnych, np. poprzez wykonywanie w ustalonym odstępie czasu fotografii, a następnie determinację współrzędnych przy użyciu odpowiedniego oprogramowania. Takie podejście jest jednak czasochłonne, a także może być niemożliwe w przypadku np. pokrycia próbki dodatkowym nawojem kompozytowym. W obecnie prowadzonych badaniach proponujemy zatem metodę określenia położenia pęknięcia z wykorzystaniem technik uczenia maszynowego na podstawie odkształceń, które wykształcają się w próbce.

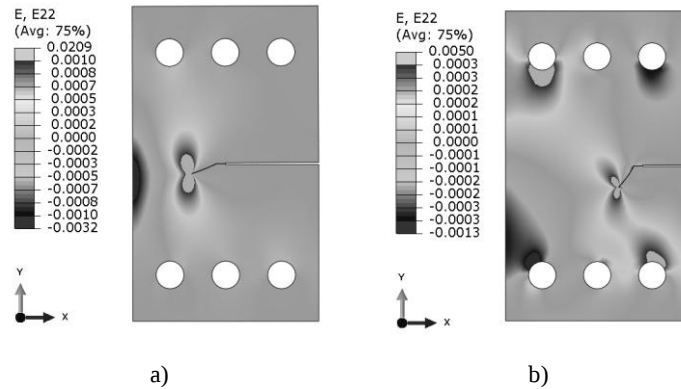
2. IDEA LOKALIZACJI

Mapy odkształceń w próbkach możliwe są do wyznaczenia przy wykorzystaniu metod numerycznych – w przypadku prowadzonych badań metodą elementów skończonych. W modelowaniu zastosowano model objętościowy 2D – zważając na to, że po grubości nie zachodzą istotne zjawiska wpływające w krytyczny sposób na uzyskiwane wartości. Sposób utwierdzenia oraz obciążenia został wcześniej przeanalizowany w pracach autorów np. w [2]. To założenie może być przedmiotem dalszych badań w kierunku poprawy opracowanej metody. Poniżej na rys 1 i 2 pokazano przykładowe mapy odkształceń dla dwóch różnych długości początkowej szczeliny i precrack na pewnym etapie propagacji.

Zatem, bazując na lokalnie wyznaczonych odkształceniach powinno być możliwe wyznaczenie położenia pęknięcia za pomocą modelu wytrenowanego na odpowiednim zbiorze danych wygenerowanych przy użyciu MES. W badaniach przedstawiono analizę różnych modeli uczenia maszynowego, poczynając od regresji liniowej, a kończąc na metodach opartych na drzewach i boostingu.



Rys. 1. Rozkład odkształceń w kierunku horyzontalnym dla dwóch różnych etapów propagacji możliwych do zarejestrowania w próbie CTS. Istotne dla prowadzonych badań jest to, że są one istotnie różne



Rys. 1. Rozkład odkształceń w kierunku horyzontalnym dla dwóch różnych etapów propagacji możliwych do zarejestrowania w próbie CTS. Istotne dla prowadzonych badań jest to, że są one istotnie różne

2. PODSUMOWANIE

Zaproponowane podejście pozwala na skuteczne wyznaczenie położenia pęknięcia na podstawie wirtualnych tensometrów (zbierających informacje o odkształceniu z wybranej powierzchni). Po dalszej walidacji możliwe jest zastosowanie modelu bezpośrednio bazującego na odczytach z rzeczywistych tensometrów podczas próby.

LITERATURA

- [1] Richard, H. A., & Benitz, K. (1983). A loading device for the investigation of mixed mode in fracture mechanics. *International Journal of Fracture*, 22(2), R55–R58.
- [2] Lesiuk, G., Smolnicki, M., Mech, R., Zięty, A., & Fragassa, C. (2020). Analysis of fatigue crack growth under mixed mode (I+II) loading conditions in rail steel using CTS specimen. *Engineering Failure Analysis*, 109, 104354.

Piotr SWACHA*, Adam LIPSKI*

BADANIA PROGRAMOWANE STALI S355J2+N Z ZASTOSOWANIEM SYSTEMU DO BADAŃ ULTRADŹWIĘKOWYCH

* Politechnika Bydgoska, Wydział Inżynierii Mechanicznej, Al. prof. S. Kaliskiego 7, 85-789 Bydgoszcz

1. WPROWADZENIE

Elementy maszyn w rzeczywistych warunkach eksploatacji poddawane są obciążeniom o charakterze nieregularnym. Przebieg tych obciążeń jest sumą różnego rodzaju wymuszeń wynikających z cech obiektu, czynników roboczych oraz oddziaływań otoczenia. Naprężenia o niejednakowej wartości działające przez n_i cykli powodują różny stopień uszkodzenia zmęczeniowego elementu. Aby przewidzieć moment, w którym suma uszkodzeń zmęczeniowych spowoduje zniszczenie elementu stosuje się hipotezy sumowania uszkodzeń zmęczeniowych [1, 2].

Elementy wykonane ze stali konstrukcyjnych, takie jak belki nośne, mosty, ramy maszyn, żurawie, podwozia pojazdów, konstrukcje wagonów kolejowych czy wieże elektrowni wiatrowych, bardzo często projektowane są z myślą o wieloletniej eksploatacji, podczas której liczba cykli obciążenia może osiągać zakres zmęczenia gigacyklowego (VHCF). W związku z tym konieczne jest określenie właściwości zmęczeniowych w tym obszarze. Istotnym ograniczeniem dla prowadzenia badań zmęczeniowych w zakresie VHCF na standardowych maszynach hydraulicznych jest długi czas i duży koszt pojedynczej próby. Badania w zakresie VHCF stały się ekonomicznie uzasadnione po opracowaniu specjalnych ultrasonicznych maszyn zmęczeniowych. Standardowo urządzenia te pozwalają na realizację testów z częstotliwością obciążenia wynoszącą 20 kHz.

Na przestrzeni ostatnich lat pojawiło się wiele publikacji związanych z tematyką zmęczenia gigacyklowego, natomiast ciągle brakuje prac badawczych, w których poddano weryfikacji w tym zakresie istniejące lub zaproponowano nowe hipotezy sumowania uszkodzeń zmęczeniowych. Wynika to z faktu, że dopiero od niedawna, w wyniku rozwoju systemów ultrasonicznych, pojawiły się urządzenia umożliwiające prowadzenie badań ze złożonymi programami obciążenia [3].

2. BADANIA

Badaniom poddano próbki wykonane ze stali konstrukcyjnej niestopowej S355J2+N, dla której w próbie statycznego rozciągania wyznaczono podstawowe właściwości wytrzymałościowe: $R_H = 370$ MPa, $R_{eH} = 390$ MPa, $R_{eL} = 391$ MPa, $R_m = 520$ MPa, $E = 201\,710$ MPa, $\nu = 0,27$, $\rho = 7820$ kg/m³.

Z wykorzystaniem oprogramowania MES zaprojektowano geometrię próbki do badań zmęczeniowych prowadzonych na ultrasonicznej rezonansowej maszynie zmęczeniowej Ital-SIGMA MU26 pracującej z częstotliwością $20 \text{ kHz} \pm 500 \text{ Hz}$. Analizy numeryczne umożliwiły wyznaczenie współczynnika przeliczeniowego pomiędzy amplitudą drgań i naprężeniem, określenie objętości krytycznej próbek oraz ocenę wpływu efektów geometrycznych. Na potrzeby badań opracowano i zweryfikowano układ pomiarowy oparty na tensometrii oporowej, który wykorzystano do bezpośredniego wyznaczania amplitudy naprężenia oraz kalibracji modelu numerycznego z uwzględnieniem tłumienia materiałowego. Podczas badań próbki chłodzono powietrzem, a temperatura w obszarze maksymalnych naprężeń była monitorowana, co pozwoliło utrzymać stabilne warunki termiczne w trakcie próby.

Badania zmęczeniowe przeprowadzono dla osiowego rozciągania-ściskania o współczynniku asymetrii cyklu ($R = -1$). Obejmowały one próby stałoamplitudowe, na podstawie których wyznaczono krzywe Wöhlera w zakresie HCF i VHCF oraz próby programowane realizowane w układzie Lo-Hi, w trzech konfiguracjach poziomów obciążeń. Programy blokowe zaprojektowano zgodnie z hipotezą Palmgrena-Minera rozszerzoną o zakres gigacyklowy tak, aby każdy poziom obciążenia wprowadzał porównywalny stopień uszkodzenia. Zastosowane rozwiązanie pozwoliło uzyskać unikalne dane weryfikacyjne dla hipotez kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych.

LITERATURA

- [1] Kocańda S., Szala J., Podstawy obliczeń zmęczeniowych, PWN, Warszawa, 1997.
- [2] Szala J., Hipotezy sumowania uszkodzeń zmęczeniowych, Wydaw. Uczelniane Akademii Techniczno-Rolniczej, Bydgoszcz: 1998.
- [3] SAKAI, T., Historical Review and Future Prospect for Researches on Very High Cycle Fatigue of Metallic Materials, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 2023, 46(4), pp. 1217–1255.

**Ireneusz SZACHOGŁUCHOWICZ*, Janusz KLUCZYŃSKI*,
Janusz TORZEWSKI*, Jakub ŁUSZCZEK*, Marcin
WACHOWSKI*, Agnieszka KLIMEK***

WPLYW DODATKU CZĄSTEK TiC NA PODSTAWOWE WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNE KOMPOZYTÓW Cu I 316L WYTWARZANYCH METODĄ LPBF

* Wojskowa Akademia Techniczna im. Jarosława Dąbrowskiego, Wydział Inżynierii Mechanicznej, ul. Gen. Sylwestra Kaliskiego 2, 00-908 Warszawa

W niniejszym artykule przedstawiono szczegółową analizę wpływu wprowadzenia cząstek węgla tytanu (TiC) w ilości 2% oraz 4% wag. na ewolucję mikrostruktury, gęstość względną, mikrotwardość oraz zachowanie podczas statycznej próby rozciągania monolitycznych kompozytów na osnowie czystej miedzi (Cu) oraz austenitycznej stali nierdzewnej 316L, wytwarzanych w technologii laserowego stapiania w złożu proszku (LPBF) [1, 2]. Wyjściowy proszek TiC charakteryzował się morfologią sferoidalną, jednak w wyniku przeprowadzonego 15-minutowego procesu mieszania w młynku planetarnym cząstki fazy umacniającej uległy częściowej fragmentacji i aglomeracji, uzyskując w gotowych mieszkankach kompozytowych postać nieregularną o ostrych krawędziach [3, 4]. Badania właściwości mechanicznych przeprowadzono na serii $n = 3$ całkowicie niezależnych, fizycznie osobnych próbkach dla każdego wariantu materiałowego, wyznaczając wartości średnie, odchylenia standardowe oraz względne odchylenia standardowe (RSD) [5]. Wykazano, że dodatek 2% wag. TiC do osnowy miedzianej wywiera wysoce korzystny wpływ na proces konsolidacji materiału podczas druku LPBF, prowadząc do znacznej redukcji defektów strukturalnych i stabilizacji średniej porowatości na poziomie 0,83% [6, 7]. Znajduje to bezpośrednie odzwierciedlenie w wynikach próby rozciągania, gdzie zaobserwowano jednoczesny wzrost wytrzymałości na rozciąganie (R_m) oraz wydłużenia względnego w porównaniu do nieumocnionej miedzi [8, 9]. Z kolei w przypadku stali 316L wprowadzenie wyższego stężenia cząstek (4% wag. TiC) doprowadziło do powstania lokalnych skupisk i aglomeratów umocnienia, które stanowiły miejsca koncentracji naprężeń i inicjacji mikropęknięć, skutkując wzrostem porowatości oraz obniżeniem ogólnej ciągliwości materiału [10, 11]. Pomiary mikrotwardości wykazały systematyczny i jednoznaczny wzrost twardości wraz ze zwiększaniem udziału masowego fazy TiC w obu badanych układach materiałowych, co wiąże się ze skokowym ograniczeniem odkształcenia plastycznego osnowy w sąsiedztwie twardych cząstek [12, 13]. Zastosowanie cyfrowej korelacji obrazu (DIC) na reprezentatywnych próbkach z każdej serii pomiarowej pozwoliło na precyzyjną, powierzchniową mapografię pól odkształceń oraz wyznaczenie wskaźnika lokalizacji odkształceń (I_{loc}) [14]. Analiza ta potwierdziła, że obecność cząstek TiC wpływa na zmianę mechanizmu odkształcenia plastycznego, eliminując jednorodne płynięcie materiału na rzecz strefowej lokalizacji mikrodystorsji ściśle powiązanej z lokalną gęstością oraz rozkładem cząstek fazy drugiej [15].

LITERATURA:

- [1] DebRoy T., Wei H. L., Zuback J. S., Mukherjee T., Elmer J. W., Milewski J. O., Beese A. M., Wilson-Heid A., De A., Zhang W., Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties. *Progress in Materials Science* 2018, 92, 112–224.
- [2] Gu D. D., Meiners, W., Wissenbach, K., Poprawe, R., Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms. *International Materials Reviews* 2012, 57.
- [3] Ertugrul O., Enrici T. M., Paydas H., Saggionetto E., Boschini F., Mertens A., Laser cladding of TiC reinforced 316L stainless steel composites: feedstock powder preparation and microstructural evaluation. *Powder Technology* 2020.
- [4] Haferkamp L., Haudenschild L., Spierings A., Wegener K., Riener K., Ziegelmeier S., Leichtfried G. J., The Influence of Particle Shape, Powder Flowability, and Powder Layer Density on Part Density in Laser Powder Bed Fusion. *Metals* 2021, 11, 418.
- [5] Pitrmuc Z., Šimota J., Beránek L., Mikeš P., Andronov V., Sommer J., Holešovský F., Mechanical and Microstructural Anisotropy of Laser Powder Bed Fusion 316L Stainless Steel. *Materials* 2022, 15(2), 551.
- [6] Ho V., Ladani L., Razmi J., Gruber S., Murphy A. B., Chen C., East D., Lopez E., Powder Bed Fabrication of Copper: A Comprehensive Literature Review. *Metals* 2025, 15, 1114.
- [7] Lindström V., Liashenko O., Zweigacker K., Derevianko S., Morozovych V., Lyashenko Y., Leinenbach C., Laser Powder Bed Fusion of Metal Coated Copper Powders. *Materials* 2020, 13, 3493.
- [8] Zhao Z., Li J., Bai P., Qu H., Liang M., Liao H., Wu L., Huo P., Liu H., Zhang J., Microstructure and Mechanical Properties of TiC-Reinforced 316L Stainless Steel Composites Fabricated Using Selective Laser Melting. *Metals* 2019, 9, 267.
- [9] Liu Y., Xie D., Lv F., Strength Enhancement of Laser Powder Bed Fusion 316L by Addition of Nano TiC Particles. *Materials* 2024, 17, 1129.
- [10] Zhai W., Zhu Z., Zhou W., Nai S. M. L., Wei J., Selective laser melting of dispersed TiC particles strengthened 316L stainless steel. *Composites Part B: Engineering* 2020, 199.
- [11] Liu Q., Qi F., Wang Q., Ding H., Chu K., Liu Y., Li C., The influence of particles size and its distribution on the degree of stress concentration in particulate reinforced metal matrix composites. *Materials Science and Engineering: A* 2018, 731, 351–359.
- [12] Zhao S., Shen X., Yang J., Teng W., Wang Y., Densification behavior and mechanical properties of nanocrystalline TiC reinforced 316L stainless steel composite parts fabricated by selective laser melting. *Optics and Laser Technology* 2018, 103, 239–250.
- [13] Zhai W., Zhou W., Nai S. M. L., Grain refinement and strengthening of 316L stainless steel through addition of TiC nanoparticles and Laser Powder Bed Fusion. *Materials Science and Engineering: A* 2022, 832.
- [14] Ronneberg T., Davies C. M., Hooper P. A., Revealing relationships between porosity, microstructure and mechanical properties of laser powder bed fusion 316L stainless steel through heat treatment. *Materials & Design* 2020, 189.
- [15] Liang I., Yan J., Li C., Yang Y., Comparing Microstructure and Corrosion Performance of Laser Powder Bed Fusion 316L Stainless Steel Reinforced with Varied Ceramic Particles. *Metals* 2026, 16, 173.

Olha ZVIRKO*, Ihor DZIOBA, Tadeusz PAŁA**,
Dmytro DEMIANCHUK*, Oleksandr TSYRULNYK***

OCENA WYTRZYMAŁOŚCI ZŁĄCZY SPAWANYCH RUROCIĄGU GAZOWEGO

* Instytut Fizyko-Mechaniczny im. Karpenki Narodowej Akademii Nauk Ukrainy,
Naukowa 5, 79-060 Lwów

** Politechnika Świętokrzyska, Wydział Mechatroniki i Budowy Maszyn, Al.
1000-lecia PP 7, 25-314 Kielce

WSTĘP

W ciągu ostatnich dziesięcioleci sieci rurociągowy były eksploatowane, często przekraczając pierwotnie projektowane okresy użytkowania.

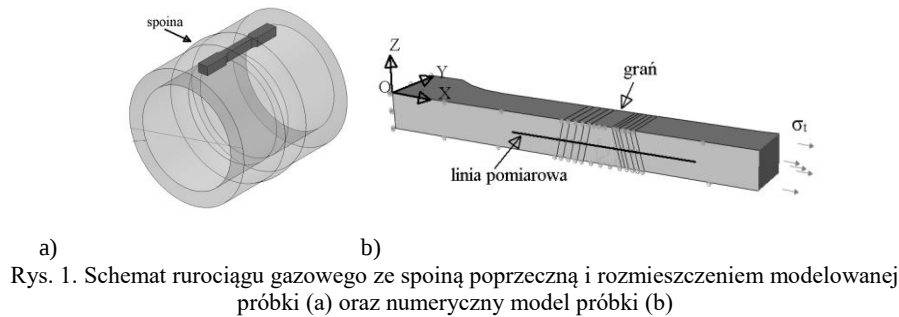
Na rurociągi oddziałują obciążenia dynamiczne i statyczne, losowe defekty materiału będące koncentratorami naprężeń, czy media korozyjne działające na zewnętrzną i wewnętrzną powierzchnie rury [1–3].

Degradacja materiałów rurociągów w trakcie długotrwałej eksploatacji jest procesem złożonym i wieloczynnikowym, zależnym od właściwości materiałowych, warunków środowiskowych, charakteru obciążeń oraz historii eksploatacyjnej.

Badania przeprowadzono na materiale rurociągu gazowego eksploatowanego przez okres ponad 30 lat. Z rurociągu gazowego pobrano wycinki do badań obejmujące złącza spawane usytuowane poprzecznie do osi gazociągu. Dla porównania badano również nieeksploatowane złącze spawane. Na testowanych wycinkach wyznaczono rozkłady twardości w obszarach złączy spawanych. Następnie na podstawie uzyskanych rozkładów twardości i wzorów korelacyjnych w obszarach obejmujących materiał spoiny, strefę wpływu ciepła, materiał rodzimy oszacowano wartości charakterystyk wytrzymałości materiału. Otrzymane charakterystyki wykorzystano w modelach numerycznych złączy, które poddano symulacyjnemu rozciąganiu. Pozwoliło to wyznaczyć rozkłady naprężenia i odkształcenia w złączach spawanych oraz wskazać najbardziej wyczerpane ich obszary.

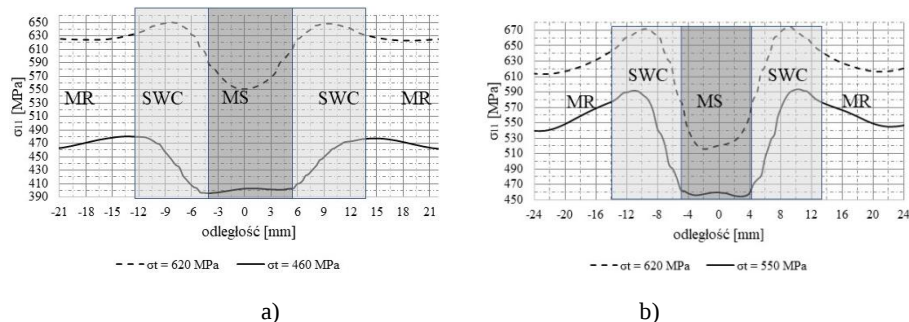
1. MODELOWANIE NUMERYCZNE ZŁĄCZY SPAWANYCH

Obliczenia przeprowadzono na uproszczonym modelu wycinka złącza spawanego rurociągu gazowego (rys. 1). Rozmiar, kształt oraz ilość stref materiałowych w modelach numerycznych była uwarunkowana występującym rozkładem twardości w przekrojach poprzecznych analizowanych złączy spawanych. W modelach numerycznych obciążenie generowano poprzez przyłożenie wartości naprężenia σ_t (rys. 1b). Poziom zadawanych naprężeń tak dobierano, aby odpowiadał granicy plastyczności oraz wytrzymałości doraźnie na rozciąganie materiału rodzimego.



2. WYNIKI BADAŃ

Symulacje numeryczne rozciągania elementów zawierających złącza spawane pozwoliły ocenić powstające w nich poziomy naprężenia i odkształcenia. Na tej podstawie można przewidzieć obszary, w których materiał jest najbardziej wyężony, gdzie może rozwijać się proces uszkodzenia złącza. Na rysunku 2 przedstawiono wykresy rozkładu naprężeń wyznaczone wzdłuż linii pomiarowej znajdującej się w płaszczyźnie symetrii próbki dla obciążeń odpowiadających granicy plastyczności i wytrzymałości doraźnej na rozciąganie materiałów rodzimych analizowanych złączy spawanych rurociągów gazowych.



3. WNIOSKI

Ustalono, że najwyższe poziomy odkształcenia i naprężenia występują w strefach wpływu ciepła (SWC) od strony materiału rodzimego (MR), co oznacza, że ten obszar złączy spawanych rurociągów jest najbardziej podatny na rozwój procesów zniszczenia.

LITERATURA

- [1] Kharchenko, E.V.; Klysz, S.; Palyukh, V.M.; Kunta, O.E.; Lenkovs'kyi, T.M. Influence of the Long-Term Operation of Gas Pipelines on the Cyclic Crack-Growth Resistance of 17G1S Steel. *Mater Sci* **2017**, *52*, 827–833.
- [2] Andreikiv, O.E.; Ivanyts'kyi, Ya.L.; Terlets'ka, Z.O.; Kit, M.B. Evaluation of the Durability of a Pipe of Oil Pipeline with Surface Crack under Biaxial Block Loading. *Mater Sci* **2004**, *40*, 408–415.