

Rada Naukowa Dyscypliny Inżynieria Materiałowa
Politechniki Warszawskiej
Ul. Wołoska 141
02-507 Warszawa

za pośrednictwem:

Rady Doskonałości Naukowej

pl. Defilad 1

00-901 Warszawa

(Pałac Kultury i Nauki, p. XXIV, pok. 2401)

Dr inż. Ewa Ura-Bińczyk
(imię i nazwisko wnioskodawcy)

Politechnika Warszawska Wydział Inżynierii Materiałowej
(miejsce pracy/jednostka naukowa)

Wniosek
z dnia 21.03.2023

o przeprowadzenie postępowania w sprawie nadania stopnia doktora habilitowanego w dziedzinie **nauk inżynieryjno-technicznych** w dyscyplinie¹ **inżynieria materiałowa**.

Określenie osiągnięcia naukowego będącego podstawą ubiegania się o nadanie stopnia doktora habilitowanego: **cykl powiązanych tematycznie 11 publikacji naukowych pt. „Wpływ rozdrobnienia mikrostruktury na odporność korozyjną materiałów na bazie żelaza i aluminium”**

Wnoszę – na podstawie art. 221 ust. 10 ustawy z dnia 20 lipca 2018 r. Prawo o szkolnictwie wyższym i nauce (Dz. U. z 2021 r. poz. 478 zm.) – aby komisja habilitacyjna podejmowała uchwałę w sprawie nadania stopnia doktora habilitowanego w głosowaniu ~~tajnym~~/jawnym^{*2}

Zostałem poinformowany, że:

Administratorem w odniesieniu do danych osobowych pozyskanych w ramach postępowania w sprawie nadania stopnia doktora habilitowanego jest Przewodniczący Rady Doskonałości Naukowej z siedzibą w Warszawie (pl. Defilad 1, XXIV piętro, 00-901 Warszawa).

Kontakt za pośrednictwem e-mail: kancelaria@rdn.gov.pl, tel. 22 656 60 98 lub w siedzibie organu. Dane osobowe będą przetwarzane w oparciu o przesłankę wskazaną w art. 6 ust. 1 lit. c) Rozporządzenia UE 2016/679 z dnia 27 kwietnia 2016 r. w związku z art. 220 - 221 oraz art. 232 – 240 ustawy z dnia 20 lipca 2018 roku - Prawo o szkolnictwie wyższym i nauce, w celu przeprowadzenia postępowania o nadanie stopnia doktora habilitowanego oraz realizacji praw i obowiązków oraz środków odwoławczych przewidzianych w tym postępowaniu.

Szczegółowa informacja na temat przetwarzania danych osobowych w postępowaniu dostępna jest na stronie www.rdn.gov.pl/klauzula-informacyjna-rodo.html



(podpis wnioskodawcy)

Załączniki:

1. Kopia dyplomu potwierdzająca uzyskanie stopnia doktora nauk technicznych
2. Dane wnioskodawcy
3. Autoreferat
4. Wykaz osiągnięć naukowych
5. Oświadczenia współautorów publikacji
6. Publikacje ujęte w cyklu

¹ Klasyfikacja dziedzin i dyscyplin wg. rozporządzenia Ministra Nauki i Szkolnictwa Wyższego z dnia 20 września 2018 r. w sprawie dziedzin nauki i dyscyplin naukowych oraz dyscyplin w zakresie sztuki (Dz. U. z 2018 r. poz. 1818).

² * Niepotrzebne skreślić.

AUTOREFERAT

dr inż. Ewa Anna Ura-Bińczyk

Spis treści

1. Imię i nazwisko	3
2. Posiadane dyplomy, stopnie naukowe	3
3. Informacje o dotychczasowym zatrudnieniu w jednostkach naukowych.....	3
4. Osiągnięcie naukowe	4
4.1. Tytuł osiągnięcia naukowego	4
4.2. Wykaz publikacji stanowiących osiągnięcie naukowe.....	4
4.3. Omówienie celu naukowego ww. prac i osiągniętych wyników wraz z omówieniem ich ewentualnego wykorzystania.....	9
4.3.1. Wprowadzenie.....	9
4.3.2. Cel naukowy.....	12
4.3.3. Metodologia prac badawczych.....	13
4.3.4. Wpływ wielkości ziarna na odporność na korozję stali węglowej w środowisku syntetycznego płynu wypływowego po szczelinowaniu złoża gazu łupkowego	15
4.3.5. Wpływ rozdrobnienia mikrostruktury na odporność na korozję stali 316L oraz 316LVM otrzymanej w wyniku wyciskania hydrostatycznego.....	18
4.3.6. Wpływ elementów mikrostruktury na odporność na korozję technicznie czystego aluminium	24
4.3.7. Wpływ rozdrobnienia mikrostruktury na odporność na korozję lokalną stopów aluminium	29
4.3.8. Podsumowanie	35
4.3.9. Wkład w rozwój dyscypliny	38
5. Informacja o wykazywaniu się istotną aktywnością naukową albo artystyczną realizowaną w więcej niż jednej uczelni, instytucji naukowej lub instytucji kultury, w szczególności zagranicznej.....	39
6. Informacja o osiągnięciach dydaktycznych, organizacyjnych oraz popularyzujących naukę lub sztukę.....	44
7. Literatura do rozdziału 4	45

1. Imię i nazwisko

Ewa Anna Ura-Bińczyk

2. Posiadane dyplomy, stopnie naukowe

- a) Doktorat w ramach Polsko-Szwajcarskiej Szkoły Doktorantów realizowany na Wydziale Inżynierii Materiałowej Politechniki Warszawskiej oraz w instytucie Swiss Federal Laboratories for Materials Science and Technology w Dübendorf w Szwajcarii.

Stopień naukowy DOKTORA nauk technicznych w zakresie inżynierii materiałowej, Warszawa, 3 grudnia 2010r., tytuł rozprawy doktorskiej: „*Fundamental understanding of the corrosion mechanism of aluminium based quasicrystalline alloys*”

Promotorzy: Prof. dr hab. inż. Małgorzata Lewandowska, Wydział Inżynierii Materiałowej Politechniki Warszawskiej

Promotor pomocniczy: Dr Patrik Schmutz, Joining Technologies and Corrosion, Swiss Federal Laboratories for Materials Science and Technology, Dübendorf (Szwajcaria)

1^{sz} Recenzent: Prof. dr hab. inż. Tadeusz Wierzchoń, Wydział Inżynierii Materiałowej Politechniki Warszawskiej

2^{gi} Recenzent: Prof. dr hab. inż. Jacek Banaś, Wydział Odlewnictwa, Akademia Górniczo-Hutnicza im. S. Staszica w Krakowie

- b) Akademia Górniczo-Hutnicza im. S. Staszica w Krakowie, Wydział Inżynierii Materiałowej i Ceramiki, Kierunek studiów: Inżynieria Materiałowa, Specjalność: Ochrona przed korozją.

Stopień zawodowy MAGISTRA INŻYNIERA nauk technicznych w zakresie ochrony przed korozją, Kraków, 1 lipiec 2005 r., tytuł pracy magisterskiej: „Sekuencyjny model wzrostu powłoki cynkowej na żelazie”

Promotor: Prof. dr hab. inż. Marek Danielewski, Wydział Inżynierii Materiałowej i Ceramiki, Akademia Górniczo-Hutnicza im. S. Staszica w Krakowie

3. Informacje o dotychczasowym zatrudnieniu w jednostkach naukowych

Miejsce zatrudnienia: Politechnika Warszawska
Wydział Inżynierii Materiałowej
ul. Wołoska 141
02-507 Warszawa

Zajmowane stanowiska:

1 kwiecień 2012 - obecnie adiunkt badawczo-dydaktyczny, Zakład Projektowania Materiałów

1 marzec 2011 – 31 marzec 2012 technolog, Zakład Projektowania Materiałów

Odbyte staże w zagranicznych jednostkach naukowych

Szwajcaria, Dübendorf, Swiss Federal Laboratories for Materials Science and Technology, staż doktorski w ramach Polsko-Szwajcarskiej Szkoły Doktorantów, wykonawca projektu Complex Metallic Alloys (2006-2008) – 18 miesięcy (12 miesięcy i 6 miesięcy)

4. Osiągnięcie naukowe

Jako osiągnięcie naukowe wynikające z art. 219 ust. 1 pkt. 2 ustawy z dnia 20 lipca 2018r. Prawo o szkolnictwie wyższym i nauce (Dz. U. z 2021r. poz. 478 z późn. zm.) i stanowiące podstawę ubiegania się o uzyskanie stopnia naukowego doktora habilitowanego wskazuję **cykl powiązanych tematycznie 11 publikacji naukowych.**

4.1. Tytuł osiągnięcia naukowego

Wpływ rozdrobnienia mikrostruktury na odporność korozyjną materiałów na bazie żelaza i aluminium

4.2. Wykaz publikacji stanowiących osiągnięcie naukowe

Poniżej przedstawiam **cykl powiązanych tematycznie 11 publikacji naukowych**, gdzie dla każdej publikacji wskazano całkowitą liczbę cytowań wg. bazy Web of Science (Zwos) i Scopus (Zs) - w nawiasach liczba cytowań po odrzuceniu cytowań własnych, impact factor (IF) czasopisma obowiązujący w roku opublikowania artykułu (w przypadku roku 2022 wskazano dane za rok 2021), oraz liczbę punktów zgodnie z listą Ministerstwa Nauki i Szkolnictwa Wyższego obowiązującą w roku opublikowania artykułu MNiSW. Sumaryczny impact factor cyklu publikacji wynosi **40.129**.

[A1] **E. Ura-Bińczyk**, A. Dobkowska, M. Płocińska, T. Płociński, B. Adameczyk-Cieślak, W. Solarski, J. Banaś, J. Mizera: The influence of grain refinement on the corrosion rate of carbon steels in fracturing fluids used in shale gas production, *Materials and Corrosion* 68 (2017) 1190-1199

Zwos: 3(3) Zs:3(3) IF(2017): 1.259 MNiSW: 100

W tym artykule pełniłam rolę autora wiodącego i byłam wykonawcą projektu w ramach którego powstała publikacja (Projekt Blue Gas I, NCBR „Opracowanie optymalnych koncepcji zagospodarowania złóż niekonwencjonalnych z uwzględnieniem aspektów środowiskowych i społecznych”):

- opracowałam koncepcję całego artykułu (dobór próbek, zakresu wszystkich badań);
- wykonałam analizę badań korozyjnych oraz obserwacji mikroskopowych;
- wykonałam dyskusję wyników badań;
- koordynowałam przygotowanie manuskryptu, w tym samodzielnie opracowałam punkty (1) Introduction, (2) Experimental, (3.2) Surface morphology of corrosion products oraz (3.4) Cross-section of the corrosion layer.

[A2] A. Krawczyńska, W. Chromiński, **E. Ura-Bińczyk**, M. Kulczyk, M. Lewandowska: Mechanical properties and corrosion resistance of ultrafine grained austenitic stainless steel processed by hydrostatic extrusion, *Materials and Design* 136 (2017) 34-44

Zwos: 30(28) Zs:30(28) IF(2017): 4.525 MNiSW: 140

W tej pracy odpowiedzialna byłam za badania odporności korozyjnej ultradrobnoziarnistej stali austenitycznej:

- opracowałam koncepcję tych badań oraz ich metodykę (dobór środowisk, korozyjnych, warunków i zakresu badań korozyjnych);
- wykonałam wszystkie badania odporności korozyjnej i dokonałam ich analizy, w tym porównałam z dostępnymi danymi literaturowymi i zinterpretowałam w odniesieniu do cech mikrostrukturalnych;
- zredagowałam części artykułu poświęcone badaniom korozyjnym: fragmenty Introduction (1) oraz Materials and methods (2), cały punkt Corrosion tests (3.2) oraz Effect of microstructural features on corrosion resistance (4.2);
- wszystkie rysunki związane z badaniami odporności na korozję są mojego autorstwa.

Prace badawcze zostały wykonane w ramach projektu OPUS NCN pt. „Tworzenie dyfuzyjnych warstw azotowanych na stali austenitycznej o strukturze nanometrycznej”, w którym byłam wykonawcą.

[A3] **E. Ura-Bińczyk**, A. Krawczyńska, R. Sitek, M. Lewandowska: Mechanical properties and corrosion resistance of hydrostatically extruded 316 LVM stainless steel after low-temperature plasma nitriding, *Surface Science and Coatings Technology* 375 (2019) 565-572

Zwos: 11(11) Zs:11(11) IF(2019): 3.784 MNiSW: 100

W tym artykule pełniłam rolę autora wiodącego:

- opracowałam koncepcję całego artykułu (dobór próbek, zakresu wszystkich badań);
- opracowałam koncepcję badań korozyjnych oraz ich metodykę (dobór środowiska korozyjnego, warunków i zakresu badań korozyjnych);
- wykonałam wszystkie badania odporności korozyjnej warstw azotowanych i dokonałam ich analizy, w tym porównałam z dostępnymi danymi literaturowymi i zinterpretowałam w odniesieniu do cech mikrostrukturalnych podłoży i warstw azotowanych;
- koordynowałam przygotowanie manuskryptu, w tym samodzielnie opracowałam punkty (1) Introduction, (2.4) Electrochemical tests, (3.4) Corrosion resistance oraz (4.3) Combined effect of microstructure refinement and nitriding on;
- wszystkie rysunki związane z badaniami odporności na korozję są mojego autorstwa.

Prace badawcze zostały wykonane w ramach projektu OPUS NCN pt. „Tworzenie dyfuzyjnych warstw azotowanych na stali austenitycznej o strukturze nanometrycznej”, w którym byłam wykonawcą.

[A4] **E. Ura-Bińczyk**, Effect of grain refinement on the corrosion resistance of 316L stainless steel, *Materials* 14 (2021) 7517

Zwos: 3(3) Zs:3(3) IF(2021): 3.748 MNiSW: 140

Mój wkład w opracowanie artykułu wynosi 100%: opracowanie koncepcji oraz metodyki badań, wykonanie badań, analiza wyników badań oraz zredagowanie całości pracy.

[A5] M. Lipińska, **E. Ura-Bińczyk**, L. Olejnik, A. Rosochowski, M. Lewandowska: Microstructure and Corrosion Behavior of the Friction Stir Welded Joints Made from Ultrafine Grained Aluminum, *Advanced Engineering Materials* 19 (2017) 1600807

Zwos: 4(3) Zs:5(4) IF(2017): 2.576 MNiSW: 100

W tej pracy odpowiedzialna byłam za badania odporności korozyjnej materiałów bazowych i złączy FSW:

- opracowałam koncepcję tych badań oraz ich metodykę (dobór środowisk, korozyjnych, warunków i zakresu badań korozyjnych);
- byłam pomysłodawcą wątku dotyczącego wpływu sposobu przygotowania powierzchni na odporność korozyjną;
- wykonałam wszystkie badania odporności korozyjnej i dokonałam ich analizy, w tym porównałam z dostępnymi danymi literaturowymi i zinterpretowałam w odniesieniu do cech mikrostrukturalnych;
- zredagowałam części artykułu poświęcone badaniom korozyjnym, w tym fragmenty Introduction oraz Experimental section, a także punkty (3.2) Resistance to pitting corrosion, (4.4) Electrochemical behaviour;
- współredagowałam całość artykułu.

[A6] M. Orłowska, **E. Ura-Bińczyk**, L. Olejnik, M. Lewandowska: The effect of grain size and grain boundary misorientation on the corrosion resistance of commercially pure aluminium, *Corrosion Science* 148 (2019) 57-70

Zwos: 61(56) Zs: 62(57) IF(2019): 6.479 MNiSW: 140

W tej pracy odpowiedzialna byłam za badania odporności korozyjnej aluminium po różnych procesach odkształcenia plastycznego:

- opracowałam koncepcję tych badań oraz ich metodykę (dobór środowisk, korozyjnych, warunków i zakresu badań korozyjnych);
- byłam pomysłodawcą wątku dotyczącego wpływu sposobu przygotowania powierzchni na odporność korozyjną;
- wykonałam wszystkie badania odporności korozyjnej i dokonałam ich analizy, w tym porównałam z dostępnymi danymi literaturowymi i zinterpretowałam w odniesieniu do cech mikrostrukturalnych;
- zredagowałam części artykułu poświęcone badaniom korozyjnym;

- współredagowałam całość artykułu.

[A7] M. Orłowska, **E. Ura-Bińczyk**, B. Adamczyk-Cieślak, L. Olejnik, M. Lewandowska: Evolution of pitting corrosion resistance and mechanical properties in ultrafine-grained commercially pure aluminium during annealing, *Journal of Materials Science* 56 (2021) 16726–16744

Zwos: 0(0) Zs: 1(1) IF(2021): 4.682 MNiSW: 100

Byłam pomysłodawcą i kierownikiem grantu, w ramach którego powstała publikacja (grant dziekański), w tym:

- opracowałam koncepcję publikacji (rodzaje próbek, sposób ich wytwarzania i obróbki cieplnej, zakres badań);
- opracowałam szczegółową metodykę badań odporności korozyjnej (dobór środowiska, rodzajów testów korozyjnych i ich parametrów);
- wykonałam badania odporności na korozję aluminium po wyżarzaniu w różnej temperaturze i dokonałam analizy ich wyników;
- dokonałam interpretacji wszystkich wyników i zaplanowałam ich dyskusję,
- współredagowałam opracowanie całego artykułu, w tym samodzielnie części związanych z badaniami odporności korozyjnej.

[A8] M. Orłowska, **E. Ura-Bińczyk**, L. Olejnik, M. Lewandowska: Effect of microstructural features on the corrosion behavior of severely deformed Al–Mg–Si alloy, *Materials and Corrosion* 72 (2021) 868–878

Zwos: 1(1) Zs: 2(2) IF(2021): 1.832 MNiSW: 100

W tej pracy odpowiedzialna byłam za badania odporności korozyjnej stopu AlMgSi po dużym odkształceniu plastycznym:

- opracowałam koncepcję tych badań oraz ich metodykę (dobór środowisk, korozyjnych, warunków i zakresu badań korozyjnych);
- wykonałam wszystkie badania odporności korozyjnej i dokonałam ich analizy, w tym porównałam z dostępnymi danymi literaturowymi i zinterpretowałam w odniesieniu do cech mikrostrukturalnych;
- zredagowałam części artykułu poświęcone badaniom korozyjnym;
- wszystkie rysunki związane z badaniami odporności na korozję są mojego autorstwa.

[A9] **E. Ura-Bińczyk**: Improvement of Pitting-Corrosion Resistance of Ultrafine-Grained 7475 Al Alloy by Aging, *Materials* 15 (2022) 360

Zwos: 3(1) Zs: 4(2) IF(2021): 3.748 MNiSW: 140

Mój wkład w opracowanie artykułu wynosi 100%: opracowanie koncepcji oraz metodyki badań, wykonanie badań, analiza wyników badań oraz zredagowanie całości pracy.

[A10] M. Orłowska, **E. Ura-Bińczyk**, L. Śnieżek, P. Skudniewski, M. Kulczyk, B. Adameczyk-Cieślak, J. Mizera: Increasing the Mechanical Strength and Corrosion Resistance of Aluminum Alloy 7075 via Hydrostatic Extrusion and Aging, *Materials* 15 (2022) 4577

Zwos: 0(0) Zs: 0(0) IF(2021): 3.748 MNiSW: 140

Byłam pomysłodawcą i kierownikiem grantu, w ramach którego powstała publikacja (grant badawczy Centrum Badawczego POB Technologie Materiałowe w ramach programu IDUB), w tym:

- opracowałam koncepcję publikacji (rodzaje próbek, sposób ich wytwarzania i obróbki cieplnej, zakres badań);
- opracowałam szczegółową metodykę badań odporności korozyjnej (dobór środowiska, rodzajów testów korozyjnych i ich parametrów);
- nadzorowałam prawidłowość wykonania badań korozyjnych i dokonałam analizy ich wyników (były one wykonywane przez mojego dyplomanta, współautora publikacji, w ramach pracy mgr);
- dokonałam interpretacji wszystkich wyników i zaplanowałam ich dyskusję;
- współredagowałam opracowanie całego artykułu, w tym samodzielnie części związanych z badaniami odporności korozyjnej.

[A11] M. Orłowska, **E. Ura-Bińczyk**, L. Śnieżek, P. Skudniewski, M. Kulczyk, B. Adameczyk-Cieślak, K. Majchrowicz: The Influence of Heat Treatment on the Mechanical Properties and Corrosion Resistance of the Ultrafine-Grained AA7075 Obtained by Hydrostatic Extrusion, *Materials* 15 (2022) 4343

Zwos: 1(0) Zs: 1(0) IF(2021): 3.748 MNiSW: 140

Byłam pomysłodawcą i kierownikiem grantu, w ramach którego powstała publikacja (grant badawczy Centrum Badawczego POB Technologie Materiałowe w ramach programu IDUB), w tym:

- opracowałam koncepcję publikacji (rodzaje próbek, sposób ich wytwarzania i obróbki cieplnej, zakres badań);
- opracowałam szczegółową metodykę badań odporności korozyjnej (dobór środowiska, rodzajów testów korozyjnych i ich parametrów);
- nadzorowałam prawidłowość wykonania badań korozyjnych i dokonałam analizy ich wyników (były one wykonywane przez mojego dyplomanta, współautora publikacji, w ramach pracy mgr);
- dokonałam interpretacji wszystkich wyników i zaplanowałam ich dyskusję;
- współredagowałam opracowanie całego artykułu, w tym samodzielnie części związanych z badaniami odporności korozyjnej.

Sumaryczny impact factor cyklu 11 publikacji według listy Journal Citation Reports (JCR), zgodnie z rokiem opublikowania wynosi **40.192**.

4.3. Omówienie celu naukowego ww. prac i osiągniętych wyników wraz z omówieniem ich ewentualnego wykorzystania

4.3.1. Wprowadzenie

Materiały o rozdrobnionej mikrostrukturze, w tym materiały ultradrobnoziarniste, są nową klasą materiałów konstrukcyjnych i funkcjonalnych, które od wielu lat przyciągają uwagę grup badawczych na całym świecie. Materiały te charakteryzują bardzo wysokie właściwości wytrzymałościowe w niskiej temperaturze i zdolność do odkształcenia nadplastycznego w podwyższonej temperaturze. Wysoka wytrzymałość wynika bezpośrednio z rozdrobnienia ziarna do wielkości rzędu setek nanometrów i umocnienia granicami ziaren. Ilościowo zależność tę opisuje równanie Halla-Petcha, zgodnie z którym granica plastyczności materiału wzrasta liniowo wraz z odwrotnością pierwiastka średniej wielkości ziarna [1].

Potwierdzone w licznych pracach eksperymentalnych wysokie właściwości wytrzymałościowe omawianych materiałów, spowodowały intensywny rozwój metod ich wytwarzania oraz charakterystyki mechanizmów rozdrobnienia mikrostruktury. Efektywną redukcję wielkości ziarna można realizować m.in. poprzez procesy dużego odkształcenia plastycznego (ang. Severe Plastic Deformation, SPD), które w kontrolowany sposób pozwalają projektować mikrostrukturę tak, aby uzyskać wzrost wytrzymałości materiału. Najczęściej wykorzystywanymi metodami SPD są: przeciskanie przez kanał kątowy (ang. Equal Channel Angular Pressing, ECAP), skręcanie pod wysokim ciśnieniem (ang. High Pressure Torsion, HPT), czy wyciskanie hydrostatyczne (ang. Hydrostatic Extrusion, HE). O ile wpływ rozdrobnienia mikrostruktury na właściwości mechaniczne tych materiałów jest dobrze poznany, znacznie mniej uwagi poświęcono ich odporności na korozję, a dostępne dane literaturowe w tym zakresie są nieliczne i często prezentują sprzeczne wyniki.

Odporność materiałów metalicznych na korozję jest zagadnieniem kompleksowym i zależy od wielu czynników: składu chemicznego, mikrostruktury oraz środowiska korozyjnego. Zastosowanie technik dużego odkształcenia plastycznego powoduje redukcję wielkości ziarna oraz wzrost gęstości defektów (dyslokacji, granic ziaren) przy jednoczesnym zachowaniu nominalnego składu chemicznego [2–4]. Ważną rolę odgrywają także cząstki drugiej fazy, które w procesach SPD również ulegają zmianom, jednak w mniejszym zakresie niż inne elementy mikrostruktury. Mnogość parametrów mikrostrukturalnych, które wpływają na zmianę odporności korozyjnej materiałów drobnoziarnistych utrudnia jednoznaczne wskazanie elementów warunkujących opisywane właściwości. Systematyczne badania

materiałów o rozdrobnionej mikrostrukturze są konieczne do zrozumienia wpływu poszczególnych elementów mikrostruktury na mechanizmy korozyjne materiałów drobnoziarnistych w różnych środowiskach korozyjnych.

W wyniku rozdrobnienia mikrostruktury rośnie gęstość defektów sieci krystalicznej, m.in. granic ziaren, punktów potrójnych, dyslokacji, pasm ścinania czy bliźniaków [5,6], które mają wyższą energię niż wewnątrz ziarna i są bardziej aktywne chemicznie [7–9]. W środowisku, w którym materiał ulega pasywacji, wyższa aktywność powierzchni prowadzi do szybszego zarodkowania i wzrostu warstwy ochronnej [10]. Z drugiej strony, wyższa ilość defektów powoduje wzrost zdefektowania warstwy pasywnej, co może osłabiać jej stabilność [11,12]. W warunkach powodujących aktywną korozję materiału, wyższe poziom zdefektowania może prowadzić do przyspieszenia roztwarzania materiału [13,14]. W przypadku mikrostruktur heterogenicznych, zawierających trudne do rozdrobnienia wtrącenia lub zanieczyszczenia m.in. wtrącenia faz międzymetalicznych, dodatkowym czynnikiem mającym wpływ na odpowiedź korozyjną jest ilość i rozmieszczenie tych cząstek. W wyniku zastosowania metod SPD następuje ich fragmentacja i bardziej równomierne rozłożenie w mikrostrukturze [15–17]. Cząstki te mają inny potencjał niż osnowa, a w wyniku ich oddziaływania z osnową tworzą się mikroogniwa galwaniczne, które prowadzą do inicjacji korozji wżerowej [18]. Obecność cząstek faz międzymetalicznych powoduje również nieciągłości warstwy pasywnej. Zmniejszenie ich wielkości często powoduje redukcję mikroprądów na lokalnych anodach [19–21]. Równocześnie inne czynniki mikrostrukturalne: naprężenia wewnętrzne, udział granic wysokokątowych czy tekstura, mają wpływ na korozję materiału w określonym środowisku korozyjnym. Z tego powodu ten sam materiał, którego mikrostruktura została rozdrobniona inną metodą niż ta z zastosowaniem dużego odkształcenia plastycznego, może cechować się odmienną odpornością korozyjną. Kompleksowość procesów korozyjnych powoduje, że odporność na korozję danego materiału determinuje synergiczny efekt środowiska korozyjnego oraz mikrostruktury ukształtowanej przy wykorzystaniu wybranej techniki odkształcenia materiału. Z tego powodu nie można sformułować ogólnej zależności występującej pomiędzy wielkością ziarna, a odpornością na korozję danego materiału. Ponadto, w każdym analizowanym przypadku odporność na korozję będzie zdominowana przez inne czynniki mikrostrukturalne.

Niskostopowe stale węglowe o strukturze ferrytyczno-perlitycznej posiadają niską odporność na korozję, a w środowiskach agresywnych aktywnie korodują. Jednocześnie mogą pokrywać się warstwą produktów korozji, która spowalnia roztwarzanie materiału. Ze względu

na to, że liczba doniesień literaturowych, które analizują wpływ rozdrobienia mikrostruktury na korozję niskostopowych stali węglowych o strukturze ferrytyczno-perlitycznej jest znikoma, wyjątkiem jest praca [22], omawiany wątek badawczy podjęto w pierwszej kolejności.

W przypadku stali nierdzewnych, które pokrywają się warstwą pasywną, znaczną poprawę odporności dla korozji zaobserwowano dla nanokrystalicznych cienkich warstw na stali charakteryzujących się wysoką homogenicznością i bardzo niską liczbą wtrąceń lub ich brakiem [23–25]. Niemetaliczne wtrącenia, takie jak siarczki manganu i tlenki, obecne w stalach determinują odporność na korozję wżerową, ponieważ są miejscem inicjacji wżerów [26,27]. Ich brak w sposób oczywisty obniża podatność materiału na ten typ korozji. Metody SPD, dzięki którym osiąga się rozdrobnienie mikrostruktury w całej objętości finalnego produktu, również powodują redukcję wielkości wtrąceń jednak w znacznie mniejszym stopniu niż ziaren osnowy. Wyniki badań wpływu takiego rozdrobnienia na odporność na korozję stali nie dość, że nieliczne to często są sprzeczne. Spadek odporności na korozję zaobserwowano dla stali 316L otrzymanej w wyniku dynamicznego odkształcenia plastycznego [28] oraz dla stali 303 po procesie hydroekstruzji [29]. Jednocześnie w pracy M. Pisarka [30] zaobserwowano poprawę odporności na korozję lokalną stali 316L po hydroekstruzji. Badania prowadzone na stali 304L wykazały, że rozdrobnienie uzyskane w wyniku walcowania na zimno nie ma żadnego wpływu na jej odporność na korozję wżerową [31]. W żadnym z dostępnych opracowań nie przeprowadzono jednak szczegółowej analizy wpływu rozdrobnienia na wielkość i ilość wtrąceń niemetalicznych, które w przypadku stali nierdzewnych determinują ich podatność na korozję lokalną [26].

Odporność stali na korozję i zużycie ścierne można poprawić poprzez azotowanie [32]. Wykazano, że połączenie metody powierzchniowej obróbki mechaniczno-ściernej, która prowadzi do rozdrobnienia mikrostruktury na powierzchni z azotowaniem niskotemperaturowym powoduje dalszą poprawę odporności na korozję [33]. Jednak brakowało tego typu badań dla materiałów o mikrostrukturze rozdrobnionej w całej objętości, stąd zagadnienie to stało się jednym z przedmiotów moich badań.

W przypadku aluminium i jego stopów, wpływ rozdrobnienia mikrostruktury na korozję jest również niejednoznaczny [34]. Rozdrobniona mikrostruktura charakteryzuje się wysoką gęstością defektów (dyslokacje, granice ziaren). Powoduje to szybsze zarodkowanie i wzrost warstwy pasywnej, co poprawia odporność na korozję. Z kolei wyniki badań opisane przez

Chung i innych [21], jako źródło poprawy odporności na korozję typują fragmentację i równomierne rozmieszczenie cząstek faz międzymetalicznych. Ich zdaniem bardziej równomierne rozmieszczenie cząstek faz międzymetalicznych w osnowie powoduje utworzenie bardziej stabilnej i ciągłej warstwy pasywnej oraz zmniejszenie prądów na lokalnych anodach [21]. Odwrotny efekt fragmentacji wtrąceń na odporność na korozję wskazują prace Korcheffa i Laurino [35,36]. W wymienionych publikacjach, fragmentacja wtrąceń jest czynnikiem krytycznym prowadzącym do powstawania większej ilości mikroogniw, a w konsekwencji wzrostu liczby miejsc inicjacji korozji wżerowej i obniżenia odporności na korozję. Dodatkowo inne czynniki mikrostrukturalne, takie jak rozkład wielkości ziaren [37], kąty dezorientacji granic ziaren [38] czy naprężenia lokalne [39] również wpływają na odpowiedź korozyjną aluminium i jego stopów w danym środowisku korozyjnym.

Szczególną grupą stopów aluminium są stopy utwardzane wydzieleniowo z serii 7xxx, które są trudne do odkształcenia metodami dużego odkształcenia plastycznego. Zastosowanie metody wyciskania hydrostatycznego [40] pozwoliło na znaczne rozdrobnienie mikrostruktury i poprawę właściwości wytrzymałościowych tych stopów. Ze względu na niską stabilność termiczną rozdrobnionej mikrostruktury, procesy starzenia tych materiałów prowadzi się w niższych temperaturach i mają one zupełnie inną kinetykę w porównaniu do stopów o mikrometrycznej wielkości ziarna [41]. Nie mniej jednak stopy aluminium z serii 7xxx charakteryzują się niską odpornością na korozję, dlatego wpływ rozdrobnienia mikrostruktury na tę właściwość jest niezwykle ważny z punktu widzenia ich praktycznego zastosowania. Ilość doniesień literaturowych poruszających ten problem jest znikoma [42].

Kompleksowość procesów korozyjnych i nakładające się efekty różnych parametrów mikrostruktury powodują, że wiedza na temat odporności na korozję materiałów o rozdrobnionej mikrostrukturze wymaga wciąż systematycznego uzupełniania.

4.3.2. Cel naukowy

Głównym celem moich prac badawczych było wyjaśnienie wpływu poszczególnych elementów mikrostruktury na odporność na korozję wybranych materiałów na bazie żelaza i aluminium, gdzie szczegółowo analizowałam wpływ materiału, mikrostruktury oraz środowiska korozyjnego na ich odporność na korozję i morfologię zniszczeń. Uzyskane wyniki stanowią kolejne ogniwo uzupełniające potrzebną, również z punktu potencjalnych komercyjnych zastosowań tych materiałów, wiedzę i wyznaczają dalszy kierunek badań. W przedstawionym

cyklu publikacji naukowych analizowałam wpływ rozdrobnienia mikrostruktury na odporność korozyjną 4 rodzajów materiału. Do badań wybrałam dwie grupy stali, technicznie czyste aluminium oraz stopy aluminium. Stale i materiały na bazie aluminium to dwie najszerszej stosowane w różnych aplikacjach grupy materiałów metalicznych.

W przypadku stali, pierwszą analizowaną przeze mnie grupą były stale węglowe stosowane w przemyśle wydobywczym ropy i gazu. Ze względu na specyfikę środowiska pracy do badań korozyjnych wybrałam środowisko syntetycznie wytworzonego płynu wypływowego otrzymywanego w wyniku szczelinowania złoża gazu łupkowego [A1]. Kolejne prace naukowe [A2, A3 oraz A4] dotyczyły analizy odporności na korozję stali 316L oraz 316LVM po procesie wyciskania hydrostatycznego. Są to stale nierdzewne o wysokiej odporności na korozję, które dzięki wysokiej zawartości chromu ulegają pasywacji, jednak ze względu na obecność wtrąceń niemetalicznych są podatne na korozję typu lokalnego. Wpływ rozdrobnienia mikrostruktury na odporność korozyjną tych materiałów analizowałam w kluczowych, z punktu widzenia potencjalnych zastosowań, środowiskach korozyjnych: właściwości warstwy pasywnej badałam w środowisku kwasu siarkowego, a odporność na korozję lokalną w środowisku zawierającym jony chlorkowe.

W przypadku aluminium i jego stopów, największym wyzwaniem z punktu widzenia odporności na korozję jest ich podatność na korozję wżerową wywołana obecnością jonów chlorkowych. W grupie technicznie czystego aluminium analizowałam odporność na korozję aluminium 1050, 1070 oraz 1350 [A5-A7], dla których rozdrobnienie mikrostruktury uzyskano w wyniku przeciskania przez kanał kątowy lub spęczanie. W przypadku stopów aluminium, gdzie heterogeniczna mikrostruktura powoduje znaczne osłabienie odporności na korozję lokalną, badałam stop 6060 otrzymany wyniku przeciskania przez kanał kątowy [A8] oraz stopy 7075 i 7475 otrzymane w wyniku wyciskania hydrostatycznego [A9-A11]. Badania prowadziłam w środowisku korozyjnym zawierającym jony chlorkowe. W przypadku stopów utwardzanych wydzieleniowo – 7075 oraz 7475 – badania rozszerzyłam o wpływ warunków starzenia na odporność na korozję rozdrobnionego w wyniku wyciskania hydrostatycznego materiału.

4.3.3. Metodologia prac badawczych

Moim głównym założeniem podczas ustalania koncepcji badawczej było określenie dominujących czynników mikrostrukturalnych, które warunkują odporność korozyjną badanego materiału. W zależności od typu materiału oraz środowiska korozyjnego aspekt

mikrostrukturalny w odniesieniu do właściwości korozyjnych był rozpatrywany z innej perspektywy.

W publikacji A1 rozpatrywałam wpływ wielkości ziarna przy założeniu jednakowego składu chemicznego i udziału fazy ferrytycznej badanych stali na ich korozję w agresywnym środowisku. Szybkość korozji określano na podstawie ubytku masy po ekspozycji badanych materiałów w środowisku korozyjnym o kontrolowanej temperaturze i ciśnieniu, którego skład chemiczny symulował wypływowy płyn szczelinujący nasycony dwutlenkiem węgla, w podwyższonej temperaturze, podwyższonym ciśnieniu. W publikacji A2 obserwacje mikrostruktury wykonane za pomocą transmisyjnego mikroskopu elektronowego oraz analiza orientacji krystalograficznej ziaren metodą elektronów wstecznie rozproszonych pozwoliły wyjaśnić wpływ wyciskania hydrostatycznego na odporność na korozję stali 316LVM. Analizowałam wpływ elementów mikrostruktury takich jak wielkość ziarna, gęstość defektów, tekstura i rozkład kąta dezorientacji ziaren na przebieg krzywych potencjodynamicznych w środowisku kwasu siarkowego bez jonów Cl^- i zawierającego jony Cl^- . W kolejnej pracy dotyczącej tej grupy materiałów [publikacja A3] skoncentrowałam się na wyjaśnieniu wpływu rozdrobnienia mikrostruktury na odpowiedź korozyjną azotowanej stali 316LVM w środowisku kwaśnym i obojętnym zawierającym jony Cl^- . Publikacja A4 dotyczy analizy wpływu rozdrobnienia mikrostruktury stali 316L po procesie hydroekstruzji na odporność na korozję ogólną w szerokim zakresie pH oraz na korozję wżerową wywołaną obecnością chlorków. Ujawniłam, że w przypadku stali 316L wysoka ilość wtrąceń niemetalicznych determinuje przebieg krzywych potencjodynamicznych dlatego w swojej metodologii badawczej główny nacisk położyłam na analizę wpływu wyciskania hydrostatycznego na wielkość i ilość wtrąceń niemetalicznych w płaszczyźnie równoległej i prostopadłej do kierunku wyciskania hydrostatycznego.

Wpływ rozdrobnienia mikrostruktury technicznie czystego aluminium [publikacja A5, A6 oraz A7] na odporność na korozję w obecności jonów Cl^- badałam analizując zmiany elementów mikrostruktury: wielkość ziarna, wielkość i ilość wtrąceń faz międzymetalicznych, gęstość dyslokacji oraz rozkład kątów dezorientacji granic ziaren na przebieg krzywych potencjodynamicznych oraz morfologię zniszczeń korozyjnych. W publikacji A7 przyjęta metodologia pozwoliła mi wyeliminować wpływ zmian wielkości i ilości wtrąceń faz międzymetalicznych na odpowiedź korozyjną i ujawnić, że przy stałej ilości mikroogniw galwanicznych osnowy z fazami międzymetalicznymi, największy wpływ na odpowiedź korozyjną ma gęstość dyslokacji. Podobnie w przypadku stopów aluminium z serii 6xxx oraz 7xxx [publikacje A8, A9, A10 oraz A11], analizowałam wpływ wielkości ziarna, wielkości i ilości wtrąceń faz międzymetalicznych oraz rozkładu kąta dezorientacji ziaren na przebieg krzywych

potencjodynamicznych w środowisku zawierającym jony Cl^- . Dodatkowo w przypadku stopów aluminium 7075 oraz 7475 analizowałam procesy wydzieleniowe w materiale i ich wpływ na odpowiedź korozyjną w badanym środowisku.

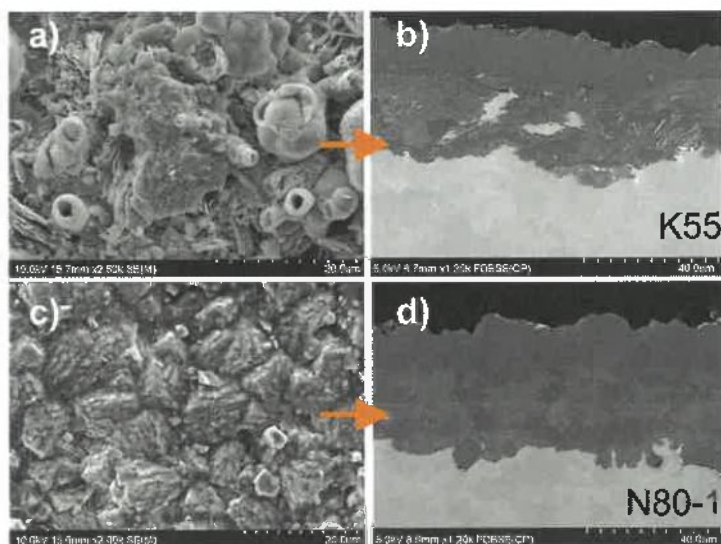
Mnogość parametrów mikrostrukturalnych, które ulegają zmianie w trakcie procesu rozdrobnienia mikrostruktury powoduje, że trudno rozdzielić efekt poszczególnych elementów mikrostruktury na odpowiedź korozyjną materiału. Kluczowe znaczenie w przyjętej metodologii było zaplanowanie badań i wytworzenie materiałów w taki sposób, aby wykluczyć wpływ poszczególnych elementów mikrostrukturalnych i w ten sposób ograniczyć liczbę zmiennych. Przyjęcie takiej metodologii pozwoliło rozdzielić efekt poszczególnych parametrów mikrostruktury na odporność korozyjną badanych materiałów.

Tym niemniej przyjęta metodologia pozwoliła na sformułowanie ogólnego wniosku, że wpływ rozdrobnienia mikrostruktury na odporność korozyjną materiałów zależy od poszczególnych czynników mikrostrukturalnych specyficznych dla poszczególnych grup materiałów, a także środowisk korozyjnych.

4.3.4. Wpływ wielkości ziarna na odporność na korozję stali węglowej w środowisku syntetycznego płynu wypływowego po szczelinowaniu złoża gazu łupkowego

Pierwszą grupą materiałów, którą analizowałam, były niskostopowe stale węglowe, które w agresywnym środowisku ulegają aktywnej korozji [A1]. Prace badawcze prowadziłam dla dwóch stali: K55 i N80-1. Zarówno stal K55 jak i N80-1, zgodnie z normą PN-EN-ISO-119060, mają zbliżony skład chemiczny oraz strukturę ferrytyczno-perlityczną, gdzie zawartość fazy ferrytycznej dla obu stali wynosi około 36%. W przypadku stali K55, średnia wielkość ziarna wynosiła około $49\text{ }\mu\text{m}$, podczas gdy dla stali N80-1 było to około $17\text{ }\mu\text{m}$. Badania szybkości korozji wykonano metodą grawimetryczną określając ubytek masy po ekspozycji materiałów na działanie syntetycznego płynu wypływowego w określonej temperaturze i pod ciśnieniem. Wypływowe płyny szczelinujące, to płyny, które wypływają ze złoża gazu łupkowego po jego penetracji płynem szczelinującym. Płyny te charakteryzują się wysoką zawartością jonów chlorkowych oraz są nasycone dwutlenkiem węgla, co powoduje obniżenie ich pH. W tak agresywnym środowisku korozyjnym, stal węglowa ulega aktywnej korozji, a jej roztwarzanie może być hamowane tworzeniem jednolitej i strukturalnie integralnej warstwy produktów korozji na powierzchni materiału. Wykazałam, że w analizowanym środowisku korozyjnym, szybkość korozji stali N80-1 o rozdrobnionej mikrostrukturze jest 2.5-krotnie niższa niż dla stali K55. Analiza fazowa wykazała, że powierzchnia obu stali pokrywa się produktami korozji składającymi się z węglanów wapnia, magnezu oraz żelaza. Oznacza to brak zróżnicowania w

przebiegu reakcji chemicznych. Obserwacje mikrostrukturalne ujawniły jednak znaczne różnice w morfologii tych produktów. Na Rys. 1 przedstawiono powierzchnię oraz przekrój poprzeczny warstwy produktów korozji utworzonej na powierzchni obu stali. Warstwa produktów korozji na stali N80-1 o większym rozdrobnieniu mikrostruktury jest bardziej zwarta i jednorodna (Rys. 1b), zaś w przypadku stali K55 jest bardziej zróżnicowana morfologicznie.

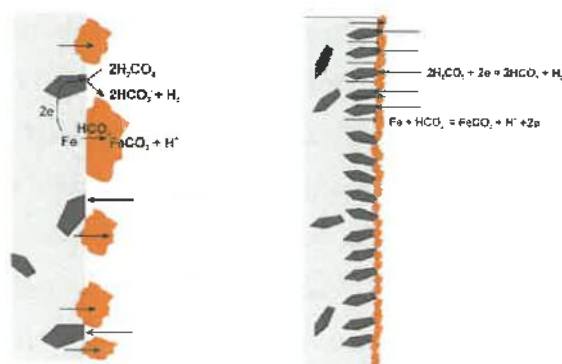


Rys. 1 Morfologia warstwy na stali K55 (a i b) oraz N80-1 (c-d) po badaniach korozyjnych [A1].

Na przekroju poprzecznym materiałów po ekspozycji zaobserwowano, że warstwa produktów korozji składa się z: warstwy zewnętrznej, którą tworzą produkty korozji powstające w wyniku osadzania z roztworu, oraz z warstwy wewnętrznej, gdzie korozja zachodzi w głąb materiału podłoża. Największe różnice między materiałami widocznie były w morfologii warstwy wewnętrznej oraz jakości połączenia między warstwą zewnętrzną oraz wewnętrzną. W przypadku stali K55, na połączeniu między warstwą zewnętrzną, a wewnętrzną pojawiły się pustki i nieciągłości destabilizujące całą warstwę. W warstwie wewnętrznej na stali K55 można zauważyć jasne ziarna perlitu, które nie skorodowały całkowicie. W przypadku stali N80-1 połączenie między warstwą zewnętrzną, a wewnętrzną jest ciągle i nie zaobserwowano pustek oraz nieciągłości. Dodatkowo w warstwie zewnętrznej korozja przebiegła równomiernie w całej jej objętości.

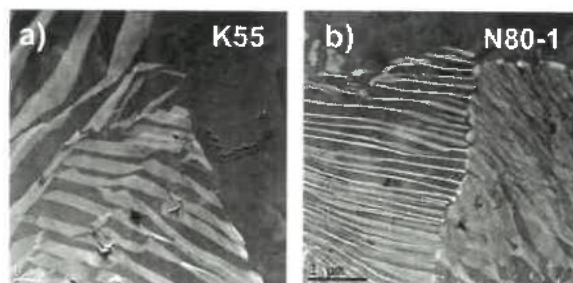
Większe rozdrobienie struktury ferrytyczno-perlitycznej powoduje bardziej równomierne rozłożenie lokalnych anod (ziarna ferrytu) i lokalnych katod (ziarna perlitu). Duża gęstość lokalnych katod generuje wyższe gęstości prądów anodowych na powierzchni lokalnych anod. Jest to przyczyna szybszego zarodkowania warstwy zewnętrznej w wyniku większego

przesycenia roztworu, a w rezultacie cechuje się ona większym rozdrobnieniem ziaren. Jest to zjawisko analogiczne do procesów krystalizacji, w których duże przesycenie powoduje większe rozdrobnienie mikrostruktury. Szybkie zarodkowanie sprzyja utworzeniu drobnoziarnistej i zwartej zewnętrznej warstwy produktów korozji znacznie mocniej związanej z warstwą wewnętrzną, co hamuje roztwarzanie materiału bazowego i zapewnia lepszą ochronę przed działaniem agresywnego środowiska korozyjnego. Ilustruje to schemat przedstawiony na Rys. 2.



Rys. 2 Wpływ rozdrobnienia mikrostruktury na tworzenie warstwy produktów korozji [A1].

Dla stali K55, nieciągłości spowodowane obecnością pustek i pęknięć można również zaobserwować w przypadku warstwy wewnętrznej. Perlit składa się z naprzemiennie ułożonych płytek ferrytu oraz cementytu. Korozji ulegają płytki ferrytu, w miejscu których powstają węglany wapnia i żelaza, natomiast płytki cementytu pozostają w strukturze warstwy. W warstwie wewnętrznej na stali N80-1 (Rys. 3a) płytki cementytu i produkty korozji powstałe w miejscu płytek ferrytu są ze sobą bardzo ściśle związane. Z kolei dla stali K55 (Rys. 3b), można wyraźnie zaobserwować pustki i pęknięcia powstające między płytkami cementytu.



Rys. 3 Wewnętrzna warstwa produktów korozji na stali a) K55 i b) N80-1 [A1].

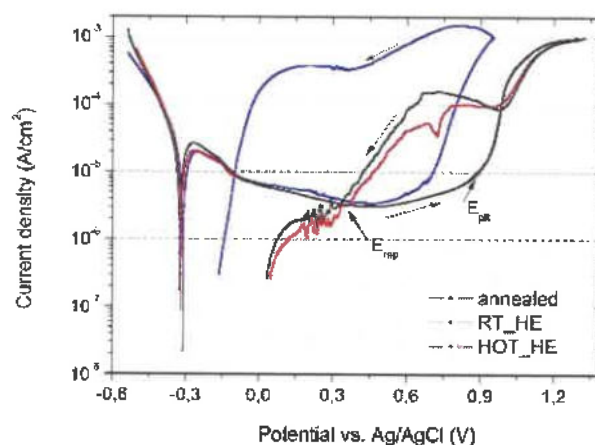
Pustki i nieciągłości powodują lokalną koncentrację naprężeń oraz łatwiejszą penetrację agresywnego elektrolitu do powierzchni metalu, powodując jego dalsze roztwarzanie. Na podstawie wyników przeprowadzonych badań wykazałam, że większe rozdrobnienie mikrostruktury stali węglowych powoduje spowolnienie szybkości korozji w syntetycznym

plynie wypływowym. Jest to rezultatem przyspieszenia procesów zarodkowania produktów korozji, co z kolei wpływa na ich morfologię. Finalnie, bardziej zwarta warstwa produktów korozji hamuje aktywne roztwieranie materiału.

4.3.5. Wpływ rozdrobnienia mikrostruktury na odporność na korozję stali 316L oraz 316LVM otrzymanej w wyniku wyciskania hydrostatycznego

Kolejnym aspektem, który analizowałam w cyklu przedstawionych publikacji, był wpływ rozdrobnienia mikrostruktury na korozję stali nierdzewnych. Jak już wspomniałam, stale nierdzewne w środowisku korozyjnym ulegają pasywacji. W pierwszej kolejności badałam odporność na korozję austenitycznej stali 316LVM (skład: 0,025 wt.% C, 0,6 wt.% Si, 1,7 wt.% Mn, 0,025 wt.% P, 0,003 wt.% S, 17,5 wt.% Cr, 13,5 wt.% Ni, 2,8 wt.% Mo, 0,1 wt.% Cu oraz <0,1 wt.% N), która dzięki obniżonej zawartości węgla i wytapianiu w próżni zawiera bardzo małą ilość wtrąceń niemetalicznych [A2]. W tym przypadku, rozdrobnienie mikrostruktury zostało osiągnięte w wyniku poddania materiału procesowi wyciskania hydrostatycznego. Wyciskanie hydrostatyczne (zwane także hydroekstruzją) jest jedną z technik dużego odkształcenia plastycznego, która umożliwia kontrolowane rozdrobnienie mikrostruktury w całej objętości produktu. Wpływ otrzymanej tą metodą mikrostruktury na odpowiedź korozyjną stali 316LVM pozostawał nieznany. Proces wyciskania hydrostatycznego stali 316LVM przeprowadzono na dwa sposoby: 1) materiał o temperaturze pokojowej poddano 3-etapowemu procesowi hydroekstruzji (hydroekstruzja na zimno) oraz 2) materiał podgrzano do temperatury 1000°C, a następnie poddano 1-etapowej hydroekstruzji (hydroekstruzja na gorąco). Materiałem referencyjnym była stal o mikrostrukturze typowej dla materiału poddanego procesowi rekrytalizacji o wielkości ziarna około 35 μm i dużej ilości bliźniaków wyżarzania. Mikrostruktura stali poddanej hydroekstruzji w temperaturze pokojowej składała się głównie z nano-bliźniaków, pasm ścinania oraz charakteryzowała się wysoką gęstością defektów. Z kolei mikrostruktura stali 316LVM wyciskanej na gorąco składała się z równoosiowych sub-ziaren o średniej wielkości ziarna około 450 nm i mniejszej gęstości defektów niż te obserwowane w stali poddanej hydroekstruzji w temperaturze pokojowej. Badania elektrochemiczne prowadzone w środowisku kwasu siarkowego ujawniły, że te znaczne różnice mikrostrukturalne mają niewielki wpływ na odpowiedź elektrochemiczną. Dla obu ekstrudowanych stali zaobserwowano nieco niższy potencjał otwarty, nieznacznie wyższą gęstość prądu katodowego w obszarze katodowym oraz anodowego w obszarze aktywno-pasywnym niż dla materiału referencyjnego. Defekty mikrostruktury, które mają wyższą energię, są uprzywilejowanymi miejscami zarodkowania warstwy pasywnej. Im większa ilość

defektów, tym szybszy wzrost warstwy pasywnej. Jednocześnie wyższa aktywność powierzchni przyspiesza roztwarzanie warstwy ochronnej w obszarze katodowym. Większe różnice w odporności na korozję między materiałami ujawniły się po dodaniu do kwasu siarkowego agresywnych jonów chlorkowych. W obecności jonów chlorkowych tworzą się wżery korozyjne, które inicjują na wtrąceniach niemetalicznych, głównie siarczankach manganu, ale także wtrąceniach tlenkowych oraz defektach mikrostruktury. Ze względu na obniżoną zawartość wtrąceń w stali 316LVM, wszystkie 3 badane stany charakteryzowały się wysoką odpornością na korozję. Przebieg krzywych polaryzacji dla materiału referencyjnego i po hydroekstruzji na gorąco był praktycznie taki sam i nie zaobserwowano wpływu rozdrobnienia mikrostruktury na podatność stali 316LVM na korozję. Jednak w przypadku stali 316LVM po hydroekstruzji na zimno, wzrost gęstości prądu związany z powstaniem wżeru korozyjnego nastąpił przy niższym potencjale przebicia. Dodatkowo, przy odwróconym kierunku polaryzacji wolniejszy spadek gęstości prądu świadczy o wolniejszej repasywacji tej stali. Istotne jest, że kształt krzywej polaryzacji wszystkich badanych materiałów, analizowany w pobliżu potencjałów przebicia, był charakterystyczny dla korozji szczelinowej, a nie wżerowej (Rys. 4).



Rys. 4 Wpływ rozdrobnienia mikrostruktury na tworzenie warstwy produktów korozji [A2].

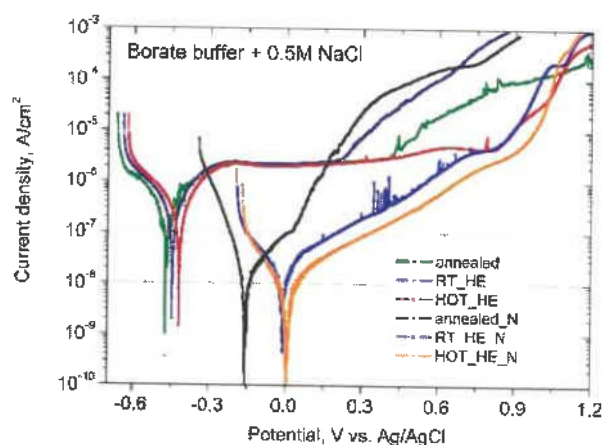
Wyniki te potwierdzone zostały na podstawie przeprowadzonych obserwacji morfologii zniszczeń. Wszystkie powstałe wżery zaobserwowano przy lub pod uszczelką. W przypadku materiału po hydroekstruzji na zimno skorodowany był praktycznie cały obszar znajdujący się pod uszczelką. Korozja szczelinowa zachodzi w miejscach, w których dostęp tlenu jest utrudniony, przez co warstwa pasywna nie może repasywować. Dla obu procesów hydroekstruzji sumaryczne odkształcenie skumulowane było jednakowe, dlatego założyłam, że

wielkość oraz rozmieszczenie niewielkiej ilości wtrąceń niemetalicznych w obu materiałach było takie samo. Materiał po hydroekstruzji na zimno charakteryzował się znacznie wyższą gęstością defektów, co spowodowało łatwiejsze roztwarzanie materiału, a ograniczony dostęp tlenu opóźniał proces repasywacji. Podsumowując, znaczne rozdrobienie mikrostruktury ma niewielki wpływ na odporność na korozję stali 316LVM w środowisku kwaśnym. Jednak w środowisku korozyjnym zawierającym jony chlorkowe, duża gęstość defektów ułatwia roztwarzanie warstwy pasywnej. W warunkach sprzyjających korozji szczelinowej powoduje to spadek odporności na korozję.

Istotnym aspektem w przypadku stali austenitycznych jest poprawa ich funkcjonalności poprzez proces azotowania, który powoduje poprawę twardości, odporności na zużycie oraz odporności na korozję. O ile w przypadku stali konwencjonalnych o strukturze mikrometrycznej wpływ procesu azotowania na właściwości korozyjne stali austenitycznych jest szeroko opisany w literaturze, to brakuje badań uzupełniających wiedzę z zakresu wpływu rozdrobnienia mikrostruktury w całej objętości materiału na właściwości korozyjne warstw azotowanych. Dlatego kolejnym zagadnieniem w mojej pracy badawczej było ustalenie czy rozdrobnienie mikrostruktury stali 316LVM otrzymanej w procesie hydroekstruzji na zimno i na gorąco, a następnie poddanej procesowi azotowania, wpływa na ich odporność korozyjną [A3]. Obserwacje mikrostrukturalne i analiza chemiczna ujawniły, że warstwy azotowane na obu stalach po hydroekstruzji oraz materiale referencyjnym cechują się podobną grubością (około 3 μm), ale różnią się zawartością azotu. Obecność wysokiej ilości defektów, a szczególnie nano-bliźniaków powoduje kumulację atomów azotu i wzrost jego koncentracji w warstwie. O ile wzrost zawartości azotu dla stali 316LVM wyciskanej na gorąco jest niewielki to stężenie azotu w warstwie azotowanej na stali po hydroekstruzji na zimno jest prawie dwa razy wyższe. Mimo, iż poprzednie badania elektrochemiczne [A2] wykazały, że rozdrobnienie mikrostruktury stali 316LVM ma nieznaczny wpływ na jej odpowiedź korozyjną, to po procesie azotowania, odporność na korozję warstw azotowanych znacznie różni się w zależności od mikrostruktury materiału podłoża. W kwaśnym środowisku korozyjnym, w porównaniu do materiału bez warstwy azotowanej, odporność na korozję po azotowaniu pogarsza się. Jest to związane z obecnością fazy S, która w tych warunkach jest aktywna i ulega roztwarzaniu. Dla wszystkich 3 materiałów zaobserwowano przesunięcie potencjału korozyjnego w stronę wyższych wartości oraz wzrost gęstości prądu anodowego w obszarze aktywno-pasywnym oraz pasywnym. Wartości gęstości prądu anodowego różniły się znacznie w zależności od mikrostruktury podłoża. Największy wzrost gęstości prądu anodowego zaobserwowano dla

stali o strukturze mikrometrycznej. Wraz ze wzrostem rozdrobnienia mikrostruktury zaobserwowano obniżenie wartości gęstości prądu anodowego. Oznacza to, że w środowisku o niskim pH warstwy azotowane na stali o rozdrobnionej mikrostrukturze wpływają na podwyższenie ich odporności na korozję.

W roztworze buforu boranowego o pH 8,4 zawierającego jony chlorkowe, kształt krzywych dla materiałów badanych przed azotowaniem był praktycznie taki sam do momentu osiągnięcia potencjału przebicia. W porównaniu do stali o mikrometrycznej wielkości ziarna, zaobserwowano pogorszenie odporności na korozję lokalną dla stali 316LVM wyciskanej na zimno (obniżenie potencjału przebicia), a w przypadku wyciskanej na gorąco poprawę tej odporności (przesunięcie potencjału w stronę wyższych wartości). Po azotowaniu, dla materiału referencyjnego zaobserwowano obniżenie gęstości prądu jednak potencjał przebicia był niższy od obserwowanego przed procesem azotowania. Znaczną poprawę odporności na korozję zaobserwowano dla stali o rozdrobnionej mikrostrukturze. Krzywe potencjodynamiczne obu stali po hydroekstruzji były przesunięte w stronę wyższych potencjałów, a gęstość prądu anodowego była znacznie niższa (Rys. 5). Na podstawie przedstawionych wyników można stwierdzić, że rozdrobnienie mikrostruktury stali 316LVM w znacznym stopniu poprawia odporność na korozję warstwy azotowanej.



Rys. 5 Krzywe potencjodynamiczne zarejestrowane dla stali 316LVM przed i po azotowaniu (N) o mikrometrycznej wielkości ziarna (annealed), po hydroekstruzji na zimno (RT_HE) oraz po hydroekstruzji na gorąco (HOT_RE) w roztworze buforu boranowego z dodatkiem jonów chlorkowych [A3].

Wyniki zrealizowanych przeze mnie prac badawczych udowodniły, że rozdrobnienie materiału podłoża (stali 316LVM) w przypadku warstw azotowanych, powoduje wzrost odporności na korozję równomierną w środowisku o niskim pH oraz na korozję lokalną w

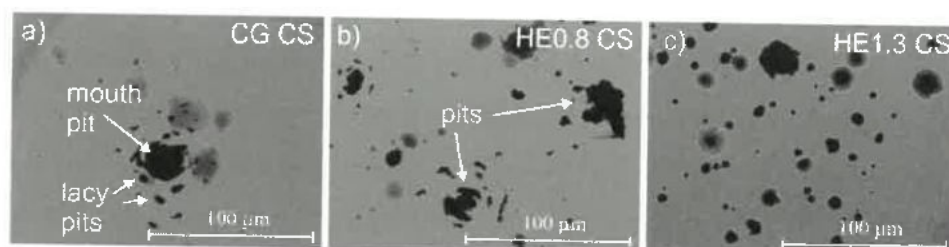
środowisku zawierającym jony chlorkowe. Jest to wynikiem wyższej gęstości defektów, która powoduje wyższą zawartość azotu w warstwie.

W przypadku stali nierdzewnych, korozja wżerowa jest związana z obecnością wtrąceń siarczku manganu MnS i innych wtrąceń niemetalicznych, które są miejscem inicjacji wżerów [26]. Opracowania naukowe analizujące odporność na korozję stali nierdzewnych o rozdrobnionej mikrostrukturze koncentrują się na korelacji wielkości ziarna z odpowiedzią korozyjną. Większość z tych badań pomija wpływ rozdrobnienia mikrostruktury daną metodą na morfologię i ilość wtrąceń niemetalicznych i tym samym na odporność na korozję wżerową. Z tego względu, kolejnym podjętym przeze mnie problemem badawczym była analiza wpływu wielkości i ilości wtrąceń w stali 316L poddanej wyciskaniu hydrostatycznemu na podatność na korozję wżerową [A4]. Stal 316L (skład: $\leq 0,030$ wt.% C, $\leq 0,75$ wt.% Si, $\leq 2,00$ wt.% Mn, $\leq 0,040$ wt.% P, $\leq 0,03$ wt.% S, 16,5 wt.% Cr, 11,0 wt.% Ni oraz 2,1 wt.% Mo) w porównaniu do stali 316LVM, charakteryzuje się znacznie wyższą zawartością wtrąceń niemetalicznych. Materiałem referencyjnym była stal 316L w stanie dostarczonym od producenta (w formie pręta), poddana wyżarzaniu ujednorodniającemu. W badanym materiale, na podstawie przeprowadzonych obserwacji mikroskopowych oraz wykonanej analizy chemicznej, zidentyfikowano dwa rodzaje wtrąceń niemetalicznych: siarczki manganu oraz tlenki. Na powierzchni prostopadłej do kierunku wyciskania wtrącenia cechowały się kulistym kształtem, zaś na przekroju równoległym do kierunku wyciskania wtrącenia siarczkowe były wydłużone, a tlenkowe ulegały defragmentacji.

Proces wyciskania hydrostatycznego prowadzono wieloetapowo, osiągając odkształcenie skumulowane równe 0,8 oraz 1,3. Rozdrobnienie mikrostruktury spowodowało znaczny wzrost gęstości defektów, zanikanie pierwotnych granic ziaren i redukcję wielkości ziarna. Analiza morfologii i rozmieszczenia wtrąceń niemetalicznych wykazała, że w wyniku hydroekstruzji nastąpiła redukcja ich wielkości oraz wzrost liczby na jednostkę powierzchni. Na płaszczyźnie prostopadłej do kierunku wyciskania, wielkość wtrąceń niemetalicznych była mniejsza od 1,5 do 2,1 razy, a ich liczba na jednostkę powierzchni większa 2 oraz 4,6 razy odpowiednio dla odkształcenia skumulowanego 0,8 oraz 1,3 w stosunku do materiału wyjściowego. Na płaszczyźnie równoległej do kierunku wyciskania hydrostatycznego, wtrącenia niemetaliczne uległy jednocześnie rozciągnięciu i fragmentacji, co wpłynęło na niewielką zmianę ich powierzchni w stosunku do stanu przed odkształceniem, podczas gdy ich liczba na jednostkę powierzchni wzrosła jedynie 1,3 razy

W celu określenia wpływu rozdrobnienia mikrostruktury na odporność na korozję równomierną omawianych materiałów przeprowadzono badania elektrochemiczne w szerokim zakresie pH: w roztworach o pH od 0,15 do pH 13. W środowisku korozyjnym o niskim pH, największą różnicę w przebiegu krzywych potencjodynamicznych zaobserwowano pomiędzy płaszczyzną prostopadłą, a równoległą do kierunku wyciskania. Oznacza to, że największy wpływ na odpowiedź korozyjną ma morfologia wtrąceń niemetalicznych. Na płaszczyźnie równoległej do kierunku wyciskania rozdrobnienie mikrostruktury spowodowało niewielki spadek gęstości prądu w obszarze pasywnym. Z kolei na płaszczyźnie prostopadłej do kierunku wyciskania zaobserwowano odwrotną zależność. Wraz ze wzrostem odkształcenia skumulowanego, gęstość prądu w obszarze pasywnym była coraz wyższa, co jest związane ze znacznym wzrostem liczby wtrąceń niemetalicznych na jednostkę powierzchni. Wyniki przeprowadzonych badań jednoznacznie wskazują, że to wielkość i liczba wtrąceń determinuje stabilność warstwy pasywnej w badanym środowisku korozyjnym. W roztworach o lekko alkalicznym (pH 8,4) oraz silnie alkalicznym (pH 13) odczynie również zaobserwowano niewielki wzrost gęstości prądu w obszarze pasywnym na powierzchni prostopadłej do kierunku wyciskania oraz spadek na płaszczyźnie równoległej do kierunku wyciskania.

Odporność na korozję wżerową stali 316L badałam w środowisku zawierającym jony chlorkowe. Mimo większej liczby wtrąceń, odporność na korozję wżerową stali 316L po hydroekstruzji była wyższa, o czym świadczyła wyższa wartość potencjału przebicia. Jednak znacznie wyższa częstotliwość pojawiania się wżerów metastabilnych wskazuje również, że stal 316L o rozdrobnionej mikrostrukturze jest bardziej podatna na lokalne roztwarzanie warstwy pasywnej i jej repasywację. Obserwacje mikroskopowe ujawniły, że wraz ze wzrostem gęstości wtrąceń nastąpił wzrost ilości wżerów oraz diametralna zmiana ich morfologii (Rys. 6).



Rys. 6 Morfologia wżerów po badaniach korozyjnych dla stali 316L a) przed (CG) i po hydroekstruzji b) HE0,8 i c) HE1,3 [A4].

Dla materiału referencyjnego, na powierzchni prostopadłej do kierunku wyciskania jamę wżeru (oznaczoną na Rys. 6a jako ang. mouth pit) otaczają mniejsze wżery (tzw. ang. lacy pits),

które de facto nie są wżerami, a jedynie perforacjami w pokrywie przykrywającej jamę wżeru [43]. Przyjmuje się, że dzięki tej pokrywie, w jamie wżeru dużo szybciej następuje wzrost pH, a wżer zaczyna stabilnie rosnąć [44,45]. W przypadku stali poddanej odkształceniu skumulowanemu 1,3 mimo licznych okrągłych wżerów, nie zaobserwowano mniejszych wżerów w ich najbliższym sąsiedztwie, które wskazywałyby na utworzenie takiej pokrywy (Rys. 6c). Również w płaszczyźnie równoległej do kierunku wyciskania hydrostatycznego nastąpiła zmiana morfologii wżerów. W materiale referencyjnym wżery mają kształt zbliżony do kolistego. Po rozdrobnieniu mikrostruktury, materiał jest roztwarzany wzdłuż wtrącenia. W pracy wykazałam, że wysokie zdefektowanie osnowy powoduje powstanie niestabilnej pokrywy wżeru, która szybko zapada się odsłaniając jego wnętrze. W ten sposób nie dochodzi do wzrostu pH wewnątrz wżeru i materiał może repasywować. Hipoteza ta została potwierdzona przez pojawianie się licznych wżerów metastabilnych, które po inicjacji korozji wżerowej, szybko ulegają repasywacji. Z kolei w płaszczyźnie równoległej do kierunku wyciskania, szybka repasywacja osnowy powoduje powstanie płytkich i propagujących wzdłuż wtrącenia wżerów. Podsumowując, największy wpływ na odporność korozyjną stali 316L o rozdrobnionej mikrostrukturze wywiera zmiana morfologii i dystrybucji wtrąceń niemetalicznych, co osłabia właściwości ochronne warstwy pasywnej w środowisku o niskim pH, ale jednocześnie obniża podatność materiału na korozję wżerową.

4.3.6. Wpływ elementów mikrostruktury na odporność na korozję technicznie czystego aluminium

W kolejnym etapie badań, podjęłam próbę opisu wpływu rozdrobnienia mikrostruktury na zachowanie korozyjne technicznie czystego aluminium. Technicznie czyste aluminium, cechuje się wysoką odpornością na korozję, ale ma niską wytrzymałość. Poprawę właściwości mechanicznych przy zachowaniu składu chemicznego zgodnego z normą można uzyskać jedynie poprzez rozdrobnienie mikrostruktury. W pracy [A5] analizowałam wpływ rozdrobnienia mikrostruktury aluminium 1050 (min. 99,50 wt.%) na jego odporność na korozję wżerową w środowisku korozyjnym zawierającym jony chlorkowe. Materiał wyjściowy był poddany walcowaniu i charakteryzował się niskim udziałem granic wysokokątowych (ok. 3%). Materiał poddano 4- i 8-krotnemu przyrostowemu przeciskaniu przez kanał kątowy, co odpowiadało całkowitemu odkształceniu skumulowanemu 4,6 oraz 9,2. W wyniku przeciskania otrzymano materiały o wielkości ziarna mniejszej około 2,2 oraz 2,4 razy odpowiednio dla 4- i 8-krotnego przeciskania przez kanał kątowy w stosunku do materiału wyjściowego. W mikrostrukturze stopu zidentyfikowano również wtrącenia fazy międzymetalicznej AlFeSi,

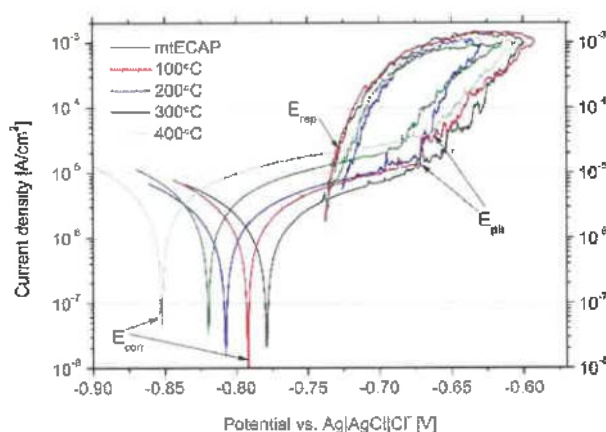
które występowały pojedynczo lub w klastrach. Przyrostowe przeciskanie przez kanał kątowy spowodowało fragmentację tych wtrąceń i ich klastrow. Ich wielkość uległa zmniejszeniu odpowiednio 1,5 oraz 2 razy dla 4- i 8-krotnego przyrostowego przeciskania przez kanał kątowy. Na podstawie badań potencjodynamicznych zaobserwowałam, że rozdrobnienie mikrostruktury powoduje niewielki wzrost gęstości prądu zarówno w obszarze katodowym, jak i anodowym. Wyższa gęstość defektów w mikrostrukturze zwiększa aktywność powierzchni przyspieszając roztwarzanie warstwy pasywnej (obszar katodowy) i jej wzrost (obszar anodowy). Przyspieszony wzrost warstwy pasywnej powinien z kolei obniżyć gęstość prądu anodowego w obszarze pasywnym. Dlatego zaobserwowany wzrost gęstości prądu związałam z większą ilością mikroogniw galwanicznych: wtrącenie (katoda) - osnowa (anoda), co było spowodowane fragmentacją cząstek fazy AlFeSi . Bez względu na opisaną zależność, potencjał przebicia, bezpośrednio definiujący odporność na korozję wżerową, nie zmienił się. Na podstawie przeprowadzonej analizy mikrostrukturalnej zniszczeń korozyjnych zaobserwowałam duży wpływ rozdrobnienia mikrostruktury na morfologię wżerów. Wraz ze zmniejszaniem się wielkości ziarna, powierzchnia wżerów była większa i bardziej rozwinięta. Istotną różnicą było to, że propagacja wżeru w materiale rozdrobnionym postępowała powierzchniowo w postaci rozgałęzień wychodzących od głównego wżeru. Całkowita powierzchnia wżerów na stopie o rozdrobnionej mikrostrukturze była ponad 2-krotnie większa, jednak wżery te były wyraźnie płytsze niż te powstałe na materiale o większej wielkości ziarna. Oznacza to, że rozdrobnienie mikrostruktury hamuje propagację zniszczeń korozyjnych w głąb materiału, a korozja rozprzestrzenia się po powierzchni. Po przeciskaniu przez kanał kątowy, udział wysokokątowych granic ziaren wzrósł z 3% do ponad 40% dla materiału przeciskanego 4-krotnie, oraz ponad 53% dla materiału przeciskanego 8-krotnie. Wżery były inicjowane w osnowie przylegającej do cząstek fazy międzymetalicznej AlFeSi , które cechują się wyższym potencjałem w stosunku do osnowy materiału. Dalsza propagacja zniszczeń korozyjnych postępowała wzdłuż granic wysokokątowych, które ze względu na wyższy stopień nieuporządkowania łatwiej ulegają roztwarzaniu. Podsumowując, rozdrobnienie mikrostruktury aluminium 1050 w wyniku przyrostowego przeciskania przez kanał kątowy powoduje niewielkie zmiany w odpowiedzi elektrochemicznej w środowisku korozyjnym zawierającym jony chlorkowe. Zmiany te są synergicznym efektem wyższej gęstości defektów w mikrostrukturze, która powoduje wyższą aktywność materiału oraz fragmentacji cząstek AlFeSi , która prowadzi do większej liczby lokalnych mikroogniw galwanicznych. Rozdrobnienie mikrostruktury powoduje również zmianę morfologii zniszczeń korozyjnych i spowalnia propagację korozji w głąb materiału.

Rozszerzoną analizę wpływu granic wysokokątowych na morfologię zniszczeń korozyjnych w technicznie czystym aluminium o mikrostrukturze drobnoziarnistej przeprowadziłam dla aluminium 1350 (min. 99,50 wt.% Al), a wyniki tych badań przedstawiłam w pracy [A6]. Rozdrobnienie mikrostruktury materiału otrzymano trzema metodami: w wyniku przeciskania przez kanał kątowy, spęczania oraz procesu hybrydowego, gdzie po przeciskaniu przez kanał kątowy zastosowano spęczanie. Całkowite odkształcenie wynosiło 9,4, 3,2 oraz 12,6 odpowiednio dla procesu przeciskania, spęczania oraz procesu hybrydowego. Materiałem referencyjnym był materiał w stanie dostarczonym od producenta po dodatkowo przeprowadzonym wyżarzaniu ujednorodniającym. Mikrostruktura tego materiału składała się z równoosiowych ziaren o wielkości około 11 μm , zaś udział granic wysokokątowych wynosił około 75%. W wyniku odkształcenia plastycznego, średnia wielkość ziarna została zredukowana 10-krotnie w wyniku procesów jednoetapowych (około 1,1-1,2 μm) i ponad 16-krotnie w wyniku procesu hybrydowego (około 0,67 μm). Równocześnie udział granic wysokokątowych wynosił 40% dla procesów jednoetapowych i ponad 80% dla procesu hybrydowego. W wyniku przeciskania przez kanał kątowy ukształtowała się równoosiowa mikrostruktura. Z kolei proces spęczania spowodował wydłużenie ziaren w jednym kierunku. Na podstawie analizy stereologicznej wtrąceń międzymetalicznych AlFeSi oraz Al_3Fe wykazałam, że procesy rozdrabniające mikrostrukturę mają marginalny wpływ na ich wielkość i liczbę. Na tej podstawie stwierdziłam, że ilość mikroogniw galwanicznych: osnowa (lokalna anoda) - wtrącenie międzymetaliczne (lokalne katoda) we wszystkich badanych stanach była taka sama. Wartości potencjału korozyjnego odczytane z badań elektrochemicznych przesunęły się w stronę wyższych wartości, a wartości gęstości prądu anodowego w obszarze pasywnym dla materiału poddanego 1-etapowemu procesowi przeciskania przez kanał kątowy uległy obniżeniu. Zaobserwowane zmiany mieszczą się w zakresie błędu statystycznego. W przypadku materiałów po spęczaniu lub po procesie hybrydowym zaobserwowano obniżenie potencjału korozyjnego i nieznaczny wzrost gęstości prądu w obszarze pasywnym. Dodatkowo, na podstawie kształtu krzywych potencjodynamicznych przy odwróconym kierunku polaryzacji, można wnioskować, że proces repasywacji jest wolniejszy dla materiałów po procesie spęczania (w 1-szym lub 2-gim etapie) w stosunku do pozostałych badanych materiałów. Jediną znaczącą różnicą między trzema rozdrobnionymi materiałami był kształt ziaren i rozmieszczenie granic wysokokątowych. Na podstawie przeprowadzonych obserwacji mikroskopowych wykazałam wyraźne różnice w morfologii zniszczeń korozyjnych. Wżery inicjowały w osnowie przylegającej do cząstki fazy międzymetalicznej (ze względu na różnicę potencjałów między cząstką a osnową i utworzenie mikroogniwa galwanicznego). Ponieważ

liczba wtrąceń międzymetalicznych, w pobliżu których następuje inicjacja korozji wżerowej była podobna dla wszystkich badanych materiałów, liczba wżerów na jednostkę powierzchni pozostała niezmienna. Znaczne różnice zaobserwowałam w sposobie propagacji wżerów. W przypadku materiału po 1-etapowym przeciskaniu przez kanał kątowy wżery miały kształt zbliżony do koła z nielicznymi rozgałęzieniami. W przypadku materiałów, gdzie proces rozdrobnienia obejmował spęczanie, zaobserwowałam odgałęzienia od głównego wżeru układające się zgodnie z kierunkiem wydłużenia ziaren, a wżery propagowały wzdłuż granic wysokokątowych. Największą liczbę rozgałęzień wżerów zaobserwowano po hybrydowym procesie rozdrabniania o największym udziale granic wysokokątowych. Na podstawie zrealizowanych badań udowodniłam, że rozdrobnienie mikrostruktury aluminium 1350 w wyniku przeciskania przez kanał kątowy lub/i spęczania nie powoduje znaczących zmian w odporności na korozję w środowisku zawierającym jony chlorkowe. Z kolei w przypadku materiału o wydłużonych w jednym kierunku ziarnach i granicach wysokokątowych ułożonych wzdłuż kierunku wydłużenia ziaren, rozdrobnienie ziaren powoduje nieznaczne obniżenie odporności na korozję ze względu na łatwą propagację zniszczeń wzdłuż granic wysokokątowych.

W dalszej pracy badawczej postanowiłam przeanalizować nie tylko wpływ wielkości ziarna, udziału granic wysokokątowych oraz wielkości i rozmieszczenia faz międzymetalicznych, ale również wpływ gęstości dyslokacji na odporność na korozję technicznie czystego aluminium 1070 (min. 99,70 wt.% Al) [A7]. Materiał poddano 4-krotnemu przeciskaniu przez kanał kątowy z dwoma równoległymi kanałami, co odpowiadało całkowitemu odkształceniu 9,2. Następnie materiał poddano wyżarzaniu w 4 temperaturach: 100°C, 200°C, 300°C i 400°C. Ponieważ proces wyżarzania nie wpływa na wielkość i rozmieszczenie cząstek faz międzymetalicznych, w dalszej interpretacji wyników uznałam, że ten czynnik jest stały i nie ma wpływu na odpowiedź korozyjną materiału. W wyniku przeciskania przez kanał kątowy w materiale powstała mikrostruktura złożona z równoosiowych ziaren o wielkości około 1,3 µm oraz udziale granic wysokokątowych na poziomie około 60%. Materiał charakteryzował się wysoką gęstością dyslokacji ($4,7 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$) oraz niską intensywnością tekstury. Dodatkowo analizowano współczynnik S_v , który opisuje powierzchnię właściwą granic ziaren (powierzchnię granic ziaren w jednostce objętości). Po wyżarzaniu w temperaturze 100°C oraz 200°C, ani wielkość ziarna ani intensywność tekstury nie uległa zmianie w stosunku do materiału przed wyżarzaniem. Udział granic wysokokątowych wzrósł do 65% i 68% odpowiednio po wyżarzaniu w temperaturze

100°C oraz 200°C. Największą różnicą między stanem bezpośrednio po przeciskaniu przez kanał kątowy, a wyżarzonym w 100°C była gęstość dyslokacji, która zmniejszyła się niemal dwukrotnie. W wyższych temperaturach zaobserwowano coraz niższą gęstość dyslokacji. Analizując krzywe polaryzacyjne tych trzech stanów, największe różnice w odpowiedzi korozyjnej zaobserwowałam pomiędzy materiałem bezpośrednio po procesie przeciskania przez kanał kątowy, a materiałem poddanym wyżarzaniu w 100°C (Rys. 7).



Rys. 7 Krzywe potencjodynamiczne dla stopu 1070 po przeciskaniu przez kanał kątowy (mtECAP) oraz po wyżarzaniu w różnych temperaturach [A7].

W wyniku wyżarzania potencjał korozyjny oraz potencjał przebicia został przesunięty w stronę niższych wartości, gęstość prądu pasywacji wzrosła, a potencjał repasywacji nie zmienił się. Spadek gęstości dyslokacji spowodował niższą aktywność powierzchni i przełożył się na mniejszą liczbę miejsc, w których mogła zarodkować warstwa pasywna. Spowodowało to spowolnienie procesu wzrostu warstwy pasywnej, a w rezultacie wyższą gęstość prądu w obszarze pasywnym. Różnice pomiędzy materiałem wyżarzonym w 100°C a w 200°C nie są tak znaczne jak pomiędzy materiałem po procesie przeciskania przez kanał kątowy a wyżarzonym w 100°C. Zaobserwowałam dalsze obniżenie potencjału korozji oraz przesunięcie potencjału repasywacji w stronę wyższych wartości. Wyżarzanie w wyższych temperaturach, 300°C oraz 400°C, spowodowało 10-krotny wzrost wielkości ziarna, wzrost udziału granic wysokokątowych, intensywności tekstury i spadek gęstości dyslokacji. Wraz ze spadkiem gęstości dyslokacji, następuje wzrost gęstości prądu pasywacji i przesunięcie potencjału korozyjnego w stronę niższych wartości. Pozostałe parametry elektrochemiczne, takie jak potencjał korozyjny, potencjał przebicia oraz repasywacji, liczba wżerów na jednostkę powierzchni oraz ich wielkość pozostają niezmiennie jako, że średnie wartości mieszczą się w

granicy błędu statystycznego. Analiza wielkości wżerów korozyjnych wykazała wzrost wielkości wżerów wraz ze wzrostem temperatury wyżarzania.

W pracy [A7] tej wykazałam, że granice ziaren, punkty potrójne oraz dyslokacje są uprzywilejowanymi miejscami zarodkowania warstwy pasywnej, a ich większa gęstość przyspiesza tworzenie i wzrost warstwy pasywnej, dzięki czemu obserwujemy plateau pasywacji przy mniejszych wartościach gęstości prądu pasywacji. Im wyższa gęstość dyslokacji oraz granic ziaren, tym większa liczba miejsc zarodkowania warstwy pasywnej. To z kolei powoduje przyspieszenie procesów tworzenia i wzrostu warstwy pasywnej, co przekłada się na osiągnięcie plateau pasywacji dla niższych gęstości prądu i tym samym poprawę odporności na korozję aluminium 1070 o rozdrobnionej mikrostrukturze w badanym środowisku korozyjnym.

4.3.7. Wpływ rozdrobnienia mikrostruktury na odporność na korozję lokalną stopów aluminium

Technicznie czyste aluminium charakteryzuje się dobrą odpornością korozyjną ze względu na bardzo niską ilość wtrąceń faz międzymetalicznych. Z kolei stopy aluminium, w których dodatki stopowe podwyższają właściwości wytrzymałościowe, ze względu na mnogość cząstek powstałych faz międzymetalicznych, cechują się znacznie niższą odpornością na korozję. Z tego względu, w kolejnych pracach badawczych badałam wpływ rozdrobnienia mikrostruktury na odporność na korozję wżerową stopów z serii 6xxx oraz 7xxx.

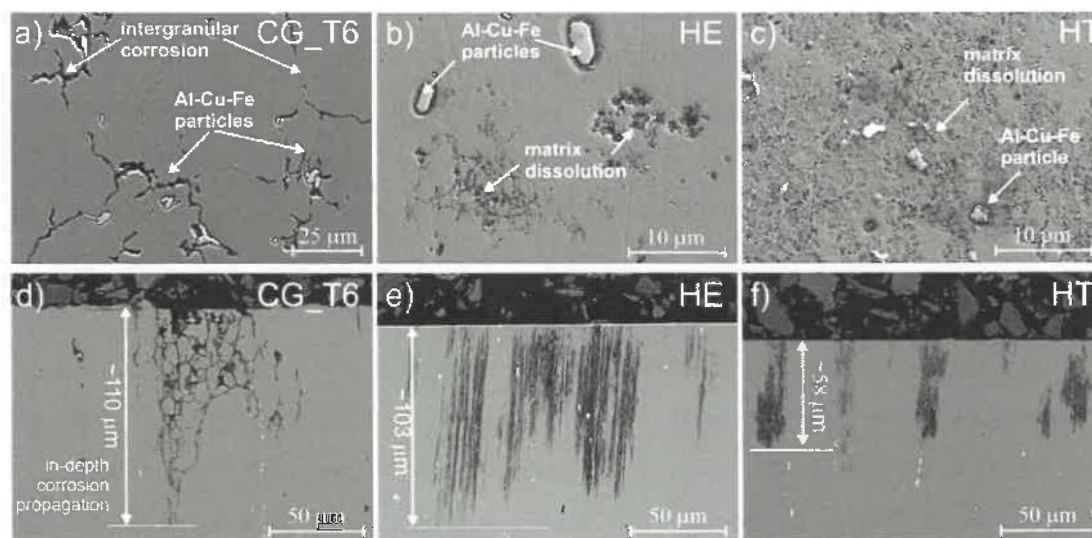
W pierwszej kolejności analizowałam odpowiedź korozyjną stopu 6060 (stop Al-Mg-Si o zawartości 0.19 wt.% Fe, 0.43 wt.% Si oraz 0.57 wt.% Mg) w stanie po wyżarzaniu (450°C/2h) oraz po 1- oraz 4-krotnym przeciskaniu przez kanał kątowy, które odpowiadało odkształceniu skumulowanemu 0, 1,15 oraz 4,6. Zagadnieniu temu poświęcona jest praca [A8]. W wyniku odkształcenia wielkość ziarna zmalała z około 15 μm do około 1,3 μm oraz 0,9 μm dla 1- i 4-krotnie przeciskanego stopu aluminium 6060. W stanie po wyżarzaniu ponad 90% wszystkich granic ziaren stanowiły granice wysokiego kąta. Po 1-krotnym przeciskaniu ich udział zmalał do około 30%, a po czterokrotnym przeciskaniu wzrósł do 50%. W stopie po dużym odkształceniu plastycznym zaobserwowano wysoką gęstość dyslokacji (obserwacje TEM). W przeciwieństwie do opublikowanych wyników prac badawczych, przeprowadzony proces przeciskania przez kanał kątowy nie spowodował fragmentacji cząstek faz międzymetalicznych. Różnice w wielkości tych cząstek oraz zajmowanej przez nie powierzchni mieściły się w granicy błędu statystycznego. Pozwoliło to sformułować założenie, że liczba i

wielkość lokalnych mikroogniw galwanicznych jest dla stała dla porównywanych materiałów. W przeciwieństwie do technicznie czystego aluminium, stop 6060 nie pasywuje (brak plateau pasywacji) w wodnym roztworze chlorku sodu. Po osiągnięciu potencjału korozyjnego stop ulegał aktywnej korozji. Zaobserwowane różnice w zachowaniu elektrochemicznym materiału w trzech badanych stanach są nieznaczne. Potencjał otwarty mierzony w czasie zanurzenia stopów w roztworze był taki sam. Jedyną różnicą były silne wahania potencjału wokół wartości średniej w przypadku stopu po 4-krotnym przeciskaniu przez kanał kątowy wynoszące ± 0.12 V/Ref. Takie oscylacje, wskazują na wyższą intensywność lokalnych procesów roztwarzania i repasywacji. Oscylacje potencjału dla materiału wyjściowego oraz po 1-krotnym przeciskaniu przez kanał kątowy były dwukrotnie niższe (± 0.06 V/Ref). Dodatkowo, wyższe prądy zarówno w obszarach katodowym jak i anodowym, potwierdzają, że materiał po 4-krotnym przeciskaniu jest bardziej aktywny w badanym środowisku korozyjnym. Wyższa gęstość defektów przekłada się na wyższą gęstość miejsc o wysokiej energii, podnosząc reaktywność powierzchni materiału. Zaobserwowane różnice były subtelne, co oznacza, że różnice mikrostrukturalne mają pomijalny wpływ na odporność na korozję stopu aluminium 6060. Ze względu na to, że ilość wtrąceń międzymetalicznych w materiale była stała, również ilość wżerów po badaniach korozyjnych pozostała niezmienna. Istotną różnicą wywołaną przeprowadzonymi procesami był jedynie sposób propagacji tych wżerów. Stop w stanie wyżarzonym o mikrometrycznej wielkości ziarna charakteryzował się jednocześnie najwyższym udziałem granic wysokokątowych. Obserwacje mikrostrukturalne ujawniły, że niektóre wżery są ze sobą połączone oraz widać wyraźne odgałęzienia od głównego wżeru. Na podstawie tych obserwacji można stwierdzić, że materiał roztwarza się preferencyjnie po granicach ziaren. W przypadku pozostałych próbek również zaobserwowano niewielkie odgałęzienia od głównego wżeru, jednak z uwagi na mniejszą wielkość ziarna, nie zaobserwowano propagacji zniszczeń korozyjnych wzdłuż granic ziaren. Nickel i inni [46] zaobserwowali, że rozdrobnienie mikrostruktury hamuje rozwój wżerów dzięki tworzeniu subziaren, których granice charakteryzujące się wysoką gęstością dyslokacji tworzą ścianki niejako przecinające pierwotne granice wysokokątowe, które hamują dalsze roztwarzanie materiału. Obserwacje głębokości wżerów na przekroju poprzecznym potwierdziły, że wzrost rozdrobnienia mikrostruktury hamuje propagację zniszczeń korozyjnych.

Kolejną istotną grupą stopów aluminium, którą poddałam badaniom były stopy z serii 7xxx wykorzystywane na konstrukcje lotnicze. Pomimo najwyższych, spośród stopów aluminium, właściwości wytrzymałościowych charakteryzują się one niestety słabą

odpornością na korozję, a ich stosowanie wymaga dodatkowych zabezpieczeń antykorozyjnych. Stopy aluminium z serii 7xxx są stopami utwardzanymi wydzieleniowo. Wysoka wytrzymałość powoduje, że nie poddają się łatwo procesom dużego odkształcenia plastycznego. Jednak rozdrobnienie ich mikrostruktury można osiągnąć poprzez poddanie materiału przesyconego procesowi wyciskania hydrostatycznego. W pierwszej serii badań przeprowadziłam analizę wpływu rozdrobnienia mikrostruktury na odporność na korozję wżerową stopu aluminium 7475 (stop Al-Zn-Mg-Cu o zawartości 6 wt.% Zn, 1,7 wt.% Cu, 0,12 wt.% Zr oraz 0,12 wt.% Fe) w stanie po obróbce T6, wyciskanego hydrostatycznie i starzonego naturalnie, oraz wyciskanego hydrostatycznie i starzonego sztucznie [A9]. Średnia wielkość ziaren materiału wyjściowego wynosiła 40 μm . W wyniku 3-krotnej hydroekstruzji (całkowite odkształcenie skumulowane wynosiło 4), w materiale uformowały się ziarna o rozmiarze nanometrycznym wynoszącym około 70 nm lub obszary o rozmiarze 1 μm o wysokiej gęstości dyslokacji. Charakterystyczna dla materiału po hydroekstruzji i poddanego naturalnemu starzeniu była obecność wydzieleni η -MgZn₂ na granicach ziaren i w punktach styku trzech ziaren. Starzenie sztuczne w temperaturze 100 °C przez 54 godziny spowodowało rozrost wydzieleni η -MgZn₂ oraz pojawienie się wydzieleni η' -MgZn₂ wewnątrz ziaren. Mikrostruktura stopu 7475 bogata była we wtrącenia cząstek faz międzymetalicznych m.in. Al-Cu-Fe oraz MgSi, które w bardzo niewielkim stopniu uległy deformacji podczas procesu hydroekstruzji. W przypadku wtrąceń Al-Cu-Fe ich średnia wielkość uległa redukcji z 1.4 μm do 1.2 μm [47]. Obserwacje zmian potencjału otwartego ujawniły, że stop w stanie po hydroekstruzji ma niższy i bardziej stabilny potencjał, jednak zaobserwowano jego znaczne wahania świadczące o dużej intensywności lokalnych procesów redukcji i utleniania. Podobny przebieg zmian potencjału otwartego zaobserwowałam dla materiału wyjściowego oraz materiału po hydroekstruzji i starzeniu sztucznym. Ich potencjał otwarty znacznie obniżył się podczas zanurzenia. Największy spadek i najniższy potencjał zaobserwowałam dla materiału o mikrometrycznym rozmiarze ziarna. Obniżanie potencjału w czasie zanurzenia świadczy o intensywnej korozji materiału. Wyniki badań polaryzacyjnych ujawniły pogorszenie odporności na korozję materiału po hydroekstruzji z uwagi na niższy potencjał korozyjny, niższy potencjał przebicia i wyższy prąd korozyjny. Obniżenie potencjału jest związane z faktem, że hydroekstruzji poddaje się materiał przesycony. Powoduje to wyższą zawartość cynku i magnezu w osnowie i pomimo, że materiał był starzony naturalnie to ilość wydzieleni MgZn₂ jest niższa niż w materiale o mikrostrukturze mikrometrycznej i po dodatkowym starzeniu T6. Zgodnie z szeregiem napięciowym metali cynk i magnez mają niższy potencjał od aluminium, dlatego ich wyższa zawartość w osnowie powoduje przesunięcie potencjału korozyjnego w stronę niższych

wartości. Wtrącenia Al-Cu-Fe, dzięki zawartości miedzi, mają wyższy potencjał przez co są katodowe w stosunku do osnowy i tworzą z nią lokalne mikroogniwa galwaniczne. Obniżenie potencjału osnowy powoduje większą różnicę potencjałów pomiędzy katodowymi wtrąceniami a osnową, co powoduje przyspieszenie procesów korozyjnych. Wynikiem tego jest wzrost gęstości prądu korozyjnego. Po starzeniu sztucznym potencjał korozyjny przesuwają się w stronę wyższych potencjałów, co związane jest z wydzielaniem się cząstek fazy $MgZn_2$ i zmniejszaniem różnicy potencjałów między katodowymi wtrąceniami Al-Cu-Fe a osnową. Spowodowało to spowolnienie szybkości korozji. Obserwacje zniszczeń korozyjnych ujawniły znaczne różnice w ich morfologii. W materiale wyjściowym o mikrometrycznym rozmiarze ziaren, wżer inicjuje w osnowie przylegającej do katodowych cząstek, a następnie propaguje wzdłuż granic ziaren. Z kolei w przypadku materiału po hydroekstruzji następuje roztwarzanie materiału wokół wtrącenia. Nie ma wyraźnych odgałęzień sygnalizujących, że korozja postępuje wzdłuż granic ziaren, jednak można zaobserwować rozległe obszary, gdzie widoczne jest powierzchniowe roztwarzanie materiału. Obserwacje mikroskopowe na przekroju poprzecznym ujawniły również znaczne różnice w morfologii zniszczeń korozyjnych (Rys. 8).



Rys. 8 Morfologia wżerów po badaniach korozyjnych dla stopu aluminium 7475 w płaszczyźnie prostopadłej (a-c) oraz równoległej (d-f) do kierunku wyciskania. CG_T6 - materiał referencyjny, HE - po hydroekstruzji starzony naturalnie, HT - po hydroekstruzji i dodatkowym starzeniu w podwyższonej temperaturze [A7].

Na materiale wyjściowym widać wyraźną propagację korozji po granicach ziaren (Rys. 8d). Z kolei w materiale po wyciskaniu hydrostatycznym zniszczenia są widoczne w formie prostopadłych do powierzchni linii. W wyniku hydroekstruzji ziarna są wydłużone w kierunku wyciskania, a mocno rozdrobnione obszary są oddzielone od siebie granicami wysokokątowymi, które w agresywnym środowisku są uprzywilejowanymi ścieżkami propagacji korozji. Głębokość wżerów jest taka sama jak w materiale referencyjnym. Dla stanu

po starzeniu sztucznym morfologia wżerów potwierdza spowolnienie procesów korozyjnych. Wyraźnie widać większe rozwinięcie powierzchni wżerów, jednak ich głębokość jest 2-krotnie mniejsza. Oznacza to zahamowanie propagacji korozji w głąb materiału i większą podatność na roztworzenie powierzchniowe. Przedstawione wyniki potwierdzają, że rozdrobnienie mikrostruktury stopu aluminium 7475 powoduje pogorszenie odporności na korozję. Wynika to z obniżenia potencjału osnowy, co powoduje wyższą różnicę potencjałów między osnową, a katodowymi wtrąceniami Al-Cu-Fe. Równocześnie zmienia się diametralnie morfologia zniszczeń korozyjnych. Starzenie sztuczne powoduje powstanie większej ilości wydzielní $MgZn_2$, co obniża potencjał osnowy, a w rezultacie zmniejsza różnicę potencjałów między katodowymi częstkami Al.-Cu-Fe a osnową. Powoduje to zahamowanie propagacji zniszczeń korozyjnych w głąb materiału.

Badania nad wpływem rozdrobnienia mikrostruktury na odporność na korozję stopów serii 7xxx kontynuowałam dla stopu 7075, co szczegółowo opisano w publikacjach [A10 i A11]. Stop aluminium 7075 (Al-Zn-Mg-Cu o 5,7 wt% Zn, 2,4 wt% Zn oraz 1,50 wt% Cu) został poddany wyciskaniu hydrostatycznemu, gdzie całkowite odkształcenie skumulowane wynosiło 1,41 (wyciskanie jednoetapowe) oraz 1,85 (wyciskanie dwuetapowe). Następnie oba materiały starzono naturalnie przez 180 dni lub sztucznie w temperaturze 100°C lub 120°C przez 24 godziny. Materiał referencyjny o mikrometrycznej wielkości ziarna otrzymano, przesycając materiał po hydroekstruzji i starząc, stosując standardową procedurę T6. W ten sposób wielkość i rozmieszczenie cząstek faz międzymetalicznych w stopie o mikrometrycznej wielkości ziarna, zidentyfikowanych jako fazy bogate w Cu, Fe oraz Mn i Cr, była taka sama jak w materiałach po hydroekstruzji. W wyniku hydroekstruzji średnia wielkość ziarna zmniejszyła się z 17 μm do 1,5 μm i 1,0 μm odpowiednio dla odkształcenia skumulowanego 1,41 oraz 1,85. Analiza granic ziaren metodą dyfrakcji elektronów wstecznie rozproszonych ujawniła bardzo duży spadek udziału procentowego granic wysokokątowych z 80% dla stanu wyjściowego do 24% (odkształcenie 1.41) i 15% (odkształcenie 1.85) i wzrost udziału granic niskokątowych. Mapy granic ziaren ujawniły, że w płaszczyźnie prostopadłej do kierunku hydroekstruzji, obszary z siecią subziaren o granicach niskokątowych są oddzielone od siebie granicami wysokokątowymi. Zaobserwowano również powstanie silnej tekstury z preferowaną orientacją krystalograficzną $\langle 001 \rangle$ i $\langle 111 \rangle$ (odkształcenie 1.41) oraz $\langle 111 \rangle$ (odkształcenie 1.85). W płaszczyźnie równoległej do kierunku hydroekstruzji ujawniono powstanie włóknistej mikrostruktury, w której obszary z siecią granic niskokątowych były oddzielone od siebie granicami wysokokątowymi ułożonymi równolegle do siebie i do kierunku hydroekstruzji.

Szerokość obszarów oddzielonych od siebie granicami wysokokątowymi wynosiła średnio 10 μm oraz 5 μm odpowiednio dla odkształcenia 1.41 oraz 1.85, natomiast długość przekraczała 75 μm . Obserwacje TEM mikrostruktury materiału referencyjnego ujawniły, że starzenie T6 powoduje powstanie równomiernie rozmieszczonych wydzielen MgZn₂ wewnątrz ziaren. Niewielka ilość wydzielen została zaobserwowana również na granicach ziaren. Dodatkowo wewnątrz ziaren zaobserwowano mniejsze wydzielania fazy MgZn₂. Mikrostruktura materiału po hydroekstruzji została silnie odkształcona i charakteryzowała się wysoką gęstością dyslokacji. Również zaobserwowano wydzielania fazy MgZn₂ zarówno wewnątrz ziaren jak i na granicach oraz wydzielania fazy MgZn₂ wewnątrz ziaren jednak całkowita ilość wydzielen była znacząco mniejsza niż dla materiału referencyjnego. Starzenie sztuczne spowodowało wzrost liczby wydzielen.

Badania elektrochemiczne ujawniły znaczne obniżenie potencjału korozyjnego materiałów poddanych hydroekstruzji. Podobnie jak w przypadku stopu aluminium 7475 jest to związane z niewielką liczbą wydzielen MgZn₂ oraz wzrostem zawartości tych metali w osnowie. W rezultacie ich udział obniża potencjał osnowy oraz zwiększa różnicę potencjałów między wtrąceniami międzymetalicznymi a osnową. Kształt krzywych polaryzacyjnych wskazuje, że stop aluminium 7075 w badanym środowisku korozyjnym aktywnie koroduje, niezależnie od stężenia jonów chlorkowych (0,05M oraz 0,1M NaCl). O ile obliczone na podstawie krzywych Tafela wartości gęstości prądu korozji dla materiałów po hydroekstruzji są niejednoznaczne i mieszczą się w granicach błędu (nieznacznie wyższe w 0,05M NaCl i nieznacznie niższe w 0,1M NaCl), to kształt krzywej polaryzacyjnej w kierunku odwrotnym (tj. dla zmniejszającego się potencjału) wskazywał wyraźnie na dużo niższą zdolność repasywacji. Morfologia zniszczeń wskazuje, że powierzchnia materiału referencyjnego jest silnie skorodowana, a korozja propaguje wzdłuż granic ziaren. W przypadku materiałów po hydroekstruzji, skorodowany na powierzchni obszar jest znacznie mniejszy i mniej rozwinięty, jednak na przekroju poprzecznym obserwacje ujawniły rozległe zniszczenia zarówno w kierunku równoległym jak i prostopadłym do kierunku wyciskania. Znaczną poprawę odporności na korozję stopu 7075 po hydroekstruzji uzyskano po starzeniu. Wraz ze wzrostem temperatury starzenia w obu materiałach po hydroekstruzji nowe wydzielania MgZn₂ zarodkują na granicach ziaren i w obszarach o dużej gęstości dyslokacji. Im wyższy stopień odkształcenia mikrostruktury tym wyższa liczba wydzielen na granicach ziaren. Wzrost liczby wydzielen powoduje spadek zawartości Mg oraz Zn w osnowie, co skutkuje przesunięciem potencjału korozyjnego w stronę wyższych wartości, obniżeniem gęstości korozji i poprawą odporności

na korozję. Analiza głębokości zniszczeń ujawniła znacznie zahamowanie propagacji zniszczeń w starzonym materiale. Podsumowując, rozdrobnienie mikrostruktury stopów 7075 oraz 7475 w procesie wyciskania hydrostatycznego powoduje pogorszenie ich odporności na korozję w wyniku wyższej zawartości Mg oraz Zn w osnowie. Z kolei starzenie tych stopów aluminium powoduje poprawę odporności na korozję lokalną i zmniejszenie głębokości zniszczeń korozyjnych.

4.3.8. Podsumowanie

Analiza wyników badań przedstawionych w przedłożonym cyklu „Wpływ rozdrobnienia mikrostruktury na odporność na korozję materiałów na bazie żelaza i aluminium w wybranych środowiskach korozyjnych” pozwoliła sformułować następujące wnioski:

- Rozdrobnienie mikrostruktury stali o strukturze ferrytyczno-perlitycznej zmniejsza szybkość korozji w agresywnym środowisku. Rozdrobnienie faz powoduje wyższą gęstość katod (perlit) i wyższe prądy na anodach (ferryt), co prowadzi do szybszego zarodkowania produktów korozji z przesyconego elektrolitu i wyższą gęstość zarodków. Zmiana procesu zarodkowania powoduje powstanie bardziej jednorodnej i zwartej warstwy produktów korozji, która spowalnia roztwarzanie stopu. Formułując ogólny wniosek, dla stali ferrytyczno-perlitycznych, których aktywna korozja prowadzi do powstania warstwy produktów korozji w danym środowisku, rozdrobnienie mikrostruktury powoduje poprawę jakości tej warstwy i w rezultacie obniżenie szybkości korozji.
- Rozdrobnienie mikrostruktury **stali 316LVM o niskiej zawartości wtrąceń** ma nieznaczny wpływ na jej odporność na korozję ogólną, a w środowisku zawierającym jony chlorkowe dla stali o najwyższej gęstości defektów zaobserwowano pogorszenie odporności na korozję lokalną.
- Rozdrobnienie mikrostruktury powoduje **wzrost odporności na korozję warstw azotowanych na stali 316LVM** w kwaśnym i lekko alkalicznym roztworze zawierającym agresywne jony chlorkowe. Wzrost zdefektowania mikrostruktury powoduje **wzrost zawartości azotu w warstwie azotowanej**, co powoduje obniżenie gęstości prądu w czasie polaryzacji anodowej i zmniejszenia podatności materiału na korozję lokalną.

- Odporność na korozję ogólną oraz wżerową stali 316L o rozdrobnionej mikrostrukturze definiuje morfologia, wielkość i ilość wydzieleni. W wyniku dużego odkształcenia plastycznego następuje redukcja wielkości wtrąceń oraz wzrost ich gęstości, co powoduje wzrost gęstości prądu na krzywej anodowej w szerokim zakresie pH. Oznacza to obniżenie odporności na korozję ogólną w badanych środowiskach korozyjnych. Jednak w przypadku korozji wżerowej następuje poprawa odporności na korozję. Większa liczba wtrąceń powoduje co prawda wzrost ilości metastabilnych wżerów, jednak wyższa gęstość defektów powoduje wyższą zdolność do repasywacji stali 316L, co hamuje powstawanie wżerów stabilnych.
- W przypadku technicznie czystego aluminium rozdrobnienie mikrostruktury ma niewielki wpływ na odpowiedź korozyjną, niemniej jednak przeprowadzone badania pozwoliły wysnuć następujące wnioski:
 - Jeżeli wskutek rozdrobnienia mikrostruktury dochodzi do fragmentacji wtrąceń faz międzymetalicznych to ten parametr ma największy wpływ na odpowiedź korozyjną tych materiałów. Większa gęstość wtrąceń powoduje wzrost gęstości lokalnych mikroogniw galwanicznych, co skutkuje wzrostem gęstości prądu pasywacji oraz wzrostem liczby wżerów;
 - Jeżeli gęstość i wielkość wtrąceń po rozdrobnieniu jest taka sama to na odpowiedź korozyjną materiału największy wpływ ma gęstość defektów. Wysoka gęstość defektów podnosi aktywność powierzchni, przyspieszając zarodkowanie warstwy pasywnej, czego efektem jest obniżenie gęstości prądu anodowego. Tym samym rozdrobnienie mikrostruktury w wyniku przeciskania przez kanał kątowy poprawia odporność na korozję technicznie czystego aluminium.
- Dla stopu aluminium 6060 o heterogenicznej mikrostrukturze, który aktywnie koroduje w badanym środowisku korozyjnym rozdrobnienie mikrostruktury osiągnięte w wyniku przeciskania przez kanał kątowy powoduje wzrost gęstości prądu korozyjnego w wyniku większej gęstości defektów, która podnosi reaktywność powierzchni; zmianę morfologii zniszczeń korozyjnych i zahamowanie propagacji zniszczeń w głąb materiału dzięki zmniejszeniu udziału granic wysokokątowych.
- W przypadku stopów z serii 7xxx utwardzanych wydzieleniowo, gdzie rozdrobnienie mikrostruktury osiągnięto w wyniku wyciskania hydrostatycznego stopu przesyconego, można wysnuć następujące wnioski:

- Rozdrobnienie mikrostruktury powoduje pogorszenie odporności na korozję: potencjał korozyjny jest przesunięty w stronę niższych wartości, a gęstość prądu korozyjnego jest wyższa. Jest to spowodowane mniejszą liczbą wydzielen $MgZn_2$, co powoduje wyższą zawartość Mg i Zn w osnowie. Różnica potencjałów między katodowymi wtrąceniami międzymetalicznymi Al-Cu-Fe, a anodową osnową jest większa, co przyspiesza roztwarzanie materiału.
- Rozdrobnienie mikrostruktury powoduje zmianę morfologii zniszczeń korozyjnych: wokół wtrąceń międzymetalicznych powoduje roztwarzanie materiału wokół całej cząstki i brak korozji międzykrystalicznej; z kolei wydłużenie ziaren i równoległe do kierunku wyciskania ułożenie granic wysokokątowych powoduje powstanie preferowanych ścieżek propagacji korozji w głąb materiału, a obserwowane zniszczenia korozyjne mają formę włóknistą.
- Starzenie powoduje poprawę odporności na korozję poprzez zwiększenie liczby wydzielen $MgZn_2$. Zmniejsza to zawartość Mg i Zn w osnowie, dzięki czemu potencjał korozyjny materiału przesuwają się w stronę wyższych wartości, a gęstość prądu korozji obniża się. O ile morfologia wżerów zmienia się nieznacznie, to ich głębokość jest znacznie mniejsza.

Opublikowane przeze mnie prace naukowe dotyczyły wybranych aspektów wpływu czynników mikrostrukturalnych na odporność korozyjną, a także na morfologię zniszczeń korozyjnych w różnych środowiskach korozyjnych materiałów na bazie żelaza i aluminium o rozdrobnionej mikrostrukturze. Udowodniłam, że dla materiałów o strukturze homogenicznej bądź w przypadku, gdzie metoda otrzymywania nie powoduje zmiany ilości i wielkości wtrąceń niemetalicznych czy faz międzymetalicznych, dominujący wpływ na procesy pasywacji i repasywacji materiału odgrywa gęstość defektów. Jeżeli jednak, w zależności od zastosowanej metody wytwarzania, dochodzi do wzrostu liczby wtrąceń lub faz międzymetalicznych na jednostkę powierzchni, to właśnie one mają dominujący wpływ na odporność korozyjną i morfologię zniszczeń w środowiskach, w których dochodzi do roztwarzania materiału. Z kolei w środowiskach, w których dominują procesy aktywnej korozji materiału stwierdziłam, że w zależności od tego, czy tworzy się stabilna warstwa produktów korozji czy też aktywnie roztwarza się bez tworzenia szczelnej warstwy korozyjnej, rozdrobnienie materiału może mieć odmienny wpływ na szybkość degradacji materiału. W przypadku stopów aluminium

utwardzanych wydzieleniowo, odporność korozyjna determinowana jest obecnością i ilością pierwiastków w osnowie, które obniżają jej potencjał.

4.3.9. Wkład w rozwój dyscypliny

Wyniki prowadzonych przeze mnie badań naukowych opublikowane w ramach powiązanego tematycznie cyklu 11 publikacji w sposób istotny uzupełniają i rozszerzają wiedzę na temat wpływu rozdrobnienia mikrostruktury na odporność na korozję materiałów na bazie żelaza i aluminium. Moim zdaniem nie można sformułować uogólnionych wniosków dotyczących wpływu rozdrobnienia mikrostruktury na odporność korozyjną materiałów, bowiem zależy ona od szczególnych czynników mikrostrukturalnych specyficznych dla poszczególnych grup materiałów, a także środowisk korozyjnych. Tym niemniej przeprowadzone przeze mnie badania pozwalają na sformułowanie mojego wkładu w rozwój dyscypliny inżynieria materiałowa, tj.:

- W środowisku syntetycznego płynu wypływowego otrzymanego w wyniku penetracji złoża gazu łupkowego płynem szczelinującym, rozdrobnienie mikrostruktury **stali węglowej o strukturze ferrytyczno-perlitycznej obniża szybkość korozji** materiału wskutek **utworzenia zwartej i szczelnej warstwy produktów korozji**.
- Rozdrobnienie mikrostruktury metodą wyciskania hydrostatycznego nie wpływa znacznie na odporność na korozję ogólną stali 316LVM. Jednak w środowisku korozyjnym zawierającym jony chlorkowe, wyższa gęstość defektów dla stali wyciskanej na zimno powoduje wyższą podatność na korozję szczelinową tych stali. Azotowanie stali 316LVM o rozdrobnionej mikrostrukturze powoduje poprawę odporności na korozję zarówno w środowisku kwaśnym jak i zawierającym jony chlorkowe w wyniku wyższej koncentracji azotu w warstwie azotowanej.
- Rozdrobnienie mikrostruktury stali 316L w wyniku procesu wyciskania hydrostatycznego powoduje obniżenie odporności na korozję ogólną w szerokim zakresie pH wskutek wyższej gęstości wtrąceń niemetalicznych oraz poprawę odporności na korozję wżerową w wyniku łatwiejszej repasywacji rozdrobnionej osnowy. W wyniku rozdrobnienia następuje redukcja wielkości wtrąceń oraz wzrost ich liczby na jednostkę powierzchni powoduje wzrost gęstości prądu na krzywej anodowej w szerokim zakresie pH. Oznacza to obniżenie odporności na korozję ogólną w badanych środowiskach korozyjnych. Jednak w przypadku korozji wżerowej następuje poprawa odporności na korozję. Większa liczba

wtrąceń powoduje wzrost ilości metastabilnych wżerów, jednak wyższa gęstość defektów powoduje wyższą zdolność do repasywacji stali 316L, co hamuje powstawanie wżerów stabilnych.

- Rozdrobnienie mikrostruktury technicznie czystego aluminium powoduje wzrost odporności na korozję o ile ilość, wielkość oraz rozmieszczenie wtrąceń faz międzymetalicznych **nie zmienia się**. **Poprawa odporności na korozję wżerową jest związana ze wzrostem gęstości dyslokacji.**
- Rozdrobnienie mikrostruktury stopu aluminium 6060 powoduje nieznaczny wzrost szybkości korozji w środowisku korozyjnym zawierającym jony chlorkowe. W badanym środowisku korozyjnym materiał ten ulega aktywnej korozji, w wyższa gęstość defektów powoduje jego łatwiejsze roztwarzanie.
- Rozdrobnienie mikrostruktury stopów aluminium 7075 oraz 7475 w procesie wyciskania hydrostatycznego powoduje **pogorszenie odporności na korozję wżerową oraz zmianę morfologii zniszczeń korozyjnych w wyniku zwiększenia zawartości Mg oraz Zn w osnowie**. Starzenie powoduje **poprawę odporności na korozję oraz hamuje propagację zniszczeń korozyjnych w głąb materiału.**

5. Informacja o wykazywaniu się istotną aktywnością naukową albo artystyczną realizowaną w więcej niż jednej uczelni, instytucji naukowej lub instytucji kultury, w szczególności zagranicznej.

Po ukończeniu studiów magisterskich na Wydziale Inżynierii Materiałowej i Ceramiki Akademii Górniczo-Hutniczej w 2005 rozpoczęłam studia doktoranckie na Wydziale Inżynierii Materiałowej Politechniki Warszawskiej w ramach Polsko-Szwajcarskiej Szkoły Doktorantów. W ramach studiów odbyłam 18 miesięczny staż doktorancki (12 i 6 miesięcy) w Laboratorium Łączenia Materiałów i Korozji w Szwajcarskim Federalnym Laboratorium Materiałów i Technologii (EMPA) w Dübendorf w Szwajcarii. Prace badawcze realizowane podczas doktoratu zostały podjęte w ramach międzynarodowego projektu „Complex Metallic Alloys CMA” (NMP3-CT-2005-500140) i dotyczyły mechanizmów korozji złożonych materiałów metalicznych na bazie aluminium. W ramach projektu brałam udział w dwóch tygodniowych szkoleniach dotyczących złożonych materiałów metalicznych, które odbyły się w Lublanie na Słoweni i dotyczyły „Phase Transformations in Metals and Alloys” oraz „Properties and application of complex metallic alloys”. W czasie doktoratu wyniki prowadzonych przeze mnie

prac badawczych prezentowałam łącznie na 17 konferencjach krajowych i zagranicznych. Za pracę doktorską otrzymałam nagrodę Polskiego Towarzystwa Materiałoznawczego oraz Nagrodę Pratt&Whitney.

Po obronie pracy doktorskiej kontynuowałam prace badawcze na tej grupie materiałów. Badania właściwości półprzewodnikowych warstw pasywnych na złożonych materiałach metalicznych Al-Cr-Fe oraz Al-Cu-Fe-Cr prowadziłam we współpracy z grupą dr Patrika Schmutza. Złożone stopy metaliczne były również tematem prac badawczych, w projekcie Iuventus Plus (IP2011 057771) „Odporność na korozję szybkochłodzonych stopów Al-Cr-Fe”, którego byłam kierownikiem. W ramach projektu zostały wytworzone stopy o różnej zawartości chromu w formie taśm metodą szybkiego chłodzenia, przeprowadzona szczegółowa analiza fazowa, analiza składu chemicznego, a także badania elektrochemiczne w szerokim zakresie pH. Efektem tych prac są dwie publikacje:

1. **E. Ura-Bińczyk**, A. Beni, M. Lewandowska, P. Schmutz: Passive oxide film characterisation on Al-Cr-Fe and Al-Cu-Fe-Cr complex metallic alloys in neutral to alkaline electrolytes by photo- and electrochemical methods, *Electrochimica Acta* 139 (2014) 289–301, Z_{wos}: 11(11) Z_s:11(11) IF(2014): 4.504 MNiSW: 100
2. A. Beni, N. Ott, **E. Ura-Bińczyk**, M. Rasinski, B. Bauer, P. Gille, A. Ulrich, P. Schmutz: Passivation and localised corrosion susceptibility of new Al–Cr–Fe complex metallic alloys in acidic NaCl electrolytes, *Electrochimica Acta* 56 (2011) 10524–10532, Z_{wos}: 25(24) Z_s:25(24) IF(2011): 3.832 MNiSW: 100

Równolegle w ramach projektu POIG.01.03.0 1-00-015/08 Nowe materiały metaliczne o strukturze nanometrycznej do zastosowań w nowoczesnych gałęziach gospodarki NANOMET podjęłam nowy wątek badawczy dotyczący odporności na korozję materiałów po dużym odkształceniu plastycznym o ultradrobnoziarnistej i nanometrycznej wielkości ziarna. Przeprowadzone przeze mnie prace badawcze na wybranych materiałach na bazie żelaza i aluminium, gdzie rozdrobnienie mikrostruktury osiągnięto w procesie wyciskania hydrostatycznego zostały zawarte w cyklu publikacji będących osiągnięciem naukowym stanowiące podstawę ubiegania się o uzyskanie stopnia naukowego doktora habilitowanego.

Równie ważnym wątkiem badawczym, który podjęłam była degradacja materiałów metalicznych i kompozytowych w wodzie geotermalnej. Badania prowadziłam we współpracy z grupą prof. dr hab. inż. Jacka Banasia z Wydziału Odlewnictwa Akademii Górniczo-

Hutniczej w Krakowie oraz Geotermią Mazowiecką S.A. w ramach projektu INNOTECHK1/IN1/38/15 1093/NCBR/12 pt. „Opracowanie i wdrożenie metody ciągłego monitorowania korozji mikrobiologicznej w systemach geotermalnych”. Jako główny wykonawca analizowałam wpływ bakterii redukujących siarczany SRB na tworzenie się na powierzchni wybranych stali oraz materiałów kompozytowych biofilmu, szybkość korozji w przypadku materiałów metalicznych oraz sposób degradacji w przypadku materiałów kompozytowych, a także morfologię osadów oraz zniszczeń korozyjnych. Efektem współpracy były dwie publikacje w czasopismach z listy JRC:

1. **E. Ura-Bińczyk**, A. Dobkowska, M. Andrzejczuk, A. Roguska, B. Mazurkiewicz, W. Solarski, M. Balcer, M. Lewandowska, J. Banaś: Application of LPR and EIS techniques for on-site corrosion monitoring at the geothermal plant in Central Poland, *Materials and Corrosion* 72 (2021) 1518 – 1528, Zwos: 0(0) Zs:0(0) IF(2021): 1.96 MNiSW: 100
2. **E. Ura-Bińczyk**, J. Banaś, B. Mazurkiewicz, W. Solarski, M. Lewandowska, A. Roguska, M. Andrzejczuk, M. Balcer, S. Kulik, P. Żarnowiec, W. Kaca: On-site monitoring and laboratory characterization of corrosion processes in the geothermal water of Polish Lowland, *Geothermics* 77 (2019) 267-277, Zwos: 0(0) Zs:0(0) IF(2019): 1.404 MNiSW: 100

Współpracę z grupą prof. dr hab. inż. Jacka Banasia, a także z grupą dr hab. inż. Jana Lubasia z Instytutu Nafty i Gazu kontynuowałam w ramach dwóch projektów dotyczących doboru materiałów na odwierty gazu łupkowego, gdzie jako główny wykonawca analizowałam mechanizmy korozji w płynach szczelinujących: BG1/ResDev/13 pt. „Opracowanie optymalnych koncepcji zagospodarowania złóż niekonwencjonalnych z uwzględnieniem aspektów środowiskowych i społecznych” Wykonawca Programu Blue Bas I - Polski Gaz Łupkowy NCBR oraz PBS1/A2/11/2012 pt. „Opracowanie metod modelowania geologicznego oraz monitorowania erozyjno-korozyjnego zużycia materiałów z uwzględnieniem korozji mikrobiologicznej MIC w instalacjach wydobywania gazu łupkowego”. Efektem współpracy była wspólna publikacja oraz rozdział w monografii:

1. **E. Ura-Bińczyk**, A. Dobkowska, M. Płocińska, W. Solarski, J. Banaś, J. Mizra: The influence of grain refinement on the corrosion rate of carbon steels in fracturing fluids

used in shale gas production, *Materials and Corrosion* 68 (2017) 1190-1199, ZwoS: 3(3) Zs:3(3) IF(2017): 1.259 MNiSW: 100

2. J. Banaś, B. Mazurkiewicz, W. SolarSKI, G. Palumbo, U. Lelek-Borkowska, **E. Ura-Bińczyk**, J. Mizera: Corrosion monitoring of the internal surfaces of tubing in shale gas wells, *Ochrona przed korozją* 10 (2016) 372-377, ZwoS: 0(0) Zs:0(0) MNiSW: 40
3. **E. Ura-Bińczyk**, J. Mizera, A. Dobkowska, J. Banaś, B. Mazurkiewicz, W. SolarSKI, rozdział 6. Dobór materiałów orurowania odwiertów na bazie oceny kinetyki degradacji w monografii pt. „Opracowanie optymalnych koncepcji zagospodarowania złóż niekonwencjonalnych” wydanej w 2018 przez Instytut Nafty i Gazu - Państwowy Instytut Badawczy.

Koordynowałam również badania korozyjne jako wykonawca w ramach projektu LIDER/003/0 97/L-5/13/NC BR/2014 pt. „Opracowanie nowych powłok antykorozyjnych dla stopu magnezu AZ-91E stosowanego na elementy silników i przekładni lotniczych”. Analizowałam odporność na korozję powłok aluminiowych i tytanowych otrzymywanych w procesie natryskiwania cieplnego wytwarzanych przez grupę prof. Seiji Kurody z Narodowego Instytutu Inżynierii Materiałowej NIMS w Tsukubie w Japonii. Efektem współpracy były trzy publikacje w czasopismach z listy JRC:

1. **E. Ura-Bińczyk**, B. Morończyk, S. Kuroda, A. Hiroshi, J. Jaroszewicz, R. Molak: Corrosion resistance of aluminum coatings deposited by warm spraying on AZ91E magnesium alloy, *Corrosion* 75 (2019) 668-679, ZwoS: 3(3) Zs:3(2) IF(2019): 2.0 MNiSW: 70
2. B. Morończyk, **E. Ura-Bińczyk**, S. Kuroda, J. Jaroszewicz, R. Molak,: Microstructure and corrosion resistance of warm sprayed titanium coatings with polymer sealing for corrosion protection of AZ91E magnesium alloy, *Surface and Coatings Technology*, 363 (2019) 142-151, ZwoS: 18(17) Zs:22(21) IF(2019): 4.06 MNiSW: 100
3. R. Molak, B. Morończyk, **E. Ura-Bińczyk**, Z. Pakieła, S. Kuroda, W. Żórawski, K.J. Kurzydłowski, S. Kuroda: A Comparative Study of Aluminium and Titanium Warm Sprayed Coatings on AZ91E Magnesium Alloy 15 (2022), ZwoS: 0 (0) Zs 0 (0) IF(2022): 3.748 MNiSW: 100

Obecnie wątkiem badawczym, który intensywnie rozwijam są badania odporności na korozję materiałów metalicznych otrzymywanych metodami addytywnymi (druk 3D). W ramach dotychczas zrealizowanych prac badawczych analizowałam wpływ obróbki cieplnej na odporność na korozję stali 316L otrzymywanej techniką selektywnego topienia laserem złoza proszkowego, gdzie w wyniku wyżarzania zmienia się morfologia nano-wtrąceń obecnych w materiale, których rola z punktu widzenia podatności tej stali na korozję lokalną jest fundamentalna. Równocześnie w ramach projektu „A new regeneration method of intervertebral disc” NCBR project no. POIR.04.01.04-00-0007/17” badam wpływ mikrostruktury na odporność na korozję w płynach fizjologicznych implantów tytanowych wytwarzanych również technikami przyrostowymi. Efektem zrealizowanych prac badawczych jest publikacja oraz dwie prace dyplomowe:

1. E. Ura-Bińczyk, A. Dobkowska, P. Bazarnik, J. Ciftci, A. Krawczyńska, W. Chromiński, T. Wejrzanowski, R. Molak, R. Sitek, T. Płociński, J. Jaroszewicz, J. Mizera: Effect of annealing on the mechanical and corrosion properties of 316L stainless steel manufactured by laser powder bed Fusion, *Materials Science & Engineering A* 860 (2022) 144263, Zwos: 0 (0) Zs:0 (0) IF(2022): 6.044 MNiSW: 140
2. Promotor pracy inżynierskiej K. Hamułka pt. „Wpływ temperatury wyżarzania na odporność na korozję stali 316L wytworzonej metodą selektywnego topienia wiązką lasera” 2022
3. Promotor pracy magisterskiej S. Mikhail pt. „Microstructure, mechanical properties, and corrosion behavior of CP-Ti implants produced by selective laser melting” 2022

Wynikiem mojej dotychczasowej działalności naukowej jest **31 publikacji**, czego **24 zostało opublikowanych w czasopismach z listy JCR**. Po uzyskaniu stopnia doktora, brałam udział w **13 konferencjach krajowych i międzynarodowych**. Brałam udział w **13 projektach** finansowanych przez NCN i NCBR, byłam kierownikiem **1 projektu** finansowanego przez MNiSW oraz **3 grantów badawczych finansowanych z subwencji Politechniki Warszawskiej**. Jako ekspert NCBR byłam recenzentem ponad **10 wniosków o finansowanie**. Równocześnie byłam **recenzentem 5 publikacji** w czasopismach z listy JCR. Za swoje **osiągnięcia naukowe w latach 2018-2019** otrzymałam **Indywidualną Nagrodę I-go stopnia JM rektora PW**. W tabeli przedstawiam swoje wskaźniki bibliometryczne.

	Wskaźniki bibliometryczne	
	wg Scopus	wg Web of Science
Indeks Hirsha bez autocytowań	8	8
Ilość publikacji	25	27
Ilość cytowań	247	231
Ilość cytowań bez autocytowań	230	215
Ilość publikacji jako jedyny autor	2	2
Ilość publikacji jako pierwszy autor	10	10

6. Informacja o osiągnięciach dydaktycznych, organizacyjnych oraz popularyzujących naukę lub sztukę.

Zakres mojej pracy dydaktycznej w czasie zatrudnienia na Wydziale Inżynierii Materiałowej Politechniki Warszawskiej obejmował prowadzenie „Laboratoriów z Chemii” oraz seminariów „Dobór materiałów”, „Materiały we współczesnych środkach transportu”, a także „Materiały a środowisko, recykling materiałów.” Jestem również koordynatorem dwóch autorskich przedmiotów: Seminarium Problemowego „Procesy degradacji materiałów ze stopów na osnowie żelaza w warunkach eksploatacji”, które prowadzę we współpracy GE Aviation, GE Power oraz Baker Hughes w oparciu o metodę PBL, a także wykładu połączonego z projektem Odlewnicze stopy niklu przeznaczone na łopatkę turbin gazowych, które prowadzę razem z firmą Baker Hughes. Obecnie w program kształcenia wprowadziłam indywidualne projekty badawcze realizowane metodą tutoringów wraz z partnerem przemysłowym PZL Mielec dotyczące degradacji połączeń kompozytów na osnowie PEEK wytworzonych metodą zgrzewania ultradźwiękowego. Pod moim kierunkiem wykonano 3 prace magisterskie oraz 3 prace inżynierskie, byłam również recenzentem 5 prac dyplomowych. Wszystkie prace dyplomowe, których byłam promotorem, były realizowane w ramach projektów lub w ramach współpracy z przemysłem.

Współrealizowałam Zadanie 9 Modyfikacja programu kształcenia w WIM PW pod kątem dostosowania do potrzeb społeczno-gospodarczych w ramach projektu NERW PW Nauka – Edukacja – Rozwój – Współpraca finansowanego ze środków Unii Europejskiej w ramach Europejskiego Funduszu Społecznego. Brałam udział również w licznych szkoleniach podnoszących kompetencje nauczycieli akademickich w obszarze dydaktycznym i zarządczym m.in.: Design Thinking, program Agile PM Foundation zakończony egzaminem, Sztuka autoprezentacji i prowadzenia dyskusji, Emisja głosu i dykcja, Innowacyjne metody kształcenia oraz Zarządzanie informacją. Jestem beneficjentem programu Mistrzowie Dydaktyki finansowanego przez MNiSW w ramach którego odbyłam 2-tygodniowe szkolenie na

Uniwersytecie w Aarhus w Danii podnoszące kompetencje prowadzenia zajęć dydaktycznych. Jestem również kierownikiem interdyscyplinarnego grantu dydaktycznego „Inżynieria materiałowa w kryminalistyce” realizowanego z prof. dr hab. Piotrem Girdwoyń z Katedry Kryminalistyki Wydziału Prawa i Administracji Uniwersytetu Warszawskiego, którego rezultatem będzie wprowadzenie nowego przedmiotu na II stopień studiów na kierunku inżynierii materiałowej. W roku akademickim 2022/2023 w ramach projektu NERW otrzymałam dofinansowanie i rozpoczęłam studia podyplomowe „Coaching” w Szkole Głównej Handlowej. Współtworzyłam również „Samouczek z chemii” – internetową platformę do powtórzenia podstaw z chemii dla studentów rozpoczynających I-szy rok studiów na Wydziale Chemii, Wydziale Inżynierii Materiałowej oraz Wydziale Inżynierii Chemicznej i Procesowej.

W latach 2017 oraz 2018 byłam koordynatorem zespołu, który tworzył strukturę, zawartość oraz treści nowej strony internetowej Wydziału Inżynierii Materiałowej oraz materiałów informacyjnych promujących Wydział. Za działania organizacyjne otrzymałam w roku 2019 Indywidualną Nagrodę II-go stopnia JM rektora PW. Wykonałam również przekład z języka angielskiego na język polski rozdziału 17 "Trwałość: utlenianie, korozja, degradacja" książki „Inżynieria materiałowa t.2” autorstwa: Michaela Ashby’ego, Hugh Shercliffa i Davida Cebona, Wydawnictwo Galaktyka, 2011.

7. Literatura do rozdziału 4

- [1] N. Hansen, Hall-petch relation and boundary strengthening, *Scr. Mater.* 51 (2004) 801–806. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2004.06.002>.
- [2] R.Z. Valiev, T.C. Lowe, A.K. Mukherjee, Understanding the unique properties of SPD-induced microstructures, *Jom.* 52 (2000) 37–40. <https://doi.org/10.1007/s11837-000-0130-0>.
- [3] R.Z. Valiev, Developing SPD methods for processing bulk nanostructured materials with enhanced properties, *Met. Mater. Int.* 7 (2001) 413–420. <https://doi.org/10.1007/bf03027081>.
- [4] R.Z. Valiev, T.G. Langdon, The art and science of tailoring materials by nanostructuring for advanced properties using SPD techniques, *Adv. Eng. Mater.* 12 (2010) 677–691. <https://doi.org/10.1002/adem.201000019>.
- [5] G. Palumbo, K.T. Aust, U. Erb, Triple line defects in nanostructured materials, *Mater. Sci. Forum.* 225–227 (1996) 281–286. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.225-227.281>.
- [6] G. Palumbo, S.J. Thorpe, K.T. Aust, On the contribution of triple junctions to the structure and properties of nanocrystalline materials, *Scr. Metall. Mater.* 24 (1990) 1347–1350. [https://doi.org/https://doi.org/10.1016/0956-716X\(90\)90354-J](https://doi.org/https://doi.org/10.1016/0956-716X(90)90354-J).
- [7] J. Liao, M. Hotta, N. Yamamoto, Corrosion behavior of fine-grained AZ31B magnesium alloy, *Corros. Sci.* 61 (2012) 208–214. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2012.04.039>.
- [8] M. Abdulstaar, M. Mhaede, L. Wagner, M. Wollmann, Corrosion behaviour of Al 1050

- severely deformed by rotary swaging, *Mater. Des.* 57 (2014) 325–329. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.01.005>.
- [9] S.-S. Wang, F. Yang, G.S. Frankel, Effect of Altered Surface Layer on Localized Corrosion of Aluminum Alloy 2024, *J. Electrochem. Soc.* 164 (2017) C317–C323. <https://doi.org/10.1149/2.1541706jes>.
- [10] K.D. Ralston, D. Fabijanic, N. Birbilis, Effect of grain size on corrosion of high purity aluminium, *Electrochim. Acta.* 56 (2011) 1729–1736. <https://doi.org/10.1016/j.electacta.2010.09.023>.
- [11] A. Barbucci, G. Cerisola, P.L. Cabot, Effect of Cold-Working in the Passive Behavior of 304 Stainless Steel in Sulfate Media, *J. Electrochem. Soc.* 149 (2002) B534. <https://doi.org/10.1149/1.1516774>.
- [12] C. Pan, L. Liu, Y. Li, B. Zhang, F. Wang, The Electrochemical Corrosion Behavior of Nanocrystalline 304 Stainless Steel Prepared by Magnetron Sputtering, *J. Electrochem. Soc.* 159 (2012) C453–C460. <https://doi.org/10.1149/2.034211jes>.
- [13] K.D. Ralston, N. Birbilis, C.H.J. Davies, Revealing the relationship between grain size and corrosion rate of metals, *Scr. Mater.* 63 (2010) 1201–1204. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2010.08.035>.
- [14] D. Orlov, K.D. Ralston, N. Birbilis, Y. Estrin, Enhanced corrosion resistance of Mg alloy ZK60 after processing by integrated extrusion and equal channel angular pressing, *Acta Mater.* 59 (2011) 6176–6186. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.06.033>.
- [15] B. Adamczyk-Cieślak, J. Mizera, K.J. Kurzydłowski, Microstructures in the 6060 aluminium alloy after various severe plastic deformation treatments, *Mater. Charact.* 62 (2011) 327–332. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2011.01.009>.
- [16] J. Crump, X.G. Qiao, M.J. Starink, The effect of high-pressure torsion on the behaviour of intermetallic particles present in Al-1Mg and Al-3Mg, *J. Mater. Sci.* 47 (2012) 1751–1757. <https://doi.org/10.1007/s10853-011-5955-0>.
- [17] P. Shaterani, A. Zarei-Hanzaki, S.M. Fatemi-Varzaneh, S.B. Hassas-Irani, The second phase particles and mechanical properties of 2124 aluminum alloy processed by accumulative back extrusion, *Mater. Des.* 58 (2014) 535–542. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.01.078>.
- [18] N. Birbilis, R.G. Buchheit, Electrochemical characteristics of intermetallic phases in aluminum alloys: An experimental survey and discussion, *J. Electrochem. Soc.* 152 (2005) B140. <https://doi.org/10.1149/1.1869984>.
- [19] O. Jilani, N. Njah, P. Ponthiaux, Transition from intergranular to pitting corrosion in fine grained aluminum processed by equal channel angular pressing, *Corros. Sci.* 87 (2014) 259–264. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2014.06.031>.
- [20] E. Sikora, X.J. Wei, B.A. Shaw, Corrosion Behavior of Nanocrystalline Bulk Al-Mg-Based Alloys, *CORROSION.* 60 (2004) 387–398. <https://doi.org/10.5006/1.3287748>.
- [21] M.K. Chung, Y.S. Choi, J.G. Kim, Y.M. Kim, J.C. Lee, Effect of the number of ECAP pass time on the electrochemical properties of 1050 Al alloys, *Mater. Sci. Eng. A.* 366 (2004) 282–291. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.08.056>.
- [22] J. Banaś, A. Łukaszczyk, B. Mazurkiewicz, W. Solarski, Mechanizm i kinetyka korozji żelaza i jego stopów w układzie H₂O - NaCl - CO₂ - H₂S. Badania w warunkach laboratoryjnych i w polskich instalacjach geotermalnych, *Ochr. Przed Korozją.* nr 3 (2010) 94–105.
- [23] C. Pan, L. Liu, Y. Li, F. Wang, Pitting corrosion of 304ss nanocrystalline thin film, *Corros. Sci.* 73 (2013) 32–43. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2013.03.022>.
- [24] L. Liu, Y. Li, F. Wang, Influence of nanocrystallization on pitting corrosion behavior of an austenitic stainless steel by stochastic approach and in situ AFM analysis, *Electrochim. Acta.*

- 55 (2010) 2430–2436. <https://doi.org/10.1016/j.electacta.2009.11.088>.
- [25] W. Ye, Y. Li, F. Wang, Effects of nanocrystallization on the corrosion behavior of 309 stainless steel, *Electrochim. Acta*. 51 (2006) 4426–4432. <https://doi.org/10.1016/j.electacta.2005.12.034>.
- [26] J. Stewart, D.E. Williams, The initiation of pitting corrosion on austenitic stainless steel: on the role and importance of sulphide inclusions, *Corros. Sci.* 33 (1992) 457–474. [https://doi.org/10.1016/0010-938X\(92\)90074-D](https://doi.org/10.1016/0010-938X(92)90074-D).
- [27] S. Zheng, C. Li, Y. Qi, L. Chen, C. Chen, Mechanism of (Mg,Al,Ca)-oxide inclusion-induced pitting corrosion in 316L stainless steel exposed to sulphur environments containing chloride ion, *Corros. Sci.* 67 (2013) 20–31. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2012.09.044>.
- [28] F. Yan, N. Tao, C. Pan, L. Liu, Microstructures and Corrosion Behaviors of an Austenitic Stainless Steel Strengthened by Nanotwinned Austenitic Grains, *Adv. Eng. Mater.* 18 (2016) 650–656. <https://doi.org/10.1002/adem.201500368>.
- [29] M. Pisarek, P. Kędzierzawski, M. Janik-Czachor, K.J. Kurzydłowski, Effect of hydrostatic extrusion on passivity breakdown on 303 austenitic stainless steel in chloride solution, *J. Solid State Electrochem.* 13 (2009) 283–291. <https://doi.org/10.1007/s10008-007-0488-9>.
- [30] M. Pisarek, P. Kędzierzawski, M. Janik-Czachor, K.J. Kurzydłowski, The effect of hydrostatic extrusion on resistance of 316 austenitic stainless steel to pit nucleation, *Electrochem. Commun.* 9 (2007) 2463–2466. <https://doi.org/10.1016/j.elecom.2007.07.028>.
- [31] A. Abbasi Aghuy, M. Zakeri, M.H. Moayed, M. Mazinani, Effect of grain size on pitting corrosion of 304L austenitic stainless steel, *Corros. Sci.* 94 (2015) 368–376. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2015.02.024>.
- [32] E. Skolek-Stefaniszyn, J. Kaminski, J. Sobczak, T. Wierzchon, Modifying the properties of AISI 316L steel by glow discharge assisted low-temperature nitriding and oxynitriding, *Vacuum*. 85 (2010) 164–169. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2010.05.006>.
- [33] B. Hashemi, M. Rezaee Yazdi, V. Azar, The wear and corrosion resistance of shot peened–nitrided 316L austenitic stainless steel, *Mater. Des.* 32 (2011) 3287–3292. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.02.037>.
- [34] K.D. Ralston, N. Birbilis, Effect of grain size on corrosion: A Review, *Corrosion*. 66 (2010) 1–4. <https://doi.org/10.5006/1.3462912>.
- [35] A. Korchef, A. Kahoul, Corrosion behavior of commercial aluminum alloy processed by equal channel angular pressing, *Int. J. Corros.* 2013 (2013). <https://doi.org/10.1155/2013/983261>.
- [36] A. Laurino, E. Andrieu, J.-P. Harouard, J. Lacaze, M.-C. Lafont, G. Odemer, C. Blanc, Corrosion Behavior of 6101 Aluminum Alloy Strands for Automotive Wires, *J. Electrochem. Soc.* 160 (2013) C569–C575. <https://doi.org/10.1149/2.080311jes>.
- [37] S. Gollapudi, Grain size distribution effects on the corrosion behaviour of materials, *Corros. Sci.* 62 (2012) 90–94. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2012.04.040>.
- [38] L.H. Chan, H. Weiland, S. Cheong, G.S. Rohrer, A.D. Rollett, The Correlation Between Grain Boundary Character and Intergranular Corrosion Susceptibility of Aluminum Alloy, *Appl. Texture Anal.* (2008) 261–268. <https://doi.org/10.1002/9780470444214.ch28>.
- [39] R. Ly, K.T. Hartwig, H. Castaneda, Effects of strain localization on the corrosion behavior of ultra- fine grained aluminum alloy AA6061, *Corros. Sci.* 139 (2018) 47–57. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2018.04.023>.
- [40] M. Lewandowska, Mechanism of Grain Refinement in Aluminium in the Process of Hydrostatic Extrusion, *Solid State Phenom.* 114 (2006) 109–116. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.114.109>.
- [41] K. Wawer, M. Lewandowska, K.J. Kurzydłowski, Precipitate Strengthening of Nanostructured

- Aluminium Alloy, J. Nanosci. Nanotechnol. 12 (n.d.) 8783–8786.
<https://www.ingentaconnect.com/content/asp/jnn/2012/00000012/00000011/art00088>.
- [42] K. Gopala Krishna, K. Sivaprasad, T.S.N. Sankara Narayanan, K.C. Hari Kumar, Localized corrosion of an ultrafine grained Al-4Zn-2Mg alloy produced by cryorolling, Corros. Sci. 60 (2012) 82–89. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2012.04.009>.
- [43] P. Ernst, N.J. Laycock, M.H. Moayed, R.C. Newman, The mechanism of lacy cover formation in pitting, Corros. Sci. 39 (1997) 1133–1136. [https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S0010-938X\(97\)00043-7](https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S0010-938X(97)00043-7).
- [44] N.J. Laycock, S.P. White, J.S. Noh, P.T. Wilson, R.C. Newman, Perforated Covers for Propagating Pits, J. Electrochem. Soc. 145 (1998) 1101–1108.
<https://doi.org/10.1149/1.1838423>.
- [45] G.S. Frankel, L. Stockert, F. Hunkeler, H. Boehmi, Metastable Pitting of Stainless Steel, Corrosion. 43 (1987) 429–436. <https://doi.org/10.5006/1.3583880>.
- [46] D. Nickel, D. Dietrich, T. Mehner, P. Frint, D. Spieler, T. Lampke, Effect of Strain Localization on Pitting Corrosion of an AlMgSi0.5 Alloy, Metals (Basel). 5 (2015) 172–191.
<https://doi.org/10.3390/met5010172>.
- [47] K. Wawer, M. Lewandowska, K.J. Kurzydłowski, The influence of hydrostatic extrusion on size, shape, and spatial distribution of intermetallic particles in 7475 aluminium alloy (in Polish), Mater. Eng. 3–4 (2007) 486–490.



Wykaz osiągnięć naukowych albo artystycznych, stanowiących znaczny wkład w rozwój określonej dyscypliny

I. WYKAZ OSIĄGNIĘĆ NAUKOWYCH ALBO ARTYSTYCZNYCH, O KTÓRYCH MOWA W ART. 219 UST. 1. PKT 2 USTAWY

1. Cykl powiązanych tematycznie artykułów naukowych, zgodnie z art. 219 ust. 1. pkt 2b ustawy;

Tytuł: „Wpływ rozdrobnienia mikrostruktury na odporność korozyjną materiałów na bazie żelaza i aluminium”

- 1) **E. Ura-Bińczyk**, A. Dobkowska, M. Płocińska, T. Płociński, B. Adamczyk-Cieślak, B. Mazurkiewicz, W. Solarzski, J. Banaś, J. Mizera: The influence of grain refinement on the corrosion rate of carbon steels in fracturing fluids used in shale gas production, *Materials and Corrosion-Werkstoffe und Korrosion* 68 (2017) s. 1190-1199, DOI:10.1002/maco.201709494, MNiSW: 100 punktów, IF: 1,259
- 2) M. Lipińska, **E. Ura-Bińczyk**, L. Olejnik, A. Rosochowski, M. Lewandowska: Microstructure and Corrosion Behavior of the Friction Stir Welded Joints Made from Ultrafine Grained Aluminum, *Advanced Engineering Materials* 19 (2017) s. 1-10, DOI:10.1002/adem.201600807, MNiSW: 100 punktów, IF: 2,576
- 3) A. Krawczyńska, W. Chromiński, **E. Ura-Bińczyk**, M. Kulczyk, M. Lewandowska: Mechanical properties and corrosion resistance of ultrafine grained austenitic stainless steel processed by hydrostatic extrusion, *Materials & Design* 136 (2017) s. 34-44, DOI:10.1016/j.matdes.2017.09.050, MNiSW: 140 punktów, IF: 4,525
- 4) **E. Ura-Bińczyk**, A. Krawczyńska, R. Sitek, M. Lewandowska: Mechanical properties and corrosion resistance of hydrostatically extruded 316 LVM stainless steel after low-temperature plasma nitriding, *Surface and Coatings Technology* 375 (2019) s. 565-572, DOI:10.1016/j.surfcoat.2019.07.035, MNiSW: 100 punktów, IF: 3,784
- 5) M. Orłowska, **E. Ura-Bińczyk**, L. Olejnik, M. Lewandowska: The effect of grain size and grain boundary misorientation on the corrosion resistance of commercially pure aluminium, *Corrosion Science* 148 (2019) s. 57-70, DOI:10.1016/j.corsci.2018.11.035, MNiSW: 140 punktów, IF: 6,479
- 6) M. Orłowska, **E. Ura-Bińczyk**, L. Olejnik, M. Lewandowska: Effect of microstructural features on the corrosion behavior of severely deformed Al-Mg-Si alloy, *Materials and Corrosion-Werkstoffe und Korrosion* 72 (2021) s. 868-878, DOI:10.1002/maco.202012056, MNiSW: 100 punktów, IF: 1,832

- 7) M. Orłowska, **E. Ura-Bińczyk**, B. Adamczyk-Cieślak, L. Olejnik, M. Lewandowska: Evolution of pitting corrosion resistance and mechanical properties in ultrafine-grained commercially pure aluminium during annealing, *Journal of Materials Science* 56 (2021) s. 16726-16744, DOI:10.1007/s10853-021-06355-6, MNiSW: 100 punktów, IF: 4,682
- 8) **E. Ura-Bińczyk**: Effect of Grain Refinement on the Corrosion Resistance of 316L Stainless Steel, *Materials* 14 (2021) s. 1-14, DOI:10.3390/ma14247517, MNiSW: 140 punktów, IF: 3,748
- 9) **E. Ura-Bińczyk**: Improvement of Pitting-Corrosion Resistance of Ultrafine-Grained 7475 Al Alloy by Aging, *Materials* 15 (2022) s. 1-10, DOI:10.3390/ma15010360, MNiSW: 140 punktów, IF: 3,748
- 10) M. Orłowska, **E. Ura-Bińczyk**, L. Śnieżek, P. Skudniewski, M. Kulczyk, B. Adamczyk-Cieślak, J. Mizera: Increasing the Mechanical Strength and Corrosion Resistance of Aluminum Alloy 7075 via Hydrostatic Extrusion and Aging, *Materials* 15 (2022) 4577, DOI:10.3390/ma15134577, MNiSW: 140 punktów, IF: 3,748
- 11) M. Orłowska, **E. Ura-Bińczyk**, L. Śnieżek, P. Skudniewski, M. Kulczyk, B. Adamczyk-Cieślak, K. Majchrowicz: The Influence of Heat Treatment on the Mechanical Properties and Corrosion Resistance of the Ultrafine-Grained AA7075 Obtained by Hydrostatic Extrusion, *Materials* 15 (2022) 4343, DOI:10.3390/ma15124343, MNiSW: 140 punktów, IF: 3,748

II. WYKAZ AKTYWNOŚCI NAUKOWEJ ALBO ARTYSTYCZNEJ

1. Wykaz opublikowanych monografii naukowych (z zaznaczeniem pozycji niewymienionych w pkt I.1).

Brak.

2. Wykaz opublikowanych rozdziałów w monografiach naukowych.

- 1) **E. Ura-Bińczyk**, J. Mizera, A. Dobkowska, J. Banaś, B. Mazurkiewicz, W. Solarski, rozdział 6. Dobór materiałów orurowania odwiertów na bazie oceny kinetyki degradacji w monografii pt. „Opracowanie optymalnych koncepcji zagospodarowania złóż niekonwencjonalnych” wydanej w 2018 przez Instytut Nafty i Gazu - Państwowy Instytut Badawczy.

3. Wykaz członkostwa w redakcjach naukowych monografii.

Brak.

4. Wykaz opublikowanych artykułów w czasopismach naukowych (z zaznaczeniem pozycji niewymienionych w pkt I.2).

Przed uzyskaniem stopnia doktora

- 1) **E. Ura-Bińczyk**, H. Garbacz, M. Lewandowska: Odporność na korozję nanokrystalicznego tytanu do zastosowań biomedycznych, *Engineering of Biomaterials / Inżynieria Biomateriałów* 13 (2010) s. 40-44, MNiSW: 20 punktów

Po uzyskaniu stopnia doktora

- 2) **E. Ura-Bińczyk**, N. Homazava, A. Ulrich, R. Hauert, M. Lewandowska, K.J. Kurzydłowski, P. Schmutz: Passivation of Al–Cr–Fe and Al–Cu–Fe–Cr complex metallic alloys in 1 M H₂SO₄ and 1 M NaOH solutions, *Corrosion Science* 53 (2011) s. 1825-1837, DOI:10.1016/j.corsci.2011.01.061, MNiSW: 140 punktów, IF: 3,734
- 3) C. Krajewski, R. Sitek, **E. Ura-Bińczyk**, W. Pachla, H. Matysiak, H. Garbacz, K.J. Kurzydłowski: Wpływ rozdrobnienia ziarna na odporność korozyjną niklu 200, *Ochrona przed Korozją*, 54 (2011) s. 298-300, MNiSW: 40 punktów
- 4) A. Beni, N. Ott, **E. Ura-Bińczyk**, M. Rasiński, B. Bauer, P. Gille, A. Ulrich, P. Schmutz: Passivation and localised corrosion susceptibility of new Al–Cr–Fe complex metallic alloys in acidic NaCl electrolytes, *Electrochimica Acta* 56 (2011) s. 10524-10532, DOI:10.1016/j.electacta.2011.08.092, MNiSW: 100 punktów, IF: 3,832
- 5) **E. Ura-Bińczyk**, A. Beni, M. Lewandowska, P. Schmutz: Passive oxide film characterisation on Al–Cr–Fe and Al–Cu–Fe–Cr complex metallic alloys in neutral to alkaline electrolytes by photo- and electrochemical methods, *Electrochimica Acta* 139 (2014) s. 289-301, DOI:10.1016/j.electacta.2014.07.010, MNiSW: 100 punktów, IF: 4,504
- 6) J. Banaś, B. Mazurkiewicz, W. SolarSKI, G. Palumbo, U. Lelek-Borkowska, **E. Ura-Bińczyk**, J. Mizera: Corrosion monitoring of the internal surfaces of tubing in shale gas wells, *Ochrona przed korozją* 59 (2016) s. 372-377, DOI 10.15199/40.2016.10.3, MNiSW: 40 punktów
- 7) A. Dobkowska, **E. Ura-Bińczyk**, M. Chlewicka, A. Towarek, M. Koralnik, M. Nowak, R. Sitek, A. Kobayashi, J. Mizera: Comparison of corrosion resistance of glass fiber reinforced composites and steels applicable for extraction pipes, *Frontier of Applied Plasma Technology, Institute of Applied Plasma Science* 10 (2017) s. 35-40
- 8) I. Klarzak, **E. Ura-Bińczyk**, M. Płocińska, M. Jurczyk-Kowalska: Effect of temperature and humidity on heat effect of commercial chemical warmers based on iron powder, *Thermal Science and Engineering Progress* 6 (2018) s. 87-94, DOI:10.1016/j.tsep.2018.03.006, MNiSW: 20 punktów, IF: 4,271
- 9) **E. Ura-Bińczyk**, B. Morończyk, S. Kuroda, H. Araki, J. Jaroszewicz, R. Molak: Corrosion Resistance of Aluminum Coatings Deposited by Warm Spraying

on AZ91E Magnesium Alloy, Corrosion 75 (2019) s. 668-679, DOI:10.5006/3025, MNiSW: 70 punktów, IF: 1,804

- 10) **E. Ura-Bińczyk**, J. Banaś, B. Mazurkiewicz, W. Solarski, M. Lewandowska, A. Roguska, M. Andrzejczuk, M. Balcer-Zgraja, S. Kulik, P. Żarnowiec, W. Kaca: On-site monitoring and laboratory characterization of corrosion processes in the geothermal water of Polish Lowland, Geothermics 77 (2019) s. 267-277, DOI:10.1016/j.geothermics.2018.10.002, MNiSW: 100 punktów, IF: 3,682
- 11) B. Morończyk, **E. Ura-Bińczyk**, S. Kuroda, J. Jaroszewicz, R. Molak: Microstructure and corrosion resistance of warm sprayed titanium coatings with polymer sealing for corrosion protection of AZ91E magnesium alloy, Surface and Coatings Technology 363 (2019) s. 142-151, DOI:10.1016/j.surfcoat.2019.02.023, MNiSW: 100 punktów, IF: 3,784
- 12) A. Dobkowska, B. Adamczyk-Cieślak, A. Towarek, P. Maj, **E. Ura-Bińczyk**, M. Momeni, D. Kuc, E. Hadasik, J. Mizera: The Influence of Microstructure on Corrosion Resistance of Mg-3Al-1Zn-15Li (LAZ1531) Alloy, Journal of Materials Engineering and Performance 29 (2020) s. 2679-2686, DOI:10.1007/s11665-020-04775-0, MNiSW: 70 punktów, IF: 1,819
- 13) **E. Ura-Bińczyk**, A. Dobkowska, M. Andrzejczuk, A. Roguska, B. Mazurkiewicz, W. Solarski, M. Balcer, M. Lewandowska, J. Banaś: Application of LPR and EIS techniques for on-site corrosion monitoring at the geothermal plant in Central Poland, Materials and Corrosion-Werkstoffe und Korrosion 72 (2021) s. 1518–1528, DOI:10.1002/maco.202112340, MNiSW: 100 punktów, IF: 1,832
- 14) A. Dobkowska, B. Adamczyk-Cieślak, D. Kuc, E. Hadasik, T. Płociński, **E. Ura-Bińczyk**, J. Mizera: Influence of bimodal grain size distribution on the corrosion resistance of Mg-4Li-3Al-1Zn (LAZ431), Journal of Materials Research and Technology 13 (2021) s. 346-358, DOI:10.1016/j.jmrt.2021.04.078, MNiSW: 100 punktów, IF: 6,267
- 15) Ł. Żrodowski, R. Wróblewski, M. Leonowicz, B. Morończyk, T. Choma, J. Ciftci, W. Świąszkowski, A. Dobkowska, **E. Ura-Bińczyk**, P. Błyskun, J. Jaroszewicz, A. Krawczyńska, K. Kulikowski, B. Wysocki, T. Cetner: How to Control the Crystallization of Metallic Glasses During Laser Powder Bed Fusion? Towards Part-Specific 3d Printing of in Situ Composites, SSRN (2022) s. 1-55, DOI:10.2139/ssrn.4239108
- 16) R. Molak, B. Morończyk, **E. Ura-Bińczyk**, Z. Pakieła, W. Żórawski, K.J. Kurzydłowski, S. Kuroda: A Comparative Study of Aluminium and Titanium Warm Sprayed Coatings on AZ91E Magnesium Alloy, Materials 15 (2022) 1-21, DOI:10.3390/ma15062005, MNiSW: 140 punktów, IF: 3,748
- 17) R. Sitek, J. Ciftci, D. Moszczyńska, P. Maj, **E. Ura-Bińczyk**, P. Warzybok, I. Cieślik, P. Wiśniewski, J. Mizera: Effect of annealing on the microstructure and properties of IN 625 specimens manufactured by selective laser melting, Archives of Civil and

Mechanical Engineering 22 (2022) s. 1-13, DOI:10.1007/s43452-022-00522-5, MNiSW: 140 punktów, IF: 4,369

- 18) **E. Ura-Bińczyk**, A. Dobkowska, P. Bazarnik, J. Ciftci, A. Krawczyńska, W. Chromiński, T. Wejrzanowski, R. Molak, R. Sitek, T. Płociński, J. Jaroszewicz, J. Mizera: Effect of annealing on the mechanical and corrosion properties of 316L stainless steel manufactured by laser powder bed fusion, Materials Science and Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure And Processing 860 (2022) s. 1-9, DOI:10.1016/j.msea.2022.144263, MNiSW: 140 punktów, IF: 6,044

Ujęte w cyklu powiązanych tematycznie publikacji

- 19) **E. Ura-Bińczyk**, A. Dobkowska, M. Płocińska, T. Płociński, B. Adamczyk-Cieślak, B. Mazurkiewicz, W. Solarski, J. Banaś, J. Mizera: The influence of grain refinement on the corrosion rate of carbon steels in fracturing fluids used in shale gas production, Materials and Corrosion-Werkstoffe und Korrosion 68 (2017) s. 1190-1199, DOI:10.1002/maco.201709494, MNiSW: 100 punktów, IF: 1,259
- 20) M. Lipińska, **E. Ura-Bińczyk**, L. Olejnik, A. Rosochowski, M. Lewandowska: Microstructure and Corrosion Behavior of the Friction Stir Welded Joints Made from Ultrafine Grained Aluminum, Advanced Engineering Materials 19 (2017) s. 1-10, DOI:10.1002/adem.201600807, MNiSW: 100 punktów, IF: 2,576
- 21) A. Krawczyńska, W. Chromiński, **E. Ura-Bińczyk**, M. Kulczyk, M. Lewandowska: Mechanical properties and corrosion resistance of ultrafine grained austenitic stainless steel processed by hydrostatic extrusion, Materials & Design 136 (2017) s. 34-44, DOI:10.1016/j.matdes.2017.09.050, MNiSW: 140 punktów, IF: 4,525
- 22) **E. Ura-Bińczyk**, A. Krawczyńska, R. Sitek, M. Lewandowska: Mechanical properties and corrosion resistance of hydrostatically extruded 316 LVM stainless steel after low-temperature plasma nitriding, Surface and Coatings Technology 375 (2019) s. 565-572, DOI:10.1016/j.surfcoat.2019.07.035, MNiSW: 100 punktów, IF: 3,784
- 23) M. Orłowska, **E. Ura-Bińczyk**, L. Olejnik, M. Lewandowska: The effect of grain size and grain boundary misorientation on the corrosion resistance of commercially pure aluminium, Corrosion Science 148 (2019) s. 57-70, DOI:10.1016/j.corsci.2018.11.035, MNiSW: 140 punktów, IF: 6,479
- 24) M. Orłowska, **E. Ura-Bińczyk**, L. Olejnik, M. Lewandowska: Effect of microstructural features on the corrosion behavior of severely deformed Al-Mg-Si alloy, Materials and Corrosion-Werkstoffe und Korrosion 72 (2021) s. 868-878, DOI:10.1002/maco.202012056, MNiSW: 100 punktów, IF: 1,832
- 25) M. Orłowska, **E. Ura-Bińczyk**, B. Adamczyk-Cieślak, L. Olejnik, M. Lewandowska: Evolution of pitting corrosion resistance and mechanical properties in ultrafine-grained commercially pure aluminium during annealing, Journal of Materials Science 56 (2021) s. 16726-16744, DOI:10.1007/s10853-021-06355-6, MNiSW: 100 punktów, IF: 4,682

- 26) **E. Ura-Bińczyk**: Effect of Grain Refinement on the Corrosion Resistance of 316L Stainless Steel, *Materials* 14 (2021) s. 1-14, DOI:10.3390/ma14247517, MNiSW: 140 punktów, IF: 3,748
- 27) **E. Ura-Bińczyk**: Improvement of Pitting-Corrosion Resistance of Ultrafine-Grained 7475 Al Alloy by Aging, *Materials* 15 (2022) s. 1-10, DOI:10.3390/ma15010360, MNiSW: 140 punktów, IF: 3,748
- 28) M. Orłowska, **E. Ura-Bińczyk**, L. Śniezek, P. Skudniewski, M. Kulczyk, B. Adamczyk-Cieślak, J. Mizera: Increasing the Mechanical Strength and Corrosion Resistance of Aluminum Alloy 7075 via Hydrostatic Extrusion and Aging, *Materials* 15 (2022) s. 4577, DOI:10.3390/ma15134577, MNiSW: 140 punktów, IF: 3,748
- 29) M. Orłowska, **E. Ura-Bińczyk**, L. Śniezek, P. Skudniewski, M. Kulczyk, B. Adamczyk-Cieślak, K. Majchrowicz: The Influence of Heat Treatment on the Mechanical Properties and Corrosion Resistance of the Ultrafine-Grained AA7075 Obtained by Hydrostatic Extrusion, *Materials* 15 (2022) s. 4343, DOI:10.3390/ma15124343, MNiSW: 140 punktów, IF: 3,748

5. Wykaz osiągnięć projektowych, konstrukcyjnych, technologicznych (z zaznaczeniem pozycji niewymienionych w pkt I.3).

Brak.

6. Wykaz publicznych realizacji dzieł artystycznych (z zaznaczeniem pozycji niewymienionych w pkt I.3).

Brak.

7. Wykaz wystąpień na krajowych lub międzynarodowych konferencjach naukowych lub artystycznych, z wyszczególnieniem przedstawionych wykładów na zaproszenie wykładów plenarnych.

- 1) Antykorozyja 2011 - Systemy Materiały Powłoki, 30 marzec–1 kwiecień 2011, Ustroń-Jaroszowiec; **E. Ura-Bińczyk**, M. Lewandowska, K.J. Kurzydłowski, P. Schmutz: *Odporność na korozję równomierną i wżerową złożonego stopu metalicznego Al65Cr27Fe8 (referat)*
- 2) EDEMET 2011, 16–18 maj 2011, Gdańsk; **E. Ura-Bińczyk**, M. Lewandowska: *Influence of grain reinforcement on corrosion resistance of 7475-T6 aluminium alloy (referat)*
- 3) VIth Aluminium Surface and Science Technology ASST, 27–31 maj 2012 Sorento, Włochy;
E. Ura-Bińczyk, A.Z. Balkowiec, M. Lewandowska: *Mechanism of Localized Corrosion of 7475 Aluminium Alloy Processed by Hydrostatic Extrusion (referat)*

- 4) EUROCORR 2013, 1–5 wrzesień 2013, Estoril, Portugalia; **E. Ura-Bińczyk**, M. Urban, M. Lewandowska: *Effect of grain refinement on the corrosion resistance of 316L stainless steel produced by hydrostatic extrusion (poster)*
- 5) EUROMAT 2013, 9–11 wrzesień 2013, Sevilla, Hiszpania; **E. Ura-Bińczyk**: *The structure and corrosion resistance of Al-Cr-Fe alloys produced by copper-mould casting (poster)*
- 6) 6th Kurt Schwabe Symposium, 16–19 wrzesień 2013; **E. Ura-Bińczyk**, M. Lewandowska:
The corrosion resistance of nanocrystalline materials produced by hydrostatic extrusion (poster)
- 7) EUROCORR 2016, 11–15 wrzesień 2016, Montpellier, Francja; **E. Ura-Bińczyk**, A. Dobkowska, J. Mizera, K.J. Kurzydłowski, B. Mazurkiewicz, W. SolarSKI, J. Banaś: *The corrosion resistance of casing pipes used in the shale gas production systems (poster)*
- 8) XVI International Conference on Electron Microscopy, 10–13 wrzesień 2017, Jachranka;
E. Ura-Bińczyk, A. Dobkowska, B. Adamczyk-Cieślak, M. Płocińska, T. Płociński, B. Mazurkiewicz, W. SolarSKI, J. Banaś, J. Mizera: *Advanced electron microscopy as an useful tool to evaluate the corrosion mechanism of carbon steels used in shale gas production (poster)*
- 9) NACE High Temperature Corrosion Mitigation in Energy Sectors, 9–10 maj 2018, Kraków;
E. Ura-Bińczyk, B. Morończyk, R. Molak: *Corrosion Resistance of Aluminum Coatings Deposited by Warm Spraying On AZ91E Magnesium Alloy (referat)*
- 10) EUROCORR 2018, 9–13 wrzesień 2018, Kraków; **E. Ura-Bińczyk**, A. Dobkowska, B. Adamczyk-Cieślak, J. Mizera: *The influence of phase structure on corrosion behavior of magnesium based alloys with lithium addition (poster)*
- 11) Corrosion 2019, 27–29 maj 2019, Warszawa; **E. Ura-Bińczyk**: *The influence of severe plastic deformation on corrosion resistance and post-corrosion morphology of 7475 aluminium alloy (referat)*
- 12) AMT 2019, 9–12 czerwiec 2019, Bukowina Tatrzańska; **E. Ura-Bińczyk**, M. Lewandowska: *Corrosion resistance of ultrafine-grained and nanocrystalline metallic materials (poster)*
- 13) Tytan 2020, 18–21 wrzesień 2022, Kielce; **E. Ura-Bińczyk**, M. Orłowska, K. Hamułka, M. Lewandowska: *Właściwości mechaniczne i odporność na korozję złączy materiałów wielowarstwowych otrzymywanych metodą platerowania wybuchowego (poster)*

8. Wykaz udziału w komitetach organizacyjnych i naukowych konferencji krajowych lub międzynarodowych, z podaniem pełnionej funkcji.

Brak.

9. Wykaz uczestnictwa w pracach zespołów badawczych realizujących projekty finansowane w drodze konkursów krajowych lub zagranicznych, z podziałem na projekty zrealizowane i będące w toku realizacji, oraz z uwzględnieniem informacji o pełnionej funkcji w ramach prac zespołów.

Przed uzyskaniem stopnia doktora

- 1) 6-ty Program Ramowy Europejskiej Sieci Doskonałości, projekt badawczy NMP3-CT-2005-500140 pt. „Complex Metallic Alloys CMA” - wykonawca

Po uzyskaniu stopnia doktora

- 2) Program Iuventus Plus MNiSW, projekt IP2011 057771 pt. „Odporność na korozję szybkochłodzonych stopów Al-Cr-Fe” - kierownik
- 3) Program Lider NCBR, projekt LIDER/003/0 97/L-5/13/NC BR/2014 pt. „Opracowanie nowych powłok antykorozyjnych dla stopu magnezu AZ-91E stosowanego na elementy silników i przekładni lotniczych” - wykonawca
- 4) Program Operacyjny Innowacyjna Gospodarka Działanie 1.3, Poddziałanie 1.3.1, projekt kluczowy NANOMET POIG.01.03.0 1-00-015/08 pt. „Nowe materiały metaliczne o strukturze nanometrycznej do zastosowań w nowoczesnych gałęziach gospodarki” - wykonawca
- 5) Programu Blue Gas I - Polski Gas Łupkowy NCBR, projekt BG1/ResDev/13 pt. „Opracowanie optymalnych koncepcji zagospodarowania złóż niekonwencjonalnych z uwzględnieniem aspektów środowiskowych i społecznych” - wykonawca
- 6) Program Badań Stosowanych NCBR, projekt 5 PBS1/A2/11/2012 pt. „Opracowanie metod modelowania geologicznego oraz monitorowania erozyjнокorozyjnego zużycia materiałów z uwzględnieniem korozji mikrobiologicznej MIC w instalacjach wydobywania gazu łupkowego” - wykonawca
- 7) Program INNOTECH NCBR, projekt wdrożeniowy 6 INNOTECHK1/ IN1/38/15 1093/NCBR/12 pt. „Opracowanie i wdrożenie metody ciągłego monitorowania korozji mikrobiologicznej w systemach geotermalnych” - wykonawca
- 8) Projekt NCBR, DJ Amesa WPN/6/2013 pt. „Properties and long-term behaviour of dissimilar joints of advanced materials for lightweight structures in energy saving applications” – wykonawca
- 9) Program Badań Stosowanych NCBR, COLDPRO PBS3/A9/33/2015 COLDPRO pt. „The use of environmentally friendly, active mineral compounds in the manufacture of gloves and footwear for protection against cold” - wykonawca

- 10) Opus 6 NCN, projekt 2013/11/B/ST8/03641 pt. „Tworzenie dyfuzyjnych warstw azotowanych na stali austenitycznej o strukturze nanometrycznej” – wykonawca
- 11) Program Techmatstrateg II NCBR, projekt pt. „Opracowanie nisko-odpadowej technologii platerowania wybuchowego oraz technologii przetwarzania wielowarstwowych, wysokowytrzymałościowych materiałów lekkich i superlekkih z warstwami reaktywnymi i funkcjonalnymi oraz blach platerowanych wybuchowo metalami reaktywnymi i ich stopami” – wykonawca
- 12) Program Operacyjny Inteligentny Rozwój NCBR, projekt DISCOBOL POIR.04.01.04-00-0007/17 pt. „A new regeneration method of intervertebral disc” – wykonawca (projekt w trakcie realizacji)
- 13) OPUS 15 NCN, projekt 2018/29/B/ST8/01600 pt. „Złożone stopy metaliczne Al-Cr-Fe jako nowe uniwersalne powłoki - struktura i właściwości” – wykonawca (projekt w trakcie realizacji)
- 14) Europejski Fundusz Społecznych projekt NERW PW Nauka – Edukacja – Rozwój – Współpraca, zadanie 9 pt. „Modyfikacja programu kształcenia w Wydziale Inżynierii Materiałowej Politechniki Warszawskiej pod kątem dostosowania do potrzeb społeczno-gospodarczych” - wykonawca

10. Wykaz członkostwa w międzynarodowych lub krajowych organizacjach i towarzystwach naukowych wraz z informacją o pełnionych funkcjach.

Brak.

11. Wykaz staży w instytucjach naukowych lub artystycznych, w tym zagranicznych, z podaniem miejsca, terminu, czasu trwania stażu i jego charakteru.

18 miesięczny staż badawczy (1 maj 2006 – 30 kwiecień 2007 oraz 1 luty – 31 lipiec 2008) w Laboratorium Łączenia Materiałów i Korozji w Szwajcarskim Federalnym Laboratorium Materiałów i Technologii (EMPA) w Dübendorfie w Szwajcarii w ramach międzynarodowego projektu „Complex Metallic Alloys CMA” (NMP3-CT-2005-500140).

12. Wykaz członkostwa w komitetach redakcyjnych i radach naukowych czasopism wraz z informacją o pełnionych funkcjach (np. redaktora naczelnego, przewodniczącego rady naukowej, itp.).

Redaktor gościnny specjalnego numeru czasopisma *Crystals* wydawnictwa MDPI o tytule „Light metals and its alloys”.

13. Wykaz recenzowanych prac naukowych lub artystycznych, w szczególności publikowanych w czasopismach międzynarodowych.

- 1) Recenzent 2 artykułów w czasopiśmie *Materials MDPI*
- 2) Recenzent 1 artykułu w czasopiśmie *Materials Science and Engineering A Elsevier*
- 3) Recenzent 1 artykułu w czasopiśmie *Journal of Materials Science Springer*
- 4) Recenzent 1 artykułu w czasopiśmie *Surface and Coatings Technology*

14. Wykaz uczestnictwa w programach europejskich lub innych programach międzynarodowych.

- 1) Członek zespołu realizującego zadanie *WP3.1 - Education strategy* w ramach międzynarodowego projektu *ENHANCE*

15. Wykaz udziału w zespołach badawczych, realizujących projekty inne niż określone w pkt. II.9.

- 1) Kierownik grantu badawczego *POB IDUB* finansowanego z subwencji Politechniki Warszawskiej pt. „Optymalizacja odporności korozyjnej i właściwości mechanicznych umacnianego wydzieleniowo stopu aluminium 7075 poddanego wyciskaniu hydrostatycznemu”
- 2) Kierownik grantu badawczego finansowanego z subwencji Politechniki Warszawskiej pt. „Optymalizacja właściwości mechanicznych i odporności na korozję aluminium 1070 po przeciskaniu przez kanał kątowy”
- 3) Kierownik grantu badawczego finansowanego z subwencji Politechniki Warszawskiej pt. „Wpływ drgań mechanicznych na właściwości mechaniczne i odporność korozyjną warstw na stopie 7075 wytworzonych metodą TIG”
- 4) Kierownik grantu dydaktycznego finansowanego z subwencji Politechniki Warszawskiej pt. „Inżynieria materiałowa w kryminalistyce” realizowanego we współpracy z Katedrą Kryminalistyki Wydziału Prawa i Administracji Uniwersytetu Warszawskiego

16. Wykaz uczestnictwa w zespołach oceniających wnioski o finansowanie badań, wnioski o przyznanie nagród naukowych, wnioski w innych konkursach mających charakter naukowy lub dydaktyczny.

- 1) Recenzent oraz członek panelu ekspertów oceniający 4 wnioski projektowe złożone w ramach programu *CuBR (NCBR)*
- 2) Recenzent raportów rocznych i końcowych projektu realizowanego w ramach programu *CuBR (NCBR)*
- 3) Recenzent raportów rocznych i końcowych projektu realizowanego w ramach programu *Cornet (NCBR)*
- 4) Recenzent i członek panelu ekspertów oceniający 5 wniosków projektowych złożone w ramach programu *InnoStal (NCBR)*

- 5) Recenzent wniosku projektowego złożonego w ramach programu współpracy Polska-Tajwan (NCBR)

III. WSPÓŁPRACA Z OTOCZENIEM SPOŁECZNYM I GOSPODARCZYM

1. Wykaz dorobku technologicznego.

Brak.

2. Współpraca z sektorem gospodarczym.

Współpraca z firmami Baker Hughes, GE Aviation oraz GE Power i ich bezpośrednie zaangażowanie w prowadzenie zajęć dydaktycznych pt. „Mechanizmy niszczenia materiałów - Procesy degradacji materiałów ze stopów na osnowie żelaza w warunkach eksploatacji” oraz „Odlewnicze stopy niklu na łopatki turbin gazowych”. Zajęcia prowadzone są metodą projektową – studenci indywidualnie lub zespołowo wykonują ekspertyzy badawcze elementów turbin i maszyn, które uległy awarii celem zidentyfikowania przyczyny ich zniszczenia.

3. Wykaz uzyskanych praw własności przemysłowej, w tym uzyskanych patentów krajowych lub międzynarodowych.

Brak.

4. Wykaz wdrożonych technologii.

Prototypowa stacja monitorowania korozji i parametrów fizykochemicznych w instalacji geotermalnej zbudowana w Geotermii Mazowieckiej w ramach projektu NCBR INNOTECHK1/IN1/38/15 1093/NCBR/12 pt. „Opracowanie i wdrożenie metody ciągłego monitorowania korozji mikrobiologicznej w systemach geotermalnych”.

5. Wykaz wykonanych ekspertyz lub innych opracowań wykonanych na zamówienie instytucji publicznych lub przedsiębiorców.

Współpraca z PZL Mielec – A Lockheed Martin Company i kierowanie wykonaniem ekspertyz materiałowych w ramach indywidualnych projektów studenckich:

- 1) Degradacja połączeń zgrzewanych ultradźwiękowo z termoplastów wytwarzanych przyrostowo;
- 2) Degradacja połączeń zgrzewanych ultradźwiękowo kompozytów termoplastycznych na osnowie PEEK z termoplastami wytwarzanymi przyrostowo;

- 3) Degradacja połączeń zgrzewanych ultradźwiękowo kompozytów termoplastycznych na osnowie PEEK;
- 4) Degradacja połączenia sworznia z kompozytem węglowym.

6. Wykaz udziału w zespołach eksperckich lub konkursowych.

Brak.

7. Wykaz projektów artystycznych realizowanych ze środowiskami pozaartystycznymi.

Brak.

IV. DANE NAUKOMETRYCZNE

1. Impact Factor (w dziedzinach i dyscyplinach, w których parametr ten jest powszechnie używany jako wskaźnik naukometryczny).

	wg repozytorium Politechniki Warszawskiej
Sumaryczny Impact factor	83,578

2. Liczba cytowań publikacji wnioskodawcy, z oddzielnym uwzględnieniem autocytowań.

	wg Scopus	wg Web of Science
Ilość cytowań	247	231
Ilość cytowań bez autocytowań	230	215

3. Indeks Hirscha.

	wg Scopus	wg Web of Science
Indeks Hirsha bez autocytowań	8	8

Zestawienie tabelaryczne osiągnięć przedstawionych w wykazie

	L.P.	Kryterium według Pkt II, III, IV	TAK (liczba)/BRAK
II	1.	Wykaz opublikowanych monografii naukowych.	BRAK
	2.	Wykaz opublikowanych rozdziałów w monografiach naukowych	TAK 1
	3.	Informacja o członkostwie w redakcjach naukowych monografii.	BRAK
	4.	Wykaz opublikowanych artykułów w czasopismach naukowych po uzyskaniu stopnia doktora: - publikacje naukowe w czasopismach z bazy Journal Citation Reports (JCR) - publikacje naukowe w czasopismach spoza bazy Journal Citation Reports (JCR)	TAK 26 3
	5.	Wykaz osiągnięć projektowych, konstrukcyjnych, technologicznych	BRAK
	6.	Wykaz publicznych realizacji dzieł artystycznych	BRAK
	7.	Informacja o wystąpieniach na krajowych lub międzynarodowych konferencjach naukowych lub artystycznych, z wyszczególnieniem przedstawionych wykładów na zaproszenie i wykładów plenarnych - referaty - postery	TAK 5 7
	8.	Informacja o udziale w komitetach organizacyjnych i naukowych konferencji krajowych lub międzynarodowych,	BRAK
	9.	Informacja o uczestnictwie w pracach zespołów badawczych realizujących projekty finansowane w drodze konkursów krajowych lub zagranicznych	TAK 13
	10.	Członkostwo w międzynarodowych lub krajowych organizacjach i towarzystwach naukowych	BRAK
	11.	Informacja o odbytych stażach w instytucjach naukowych lub artystycznych, w tym zagranicznych	TAK 1
	12.	Członkostwo w komitetach redakcyjnych i radach naukowych czasopism	TAK 1
	13.	Informacja o recenzowanych pracach naukowych lub artystycznych, w szczególności publikowanych w czasopismach międzynarodowych	TAK 5
	14.	Informacja o uczestnictwie w programach europejskich lub innych programach międzynarodowych	TAK 1
	15.	Informacja o udziale w zespołach badawczych, realizujących projekty inne niż określone w pkt. II.9.	TAK 3
	16.	Informacja o uczestnictwie w zespołach oceniających wnioski o finansowanie badań, wnioski o przyznanie nagród naukowych, wnioski w innych konkurach mających charakter naukowy lub dydaktyczny	BRAK
III	1.	Wykaz dorobku technologicznego	BRAK
	2.	Informacja o współpracy z sektorem gospodarczym	TAK
	3.	Uzyskane prawa własności przemysłowej, w tym uzyskane patenty, krajowe lub międzynarodowe	BRAK
	4.	Informacja o wdrożonych technologiach	TAK 1
	5.	Informacja o wykonanych ekspertyzach lub innych opracowaniach wykonanych na zamówienie instytucji publicznych lub przedsiębiorców	TAK 4
	6.	Informacja o udziale w zespołach eksperckich lub konkursowych	BRAK
	7.	Informacja o projektach artystycznych realizowanych ze środowiskami pozaartystycznymi	BRAK
IV	1.	Informacja o punktacji Impact Factor Sumaryczny IF	83,578
	2.	Informacja o liczbie cytowań publikacji wnioskodawcy, z oddzielnym uwzględnieniem autocytowań	

		Web of Science (WoS):	231
		bez cytowań własnych:	215
		Scopus:	247
		bez cytowań własnych:	230
	3.	Informacja o posiadanym indeksie Hirscha	
		Web of Science (WoS):	8
		Scopus:	8
	4.	Informacja o liczbie punktów MNiSW	2131



 (podpis wnioskodawcy)