

dr hab. inż. Stanisław Józwiak – prof. WAT  
Instytut Inżynierii Materiałowej  
Wydział Nowych Technologii i Chemii  
Wojskowa Akademia Techniczna

Warszawa, dn. 14.04.2022r.

POLITECHNIKA POZNAŃSKA WYDZIAŁ INŻYNIERII MATERIAŁOWEJ I FIZYKI TECHNICZNEJ		
DNIA	04-05-2022	DNIA
WPŁYŃĘŁO		

DF-64/44/2022

## RECENZJA

**osiągnięć i dorobku naukowego dr inż. Anety Bartkowskiej  
w postępowaniu habilitacyjnym  
w dziedzinie nauk technicznych w dyscyplinie inżynieria materiałowa,  
z tytułem:**  
**„Mikrostruktura i właściwości laserowo modyfikowanych warstw  
powierzchniowych zawierających borki metali wytwarzanych na stalach  
oraz superstopach”**

wykonana na zlecenie Rady Dyscypliny Inżynieria Materiałowa Politechniki Poznańskiej z dnia 24 stycznia 2022 roku na podstawie art. 221 ust. 5 ustawy z dnia 20 lipca 2018r. – Prawo o szkolnictwie wyższym i nauce (j.t. Dz. U. z 2020 r. poz. 85, z późn. zm.) oraz na podstawie Statutu Politechniki Poznańskiej (Uchwała Nr 175/2016-2020 z dnia 10 lipca 2019 r. zmieniona uchwałą Nr 225/2016-2020 z dnia 28 maja 2020 roku) oraz na podstawie Uchwały Nr 190/2016-2020 Senatu Akademickiego Politechniki Poznańskiej z dnia 25 września 2019 r. w sprawie określenia trybu postępowania w sprawie nadawania stopnia doktora habilitowanego, a także pisma Rady Doskonałości Naukowej znak Z2.4000.120.2021.4.IB z dnia 29 listopada 2021 r.

### **1. Dorobek naukowy Kandydata**

Dr inż. Aneta Bartkowska odbyła studia magisterskie na Wydziale Budowy Maszyn i Zarządzania Politechniki Poznańskiej, uzyskując w 2008 roku dyplom magistra inżyniera na kierunku inżynieria materiałowa w zakresie materiałów metalowych i tworzyw sztucznych za pracę pt.: „Mikrostruktura i właściwości warstw boroazotowanych” wykonaną pod promotorstwem dr hab. inż. Aleksandry Pertek-Owsiannej. W tym samym roku Recenzowana rozpoczęła studia doktoranckie w Instytucie Inżynierii Materiałowej macierzystego Wydziału pod kierunkiem dotychczasowego opiekuna naukowego i kierownika pracy magisterskiej. Zagadnienia, którymi Oceniana zajmowała się w tym okresie, dotyczyły prób połączenia klasycznych technologii wytwarzania warstw powierzchniowych, takich jak obróbki galwaniczne i dyfuzyjne modyfikacje warstw



wierzchnich z wysokoenergetycznymi technikami laserowymi połączonymi z modyfikacjami składu chemicznego przetapianych warstw na drodze wzbogacania ich w pierwiastki takie jak chrom, nikiel i miedź. W ramach prac badawczych prowadzonych podczas doktoratu Recenzowana, jak stwierdza w autoreferacie, zaproponowała także wytwarzanie warstw z wykorzystaniem past borujących, mając na uwadze uzyskanie takich warunków technologicznych, które przy jak najmniejszej energochłonności zastosowanego procesu pozwolą na uzyskanie co najmniej równorzędnych, wybranych właściwości warstw wytwarzanych klasycznymi technikami. Ukoronowaniem tego okresu działalności badawczej Habilitantki, prowadzonej pod kierunkiem dr hab. inż. Aleksandry Pertek-Owsiannej, prof. PP w trudnym do kontrolowania, ale posiadającym duży potencjał aplikacyjny obszarze wytwarzania warstw wierzchnich z zastosowaniem stopowania laserowego, było opublikowanie w latach 2008-2013 znaczącej, jak na doktorantkę, liczby publikacji naukowych, na którą składały się: jedna publikacja z bazy JCR, jednaście publikacji w czasopismach ujętych w wykazie MNiSW (w tym większość w uznanych w polskim świecie inżynierii materiałowej czasopismach takich jak Inżynieria Materiałowa czy też Inżynieria Powierzchni), oraz pięć publikacji ujętych w materiałach konferencyjnych i innych wydawnictwach naukowych. Te dokonania publikacyjne niewątpliwie przyczyniły się do uzyskania przez Panią mgr inż. Anetę Bartkowską w czerwcu 2013 roku stopnia doktora nauk technicznych w zakresie inżynieria materiałowa przed Radą Wydziału Budowy Maszyn i Zarządzania Politechniki Poznańskiej za rozprawę pt. „Wpływ wybranych pierwiastków oraz obróbki laserowej na strukturę i właściwości warstwy borowanej wytwarzanej na stali konstrukcyjnej”. Jednocześnie w trakcie doktoratu Recenzowana została zatrudniona w roku 2011 na etacie asystenta, a w 2015 awansowała na etat adiunkta, na którym jest zatrudniona do chwili obecnej.

Po uzyskaniu stopnia doktora Habilitantka, oprócz kontynuacji działalności naukowej, także podnosiła swoje kwalifikacje zawodowe kończąc w latach 2013 i 2014 studia podyplomowe, odpowiednio w zakresie „Menadżera projektu badawczo-rozwojowego” oraz „Podstaw rzeczoznawstwa w technice samochodowej”. Niemniej jednak główna aktywność zawodowa Pani dr inż. Anety Bartkowskiej w obszarze naukowym, związana jest z szeroko pojętymi zagadnieniami inżynierii powierzchni i dotyczy: modyfikacji warstwy wierzchniej stali borem, wytwarzania wysokotopliwych węglików za pomocą laserowego napawania, modyfikacja powierzchni nadstopów, laserowego wspomaganie toczenia trudnoskrawalnych materiałów i powłok oraz obróbki kriogenicznej stali narzędziowych. Tak szeroki wachlarz zagadnień Habilitantka wspiera licznymi ,



krótkoterminowymi stażami naukowymi realizowanymi w ramach stypendiów dla doktorantów i młodych pracowników nauki oraz programu Erasmus. Działalność ta, oprócz niewątpliwego i niezaprzeczalnego pogłębiania doświadczenia i nawiązywania kontaktów naukowych zaowocowała również uzyskaniem stypendium Republiki Słowackiej pozwalającej na odbycie dziesięciomiesięcznego stażu w Slovak University of Technology, skutkującego licznymi badaniami dotyczącymi proszkowej stali narzędziowej Vanadis 6, zarówno w zakresie tematyki obróbki podzerowej i wręcz kriogenicznej jak i laserowej modyfikacji warstwy wierzchniej tego materiału.

Wyniki tak szerokiej i wielowątkowej działalności naukowej Habilitantka przedstawiła w licznych artykułach naukowych oraz prezentowała na konferencjach o zasięgu zarówno krajowym jak i międzynarodowym. Zgodnie z załączonym do wniosku o nadanie stopnia doktora habilitowanego, wykazem osiągnięć naukowych, stanowiących znaczny wkład w rozwój dyscypliny inżynieria materiałowa dr inż. Aneta Bartkowska w okresie po uzyskaniu stopnia doktora opublikowała 49 (czterdzieści dziewięć) artykułów naukowych, a także 14 (czternaście) jej wystąpień opublikowano w materiałach konferencyjnych. Recenzowana zgłasza jako swój dorobek także 4 (cztery) rozdziały w monografiach, niemniej jednak wydawnictwo pod nazwą „Środowisko i przemysł” publikowane przez dom wydawniczy CURSIVA w środowisku inżynierii materiałowej jest raczej mało znane. Na podkreślenie zasługuje fakt, iż spośród opublikowanych 49 artykułów, aż 33 wg załączonego wykazu, a 35 (trzydzieści pięć - stan na dzień 10.04.2022 wg bazy Scopus) stanowią publikacje znajdujące się na liście JCR, skutkując uzyskaniem indeksu Hirscha na poziomie  $h=11$  z autocytowaniami oraz  $h=8$  bez autocytowań. Ta zauważalna różnica spowodowana jest dość istotną liczbą autocytowań, 127 w porównaniu do 412 wszystkich przytoczeń literaturowych, co stanowi prawie 31%. Ułamek autocytowań do całkowitej liczby odwołań, w przypadku prac zgłoszonych jako oceniane osiągnięcie naukowe jest jeszcze wyższy. Np. prace A1-A5 na ogólna liczbę cytowań wynoszącą 40, autocytowane były aż 22 razy (55%), prace A9-A11 (A6-A8 nie znajdują się w JCR) odpowiednio 20/14/70%. Zdecydowanie lepiej parametry te wyglądają dla publikacji dotyczących wytwarzania warstw wzbogaconych w bor na stopie niklu typu Monel 400, gdzie procent autocytowań wynosi tylko 15% (4 autocytowania na 34). Analiza ta skutkuje uzyskaniem dla zgłoszonych prac uzyskaniem indeksu Hirscha na poziomie  $h=7$  z autocytowaniami oraz  $h=4$  bez autocytowań, podczas gdy dla pozostałych publikacji Recenzowanej ten wskaźnik bibliograficzny wynosi odpowiednio 9 i 8. Analiza ta sugeruje, iż inne prace Habilitantki,



choćby te dotyczące zagadnień związanych z wysokotopliwymi węglkami, są lepiej postrzegane w międzynarodowym środowisku naukowym.

## **2. Ocena dorobku dydaktycznego, organizacyjnego oraz popularyzatorskiego**

Efekty działalności dydaktycznej dr inż. Anety Bartkowskiej prowadzonej od roku 2008, początkowo na etacie asystenta, a obecnie na etacie adiunkta, świadczą o typowym, 240 godzinnym, średniorocznym obciążeniu Habilitantki w procesie nauczania prowadzonym na Wydziale Inżynierii Materiałowej i Fizyki Technicznej oraz Wydziale Inżynierii Mechanicznej Politechniki Poznańskiej. Na Jej dokonania w tym obszarze działalności zawodowej składają się: prowadzenie zajęć związanych ściśle z zagadnieniami szeroko pojętej nauki o materiałach oraz zagadnień związanych z obróbką cieplną i cieplno-chemiczną. Na przestrzeni 12 lat przedstawionych w załączniku nr 3 dołączonym do wniosku Recenzowana przeprowadziła na studiach I stopnia 2560 zajęć laboratoryjnych oraz od roku 2015, także na studiach I stopnia 330 godzin wykładów. Była promotorem 22 prac inżynierskich oraz 11 magisterskich, a obecnie prowadzi 1 pracę magisterską oraz 3 inżynierskie. Obciążenie młodego pracownika nauki średnio pięcioma pracami dyplomowymi rocznie jest bardzo poważnym wyzwaniem dydaktycznym, także dla nauczycieli ze znacznie dłuższym stażem i doświadczeniem na niwie kształcenia politechnicznego. Dr inż. Aneta Bartkowska od roku 2019 jest także promotorem pomocniczym rozprawy doktorskiej mgr inż. Mateusza Kuklińskiego, dotyczącej zagadnień związanych z laserowym wspomaganie procesu toczenia stopu niklowo miedziowego z warstwą borowaną.

Na tle typowego zaangażowania w proces dydaktyczny i ponadprzeciętnej aktywności w obszarze dyplomowania zdecydowanie słabiej wypada dorobek organizacyjny Recenzowanej. W jego skład Habilitantka zaliczyła krótkoterminowe aktywności takie jak:

- członkostwo w zespole przygotowującym raport samooceny kierunku Inżynieria Materiałowa w roku akademickim 2015/2016 na cele wizytacji zespołu oceniającego Polskiej Komisji Akredytacyjnej;
- dwukrotna funkcja sekretarza podczas obrony doktoratu;

Zdecydowanie największym osiągnięciem organizacyjnym Pani dr inż. Anety Bartkowskiej jest dwuletnie przewodniczenie Kołu Inżynierii Materiałowej, ale ta działalność miała miejsce w trakcie studiów doktoranckich. Natomiast nadzór nad



prowadzeniem zajęć i konsultacjami, przygotowanie posteru, czy też dbałość o pojedyncze stanowiska laboratoryjne, zdaniem recenzującego, trudno zaliczyć jako dorobek organizacyjny Kandydatki do samodzielności naukowej.

Nisko oceniam także dokonania Habilitantki w obszarze współpracy z otoczeniem społecznym i gospodarczym. Dr inż. Aneta Bartkowska nie kierowała żadnym projektem badawczym, którego finansowanie pozyskano w drodze konkursu. Uczestniczyła jedynie jako wykonawca w czterech projektach krajowych oraz jednym zagranicznym, co zaowocowało złożeniem jako współtwórca zgłoszenia patentowego nr P.417326-„Urządzenia przesyłające wiązkę laserową w strefę obróbki frezarki”.

Niezaprzeczalnym osiągnięciem Habilitantki jest natomiast ponadprzeciętne zaangażowanie w proces recenzowania artykułów naukowych. Według załącznika 4 Oceniana dokonała 110 recenzji, w większości w czasopismach z listy JCR o współczynniku wpływu IF dochodzącym nawet do 7.991 (Materials and Design). Jednocześnie od roku 2020 jest redaktorem tematycznym w czasopiśmie Crystals oraz członkiem rady recenzentów w czasopiśmie Materials. Ponadto dr inż. Aneta Bartkowska jest członkiem Polskiego Towarzystwa Materiałoznawczego od roku 2020, Polskiego Związku Inżynierów i Techników Budownictwa (od 2016) oraz członkiem zwyczajnym Stowarzyszenia Inżynierów i Techników Mechaników Polskich (2013). Równoległe z prowadzoną własną działalnością naukowo-badawczą oraz dydaktyczną brała udział jako kierownik bądź wykonawca w opracowywaniu czterech ekspertyz oraz jako ekspert w trzech ocenach do konkursu o Złoty Medal MTP.

**3. Ocena zawartości i poziomu naukowego przedstawionego w formie cyklu powiązanych artykułów naukowych osiągnięcia, będącego podstawą ubiegania się o stopień doktora habilitowanego**

Zgodnie z załączoną dokumentacją dr inż. Aneta Bartkowska, jako osiągnięcie wynikające z art. 219 ust. 1. pkt 2b ustawy z dnia 20 lipca 2018 r. – Prawo o szkolnictwie wyższym i nauce (j.t. Dz. U. z 2020 r. poz. 85, z późn. zm.) wskazała cykl powiązanych tematycznie artykułów naukowych opublikowanych w czasopismach naukowych lub w recenzowanych materiałach z konferencji międzynarodowych, które w roku opublikowania artykułu w ostatecznej formie były ujęte w wykazie sporządzonym zgodnie z przepisami wydanymi na podstawie art. 267 ust. 2 pkt 2 lit. b, zatytułowany: „**Mikrostruktura i właściwości laserowo modyfikowanych warstw**



**powierzchniowych zawierających borki metali wytwarzanych na stalach oraz superstopach”.**

Przedłożone do recenzji w postępowaniu habilitacyjnym osiągnięcie naukowe dr inż. Anety Bartkowskiej obejmuje zagadnienia dotyczące wytwarzania warstw powierzchniowych zawierających borki metali przy użyciu metod z wykorzystaniem wiązki laserowej. Habilitantka postanowiła wykorzystać to wysokoenergetyczne źródło energii zarówno do modyfikacji na drodze przetapiania uprzednio wytworzonej warstwy borowanej dyfuzyjnie jak i do stopowania powierzchni borem poprzez przetapianie materiału stopującego w postaci wstępnie nałożonej powłoki z borem, np. pasty zawierającej bor, z podłożem (tzw. borowanie laserowe) modyfikując także skład chemiczny powłoki celowo wprowadzanymi dodatkami stopowymi. Recenzowana podkreśla także unikatowość, nawet w skali międzynarodowej, podjętych działań, argumentując jednocześnie, iż dotychczasowe prace w tym obszarze dotyczyły jedynie stali nisko i średniowęglowych, natomiast jej badania dotyczą także stali narzędziowych o znacznie wyższej zawartości węgla, dochodzącej nawet do 2,1% wag. w przypadku proszkowej stali narzędziowej Vanadis 6. Jako trzy główne cele badań prowadzonych w opisanym obszarze inżynierii powierzchni dr inż. Aneta Bartkowska zaproponowała:

- opracowanie metod laserowej modyfikacji powierzchni badanych materiałów z zastosowaniem obróbki hybrydowej oraz laserowego stopowania ze znaczącym udziałem boru w materiale stopującym oraz dobór parametrów tych procesów w celu otrzymania na stalach i superstopach warstw powierzchniowych charakteryzujących się korzystnymi właściwościami,
- określenie zależności między składem chemicznym i fazowym wytworzonych warstw powierzchniowych zawierających borki metali oraz ich właściwościami użytkowymi,
- zwiększenie twardości oraz odporności na zużycie przez tarcie warstw przy ich zadowalającej odporności na korozję.

Na podkreślenie, zdaniem recenzującego zasługuje fakt, iż przedstawiona kolejność przedstawionych zamierzeń badawczych powstała w zgodzie z podstawowym kanonem inżynierii materiałowej, będącym korelacją technologii → struktury → właściwości → zastosowań. Realizację tak określonych celów Opiniowana postanowiła urzeczywistnić stosując dwie techniki modyfikacji wytwarzanych warstw, polegające na:



- modyfikacji istniejącej warstwy borowanej dyfuzyjnej w wyniku oddziaływania wiązki lasera (prace A1-A5);
- laserowym stopowaniu warstwy wierzchniej materiału przy użyciu samego boru lub mieszaniny boru i dodatkowego pierwiastka (prace A6 - A14). Ten obszar zagadnień technologicznych Habilitantka podzieliła na dwa obszary związane z materiałem podłoża, a mianowicie zastosowała do modyfikacji warstwy powierzchniowej stale o różnej zawartości węgla oraz jednofazowy stop niklu typu Monel 400.

Dzięki zastosowaniu takich technik modyfikacji warstwy wierzchniej, Habilitantka zamierza „wymieszać bor z materiałem podłoża, dzięki czemu można będzie uzyskać kompozytowe warstwy borków metali w osnowie metalicznej, zapewniające drobnokrystaliczną mikrostrukturę o nowych właściwościach nieosiągalnych stosowanymi do tej pory metodami.

W tym miejscu nasuwają się recenzującemu pierwsze wątpliwości. Pierwsza z nich dotyczy sformułowania samego tytułu, który jest nieadekwatny do zawartości merytorycznej. Recenzowana zgodnie z tytułem – „Mikrostruktura i właściwości laserowo modyfikowanych warstw powierzchniowych zawierających borki metali wytwarzanych na stalach oraz superstopach”, zamierza badać warstwy wytwarzane na klasycznych materiałach inżynierskich do jakich zaliczamy stale oraz superstopach czyli specyficznej grupy materiałów, o ściśle sprecyzowanych właściwościach wynikających z budowy strukturalnej. Niestety, już pobieżna weryfikacja treści załączonych artykułów, stanowiących przedstawione do recenzji dzieło, mające być podstawą do nadania stopnia doktora habilitowanego w dyscyplinie inżynieria materiałowa, wykazuje iż żadna z załączonych publikacji nie dotyczy nadstopów, czy jak pisze Autorka superstopów. Materiały tego typu to przecież żarowytrzymałe stopy na osnowie niklu, kobaltu, rzadziej żelaza, których właściwości wytrzymałościowe, odporność na pełzanie i gazową korozję wysokotemperaturową zapewnia dwufazowa struktura roztworu stałego  $\gamma$  umacniana wydzieleniami nadstruktury  $\gamma'$  oraz węglnikami. Natomiast stop, który bada i opisuje Habilitantka, o oznaczeniu Monel 400, to jednofazowy stop głównie niklu i miedzi o wysokiej odporności na korozję. Niestety nie wszystkie stopy na osnowie niklu, o zawartości tego pierwiastka powyżej 60% wag., zaliczamy do kategorii nadstopów, a taka pomyłka w klasyfikacji materiałów na tym poziomie nie powinna się przydarzyć.

Kolejną dyskusyjną kwestią jest chęć wytworzenia „kompozytowych warstw borków”. Habilitantka wytwarza przecież wspomniane warstwy na drodze przetapiania laserowego,



czyli procesów topienia i krystalizacji. Czy w tym przypadku, krystalizujących w wyniku zachodzącej reakcji eutektycznej struktur borkowych możemy mówić o tworzeniu kompozytu? Przecież powstającego w ten sam sposób ledeburytu nie nazywamy kompozytem.

Także określone trzy główne cele, zdaniem recenzującego, są przedstawione zbyt ogólnikowo. Analizując literaturę, którą Recenzowana zamieściła w pkt. 4.2.6, jako poparcie treści zawartych w 4.2.3. – Szczegółowe omówienie prowadzonych badań i osiągniętych wyników, można zauważyć, iż pozycja [7] - Kulka, M.: Current Trends in Boriding; Springer Series in Materials Science; Springer: Berlin, Germany, 2019; ISBN 978-3-030-06782-3 jest szczególnie często cytowana. Nie jest to dziwne, gdyż stanowi bardzo aktualne kompendium wiedzy dotyczącej warstw borowanych, a laserowemu wytwarzaniu tych struktur poświęcony jest cały, dwudziestotrzystronicowy rozdział 5.3.1.1., w którym na zakończenie profesor Michał Kulka zwraca uwagę nie tylko na zalety tej technologii, ale także na jej wady do których zalicza między innymi skłonność do inicjacji i propagacji pęknięć. Dlatego też Habilitantka, oprócz koncentrowaniu się na zwiększeniu twardości oraz odporności na zużycie w warunkach tarcia suchego przy jednoczesnej zadowalającej odporności na korozję, powinna także, a może i przede wszystkim uwzględnić skłonność do pęknięcia wytwarzanych warstw, determinującą dalsze wykorzystanie zmodyfikowanych materiałów.

Jak już wspomniano załączony zbiór powiązanych tematycznie artykułów naukowych Autorka podzieliła na kilka grup tematycznych. Do pierwszej z nich należą badania dotyczące laserowego przetapiania powierzchni stali narzędziowych z wytworzoną dyfuzyjnie powłoką borkową. Trzy pierwsze prace z tego zakresu dotyczą stali Vanadis 6, z czego w dwóch pierwszych (A1 i A2) warstwy borowane dyfuzyjnie wytworzono przy użyciu mieszaniny borującej EKabor i stopowano przy użyciu lasera CO<sub>2</sub>, natomiast w pracy A3 zastosowano mieszaninę Durborid i laser diodowy. W wyniku badań przedstawionych w pracy A1 stwierdzono, iż budowa strukturalna oraz morfologia ziarnista wytworzonej warstwy wierzchniej w strefie przetopu zależna jest od parametrów technologicznych obróbki laserowej, konstatując iż najkorzystniejszą budowę tej strefy, objawiającą się najkorzystniejszym rozkładem twardości uzyskuje się dla mocy wiązki lasera wynoszącej 1,04kW i szybkości skanowania 2,88 m/min (48mm/s). Niestety, dokładna analiza przedstawionych w tej pracy wyników badań nasuwa liczne pytania i wątpliwości co do prawidłowości wyciąganych wniosków. Przedstawię tylko niektóre z nich, najbardziej ważne. Przede wszystkim, czy jakość i powiększenie zamieszczonych mikrografii



pozwala na identyfikację opisywanych struktur? O ile jeszcze na rysunku 7a można zidentyfikować strukturę dendrytyczną, to na której fotografii można stwierdzić występowanie struktury martenzytycznej i to w ramach eutektyki? Już samo takie stwierdzenie (“The microstructure of remelted zone was composed of boron-martensite eutectic with carbon martensite...”) jest kuriozalne, bo czy martenzyt może być składnikiem mieszaniny eutektycznej? Nie, nie może, ten składnik strukturalny powstaje najczęściej w wyniku przemiany bezdyfuzyjnej z austenitu podczas chłodzenia z szybkością większą lub równą szybkości krytycznej, natomiast mieszanina eutektyczna powstaje na drodze jednoczesnej krystalizacji w odpowiednich warunkach dwóch składników fazowych. Stwierdzenie to, dotyczące niewłaściwej terminologii związanej ze sposobem tworzenia struktur przewija się w całym dostarczonym cyklu powiązanych tematycznie artykułów, a także w Autoreferacie, co może świadczyć o niezrozumieniu pewnych pojęć i zjawisk przez Ocenianą. Istotny wpływ na słabą czytelność struktur prezentowanych na załączonych mikrofotografiach ma zapewne błąd metodyczny, który Habilitantka popełniła zarówno w pracy A1 jak i A2. Otóż stal Vanadis 6 to stal narzędziowa stopowa ze znacznym udziałem oprócz węgla także innych dodatków stopowych takich jak Cr, Mo, V. Powoduje to, iż trawienie struktur takich stali odczynnikami typu Nital i to słabym, dwuprocentowym, jest nieefektywne i nie doprowadza do ujawnienia opisywanych elementów mikrostruktury. Także wyniki kolejnych metodyk badawczych są wątpliwe. Habilitantka pisze: *„Mikrostrukturę warstwy borowanej na stali Vanadis-6 przedstawiono na rys. 3. Warstwa borowana ma mikrostrukturę igłową złożoną z borków żelaza FeB i Fe<sub>2</sub>B. Strefa wzbogacona borem znajduje się pod igłowymi borkami żelaza. Mikrostruktura podłoża składa się z wtórnych i pierwotnych cząstek węglika stopowego równomiernie rozmieszczonych w strukturze perlitu...”*. Niestety, ani zamieszczone zdjęcia mikrostruktury, ani dyfraktogram XRD nie pozwalają na takie stwierdzenie. Skąd Autorka wie, że w strefie dyfuzyjnej występują te dwie fazy z układu Fe-B? Jak rozpoznaje perlit oraz węgliki pierwotne i wtórne? Np. przedstawione na rys.12 (A1) dyfraktogramy rentgenowskiej analizy fazowej nie pozwalają na interpretację przedstawioną w tekście. Analiza przebiegu przedstawionego dla próbki borowanej dyfuzyjnie wskazuje na błędną interpretację Autorki. Otóż refleksy dyfrakcyjne zidentyfikowane jako pochodzące od fazy Fe<sub>2</sub>B są niezgodne z danymi zamieszczonymi w kartach PDF. Np. dla analizowanej fazy, zgodnie z kartą PDF: 00-036-1332 najsilniejsze refleksy powinny występować dla kątów 2 $\Theta$  wynoszących odpowiednio: 35.107° - I=30%, 42.527° - I=40%, 45.043° - I=100%, podczas gdy na rys.12 przyjmują one położenia 2 $\Theta$  wynoszące około 41,2°, 45,02°, 47,5°, co zgodnie z kartą PDF: 00-032-0463



odpowiada fazie FeB. Także analiza struktury warstwy uzyskanej w wyniku przetopu laserowego jest kontrowersyjna, gdyż refleksy leżące na prawo od najbardziej intensywnego pików dyfrakcyjnego i zawierające się w przedziale do około  $2\Theta=47^\circ$ , zgodnie z przytoczoną kartą PDF: 00-036-1332 nie można przypisać do fazy Fe<sub>2</sub>B, gdyż żadna płaszczyzna krystalograficzna tej sieci nie daje odbicia zgodnego z warunkiem Braggów. Także identyfikacja fazowa pozostałych składników, oparta na pojedynczych refleksach jest niemiarodajna. Należałoby w tym miejscu zadać pytanie, dlaczego jeśli Habilitantka identyfikuje otrzymane struktury jako mieszaniny faz borkowych z martenzytem oraz stwierdza refleksy dyfrakcyjne „pochodzące” od węglików, to w warstwie stopowanej nie stwierdzono refleksów pochodzących od martenzytu. Ponadto stal Vanadis 6 ze względu na bardzo dużą zawartość węgla charakteryzuje się udziałem w strukturze nawet do 25% austenitu szczątkowego po procesie gwałtownego chłodzenia. Procesy topienia i krystalizacji zachodzące podczas stopowania laserowego zachodzą z takimi szybkościami, iż sprzyjają zachodzeniu tego zjawiska i w strukturze powinien być widoczny ten nie przekształcony w martenzyt, przechłodzony roztwór stały. Habilitantka stwierdza także na podstawie analizy WDS, iż „strefy wpływu ciepła pod strefami przetopu w obu warstwach zawierają węgliki Cr i V”, które pokazano na mapach rozkładu dla tych pierwiastków. Niestety przedstawione mapy nie zawierają analizy rozkładu węgla, więc przy braku identyfikacji XRD na jakiej podstawie wysnuto tę konstatację?

Analizując rozkłady mikrotwardości Habilitantka słusznie zauważa, iż różne parametry technologiczne, takie jak moc lasera i szybkość skanowania wpływają na głębokość przetopu, a tym samym ta sama ilość boru pochodząca z warstwy dyfuzyjnej rozpuszcza się w różnej objętości co skutkuje różnym stężeniem boru, a tym samym wpływa na budowę fazową warstwy, tzn. różny udział borków żelaza i roztworu żelaza. Nie mogę się jednak zgodzić z twarde stwierdzeniem, iż na rys. 14c wartość twardości jest wynikiem występowania struktury eutektycznej, a na rys.14f spadek twardości wynika z mniejszego udziału eutektyki. Są to przypuszczenia, aczkolwiek nie pozbawione podstaw, ale nie poparte żadnymi dowodami. W załączonej dokumentacji niestety nie przeprowadzono poprawnej identyfikacji strukturalno fazowej. Recenzowana stwierdza także, iż stal poddana dyfuzyjnemu borowaniu, a następnie stopowaniu laserowemu nie była obrabiana cieplnie, czyli posiadała strukturę perlitu z wydzieleniami pierwotnych i wtórnych węglików, co zgodnie z ogólnodostępnym wykresem CTP dla tego materiału powinno zapewnić twardość na poziomie 351 HV10. Taką wartość rzeczywiście posiadają próbki przedstawione na rys.14e i 14f, natomiast na pozostałych twardość podłoża wynosi od 500 do 600HV10. Czym jest



spowodowana ta różnica i czy nie miała wpływu na proces tworzenia warstwy przetopionej.

Kolejne badania polegające na określeniu wpływu parametrów wiązki lasera na właściwości użytkowe, tzn. odporność na korozję oraz odporność na zużycie w warunkach tarcia suchego stali Vanadis 6 przedstawiono w pracy A2. Powtórzono tutaj wszystkie błędy z pracy A1 nie pozwalające na poprawną identyfikację struktury, popełniając jednocześnie kolejne, jak chociażby próba identyfikacji struktury uwidocznionej na rys. 2. Obraz ten uzyskano za pomocą kontrastu Nomarskiego, uwidaczniającego topografię powierzchni, a opis Habilitantki dotyczący iglastej morfologii borków żelaza oraz pierwotnych i wtórnych węglików rozmieszczonych równomiernie w perlicie jest nadinterpretacją. Swoje przypuszczenia Recenzowana próbuje podpierać doniesieniami literaturowymi, przytaczając nie zawsze zgodnie z oryginałem, wyniki prac z podobnego obszaru. Np. odwołując się w pracy A2 do pozycji literaturowej [3] Opiniowana stwierdza: „*W pracy [3] autorzy opisali badania, w których borowano stale narzędziowe Cr–V ledeburytyczne do pracy na zimno. Zastosowano stale o różnej zawartości chromu i wanadu. Strefy borowane składały się z obu faz borku żelaza (FeB i Fe<sub>2</sub>B). Jedynym wyjątkiem była stal charakteryzująca się bardzo wysoką zawartością wanadu.*”. Jednakże w artykule, do którego odwołuje się Autorka wniosku badano tylko jedną stal narzędziową AISI H13. Oprócz niej w tej pracy badano dwufazową stal odporną na korozję i żeliwo sferoidalne, a jako materiał odniesienia użyto fazy międzymetalcznej TiAl. W przypadku stali narzędziowej niestety stwierdzono formowanie się tylko warstwy Fe<sub>2</sub>B. Kolejna nieścisłość związana z powoływaniem się na literaturę występuje w tym samym akapicie. Autorka powołując się na pozycję [3] stwierdza, iż „*Grubość warstw borowanych wzrasta wraz ze wzrostem czasu borowania. Maksymalną grubość stwierdzono dla stali zawierającej 12% Cr i 0,95% V. Przy takiej zawartości chromu wpływ wanadu na grubość warstwy jest ujemny. Wzrost zawartości wanadu spowodował powstanie cieńszej warstwy. Wyższa zawartość wanadu, ale niższa zawartość chromu, generalnie prowadziła do wytworzenia nawet znacznie cieńszych warstw*”. Niestety jak już wspomniano w pracy [3] nie ma informacji na temat stali Vanadis 6, natomiast kwestia wpływu dodatków stopowych na grubość warstw borowanych została poruszona w pozycji [2]. Habilitantka konstatuje, iż wzrost zawartości wanadu powoduje spadek grubości warstwy. Niestety, z wyników zamieszczonych w tych materiałach konferencyjnych (A2 - poz. lit. [2]) taka konkluzja nie wynika. Najmniejszą zawartość Cr (3%), a największą V (12%) posiada stal CH3F12, ale wcale nie posiada najmniejszej grubości warstwy borowanej, a wręcz przeciwnie dla czasów obróbki dyfuzyjnej wynoszących do 45min grubość tej warstwy jest największa. Także w przypadku analizy rozkładu mikrotwardości powołując się



na wspomnianą pozycję literaturową Recenzowana mija się z faktami, „stwierdzając” za autorami analizowanej pozycji literaturowej, *iz stal o bardzo wysokiej zawartości wanadu i bardzo niskiej zawartości chromu ma najniższą mikrotwardość*, podczas gdy w cytowanej pracy najniższą twardość stwierdzono dla warstwy utworzonej na stali Vanadis 6, która nie miała wcale najwyższej zawartości wanadu. Natomiast stal z 12% V i 3% Cr miała porównywalną twardość ze stalą 12,5% Cr i 4 %V, jednakże ze znacznie większym udziałem węgla, który wg autorów ma decydujący wpływ na tworzenie węglików Cr.

Zmiany badanych właściwości użytkowych, tak jak i zmiany mikrotwardości Habilitantka próbuje tłumaczyć zmianami w budowie fazowej, a konkretnie zmiennym udziałem bliżej nie określonej eutektyki oraz martenzytu i węglików. Zdecydowanie zmienne parametry technologiczne wpływają na ilość ciepła dostarczanego do materiału skutkując zmianami w procesie krystalizacji związanymi z głębokością przetopu, sposobu odprowadzania ciepła, a także zjawisk w obszarach nakładania się ścieżek. Zdaniem recenzującego jest to bardzo dobrze widoczne analizując ślady zużycia w warunkach tarcia suchego. Na przedstawionych fotografiach widać, iż zużycie następuje szczególnie intensywnie w obszarach nakładania się ścieżek, czyli w miejscach o znacznie mniejszej szybkości chłodzenia, co prawdopodobnie doprowadziło do rozrostu węglików, zarówno pierwotnych jak i wtórnych oraz faz ceramiki borkowej doprowadzając w efekcie do ich wykruszania w trakcie procesu zużywania. Niestety przedstawiona dokumentacja mikrostrukturalna nie pozwala na poprawną analizę struktury ziarnistej i fazowej badanych materiałów. Także badania odporności korozyjnej nie przeprowadzono z należyta starannością. Dlaczego przebiegi potencjodynamiczne prowadzono do wartości potencjału  $E=1,5V$ ? Przecież anodowa reakcja elektrolizy wody zachodzi przy potencjale  $E=1,23V$ , dlatego badania potencjodynamiczne prowadzi się do potencjału  $E=1,2V$ . Ponadto dlaczego nie przedstawiono pełnej krzywej potencjodynamicznej, co pozwoliłoby określić potencjał przebicia, potencjał repasywacji, czy też umożliwiłoby analizę ewentualnego odcinka pasywnego. Określenie prądu i potencjału korozyjnego na podstawie krzywych Tafela nie dostarcza pełnych informacji o odporności korozyjnej materiału. Stąd może nieścisłość, która występuje w pracy A2, gdzie w rozdziale 3.5 Autorka stwierdza, iż: *„w roztworze NaCl warstwa borowana dyfuzyjnie miała najniższą odporność na korozję...”* podczas gdy na zakończenie we wniosku 5 można znaleźć informację że: *„warstwy borowane na stali Vanadis 6 po modyfikacji laserowej charakteryzowały się niższą odpornością na korozję niż warstwa borowana dyfuzyjnie.”* Które z tych stwierdzeń jest prawdziwe?



Spośród cyklu artykułów A1-A5, dotyczących laserowego przetapiania dyfuzyjnie wytworzonych warstw borkowych na stalach narzędziowych najwyżej oceniam pracę A3, która powstała przy współdziałaniu prof. P. Jurči ze Slovak University of Technology w Bratysławie, gdzie Habilitantka przebywała na dziesięciomiesięcznym stażu. Użycie do trawienia odczynnika COR ( $\text{HCl} + \text{CH}_3\text{COOH} + \text{C}_6\text{H}_3\text{N}_3\text{O}_7 + \text{ethanol}$ ), zamiast dotychczas stosowanego Nitalu spowodowało ujawnienie elementów struktury pozwalającą na pełniejszą identyfikację strukturalną, aczkolwiek nie pozbawioną dyskusyjnych stwierdzeń. Np. opisując struktury przedstawione na rys. 6c Habilitantka skłania się do stwierdzenia, iż przedstawione tam jasne wydzielenia to obszary roztworu stałego. Jednakże, zdaniem recenzenta niska energia dostarczona do materiału doprowadziła to bardzo płytkiego przetopu co przy nadeutektycznym udziale boru spowodowało krystalizację borków  $\text{Fe}_2\text{B}$ , a następnie eutektyki. Sugeruje to także kształt jasnych wydzieleni, nie przypominający morfologii, krystalizującego nawet kierunkowo roztworu stałego. Pisze zresztą o tym autorka w następnym akapicie mówiąc o zmianie mechanizmu krystalizacji z pod na nadeutektyczny, zaprzeczając tym samym możliwości krystalizacji roztworu stałego, jakim musiałby być austenit, który w warunkach powolnego chłodzenia (zgodnie z sugestią autorki na podstawie pracy [35]) musiałby przebudować się na strukturę perlityczną. Dopelnieniem obserwacji mikroskopowych powinna być rentgenowska analiza strukturalna pozwalająca na jednoznaczną identyfikację fazową. Jednakże w przypadku tej pracy zastosowanie kroku skanowania  $2\Theta = 0,5^\circ$ , jak podaje Autorka, uniemożliwia uzyskanie wiarygodnych wyników. Przecież standardowy krok skanowania wynosi  $0,02^\circ$ .

W kolejnej pracy A4, Habilitantka powtórzyła wcześniej stosowany schemat badawczy analizując zmiany struktury i właściwości borowanej warstwy wierzchniej naniesionej na stali narzędziowej CT90 i przetopionej wiązką lasera o różnej gęstości mocy. W pracy tej oprócz poprawnej identyfikacji struktury podeutektycznej, uzyskanej w każdym przypadku technologicznym i zobrazowanym za pomocą mikrofotografii struktur, Recenzowała popełniła kolejny błąd metodyczny starając się analizować udział pierwiastków lekkich za pomocą spektrometru EDS. Co prawda zdaje sobie sprawę z niedoskonałości tej metody, jednakże powołuje się na literaturę, stwierdzając iż istnieją prace, których autorzy stosują tą metodę do szacowania ilości boru w badanym materiale. W tym momencie napotykamy na kolejną nieścisłość, ponieważ w przywołanej literaturze (A4-poz. lit. [40]) stwierdzono, iż metodą EDS boru nie wykryto, natomiast w odwołaniu przywołanym pod pozycją [39] przygotowanie próbki było niezwykle skomplikowane. Ażeby określić zawartość boru przygotowano najpierw cienką folię, a następnie w miejscu wytrawionego otworu próbkę



ścieniano metodą FIB i dopiero wówczas analizowano sygnał EDS. Czy w tej pracy zastosowano taką samą lub podobną metodykę? Takie podejście doprowadziło do uzyskania całkowicie niewiarygodnych wyników, nad którymi Habilitantka przechodzi całkowicie bezrefleksyjnie do porządku. Analizując dane przedstawione w tabeli 4. zauważyć można, iż Autorka nie podała jakiego rodzaju udziału dotyczą te wyniki: wagowego, czy atomowego. Ma to istotny wpływ na analizę strukturalno fazową, ponieważ w przypadku próbki z wytworzona warstwą dyfuzyjną zawartość boru powinna wynosić dla fazy  $\text{Fe}_2\text{B}$  33%at. lub około 9%wag. natomiast dla fazy  $\text{FeB}$  odpowiednio 50% i około 17%. Więc jeśli wyniki przedstawione w tej tabeli są wyrażone w procentach wagowych to zawartość węgla w materiale podłoża, wynosząca od 5,5% wag. do 11%wag w zależności od wariantu technologicznego jest całkowicie nierealna. Natomiast jeśli wyniki są przedstawione w procentach atomowych to udział boru w strefie dyfuzyjnej wynoszący około 9%at jest stanowczo zbyt niski i odpowiada składowi chemicznemu stopu podeutektycznemu o porównywalnym udziale żelaza i borku  $\text{Fe}_2\text{B}$ . Inna nieścisłość w tej pracy to wyraźne stwierdzenie, iż dla najniższej gęstości mocy lasera ( $76 \text{ kW/cm}^2$ ) zidentyfikowano strukturę nadeutektyczną. Jak to się ma do zamieszczonych zdjęć mikrostruktur, gdzie w każdym przypadku technologicznym zidentyfikowano martenzyt. Jeśli zidentyfikowano tam ziarna martenzytu, który powstać mógł tylko z austenitu to wszystkie trzy struktury są podeutektyczne. W przypadku struktury nadeutektycznej musiałyby pojawić się borki żelaza  $\text{Fe}_2\text{B}$ .

Kolejnym krokiem Habilitantki na drodze modyfikacji warstwy zawierającej bor, a następnie przetapianej wiązką lasera było wzbogacenie dyfuzyjnie nasycanej strefy, oprócz boru w chrom. Szkoda, iż Recenzowana nie przeprowadziła dyskusji wyjaśniającej powód wyboru tego akurat pierwiastka, a także jakich efektów się spodziewa. Badania próbek stali narzędziowej 145Cr6 z naniesioną dyfuzyjnie warstwą boro-chromową, przetopionych różną mocą lasera: 600W, 900W i 1200W przy stałej szybkości skanowania wynoszącej 3m/min przeprowadzono według dotychczasowego, opisanego w poprzednich pracach schematu. Niestety, tak jak w poprzednich pracach interpretacja mikrostruktury, dokonana przez Habilitantkę jest mocno dyskusyjna. Np. na fotografii 3a, eutektyczną, lamelarną strukturę dwufazowej mieszaniny, która mogła powstać tylko i wyłącznie w trakcie krystalizacji eutektycznej, gdyż nie występują obszary faz pod czy nadeutektycznych, Opiniowana zalicza do struktury nadeutektycznej. Natomiast czoło frontu krystalizacji (rys.3d,e) gdzie najprawdopodobniej w pierwszej kolejności krystalizują fazy węglkowe zalicza do złożonego obszaru nadeutektyczno eutektycznego. Jest to dosyć dziwna kombinacja i szkoda,



iz Autorka nie przeprowadziła analizy składu chemicznego zaobserwowanych wydzieleni, co pomogłoby ustalić w jakim układzie równowagi się poruszamy. Czy zaobserwowane fazy należą do układu Fe-B, Cr-B, Fe-Cr, a może są to fazy z układów potrójnych np. Fe-Cr-B? Brak takiej analizy, zdaniem recenzującego, doprowadził do identyfikacji dziwnych, a nawet wręcz niemożliwych kompozycji strukturalno-fazowych. Jak np. rozumieć takie stwierdzenie: "The microstructure of the remelted zone is composed of Fe- $\alpha$  dendrites containing boron-chromium eutectic with martensite of lamellar structure (Figure 4c,f)". Czy Autorka chciała powiedzieć, iż strefa przetopiona zbudowana jest z dendrytów Fe- $\alpha$  zawierających eutektykę borowo-chromową z martenzytem o strukturze lamelarniej? Istnienie eutektyki borowo-chromowej jest niemożliwe, ponieważ zgodnie z układem równowagi Cr-B występują w nim trzy eutektyki, ale żadna z nich nie jest mieszaniną chromu i boru. Takie niedopuszczalne uproszczenia i skróty myślowe występują w całej złożonej dokumentacji. W poprawnej analizie strukturalnej nie pomaga analiza składu chemicznego, wykonana niezgodnie z zasadami, co omówiono na przykładzie pracy A4. Także wyniki analizy XRD budzą wątpliwości, gdyż nie korespondują z obserwacjami mikroskopowymi. W strukturze podeutektycznej dla próbek przetapianych wiązką o mocy 900 i 1200W w strukturze, jak stwierdza Autorka, widoczne są ziarna martenzytu, a na dyfrakcji niestety nie obserwujemy refleksów od fazy. Nie występują także refleksy od dendrytów Fe- $\alpha$ . Za to pojawia się faza FeB, której tu w ogóle nie powinno być, jeśli jest to struktura podeutektyczna.

Na zakończenie tej pracy Recenzowana konstatuje i potwierdza to stwierdzenie w autoreferacie, iż dla powłoki wytworzonej za pomocą wiązki lasera o mocy 600 zaobserwowano niewielki spadek odporności na zużycie, podczas gdy w tekście artykułu A5 odnotowuje, iż powłoka B-Cr wytworzona wiązką lasera o mocy 600 W charakteryzuje się ubytkiem masy podobnym do ubytku warstwy dyfuzyjnej, a w rzeczywistości analizując wykres przedstawiony na rys.11 można zauważyć, iż ubytek masy w funkcji czasu zużywania, dla wszystkich próbek przetopionych jest porównywalny i zauważalnie mniejszy aniżeli dla próbki z warstwą dyfuzyjną.

Kolejna część złożonego do oceny cyklu powiązanych tematycznie artykułów naukowych dotyczy laserowego stopowania warstwy wierzchniej materiału przy użyciu samego boru lub mieszaniny boru i dodatkowego pierwiastka (prace A6 - A14). Ten obszar zagadnień technologicznych, jak już wcześniej wspomniano, Habilitantka podzieliła na dwie sfery związane z materiałem podłoża, a mianowicie zastosowała do



modyfikacji warstwy powierzchniowej stale o różnej zawartości węgla oraz jednofazowy stop niklu typu Monel 400. Także w tej części pracy występuje znaczna liczba uchybień, nieścisłości i co najmniej dyskusyjnych interpretacji, głównie w obszarze analiz strukturalno fazowych. Dlatego też zostaną one tylko wskazane przez recenzenta bez wdawania się w zbyt rozbudowaną polemikę. Główne uwagi dotyczące tej części pracy dotyczą:

Praca A6:

- w rozdziale 3, na stronie 79 Habilitantka stwierdza: „*W strefie wpływu ciepła nastąpiło częściowe zahartowanie i rozdrobnienie ziarna perlitu i ferrytu*” - czy perlit, a tym bardziej ferryt można zahartować?
- zbyt duża wartość potencjału podczas badań polaryzacji anodowej. Ten sam błąd stwierdzono w pracy A2;
- badania odporności korozyjnej w roztworze NaCl wykazały, iż warstwy borowane laserowo są bardziej odporne aniżeli borowane dyfuzyjnie. Jednakże w pracach A2,A4,A5 w tym środowisku wszystkie badane stale miały lepszą odporność po borowaniu dyfuzyjnym, niż po przetopie. Dlaczego w tym przypadku, dla stali C45 jest inaczej?

Praca A7:

- na zakończenie rozdziału 3 Autorka odnotowuje: *Prawdopodobnie jest to związane z obecnością miedzi, która nanoszona w postaci galwanicznej rozpuszcza się w żelazie w małej ilości...* – rozpuszczalność miedzi w żelazie w temp. otoczenia jest zerowa, natomiast w temperaturze eutektoidalnej wynosi 1,88%at.

Praca A8:

- w podsumowaniu tego artykułu można znaleźć stwierdzenie, iż „*w wyniku laserowego stopowania wolframem mikrostruktura miała budowę dendrytyczną i składała się z roztworu stałego wolframu w żelazie*” – jeśli powstała struktura dendrytyczna „składająca się z roztworu stałego wolframu w żelazie” to wspomniany roztwór musi tworzyć gałęzie dendrytów. A jaki jest drugi składnik strukturalny wypełniający przestrzenie międzidendrytyczne? Pytanie to jest tym bardziej zasadne, iż wolfram nie rozpuszcza się w żelazie, czyli nie tworzy roztworu stałego? Jak ta struktura powstawała, co z fazą Lavesa C14? Co powoduje wzrost twardości w strefie przetopu? Pozostałe analizy strukturalno fazowe są oparte tylko i wyłącznie na zdjęciach



wykonanych za pomocą detektora SE i nie mogą dowodzić wniosków zamieszczonych przez Autorów tej pracy.

#### Praca A9:

- dlaczego grubość nałożonej pasty wynosiła  $80\mu\text{m}$ , skoro w pracy A6 z 2015 roku, co także podkreślono w autoreferacie stwierdzono, iż  $40\mu\text{m}$  daje lepsze efekty?
- Czy krok skanowania podczas badań XRD wynosił  $0,0001\text{s}$ ? Jakiej sekundy, kątowej? Sekunda kątowa to  $1/3600$  stopnia, a typowy krok skanowania podczas badań XRD wynosi  $0,02^\circ$ . Ile czasu musiałby trwać taki przebieg? Ten sam błąd występuje w pracy A10;
- W strefie przetopionej przedstawionej na rys.3c ewidentnie widoczne są wydzielenia dekorujące granice ziaren osnowy. Spostrzeżenie to potwierdzają wyniki badań XRD, gdzie na dyfraktogramie występują refleksy od fazy międzymetalicznej, zidentyfikowanej przez Autorów jako faza  $\text{Fe}_2\text{Si}$ . Analiza kart PDF faz międzymetalicznych z układu Fe-Si niestety wyklucza taką interpretację, gdyż dla tej fazy dla kąta  $2\theta =$  około  $50$  stopni nie występuje żaden refleks płaszczyznowy. Wydaje się, iż refleksy te pochodzą od fazy  $\text{Fe}_5\text{Si}_3$ . Ponadto refleksy przy kątach  $66$  i  $83$  stopnie zidentyfikowano jako odbicia od płaszczyzn nadstruktury  $\alpha_2$  (opisanej w tej pracy jako  $(\text{Fe}_3\text{Si})_{0.5}$ ). Niemniej jednak wobec braku refleksu od płaszczyzny (100) występującego przy kącie  $32$  jest to nadinterpretacja. Szybkie chłodzenie strefy przetopionej doprowadziło raczej do nierównowagowej krystalizacji i utworzenia nieuporządkowanego roztworu stałego  $\alpha$  z wydzieleniami po granicach, metastabilnej w tych warunkach, fazy  $\text{Fe}_5\text{Si}_3$ ;
- czy aby na pewno naprężenia ściskające powodują pęknięcia? W pracy [11] na którą powołuje się Autorka brak jest dowodów na takie twierdzenie. Podano je prawdopodobnie, nie docierając do źródła na które powołuje się praca [11], a w którym jest mowa o strefie w której występują naprężenia rozciągająco-ściskające powodujące powstawanie pęknięć;
- dlaczego Recenzowana nie rozpatruje trójskładnikowych układów równowagi. Ponadto przedstawione dyfraktogramy są słabej jakości, uniemożliwiającej poprawną identyfikację fazową. Zgodnie z doniesieniami literaturowymi dla takich składów chemicznych (zawartość B i Si) jak podano w tab.2. powinny tworzyć się fazy trójskładnikowe jak np.  $\text{Fe}_2\text{Si}_{0.4}\text{B}_{0.6}$ .



- stwierdzono, iż mikrotwardość warstwy powstałej z przetopienia samego krzemu zawiera się w przedziale 550-800HV. Jednocześnie Opiniowana stwierdza, iż strefa przetopu posiada budowę roztworu stałego Si w Fe. Jednakże na rys.3c wyraźnie jest widoczna struktura dendrytyczna, tak więc dla zmierzonej zawartości krzemu (około 5% wag) krystalizacja nie mogła odbywać się równowagowo i zgodnie z opisem podanym w pracy [24] krystalizował roztwór stały, a w przestrzeniach międzydendrytycznych najprawdopodobniej faza  $Fe_5Si_3$ . Przedstawiona analiza jest niespójna. Roztwór stały krzemu w żelazie nie może mieć tak wysokiej wartości twardości. Przecież krzem jako dodatek stopowy do stali podnosi twardość żelaza z około 90HB do poziomu około 220HB przy 5% udziale wagowym.
- w opisie dotyczącym badania zużycia w warunkach tarcia suchego znajduje się stwierdzenie: *„Powłoka krzemowa charakteryzowała się największą intensywnością zużycia wśród badanych próbek po obróbce laserowej. Wiązało się to z najniższą mikrotwardością powłoki Si. Próbką podczas testu zużycia początkowo charakteryzowała się mniejszym ubytkiem masy, by po około dwóch godzinach ubytek masy wzrósł. Wynikało to z większej ilości żelaza w obszarze poniżej strefy stopionej, które to żelazo pochodziło ze stalowego podłoża”*. - Czy zawartość żelaza jest odpowiedzialna za ten efek?. Jeśli tak to najniższą zawartość żelaza w strefie przetopionej oszacowano dla powłoki 20B80Si, a ta powłoka nie ma ani najwyższej twardości, ani najlepszej odporności na zużycie w warunkach tarcia suchego. Efekty te należy wiązać z budową strukturalno-fazową;
- stwierdzono, iż jednym z mechanizmów zużycia jest fretting. Polemizowałbym z tym spostrzeżeniem, gdyż fretting jest rodzajem zużycia zachodzącego przy bardzo niewielkich (rzędu ułamka mm) wzajemnych przemieszczeniach stykających się ciał. Przy frettingu zasadniczą rolę odgrywa amplituda drgań. Czy taki mechanizm miał miejsce w tym przypadku?

Praca A10:

- co oznacza wymienione w rozdziale 3.1 pojęcie *faza chemiczna*? Czy chodzi o skład chemiczny faz uzyskanych w warunkach równowagowych i nierównowagowych?
- wyniki zamieszczone w tabeli 4. są całkowicie niewiarygodne. Taka zawartość węgla występuje w cementycie, a w badanej stali zawartość węgla wynosi 0,9% wag. Skąd w strefie przetopionej wzięła się tak duża ilość węgla? Nie zastanawia to autorów?



- opisując analizy składu chemicznego Autorka stwierdza: „*Na rysunku 3f zaznaczono miejsca analizy punktowej EDS dla powłoki Mo-B w obszarach dendrytycznych i międzydendrytycznych. W rejonie występowania dendrytów stwierdzono podwyższoną zawartość boru i molibdenu. Natomiast w przestrzeniach międzydendrytycznych ilość żelaza wzrasta.*” - Skąd to stwierdzenie? Z danych zamieszczonych w tabeli 4 sumaryczna zawartość Mo+B jest dwukrotnie mniejsza w gałęziach dendrytów (pkt 1,2,3) aniżeli w przestrzeniach międzydendrytycznych.
- ponadto stwierdzono, iż *na podstawie uzyskanych wyników można założyć, że tworzą się fazy złożone  $Mo_{1-x}Fe_xB$ , które mogą odpowiadać fazom  $(Fe, Mo)_2B$  lub  $Fe_3(C, B, Mo)$ .* Skąd takie fazy? W układzie potrójnym Fe-Mo\_B opisanym w pracy: Calphad, Volume 59, December 2017, Pages 189-198, takie fazy nie występują.
- na podstawie badań XRD zidentyfikowano fazę, którą opisano na dyfraktogramie jako FeMo, a w opisie nazwano ją martenzytem. Niestety dla stopów z układu równowagi Fe-Mo nie można utworzyć struktury martenzytycznej, natomiast to oznaczenie FeMo przyporządkowane jest do fazy sigma.
- wyciąganie wniosków co do lokalizacji, wielkości i charakterów zniszczeń korozyjnych na podstawie zdjęć pokazanych na rys.10 jest nadinterpretacją.

#### Praca A11:

- opis strukturalny poparty analizą EDS jest niewiarygodny. Czy w mikroobszarze przedstawionym chociażby na rys.5e mogą współistnieć obszary nadeutektyczne i eutektyczne, jak stwierdzają Autorzy? Ponadto zawartość boru (pod warunkiem, że została określona poprawnie) przedstawiona w tabeli 5. dla stanu omawianego na rys.5e ewidentnie wskazuje na strukturę podeutektyczną.

#### Praca A12:

- w rozdziale 3.3 w opisie uzyskanych struktur, między innymi znajduje się twierdzenie, iż: „*na podstawie diagramów fazowych i wcześniejszych badań można przypuszczać, że w otrzymanych strukturach występuje faza eutektyczna borowo-niklowa. Ponadto mikrostruktury obszarów przetopionych prawdopodobnie zawierają borki niklu i stały roztwór Ni-Cu [31]*”. Zdaniem recenzującego konstatację tą można traktować tylko w kategorii przypuszczenia. O jakiej Jaka eutektyce borowo-niklowa mówi Autorka? Jeśli już to Ni lub bardziej prawdopodobne Ni(Cu)-Ni<sub>3</sub>B, lub zgodnie z metastabilnym układem równowagi Ni-Ni<sub>23</sub>B<sub>6</sub>. O jakich poprzednich pracach pisze autorka, skoro w autoreferacie stwierdza, iż istnieje tylko jedna praca dotycząca tego



zagadnienia wymieniona w tym artykule pod pozycją [32], natomiast pozycja [31] dotyczy laserowego stopowania proszku Cu-38Ni i zawiera dokładną analizę SEM, EBSD, TEM XRD oraz badania wytrzymałościowe otrzymanego w ten sposób roztworu stałego.

- opisując badania mikrotwardości Opiniowana stwierdza, iż „porównanie tych wyników z wynikami zmierzonymi w podłożu (minimum 147 HV0.1 i maksimum 206 HV0.1) dowodzi, że laserowa obróbka cieplna Monelu 400 z prędkością skanowania równą 5 m/min nie wpływa na jego mikrotwardość pomimo stwierdzonych zmian mikrostrukturalnych.” Takiego efektu należało się przecież spodziewać. Zmiany morfologii mikrostruktury z ziarnistej na dendrytyczną nie zmieniły przecież budowy fazowej. Zarówno gałęzie dendrytów jak i przestrzenie międzidendrytyczne zbudowane są z roztworów stałych Cu w Ni, różniących się składem chemicznym. W dendrytach jest większa zawartość Ni niż w przestrzeniach międzidendrytycznych. To wynika z układu równowagi;
- we wniosku 2 stwierdza się, że: „Stopowanie laserowe Monelu 400 z wyjściową warstwą boru daje w wyniku mikrostruktury o niejednorodnym składzie chemicznym złożone z borków niklu, eutektyki miedzi i boru oraz stałego roztworu Ni-Cu. Zwiększenie zawartości boru prowadzi do zmniejszenia ilości dendrytów w mikrostrukturze. Zjawisko to zostało również dostrzeżone we wcześniejszych badaniach [37]. Ponadto w warstwach stopowych o wysokiej zawartości boru dendryty występują pomiędzy obszarami przetopionymi a podłożem.” Tak jak i większość wyjaśnień dotyczących zmian strukturalnych przedstawionych w przedstawionym cyklu publikacji także i to należy traktować w kategorii przypuszczeń. Jest to przypuszczenie, całkiem prawdopodobne, ale jaka o jakiej eutektyce Cu-B w tym miejscu wspomina Autorka? W tekście nie było o tym ani słowa, a ponadto eutektyka B-Cu krystalizuje w temp 1013°C podczas gdy eutektyka Ni-Ni<sub>3</sub>B w temp 1093°C, natomiast metastabilna eutektyka Ni-Ni<sub>23</sub>C<sub>6</sub> w temp. 990°C. Jeśli nie przeprowadzono badań składu chemicznego, czy też analizy fazowej, to należało chociaż przeprowadzić dyskusję dotyczącą możliwej budowy fazowej w strefie stopowanej borem.

#### Praca A13:

- dlaczego w tej pracy nie odniesiono się do wyników podanych w pracy A12, a w której poruszano przynajmniej częściowo te same zagadnienia, uwzględniające ponadto efekt nakładania się ścieżek?



- dlaczego zrezygnowano z szybkości skanowania 50m/min, która zgodnie z pracą A12 dawała dla powłoki 200 $\mu$ m najlepsze efekty?
- głębokość przetopienia jest na pewno związana z przewodnością cieplną materiału. Tłumaczenie Autorki, iż „borki powstałe po przetopieniu Monelu 400 z warstwą początkową o grubości 100  $\mu$ m uważane są jedynie za wtrącenia w dużej objętości stopionego materiału, a ich istnienie obniża całkowitą przewodność cieplną, natomiast sytuacja zmienia się, gdy ilość boru ulega podwojeniu. W tym przypadku stężenie borków w roztopionym jeziorce jest tak duża, że ciepło jest przewodzone głównie przez nie” wydaje się trudne do zaakceptowania i zbyt uproszczone. Przewodność cieplna jest objętościową właściwością materiału, czyli wzrost udziału w strukturze materiału fazy o wyższej przewodności powinien ją podnosić. Przede wszystkim należałoby rozpatrzyć zmiany przewodności cieplnej poszczególnych faz w funkcji temperatury, a ponadto jednoznacznie zidentyfikować je dla poszczególnych parametrów technologicznych. Ponadto tłumaczenie to kłóci się z wynikami uzyskanymi dla wyższych szybkości skanowania. Dla szybkości 25m/min zwiększenie udziału boru w obu przypadkach zastosowanej grubości pasty wprowadza do strefy przetopionej bor, który tworząc fazy o wyższej przewodności powoduje wzrost głębokości przetopu, ale kłóci się to z tłumaczeniem Autorki dla prędkości 5m/min o negatywnym wpływie wydzielen borkowych;
- co jest powodem iż wynik pomiarów mikrotwardości dla warstwy 200 $\mu$ m jest dwukrotnie mniejszy niż w pracy A12?
- dlaczego nie zawężono odległości pomiędzy punktami pomiarowymi w obszarze granicy strefa wtopienia/materiał podłoża? Na zdjęciach 4,5,6 nie widać istotnych zmian w strukturze ziarnistej materiału rodzimego, co sugeruje, iż twardość także nie powinna się zmieniać, a tym samym spowodowałoby to ogromny gradient twardości w tym obszarze? Zmniejszenie odległości pomiędzy punktami pomiarowymi pozwoliłoby na uzyskanie odpowiedzi w tym zakresie.

Praca A14:

- co było powodem, iż w tym artykule wybrano dwie prędkości skanowania – 5 i 50m/min, skoro we wcześniejszych pracach stosowano 5,25,50 i 75m/min?
- przedstawione mapy EDS oraz zdjęcia mikrostruktur ewidentnie wskazują, iż badania te prowadzono na zgładach trawionych, co znacznie utrudnia, bądź wręcz uniemożliwia poprawne przeprowadzenie mikroanalizy składu chemicznego;



- w rozdziale 3.1 pada stwierdzenie: *“In this study, these layers, in most of their volume, seem like solid one-phase materials which is a hypereutectic structure”*. Jak mieszanina nadeutektyczna może być jednofazowa? To się kłóci z pojęciem eutektyki;
- zawartą we wniosku (1) uwagę *„o innych metalach na bazie niklu”* należy chyba traktować w kategoriach przejęzyczenia.

Podsumowując przedstawioną powyżej ocenę zawartości i poziomu naukowego przedstawionego w formie cyklu powiązanych artykułów naukowych osiągnięcia, będącego podstawą ubiegania się o stopień doktora habilitowanego dr inż. Anety Bartkowskiej należy podkreślić pokazną, wręcz bardzo dużą liczbę eksperymentów technologicznych przeprowadzonych w załączonych artykułach. Niemniej jednak przedstawione prace zawierają liczne uchybienia, nieścisłości czy wręcz błędy w obszarach merytorycznych, metodycznych, czy też w sposobie podpierania się danymi literaturowymi. Oczywiście, w pewien sposób można by te niedociągnięcia przedyskutować i poprawić, przynajmniej częściowo w autoreferacie, niemniej jednak Kandydatka nie podjęła takiego działania. Praktycznie we wszystkich załączonych, jako dzieło habilitacyjne, artykułach Habilitantka używa błędnego pojęcia dotyczącego mieszaniny eutektycznej oraz możliwości udziału w mieszaninie eutektycznej martenzytu. Liczne błędy i czasami wzajemne zaprzeczenia w interpretacji struktur nad, pod i eutektycznych, opartej na słabej dokumentacji mikroskopowo dyfrakcyjnej, zdaniem recenzującego, nie pozwalają stwierdzić, iż Habilitantka osiągnęła zamierzone cele. W tym miejscu niestety nie mogę zgodzić się z wnioskami zawartymi w podsumowaniu autoreferatu. Wyniki poszczególnych prac nie są ze sobą powiązane i nie stanowią spójnej całości. Każdy z prezentowanych artykułów wykonywany jest według tego samego szablonu, czy też schematu, bardzo często bez odwoływania się do uzyskanych wcześniej wyników. A przecież, chociażby w przypadku obróbki hybrydowej przeprowadzanej na stalach narzędziowych o różnej zawartości węgla i przy różnych parametrach technologicznych, można było spróbować w podsumowaniu autoreferatu skorelować np. gęstość mocy z zawartością węgla i ich wpływ na głębokość przetopu i jego strukturę wpływająca bezpośrednio na właściwości. Tak samo można było spróbować podsumować wpływ zastosowanych dodatków stopowych. Uważam jednocześnie, iż tak szeroki dobór badanych wariantów materiałowo technologicznych nieco przerósł Habilitantkę i objawił się licznymi, dyskusyjnymi stwierdzeniami czy wręcz błędami, z których najważniejsze starałem się przedstawić. Jednocześnie z całą stanowczością uważam, iż skoncentrowanie



się na dokładnym opisie technologii, struktury i uzyskanych właściwości stali proszkowej Vanadis 6, modyfikowanej zaprezentowanymi w tej dokumentacji technikami, w zupełności mogłoby stanowić istotny wkład w rozwój dyscypliny inżynieria materiałowa. W obecnej sytuacji uważam, iż ubieganie się o stopień doktora habilitowanego jest jeszcze przedwcześnie.

#### **4. Wniosek końcowy**

W świetle przedstawionych w niniejszej recenzji analiz dokonań dorobku zawodowego dr inż. Anety Bartkowskiej można zauważyć, iż Kandydatka odnajduje się w pracach technologicznych prowadzonych w ramach własnej działalności naukowej. Na uznanie zasługuje zaangażowanie w zakresie opieki i promowania kadr inżynierskich. Jednakże przy tych wszystkich, jak najbardziej zasłużonych ocenach pozytywnych, należy zauważyć, iż pewnym mankamentem jest unikanie przez Habilitantkę działalności na szeroko rozumianym forum społeczno-gospodarczym. Także w obszarze organizacyjnym niestety nie posiada znaczących osiągnięć. Mając na uwadze powyższe spostrzeżenia, uważam jednocześnie, iż zasadnicza ocena dorobku merytorycznego Pani dr inż. Anety Bartkowskiej zawartego w powiązanych tematycznie cyklu artykułów naukowych, zatytułowanym: „**Mikrostruktura i właściwości laserowo modyfikowanych warstw powierzchniowych zawierających borki metali wytwarzanych na stalach oraz superstopach**” w świetle przedstawionych uwag nie pozwala na dalsze procedowanie złożonego wniosku.

**Biorąc pod uwagę ocenę rozprawy habilitacyjnej, dorobek naukowy oraz ocenę działalności dydaktycznej i organizacyjnej, stwierdzam iż dr inż. Aneta Bartkowska nie spełnia wymogów Ustawy z dnia 20 lipca 2018 r. – Prawo o szkolnictwie wyższym i nauce i z przykrością wnioskuję o odmowę nadanie Jej stopnia naukowego doktora habilitowanego nauk technicznych w dyscyplinie inżynieria materiałowa.**

