WOJSKOWA AKADEMIA TECHNICZNA

im. Jarosława Dąbrowskiego Wydział Inżynierii Mechanicznej

Instytut Pojazdów i Transportu



mgr inż. Wojciech CHRZANOWSKI

Badanie wybranych właściwości użytkowych napoin wytworzonych przyrostową technologią laserową LMD na stali 1.4923

Rozprawa doktorska

Promotor: prof. dr hab. inż. Zdzisław BOGDANOWICZ **Promotor pomocniczy**: dr inż. Wojciech NAPADŁEK

Warszawa 2024

Pragne serdecznie podziękować mojemu Promotorowi Panu prof. dr. hab. inż. Zdzisławowi Bogdanowicz za opiekę, cierpliwość, wyrozumiałość, motywację oraz wszelkie wskazówki i pomoc w napisaniu rozprawy doktorskiej oraz mojemu Promotorowi Pomocniczemu Panu dr. inż. Wojciechowi Napadłek za udział w pomyśle i koncepcji pracy, merytoryczny nadzór i opiekę, za pomoc i częściowe zabezpieczenie środków finansowych projektów badawczych na realizację zakupów Z technicznych niezbędnych materiałów do badań laboratoryjnych.

Na ostateczny kształt mojej rozprawy doktorskiej miało wpływ wiele osób, którym chciałbym podziękować z całego serca za udzieloną mi pomoc i okazane wsparcie. Szczególne podziękowania kieruję do dr. inż. Tomasza Durejko za pomoc w wykonaniu wielu badań.

Podziękowania składam również na ręce mojej rodziny, przede wszystkim mojej żony Agaty, na którą zawsze mogłem liczyć, która mnie wspierała i doceniała oraz dzieci Matyldy i Tomasza, którzy mają dar do motywacji.

Dziękuję również firmie Metal Expert Sp. z o. o. za możliwość zapoznania się z procesem technologicznym wytwarzania łopat turbin parowych oraz udostępnienie do badań łopat nowych i po eksplantacji.

Rozprawa doktorska została zrealizowana m.in. dzięki wsparciu z projektu badawczego nr PBS3/B5/37/2015 pt.: Innowacyjna technologia laserowego napawania, hartowania i ablacyjnego strukturyzowania w procesach wytwarzania elementów funkcjonalnych podzespołów parowych turbin energetycznych – Kierownik projektu, dr inż. Wojciech Napadłek

Spis treści

Wykaz stosowanych skrótów i oznaczeń	5
1. Wprowadzenie	7
2. Techniki przyrostowe do wytwarzania warstw wierzchnich i elementów maszyn	9
2.1. Zastosowanie technik przyrostowych w przemyśle	18
2.2. Technologia wytwarzania przyrostowego LMD	21
2.3. Podsumowanie	23
3. Budowa i analiza uszkodzeń łopat stopnia NP parowych turbin energetycznych	24
3.1. Produkcja łopat stosowanych w strefie NP turbiny parowej	30
3.2. Zużycie łopat parowych turbin energetycznych	36
3.3. Podsumowanie	43
4. Geneza, cel i zakres pracy	44
5. Metodyka badań własnych	48
5.1. Metodyka wytwarzania napoin technologią LMD z proszku HS6-5-2c	48
5.1.1. Metodyka oceny topografii powierzchni	51
5.1.2. Metodyka badania twardości	52
5.1.3. Metodyka badania mikrostruktury	53
5.1.4. Metodyka badania składu chemicznego	55
5.1.5. Metodyka badania składu fazowego	56
5.1.6. Metodyka badania strefy wtopienia	57
5.1.7. Metodyka badania naprężeń własnych	59
5.1.8. Metodyka badań nieniszczących	61
5.2. Metodyka badań porównawczych próbek z warstwą wytworzoną technolo LMD i z materiału podłoża	ogią 64
5.2.1. Metodyka badania statycznej próby rozciągania	64
5.2.2. Metodyka badania zginania trójpunkowego	67
5.2.3. Metodyka badania udarności	71
5.2.4. Erozja i metodyka badania odporności na erozję	74
5.2.5. Metodyka badania odporności na korozję	81
5.3. Metodyka oceny niepewności pomiaru	83
6. Badania wybranych właściwości stali 1.4923 przeznaczonej do wytwarzania ło turbin parowych	pat 87
6 1 Objekt badań	

(5.2.	Badania mikrostruktury stali 1.4923	88
e	5.3.	Badania twardości stali 1.4923	90
6	5.4.	Badania składu chemicznego stali 1.4923	92
6	5.5.	Badania składu fazowego stali 1.4923	92
(5.6.	Określenie spawalność stali 1.4923	94
7. tec	Bac hnolo	dania wybranych właściwości użytkowych napoin wytworzonych przyrost ogią laserową LMD na stali 1.4923	ową 97
-	7.1.	Dobór parametrów laserowego napawania stali 1.4923 technologią LMD	97
	7.1.	.1. Wybór proszku do napawania	97
	7.1	.2. Wytworzenie napoin	99
-	7.2.	Badania składu fazowego	.142
-	7.3.	Badania naprężeń własnych	.143
7	7.4.	Badania nieniszczące	.144
Ĩ	7.5. podłoż	Badania porównawcze próbek z warstwą wytworzoną technologią LMD i z mater ża	riału .147
	7.5.	.1. Statyczna próba rozciągania	.147
	7.5.	.2. Próba zginania trójpunktowego	.158
	7.5.	.3. Badania udarności	.166
	7.5.	.4. Badania odporności na erozje	.175
	7.5.	.5. Badania odporności na korozję	.188
8.	Ap	likacja praktyczna napawania fragmentu lopaty	.197
9.	Poc	dsumowanie i wnioski końcowe	.201
Lit	eratu		.210

Wykaz stosowanych skrótów i oznaczeń

LMD - (Laser Metal Deposition) - laserowe osadzanie metalu,

NP – niskoprężna część turbiny parowej / strefa niskiej prężności pary,

CNC – (Computerized Numerical Control) – komputerowe sterowanie urządzeń numerycznych,

HVOF - (High Velocity Oxy Fuel) - natryskiwanie naddźwiękowe,

PVD/CVD – (Physical Vapour Deposition) - fizyczne osadzanie powłoki z fazy gazowej / (Chemical Vapour Deposition) - Chemiczne osadzanie powłok z fazy gazowej,

HV0,1 – twardość materiału mierzona metodą Vickersa pod obciążeniem 0,981 N,

SWC – strefa wpływu ciepła,

UMP – udział materiału podłoża w napoinie,

SW – system warstwowy,

Fw – pole powierzchni przekroju wtopienia napoiny,

Fn – pole powierzchni przekroju nadlewu napoiny,

KCV – udarność dla próbek z karbem w kształcie litery "V",

OCP - potencjał układu otwartego,

CEV – równoważnik zawartości węgla,

q – gęstość mocy wiązki laserowej,

P – moc lasera,

V – prędkość skanowania wiązką laserową lub prędkość ruchu liniowego stolika,

λ – długość fali promieniowania wiązki laserowej,

E – moduł sprężystości Younga,

R_{p0,2} – umowna granica plastyczności,

 $\mathbf{R}_{\mathbf{m}}$ – doraźna granica wytrzymałości na rozciąganie,

 $\mathbf{F}_{\mathbf{m}}$ – siła maksymalna przy rozciąganiu,

Ag-wydłużenie przy maksymalnej sile rozciągającej,

A_{25mm}- wydłużenie całkowite odcinka pomiarowego (25 mm),

Ef-moduł sprężystości wzdłużnej przy zginaniu,

6fM – wytrzymałość na zginanie,

 $\epsilon_{fM}-$ odkształcenie względne odpowiadające wytrzymałości na zginanie,

6 di Benergia de la construcción de la construcción

 ε_{fB} – odkształcenie względne zginające przy złamaniu,

Ra – średnie arytmetyczne odchylenie profilu od linii średniej,

 \mathbf{Rt} – suma wysokości najwyższego wzniesienia i głębokości najniższego wgłębienia w ramach odcinka pomiarowego,

 \mathbf{E}_{kor} – potencjał korozji,

ikor – gęstości prądu korozji.

1. Wprowadzenie

Najczęściej stosowane metody wytwarzania/produkcji to tzw. "przemysłowe techniki wytwarzania", wśród których najczęściej wymienia się: obróbkę ubytkową, obróbkę plastyczną oraz odlewnictwo. Ciągły rozwój przemysłu powoduje konieczność modyfikowania i opracowywania nowych technologii, dzięki którym możliwe jest wytwarzanie elementów o coraz bardziej złożonym kształcie geometrycznym i specyficznych właściwościach użytkowych niezbędnych do sprostania nowym wyzwaniom stawianym przez konstruktorów. Oprócz wymienionych wyżej trzech głównych technologii wytwarzania wykorzystuje się w coraz większym zakresie techniki przyrostowe w produkcji i regeneracji elementów maszyn.

Innowacyjność technik przyrostowego wytwarzania stwarza znaczący obszar do zwiększenia liczby aplikacji tej metody do produkcji i regeneracji części maszyn. Skłania to liczną grupę badaczy do inicjowania szczegółowych prac w zakresie doboru parametrów wytwarzania i identyfikacji istotnych z praktycznego punktu widzenia właściwości użytkowych wytwarzanych elementów technologią przyrostową.

Napawanie przyrostową technologią laserową umożliwia wytwarzania elementów poprzez nakładanie kolejnych warstw i łączeniu ich ze sobą w sposób metaliczny. Każda kolejna warstwa zlokalizowana jest w odpowiednim obszarze przekroju trójwymiarowego elementu. Nałożenie i połączenie warstw ze sobą pozwala na wyprodukowanie wyrobu końcowego. Wytwarzanie przy użyciu maszyn przyrostowych może przebiegać w pełni automatycznie, a rola człowieka może być ograniczona tylko do przygotowania i kontrolowania procesu. Wytwarzanie poprzez nakładanie kolejnych warstw materiału pozwala na uzyskiwanie geometrii, które bardzo trudno uzyskać przy użyciu innego rodzaju procesów wytwarzania. W wielu gałęziach przemysłu kształtowanie przyrostowe jest jedyną techniką pozwalającą uzyskać określony wyrób. Przyrostowe technologie wytwarzania umożliwiają również wytwarzanie przy wykorzystaniu materiału podłoża, może być to stosowane podczas produkcji, ale także regeneracji elementów. Zastosowanie materiału podłoża umożliwia skrócenie czasu wytwarzania i obniżenie kosztów produkcji.

Wykorzystując technologię przyrostową np. laser metal deposition (LMD) można uzyskać skomplikowany kształt i podwyższyć właściwości użytkowe warstw wierzchnich poprzez wytworzenie warstw z materiału o innym składzie chemicznym na wytwarzanych lub regenerowanych elementach. Przyrostowe techniki wytwarzania ze względu na swoją dużą dokładność umożliwiają stosowanie mniejszych naddatków na obróbkę wykańczającą, co przyczynia się do zmniejszenia kosztów wytwarzania oraz do mniejszego niekorzystnego wpływu na środowisko poprzez zmniejszenie ilości stosowanego materiału oraz ograniczenie ilości energii zużytej do obróbki mechanicznej. Przykładem takiej części może być łopata stosowana w turbinie parowej, która podczas eksploatacji jest narażona na zużycie głównie erozyjne, a także kawitację, korozję, które po przekroczeniu granicznej wartości może doprowadzić do awarii turbiny parowej. Zastosowanie wytworzonych technologią przyrostową warstw technologicznych na powierzchni łopat (głównie w obszarach największego zużycia) może spowodować znaczne zmniejszenie zużycia, a tym samym wydłużyć czas pracy turbiny, co z kolei powoduje obniżenie kosztu eksploatacji urządzenia.

Opracowanie niniejszej rozprawy doktorskiej jest wynikiem realizacji przez Autora, jako członka zespołu badawczego m.in. w projekcie PBS3/B5/37/2015, własnego obszaru badawczego poświęconego dobraniu parametrów technologicznych przyrostowego wytwarzania oraz badaniu wybranych właściwości użytkowych stali 1.4923 z napoiną z proszku HS6-5-2c otrzymaną przyrostową technologią laserowego osadzania metalu (LMD) przeznaczonej na warstwy wierzchnie m.in. łopat turbin parowych. Proszek ten stanowić miał alternatywę w procesach wytwarzania struktur warstwowych metodą LMD, zarówno w produkcji jak również w regeneracji łopat turbin parowych strefy niskoprężnej.

Zastosowanie zmodyfikowanej warstwy wierzchniej powoduje zmianę właściwości użytkowych napawanych elementów takich jak wytrzymałość na rozciąganie, twardość, udarność, odporność na erozję i korozję. Uzyskanie nowych właściwości użytkowych wymaga wykonania zmodyfikowanych warstw oraz konieczność określenia/pomiaru "nowych" właściwości użytkowych.

8

2. Techniki przyrostowe do wytwarzania warstw wierzchnich i elementów maszyn

Od ponad dwustu lat metale i ich stopy odgrywają wiodącą rolę jako materiały wykorzystywane w budowie maszyn. Właściwości materiałów konstrukcyjnych zależa głównie od mikrostruktury rdzenia wyrobu jak i stanu warstwy wierzchniej. W przypadku wyrobów, które podczas eksploatacji nie przenoszą dużych obciążeń bądź też nie są narażone na intensywne zużycie przez tarcie oraz erozję, stan ich warstwy wierzchniej oraz jej właściwości nie mają kluczowego znaczenia. Wiele wyrobów lub elementów maszyn eksploatowane są w podwyższonych temperaturach oraz w agresywnych warunkach, które powodują przyspieszone zużycie, zmianę wymiarów geometrycznych i właściwości warstwy wierzchniej. Powyższe zmiany wpływają na warunki pracy i w większości przypadków zmniejszają żywotność maszyn i urządzeń. Obecnie wiele zespołów badawczych [1-8] zajmuje się problemem zwiększania odporności na zużycie. Prace badawczo technologiczne polegają na wytworzeniu lepszych (bardziej wytrzymałych, odporniejszych na zużycie) materiałów oraz/lub modyfikację ich warstwy wierzchniej. W przypadku regeneracji elementów maszyn najczęściej odbudowywany jest kształt poprzez napawanie, natryskiwanie lub wycięcie i wspawanie lub wlutowanie nowego fragmentu. Zużycie warstwy wierzchniej generuje dodatkowe koszty, są one związane nie tylko z zakupem nowych elementów lub ich regeneracją, ale przede wszystkim z kosztem ich wymiany (koszt robocizny, przestoju, ponownego uruchomienia itp.) [9-10].

Przez ponad dwieście lat powszechnie wykorzystywane technologie wytwarzania uległy znacznemu rozwojowi. Zmodyfikowane i wynalezione zostały nowe techniki, dzięki którym możliwe jest wytwarzanie elementów o coraz bardziej złożonym kształcie geometrycznym i specyficznych właściwościach użytkowych. Najczęściej wymieniane metody wytwarzania/produkcji to tzw. "przemysłowe techniki wytwarzania", wśród których najczęściej wymienia się: obróbkę substraktywną (ubytkową), obróbkę plastyczną oraz odlewnictwo [10]. Oprócz wymienionych wyżej trzech głównych technik wytwarzania zaczęto coraz częściej wykorzystywać techniki przyrostowe w produkcji i regeneracji.

Innowacyjność technik wytwarzania 3D stwarza znaczący obszar do przeprowadzania różnego rodzaju badań i testów. Skłania to liczną grupę badaczy do inicjowania szczegółowych prac w zakresie doboru parametrów wytwarzania i identyfikacji istotnych z praktycznego punktu widzenia właściwości użytkowych warstw wierzchnich elementów maszyn.

Napawanie przyrostową technologią laserową umożliwia wytwarzania elementów poprzez nakładanie kolejnych warstw i łączeniu ich ze sobą. Każda kolejna warstwa zlokalizowana jest w odpowiednim obszarze trójwymiarowego elementu. Nałożenie i połączenie w sposób metalurgiczny warstw ze sobą pozwala na wyprodukowanie wyrobu końcowego o odpowiednio wysokich właściwościach użytkowych. Wytwarzanie przy użyciu maszyn przyrostowych może przebiegać w pełni automatycznie, a rola człowieka może być ograniczona tylko do przygotowania i kontrolowania procesu. Wytwarzanie poprzez nakładanie kolejnych warstw materiału pozwala na uzyskiwanie geometrii, które bardzo trudno uzyskać przy użyciu innego rodzaju technik wytwarzania. Przykład zastosowania technologii przyrostowej do wykonania warstwy wierzchniej przedstawiono na rys. 2.1. W wielu gałęziach przemysłu kształtowanie przyrostowe jest jedyną technologią pozwalającą uzyskać określony wyrób, a w licznych przypadkach wpływa oraz w znacznym stopniu na obniżenie kosztu wytworzenia danej części [10-13].



Rys. 2.1. Przykład wykonywania warstwy wierzchniej na wałku za pomocą przyrostowej technologii laserowej LMD [14]

Potencjał przyrostowych techniki wytwarzania jest duży, ma też możliwości trójwymiarowego projektowania, co pozwala na prawie całkowitą kontrolę wytwarzanych elementów zarówno pod względem struktury, rozmiarów i kształtu oraz powtarzalności cech geometrycznych. Dokładność wykonania oraz sprowadzenie całej technologii wytwarzania przyrostowego do dwóch głównych etapów projektowania i wytwarzania znacznie poprawia potencjał tych technologii w aspekcie wytwarzania.

Wśród najczęściej wymienianych i stosowanych w przemyśle technologii przyrostowych wyróżnia się następujące metody: stereolitografia (Stereolitography – SLA), selektywne spiekanie laserowe (Selective Laser Sintering – SLS), selektywne stapianie laserowe (Selective Laser Melting – SLM), topienie wiązką elektronów (Electron Beam

Melting – EBM), laserowe osadzanie/napawanie metalu/laserowe kształtowanie struktur (Laser Metal Deposition/Laser Engineered Net Shaping/Direct Metal Deposition – LMD/LENS/DMD), druk trójwymiarowy (Three Dimentional Printing – 3DP), nastrzeliwanie fotoutwardzanej żywicy (PolyJet/PolyJetMatrix – PJ/PJM), wytwarzanie modeli laminowanych (Laminated Object Manufacturing – LOM), modelowanie ciekłym tworzywem (Fused Deposition Modeling – FDM).

Techniki przyrostowe można pogrupować ze względu na wspólne cechy co ułatwia ostateczny dobór najkorzystniejszej techniki wytwarzania do konkretnych zastosowań technologicznych. Na rys. 2.2 przedstawiono przykładowy podział technologii wytwarzania przyrostowego ze względu na sposób podawania materiału oraz sposób łączenia materiału.



Rys. 2.2. Klasyfikacja technologii druku 3D obiektów metalowych (A – sposób podawania materiału, B – sposób łączenia materiału, C – skrótowa nazwa technologii) [13]

Głównym kryterium podziału technik wytwarzania przedstawionego na rys. 2.2 jest sposób podawania materiału: z użyciem platformy wypełnionej oraz regularnie wyrównywanej proszkiem (powder bed) lub bezpośrednie punktowe nanoszenie (direct deposition). Bezpośrednie punktowe nanoszenie – typowe dla procesów spiekania, topienia czy napawania – gwarantuje, że wewnątrz zamkniętej bryły nie znajdą się pozostałości nieutwardzonego proszku. System podawania materiału poprzez równe wyłożenie proszku na platformie roboczej ma natomiast tę przewagę, że model nie musi mieć wygenerowanych wsporników. Dodatkowo ta metoda daje możliwość wykonywania modeli piętrowo, tzn. w wyższych partiach komory roboczej [9-13, 15-18]. W części technik przyrostowych wytworzenie elementu wymaga zastosowania podpór, które przytwierdzają wytwarzany element do stołu roboczego uniemożliwiając w ten sposób przesunięcie się tego elementu lub jego zapadnięcie w materiale roboczym. W tym przypadku główną obróbką wykończającą jest odcięcie podpór. Często również, aby uzyskać zadowalający wygląd powierzchni stosuje się operacje wygładzania powierzchni takie jak szlifowanie lub piaskowanie [10, 14, 16-19].

Kolejnym kryterium podziału przedstawionym na rys. 2.2 jest sposób łączenia materiału. Niemal wszystkie techniki wytwarzania przyrostowego wymagają wysokiej temperatury, powodującej spiekanie lub stapianie materiału. W niektórych metodach wykorzystujących wiązkę laserową lub elektrony konieczne jest użycie urządzenia pracującego w gazoszczelnej (lub próżniowej) komorze [9-13, 15-19].

Krótki opis wybranych technik wytwarzania przyrostowego, które mogą być wykorzystane do wytwarzania metalowych części przedstawiono w poniższych kilku zdaniach:

- SLS (selective laser sintering) selektywne spiekanie laserowe, w tej metodzie nie następuje pełne stopienie proszku, lecz łączenie przez nadtapianie. Efektem takiego sposobu łączenia jest powstanie porów, które mogą niekorzystnie wpływać na szczelność czy wytrzymałość wytwarzanej części [10, 13, 16, 19],
- SLM (selective laser melting) selektywne stapianie laserowe, najczęściej wykorzystywane w tej technice są proszki stali nierdzewnej. W odróżnieniu od SLS proszek jest przetapiany przez wiązkę lasera, co zapewnia lepsze połączenie i mniejszą porowatość wytwarzanego elementu niż w przyrostowej technologii SLS [10, 13, 19-21],
- DMLS (direct metal laser sintering) bezpośrednie spiekanie (proszków) metalu laserem. Metoda bazuje na tej samej zasadzie co SLS, jednak jest przeznaczona wyłącznie do spiekania proszków różnych metali [10, 13, 19-21],
- DMP (direct metal printing) bezpośredni druk metalem, znany również jako bezpośrednie spiekanie laserowe metalu, to przyłączeniowa techniki produkcji, która jest wykorzystywana do tworzenia złożonych metalowych części zaprojektowanych np. w CAD 3D. Drukarki 3D drukujące w technologii DMP nie używają filamentów, wyposażone są w precyzyjny laser wykorzystywany do nabudowania kolejnych wyjątkowo cienkich warstw ze sproszkowanych metali (m.in. tytan, aluminium, stal i metale szlachetne) [10, 13, 19, 21],
- BJ (binder jetting) strumieniowe natryskiwanie lepiszczem, w metodzie tej jako materiał roboczy wykorzystuje się proszek (np. ceramikę, tworzywa sztuczne, metal), na którym

osadzane jest lepiszcze. Metalowe obiekty mogą wymagać procesu infiltracji w celu podniesienia gęstości i tym samym wytrzymałości wydruku [10, 13, 19],

- NPJ (nanoparticle jetting) strumieniowe natryskiwanie nanocząsteczek, w tej metodzie jako materiał roboczy stosuje się mieszankę nanocząsteczek różnych metali oraz ciekłego nośnika. Razem tworzą one zawiesinę, która na modelu jest osadzana w formie kropel. W komorze roboczej urządzenia drukującego panuje temperatura 300°C, zapewniająca natychmiastowe odparowanie ciekłego nośnika tuż po osadzeniu na modelu. Metoda umożliwia wytwarzanie pojedynczych warstw o wysokości 2 μm [10, 13, 19, 21],
- EBM (electron beam melting) stapianie proszku wiązką elektronów, jest to jedna z metod wykorzystujących najbardziej zaawansowane technicznie urządzenia do wytwarzania przyrostowego. Druk w metodzie EBM wymaga stworzenia warunków próżniowych w komorze roboczej. Metoda pozwala na wykonywanie modeli o wysokiej jakości (wysokiej gęstości) i bardzo dobrych parametrach wytrzymałościowych [10, 13, 19-20],
- EBAM (electron beam additive manufacturing) wytwarzanie przyrostowe wiązką elektronów. Podobnie jak EBM metoda ta wykorzystuje wiązkę elektronów do stopienia materiału i wymaga stworzenia warunków próżniowych. W tym wypadku materiał w formie drutu jest podawany bezpośrednio w miejsce, gdzie ma zostać stopiony [10, 13, 18-19],
- LC (laser cladding) laserowe napawanie. Metoda ta polega na miejscowym nanoszeniu materiału w postaci proszku lub drutu i spiekaniu / topieniu go laserem. Jest wykorzystywana do tworzenia nowych obiektów oraz naprawy / regeneracji uszkodzonych bądź zużytych elementów maszyn, np. przez naniesienie dodatkowej warstwy w miejscu ubytku [20]. Takie skróty, jak LMD, LENS, DMD i LDMD odnoszą się w mniejszym lub większym stopniu do metody LC [10, 13, 19, 20, 22],
- LMD (laser metal deposition) laserowe osadzanie metalu. Metoda jest specyficznym rozwiązaniem napawania laserem LC. Może polegać na napawaniu proszkiem bądź materiałem w formie drutu i jest wtedy oznaczana jako LMD-p (od: powder, proszek) i LMD-w (od wire, drut) [10, 13, 19-20, 23],
- LENS (laser engineered net shaping) jest techniką przyrostowego wytwarzania gotowych elementów / produktów o dowolnych kształtach. Metoda LENS polega na miejscowej aplikacji proszku materiału i następującym po naniesieniu warstwy proszku spajaniu wiązką laserową. W odróżnieniu metod SLS i SLM w przypadku metody LENS proszek jest dostarczany z głowicy wyłącznie w ściśle wybrane miejsca i następnie dokonuje się

spojenia warstw. Metoda jest specyficznym rozwiązaniem metody napawania laserem LC, a została opracowana i opatentowana przez Sandia Corporation [13, 15],

• DMD (direct metal deposition) – bezpośrednie osadzanie metalu. Metoda ta jest specyficznym rozwiązaniem metody napawania laserem LC [13, 19, 21],

SLS/SLM	EBM	LMD/LENS	3DP	SLA
duża wytrzymałość konstytuowanych elementów i dorównująca wytrzymałości elementów odlewanych	duża szybkość konstytuowania elementów metalowych o skomplikowanych kształtach	aplikowanie proszku punktowo tylko w miejsce konstytuowania elementu	największa szybkość konstytuowania elementów	duża rozdzielczość szczegółów
możliwość konstytuowania cienkich wytrzymałych ścianek nawet do 0,1mm dobra jakość	obróbka cieplna po wytwarzaniu przyrostowym nie jest konieczna	możliwość konstytuowania materiałów gradientowych	orowymi teksturami	riałów
duża dokładność wy-miarowa i powtarzalność konstytuowania elementów	bardzo dobre własności mechaniczne materiałów oraz duża czystość	możliwość stosowania kilku głowic podających różne proszki	z naniesionymi kolo	szeroka gama mater
możliwość konstytuowania skomplikowanych elementów bezpośrednio z danych CAD 3D		możliwość stosowania otoczki gazowej wokół nanoszonego materiału	stytuowania elementów	kładność wymiarowa -
szeroki wybór materiałów		bardzo przydatna metoda do wytwarzania litych elementów	możliwość kons	do

Tabela 2.1. Porównanie zalet przyrostowych metod wytwarzania [9-13, 15-23]

SLS/SLM	EBM	LMD/LENS	3DP	SLA			
praca ze sproszkowanym pylącym materiałem	dużo mniejsza jakość powierzchni i dokładność wymiarowa w porównaniu do technologii DMLS/SLM	praca ze sproszkowanym pylącym materiałem	niewielka dokładność zależna od grubości warstwy	mała szybkość wytwarzania			
trudność w konstytuowaniu dużych płaskich powierzchni	wymagane elementy podporowe	trudność w konstytuowaniu dużych płaskich powierzchni	duża kruchość konstytuowanych elementów	konieczność naświetlania po wydruku			
duże ceny kluczowych elementów maszyny	częsta wymiana włókna działa elektronowego (100-200 h), stosunkowo duży pobór energii elektrycznej	duże ceny kluczowych komponentów maszyny	konieczność infiltracji elementów w celu ich wzmocnienia	trudności w usuwaniu podpór z zamkniętych przestrzeni			
 SLS – selektywne spiekanie laserowe, SLM – selektywne stapianie laserowe, EBM – topienie wiązką elektronów, LMD – laserowe osadzanie metalu, LENS - laser engineered net shaping, 3DP – druk trójwymiarowy, SLA – stereolitografia 							

Tabela 2.2. Porównanie wad przyrostowych metod wytwarzania [9-13, 15-23]

Г

W celu dokonania wyboru najbardziej odpowiedniej techniki wytwarzania przyrostowego konieczne jest przeanalizowanie zalet i wad wybranych metod wytwarzania. W tabeli 2.1 i tabeli 2.2 przedstawiono analizę uproszczoną, przedstawiając zalety i wady omówionych techniki przyrostowych, do których zaliczają się: selektywne spiekanie laserowe SLS, selektywne stapianie laserowe SLM, topienie wiązką elektronów EBM, laserowe osadzanie/napawanie metalu/laserowe kształtowanie struktur LMD/LENS, druk trójwymiarowy 3DP, stereolitografia SLA [9-13, 15-23].

W zależności od zastosowanej technologii przyrostowej wytwarzanie poszczególnych warstw wytwarzanej części związane jest z ruchem platformy roboczej, na której powstaje dany wyrób, głowicy dozującej materiał lub też układu umożliwiającego ruch we wszystkich trzech płaszczyznach x, y, z.

Jest wiele metod przyrostowego wytwarzania gdzie model kształtowany jest przez przyrost materiału do uzyskania wymaganego kształtu. W zależności od poszczególnych rozwiązań określa się rodzaj techniki, w jakiej urządzenie będzie pracowało. Każda z techniki ma specyficzne cechy, a różnorodność odmian technik przyrostowego wytwarzania daje możliwości dobrania najkorzystniejszej metody, wymaga to jednak bardzo starannej analizy wymagań i wytycznych dla finalnych wyrobów.

Przyrostowe kształtowanie przedmiotów jest efektywne w produkcji jednostkowej lub realizowanej w niewielkich seriach. Wytwarzanie przez kształtowanie przyrostowe nie wymaga stosowania specjalnego oprzyrządowania (np. form lub matryc). Ma więc dużą przewagę nad konwencjonalnymi metodami formowania, jak też pewną przewagę nad procesami obróbki skrawaniem co zilustrowano na rys. 2.3 [23-24].



Rys. 2.3. Koszt i czas wytwarzania za pomocą wybranych technologii w zależności od geometrii elementu [23-24]

Na jakość wytworzonego elementu czy warstwy ma wpływ m.in. oddziaływanie promieniowania laserowego na materiał, który zależy przede wszystkim od [10]:

- rodzaju materiału,
- długości fali promieniowania,
- gęstości mocy promieniowania,

• czasu oddziaływania promieniowania na materiał.

W zależności od tych czynników w materiale mogą zachodzić różne procesy. Do zastosowań przemysłowych wykorzystuje się głównie cieplne efekty oddziaływania promieniowania na materiał, które prowadzą do nagrzewania, topnienia oraz parowania materiału. Rysunek 2.4 przedstawia schematycznie zależność procesów zachodzących w metalach od gęstości mocy promieniowania laserowego i czasu oddziaływania wiązki laserowej na materiał [10, 25].



Rys. 2.4. Wpływ gęstości mocy promieniowania i czasu oddziaływania wiązki laserowej na procesy zachodzące w metalach [10, 25]

Poprzez zastosowanie różnych kombinacji gęstości mocy i czasu oddziaływania wiązki laserowej możliwe jest prowadzenie różnych procesów technologicznych. Procesom tym mogą towarzyszyć inne zjawiska, jak np. tworzenie plazmy, emisja jonów itp. Zjawiska fizyczne zachodzące przy nagrzewaniu różnych materiałów wiązką laserową zostały dobrze poznane i opisane w wielu pracach badawczych [25-26].

Wytwarzanie przyrostowe struktur metalowych przy użyciu zautomatyzowanych maszyn jest stosunkowo nowym zagadnieniem. Stale powiększająca się liczba technik wytwarzania przyrostowego, jak również duży koszt zakupu i eksploatacji tego typu urządzeń powoduje, że dostęp większości przedsiębiorstw krajowych (z wyłączeniem tych największych) do tych technik jest ograniczony. Bardzo duży niedobór wiedzy na temat właściwości elementów wytwarzanych przyrostowo sprzyja stale rosnącej liczbie publikacji naukowych dotyczącej powyższej tematyki (rys. 2.5) [24, 27].



Rys. 2.5. Liczba publikacji w okresie 2005-2018 związanych z wytwarzaniem przyrostowym [24, 27]

Pomimo tak dużego wzrostu liczby publikacji wyników badań naukowych dotyczących wytwarzania przyrostowego na przestrzeni ostatnich lat, wciąż istnieje wiele tematów wymagających dalszej realizacji. Dotyczy to przede wszystkim określania właściwości użytkowych w porównaniu do materiałów wytworzonych konwencjonalnie. Obszar badawczy dotyczący wytwarzania elementów technologiami przyrostowymi wciąż jest wypełniony w niewielkim stopniu, co stwarza przestrzeń do przeprowadzania badań w celu określania parametrów wytwarzania elementów lub warstw tak, aby właściwości wytrzymałościowe i użytkowe były najkorzystniejsze.

2.1. Zastosowanie technik przyrostowych w przemyśle

Wytwarzanie przyrostowe jest jedną z najnowszych i najszybciej rozwijających się technologii w obszarze tzw. "Przemysłu 4.0". Zastosowanie wytwarzania przyrostowego umożliwia produkcję elementów maszyn o skomplikowanych kształtach oraz szczególnych

właściwościach i strukturach nieosiągalnych innymi technologiami. Zróżnicowanie obszarów zastosowań technik przyrostowych wymaga stosowania różnych rodzajów odmian wytwarzania, różnych materiałów ale i także określonych parametrów wytwarzania. W związku z tym na rynku istnieje szereg urządzeń pracujących w różnych technikach wytwarzania przyrostowego, a także stale powiększa się spektrum materiałów bazowych (proszek, drut). Czynnikami ograniczającymi zastosowanie technik przyrostowych jest przede wszystkim cena zakupu urządzeń oraz konieczność dobrania odpowiednich parametrów wytwarzania.

Technika wytwarzania przyrostowego przy użyciu metalu zyskuje coraz większą popularność. Jest stosowana do wytwarzania między innymi implantów i protez w przemyśle medycznym (rys. 2.6), w branży narzędziowej np. do produkcji niestandardowych narzędzi i form z kanałami chłodzącymi (rys. 2.7), w przemyśle lotniczym i kosmicznym do produkcji np. łopatek turbin silników (rys. 2.8) oraz w branży motoryzacyjnej (sportów motorowych) do produkcji specjalnych elementów maszyn np. układów paliwowych (rys. 2.9).



Rys. 2.6. Metalowe implanty ortopedyczne drukowane w 3D [28]



Rys. 2.7. Typy kanałów systemu chłodzącego form wtryskowych [29]

Na rys. 2.7 zaprezentowano w przekroju kilka typów systemów chłodniczych, niemożliwych lub trudnych do uzyskania tradycyjnymi metodami obróbki (Typ 1 – Typ 5) oraz system chłodniczy wykonywany w sposób konwencjonalny (Typ 6). Technologię wytwarzania przyrostowego można także wykorzystać do regeneracji. Przykład elementów (łopatek z silnika odrzutowego) z odbudowanym kształtem zaprezentowano na rys. 2.10.



Rys. 2.8. Przykładowe elementy wytwarzane techniką przyrostową [30]



Rys. 2.9. Elementy do układów paliwowych wytworzone techniką przyrostową [28]



Rys. 2.10. Przykład wykorzystania techniki przyrostowej do regeneracji łopatek z silnika odrzutowego [31]

Przyrostowa technika laserowa LMD stosowana jest w celu obniżenia kosztów produkcji oraz uzyskanie szczególnych właściwości wytwarzanego materiału/przedmiotu. Przyrostowe napawanie metodą LMD może być ukierunkowane na polepszenie właściwości lub łączenie materiałów. Na przykład wymienioną techniką można na miękkiej metalowej powierzchni wytworzyć warstwę twardą, połączyć materiał termoizolacyjny z przewodzącą warstwą, lub pokrywać podłoże materiałami odpornymi na działanie wysokich temperatur, środowiska korozyjnego, odpornymi na zużycie przez tarcie lub erozję. Wytworzona napoina nie tylko wydłuży żywotność elementów maszyn, ale także znacznie obniży całkowite koszty ich produkcji [10, 21-32].

Ze względu na planowane zastosowanie aplikacyjne wytwarzanych warstw na powierzchni łopat (warstwy krawędziowej ochronnej) najbardziej możliwą do uzyskania zamierzonego celu jest technika wytwarzania przyrostowego metodą LMD ze względu na wielkość elementów poddawanych modyfikacji oraz możliwości zastosowania materiału podłoża. Wskazane jest aby zastosowana technika polegała na wytwarzaniu przyrostowym na podłożu oraz ze względu na wielkość elementów (łopat) nie wymagała wytwarzania w komorze ciśnieniowej. Powyższe kryteria spełnia technologia LMD.

2.2. Technologia wytwarzania przyrostowego LMD

Skrót LMD oznacza Laser Metal Deposition (międzynarodowa nazwa) lub Laserowe Osadzanie Metalu (Polska nazwa), spotyka się także nazwy "Direct Metal Deposition" (DMD) lub "Direct Energy Deposition" (DED). Napawanie metodą LMD jest generatywnym procesem laserowym, w którym metal nakłada się na istniejące podłoża (powierzchnie) warstwowo [32].

Skoncentrowana wiązka laserowa topi powierzchnię materiału podłoża i wytwarza małą stopioną warstwę materiału bazowego. Materiał dodatkowy (jeden lub kilka proszków metali) podawany w wiązkę laserową przez dyszę, w zależności od parametrów wiązki laserowej zostaje nadtopiony lub stopiony i trafia do jeziorka materiału bazowego. Po dotarciu do jeziorka następuje wymieszanie materiału bazowego z dodatkowym, który po krystalizacji na powierzchni tworzy cienką warstewkę stopu materiału rodzimego i proszku. Obszar z ciekłym materiałem jest osłonięty gazem ochronnym (najczęściej argonem) tak, aby zabezpieczyć go przed pochłanianiem gazu z otoczenia (głównie tlenu i wodoru) [32-34]. Na rys. 2.11 zaprezentowano istotę technologii LMD. Stanowiska laserowe do napawania metodą LMD umożliwiają m.in. kontrolę temperatury podłoża oraz wielkości jeziorka [32].

Przykład zastosowania technologii LMD zaprezentowano na rys. 2.12.



Rys. 2.11. Schemat procesu technologii LMD (Laserowe osadzanie metalu) [32]



Rys. 2.12. Przykład elementów turbiny (łopatki) wytwarzanych techniką przyrostową: produkcja łopatek [35]

Zalety metody LMD [10, 13, 19, 31-32, 36]:

- aplikowanie proszku punktowo tylko w miejsce konstytuowania element,
- możliwość konstytuowania materiałów gradientowych,
- możliwość stosowania kilku głowic podających różne proszki,
- skoncentrowane nagrzewanie tylko obszaru obróbki,
- bardzo mała strefa wpływu ciepła,
- bardzo duża dokładność (możliwość tworzenia małych elementów lub naprawy z dużą precyzją),

- możliwość stosowania osłony gazowej wokół nanoszonego materiału,
- możliwość wytwarzania warstw o dobrym połączeniu z materiałem podłoża,
- możliwość wytwarzania elementów o skomplikowanych kształtach,
- małe naddatki na obróbkę wykańczającą,
- bardzo przydatna metoda do wytwarzania litych elementów.

Wady metody LMD [10, 13, 19, 31-32, 36]:

- praca ze sproszkowanym pylącym materiałem,
- brak wykorzystania całego dostarczonego proszku,
- ograniczona szerokość napoiny,
- ograniczona granulacja proszku,
- trudność w konstruowaniu dużych płaskich powierzchni,
- duże ceny kluczowych komponentów maszyn.

Technologia LMD wykorzystywana jest głównie w przemyśle lotniczym, energetyce, motoryzacji, petrochemii i medycynie. Laserowe osadzenie metali może być używane do powlekania i naprawy, procesów łączenia oraz produkcji gotowych komponentów. Ważnym aspektem technologii napawania laserowego jest możliwość jej łączenia ze spawaniem i cięciem laserowym do obróbki wykańczającej [36].

2.3. Podsumowanie

Z analizy tematyki wytwarzania przyrostowego z wykorzystaniem laserowego źródła ciepła (napawania) wynika, że otrzymane napoiny charakteryzują się rozdrobnioną strukturą, wzrostem mikrotwardości i w zależności od napawanego materiału wzrostem właściwości mechanicznych i użytkowych [37-46] np. odporność na zużycie tribologiczne [39-40], korozyjne [43, 47] czy erozyjne [48-51] w stosunku do materiałów wytworzonych w sposób klasyczny.

Technologia wytwarzania przyrostowego LMD (Laser Metal Deposition) jak wspomniano polega na topieniu drutu lub sproszkowanego materiału, przy wykorzystaniu wiązki laserowej i bezpośrednim osadzaniu go na materiale podłoża. Urządzenia do wytwarzania metodą LMD wykorzystuje strategię warstwowego nakładania materiału i może wymagać stosowania dodatkowych podpór podtrzymujących. Szerokość nakładanej warstwy może wynosić od 0,6 do 2,4 mm, a grubość od 0,2 do 0,8 mm. Technologia LMD opiera się na podobnej zasadzie pracy jak technologia LENS, gdzie materiał również nakładany jest

warstwa po warstwie w sposób gradientowy. Dodatkową zaletą laserowego osadzania proszku jest możliwość zastosowania kilku podajników proszku pozwalając na tworzenie stopów kompozytowych.

Przy odpowiednio dobranych parametrach procesu wytwarzania przyrostowego technologią LMD uzyskuje się dobre połączenie metalurgiczne napawanej warstwy z podłożem, niski udział materiału podłoża w napoinie, co pozwala na otrzymanie odpowiednich właściwości powierzchni już przy jednowarstwowym napawaniu. Dodatkowo sterując odpowiednio parametrami procesu (mocą wiązki, prędkością napawania, wydatkiem proszku) można regulować szerokość i wysokość napoiny [42, 47, 52-53].

Na podstawie analizy literatury oraz przewidywanego zakresu pracy doktorskiej wytypowano technologię LMD jako najbardziej odpowiednią do zastosowania podczas wytwarzania łopat turbin parowych ze wzmocnioną krawędzią natarcia.

Wymieniona technologia umożliwi zastosowanie konwencjonalnego procesu produkcji łopat wzbogaconego o proces napawania krawędzi natarcia metodą LMD.

3. Budowa i analiza uszkodzeń łopat stopnia NP parowych turbin energetycznych

Siłę prężności pary znano i wykorzystywano już w zamierzchłych czasach, jednakże były to proste zastosowania do czynności życiowych ówczesnego człowieka. Pierwsze zastosowanie przemysłowe sięga XVIII wieku, kiedy to szkocki inżynier James Watt skonstruował tłokową maszynę parową, zamieniającą ruch posuwisto - zwrotny tłoka na ruch obrotowy za pomocą układu korbowego [54-57].

Historia turbin parowych, a tym samym wykonania pierwszych łopat przypada na koniec XIX wieku. Z biegiem czasu i rozwoju, a także świadomość inżynierów, że para jest znakomitym nośnikiem energii w maszynach przepływowych, spowodowała szereg modyfikacji konstrukcyjnych i technologicznych zwiększających sprawność turbin oraz ich moc. Głównymi elementami konstrukcyjnymi turbin parowych kondensacyjnych są odpowiednio zamocowane na wale łopatki, dzięki którym energia kinetyczna pary wodnej wprawia wirnik w ruch obrotowy. Łopatki oraz pozostałe części znajdujące się wewnątrz korpusu, na początkowych stopniach turbiny pracują w warunkach podwyższonej temperatury (przegrzana para dochodząca z kotła osiąga temperaturę ok. 535°C) oraz ciśnienia ok. 12,8 MPa [54-58].

W kolejnych stopniach turbiny w wyniku rozprężania się pary, ciśnienie i temperatura obniżają się i po przekroczeniu tzw. linii Wilsona, dochodzi do wydzielania z pary dużej

24

liczby kropelek cieczy. Pomimo zastosowania zaawansowanych materiałów żarowytrzymałych, odpornych na korozję i erozję oraz precyzyjnego procesu wytwarzania łopatek, długotrwała eksploatacja we wspominanych wyżej warunkach powoduje ich zużycie. Wraz ze wzrostem stopnia zużycia obniża się sprawność, a tym samym i moc całego bloku energetycznego [56, 58].

Pierwszą turbinę parową zbudował w 1883 r. de Laval, była to jednostopniowa turbina akcyjna o 26 000 obr/min i mocy zaledwie 5 kW. Niezależnie od Niego Parsons w 1884 r. zbudował turbinę reakcyjną o 17 000 obr/min i mocy 10 kW. Od tego czasu turbiny parowe zaczęły stopniowo wypierać tłokowe silniki parowe, zarówno w energetyce jak i w napędach przemysłowych oraz w okrętownictwie. Współczesne turbiny parowe osiągają moc ponad 1500 MW, a istnieją techniczne możliwości budowy maszyn wirnikowych o znacznie większej mocy [59-60].

Wizualizację turbiny parowej przedstawiono na rys. 3.1a. Turbiny parowe dużej mocy składają się z trzech stref: strefy wysokociśnieniowej (HP Turbine), strefy średniego ciśnienia (IP Turbine) i strefy niskiego ciśnienia (LP Turbine). Łopaty stosowane w tych trzech strefach są przymocowane do jednego obrotowego wału, który z kolei jest podłączony do generatora energii elektrycznej. Wał z przymocowanymi łopatkami nazywany jest wirnikiem, wizualizację wirnika przedstawiono na rys. 3.1b. Wirnik obraca się najczęściej z prędkością 3000 obr/min. Przykład widoku turbozespołu parowego do bloku o mocy 450 MW przedstawiono na rys. 3.2.

Temperatura pary na wejściu do turbiny wynosi ok. 550°C (w strefie wysokiego ciśnienia) oraz ok. 350°C przy wejściu do strefy niskiego ciśnienia i podczas przepływu przez nią temperatura dalej obniża się. Zmiany temperatury zaprezentowano schematycznie na rys. 3.3. Ciśnienie pary na wejściu do strefy wysokiego ciśnienia wynosi ok. 12,8 MPa, a przy wyjściu ze strefy niskiej prężności pary (NP) wynosi ok. 0,01 MPa [61-62].

Prędkość pary ulega obniżeniu podczas przepływu przez obszary z łopatami w turbinach, a ulega niewielkiemu wzrostowi podczas przepływu pomiędzy nieruchomymi wieńcami łopatkowymi tzw. kierownice (rys. 3.4). Wizualizacja zmiany rozkładu ciśnienia, temperatury oraz prędkości przepływu pary przez wybrane łopatki i kierownice turbiny parowej przedstawiono na rys. 3.5. Ciśnienie i temperatura obniża się podczas przepływu pary przez turbinę parową.

25



Rys. 3.1. Wizualizacja turbiny parowej (a) oraz wirnika (b): strefa wysokociśnieniowa (HP Turbine), strefa średniego ciśnienia (IP Turbine) i strefa niskiego ciśnienia (LP Turbine) [61]

Czynnikami roboczymi w turbinach parowych mogą być: para wodna, pary mediów organicznych (freony), pary metali alkalicznych itd. [63].

Odmiennie niż w parowym silniku tłokowym, w turbinie parowej zachodzi podwójna przemiana energii [62-63]:

- przez rozprężenie pary (głównie w nieruchomych kanałach międzyłopatkowych) następuje zamiana energii "cieplnej" pary na energię kinetyczną strumienia pary,
- w kanałach międzyłopatkowych wirnika zachodzi z kolei przetwarzanie energii kinetycznej na pracę mechaniczną.



Rys. 3.2. Widok turbozespołu parowego do bloku o mocy elektrycznej 450 MW produkcji Skoda Power [62]



Rys. 3.3. Wizualizacja zmiany temperatury w turbinie parowej [61]

Układ łopatkowy turbiny jest złożony z nieruchomych wieńców łopatkowych (tzw. wieńce kierownicze związane z kadłubem) oraz wieńców wirujących związanych z wirnikiem (rys. 3.4) [63].



Rys. 3.4. Wizualizacja wirnika turbozespołu parowego oraz łopaty strefy NP [61]



Rys. 3.5. Wizualizacja rozkładu ciśnienia, temperatury oraz prędkości przepływu pary przez wybrane łopatki i wieńce (tzw. kierownice) w turbinie parowej [61]

Zasadniczym zadaniem turbin parowych jest napędzanie generatorów do produkcji energii elektrycznej w energetyce. Znaczna część wytwarzanej energii elektrycznej pochodzi z turbozespołów parowych (turbozespół - zespół złożony z turbiny i napędzanego przez nią generatora oraz urządzeń pomocniczych). Minimalna moc jednostkowa turbin parowych wynosi od 1 MW do kilku MW (megawatów). Moce jednostkowe największych jednostek przekraczają już 1500 MW. Największa moc silników tłokowych (najczęściej dla przemysł okrętowego) wynosi kilka MW. Z tego względu moce osiągane przez turbiny parowe są nieosiągalne dla innych typów silników cieplnych. Jednak turbiny parowe mają również zastosowanie w przemyśle. W wielu procesach technologicznych jest potrzebna zarówno energia elektryczna, jak i ciepło oraz para "technologiczna". W układach energetycznych gdzie przebiegają te procesy są stosowane odpowiednie typy turbin parowych, dostarczających ciepło i parę do celów technologii oraz dodatkowo energię elektryczną jako "produkt uboczny". Poprawia to w istotnym stopniu gospodarkę cieplno-energetyczną zakładu. Analogiczna jest zasada wykorzystania turbin parowych w ciepłownictwie. W elektrowniach, a i ogólnie w przemyśle, turbiny parowe są także stosowane do napędu pomp, sprężarek i wentylatorów. Turbiny parowe stanowią też napęd dużych statków i okrętów np. tankowców czy lotniskowców, w szczególności o napędzie atomowym [63].

Wyróżnia się dwa podstawowe typy turbin parowych: akcyjne i reakcyjne. Turbiny akcyjne: gdzie wykorzystywana jest tylko energia kinetyczna pary, opuszczającej dyszę i łopatki kierownicy. Ciśnienie po drugiej stronie wirnika danego stopnia jest takie same jak przed, gdyż rozprężanie na łopatkach wirnika nie zachodzi. W tym typie turbiny przekrój poprzeczny kanałów utworzonych przez dwie najbliższe łopatki jest stały [55, 64].

Stopnie w wielostopniowej turbinie akcyjnej są "stopniami prędkości", tj. strumień pary opuszczający łopatki, w każdym ze stopni wirnika, zmienia kierunek na łopatkach statora (dysze kierujące), w ten sposób strumień jest kierowany na łopatki następnego stopnia wirnika, które wykorzystują pozostałą część prędkości strumienia pary. Łopatki w turbinach akcyjnych są montowane na tarczach przymocowanych do wału. Turbiny akcyjne dzielą się na turbiny wtrysku częściowego lub całkowitego [55, 64].

Turbiny reakcyjne: para, która rozpręża się w dyszach kierownicy, kontynuuje rozprężanie się na łopatkach wirnika. Rozprężanie się wypływającej pary generuje siłę reakcji na łopatkach wirnika. W tym typie turbiny, przekrój poprzeczny kanału tworzonego przez dwie sąsiednie łopatki, rozszerza się od wlotu do wylotu. Przez to para uzyskuje większą prędkość podczas rozprężania [55, 64].

W praktyce, w turbinach wielostopniowych para przepływa najpierw przez zestaw łopatek statora a następnie wirnika, gdzie przy wlocie się rozpręża, przez co uzyskuje większą prędkość. W rezultacie powstają zarówno siły akcji jak i reakcji [55, 64].

29

3.1. Produkcja lopat stosowanych w strefie NP turbiny parowej

Wirnikowe łopatki turbiny mogą różnić się wymiarami, kształtem oraz sposobem połączenia z wałem. Łopaty stopnia strefy niskoprężnej mogą mieć długość przekraczającą jeden metr. W procesie wytwarzania łopatek bardzo ważne jest przygotowanie półfabrykatu, gdyż od niego w dużym stopniu zależy struktura materiału. Proces przygotowania półfabrykatu powinien zapewniać: uzyskanie półfabrykatu z takimi naddatkami technologicznymi, które zapewnią przygotowanie gotowego produktu o wymaganych wymiarach geometrycznych, minimalne zużycie materiału, jak najmniejszą czasochłonność oraz optymalny koszt.

Obecnie najczęściej stosuje się następujące metody przygotowania półfabrykatów do produkcji łopatek [65-72]:

- matrycowe prasowanie na gorąco na prasach śrubowych lub korbowych,
- izotermiczne prasowanie (matryce podgrzane do temperatury surówki),
- dynamiczne wyciskanie,
- kucie,
- odlewanie,
- skrawanie,
- walcowanie na gorąco lub izotermiczne.

Materiał wyjściowy do wykonania półfabrykatu to zwykle walec o określonych wymiarach wykonany z walcowanego na gorąco pręta. Półfabrykat jest kontrolowany ultradźwiękami w celu wykrycia wad wewnętrznych. Kucie matrycowe obejmuje kształtowanie wstępne, matrycowanie wstępne i matrycowanie ostateczne. Kształtowanie wstępne półfabrykatów łopatek polega na spęczeniu materiału pod zamek.

Inną technologią stosowaną podczas produkcji łopat do turbin parowych jest odlewanie metodą wytapianych modeli. Metoda ta pozwala na wytwarzanie odlewów o wysokiej jakości, lepszej czystości metalu i zapewnia wyższą wydajność oraz mniejsze zużycie energii [65].

W kolejnym etapie produkcji powierzchnia półfabrykatu poddana jest obróbce mechanicznej. Zdjęcie stanowiska podczas frezowania łopaty turbiny parowej przedstawiono na rys. 3.6.

Po obróbce mechanicznej sprawdza się wymiary geometryczne wytworzonej łopaty. Po etapie pomiarów geometrycznych właściwie wykonane łopaty trafiają na proces umocnienia. Umocnienie materiałowe odbywa się w strefie przejściowej miedzy materiałem podłoża a materiałem "ulepszanym" np. poprzez hartowanie, gdyż w tej strefie najczęściej powstają najbardziej niekorzystne stany naprężeń własnych. Do umocnienia stosuje się np. proces mechanicznego kulowania [65, 67].



Rys. 3.6. Frezowanie łopaty turbiny parowej [66]

Kulowanie jest procesem, który pozwala na zwiększenie twardości i wytrzymałości obrabianych powierzchni. Proces kulowania odbywa się przez "bombardowanie" z prędkością około 100 m/s powierzchni zewnętrznej łopat drobnymi sferycznymi kulkami, np. z żeliwa białego, staliwa lub ceramiki na stanowisku CNC, które pozwala na ciągłe zachowanie kąta 90° w stosunku do obrabianej powierzchni (rys. 3.7a). Podczas obróbki umocnieniowej łopaty turbiny (rys. 3.7b) wykorzystuje się najczęściej kulki ceramiczne o rozmiarze około 100 μm. Zastosowanie kulek ceramicznych uzasadnione jest wysokim wykończeniem obrabianej powierzchni oraz niskim poziomem osadzania narzucanych mikrokulek [68].



Rys. 3.7. Kulowanie umocnieniowe: a) maszyna CNC do kulowania; b) łopaty turbiny parowej zamontowana w komorze roboczej przed procesem kulowania [69]

Widok powierzchni nowej łopaty po procesie kulowania przedstawiono na rys. 3.8.



Rys. 3.8. Powierzchnia łopaty po kulowaniu: a) powiększenie x40, b) powiększenie x150 [69]

Końcówki łopat są narażone na największe zużycie ze względu na największą prędkość liniową (prędkość obrotowa łopat jest stała i wynosi zazwyczaj 3000 obr/min). W celu podwyższenia odporności erozyjnej łopatek turbin parowych stosuje się poza kulowaniem różnego typu zabezpieczenia. W warunkach polskiego przemysłu energetycznego hartuje się powierzchnię piór łopat (rys. 3.9), długość strefy hartowania zależy od modelu łopaty. Zwiększyć trwałość można także poprzez zabezpieczenie krawędź natarcia łopatki powłokami lub specjalnymi stellitowymi nakładkami ochronnymi [71-73].



Rys. 3.9. Łopata turbiny parowej strefy NP z zaznaczonym obszarem wzmocnionym poprzez hartowanie indykacyjne

Technologia mocowania nakładek ochronnych (np. ze stellitu Co-6) do pióra łopatki wykorzystująca lutowanie (płomieniowe lub indukcyjne) nie gwarantuje niezawodnego ich połączenia z łopatką. Zarówno w trakcie montażu turbiny, jak i podczas eksploatacji może dochodzić do odrywania się nakładek ochronnych co w konsekwencji może prowadzić do uszkodzenia turbiny. Na rys. 3.10 przedstawiono widok łopatki wirnika turbiny parowej TC25 z zamontowanymi nakładkami podczas regeneracji.



Rys. 3.10. Łopatki wirnika turbiny parowej TC25 – łopatki regenerowane za pomocą nakładek [48]

W wielu ośrodkach badawczych prowadzono prace nad zwiększeniem odporności na niszczenie erozyjno-kawitacyjne elementów maszyn, w tym łopatek turbin parowych, poprzez nakładanie powłok natryskiwanych cieplnie głównie metodą plazmową i naddźwiękową. W badaniach analizowano odporność erozyjną wytwarzanych powłok na bazie niklu i chromu, kobaltu i chromu oraz kobaltu z dodatkiem węglika wolframu [65, 71].

Wytworzenie powłok na powierzchni łopat metodą natryskiwania cieplnego odbywa się na oczyszczonych łopatach po nadaniu im pożądanego kształtu. Widok łopaty podczas wytwarzania powłoki ww. metodą zaprezentowano na rys. 3.11.

Natryskiwanie cieplne jest to proces, w trakcie którego materiał dodatkowy (powłokowy) rozgrzewany jest do stanu ciekłego. Materiał rozgrzewany jest wewnątrz lub na zewnątrz pistoletu do natryskiwania, a następnie rozpylany na powierzchnię. Ważnym aspektem tej metody jest to, że w trakcie tego procesu powierzchnia obrabianego elementu nie jest nadtapiana. W procesie regeneracji łopaty turbiny parowej najczęściej stosuje się natryskiwanie płomieniowe naddźwiękowe. Natryskiwanie naddźwiękowe (HVOF – High Velocity Oxy Fuel) charakteryzuje się tym, iż natryskiwane cząstki materiału osiągają prędkość od 400 do 1200 m/s. Istotnym czynnikiem tej metody jest również to, że powłoki natryskiwane z zastosowaniem tej metody pozwalają na uzyskanie porowatość poniżej 1%, mają małą zawartość tlenków, a także wysoką przyczepnością (≈ 80 MPa) w strefie

połączenia, tj. na granicy natryskiwanej powłoki i podłoża. Materiałami stosowanym do natryskiwania naddźwiękowego łopaty turbiny parowej są m.in. proszki na bazie kobaltu, ponieważ charakteryzują się wysoką odpornością na korozję w wysokich temperaturach oraz wysoką odporność na zużycie erozyjne [72, 74], a także stopy CrC i NiCr.



Rys. 3.11. Natryskiwanie cieplne HVOF łopaty turbiny parowej [72]

Wykonanie procesu natryskiwania cieplnego jest jednym z końcowych etapów produkcji lub regeneracji łopaty turbiny parowej. Zanim łopata zostanie oddana do użytku musi jeszcze przejść ostateczną kontrolę jakości, gdzie zostają wykonywane pomiary geometryczne oraz ocena organoleptyczna wykonania procesu zgodnie z wytycznymi zakładowymi. Po pozytywnej ocenie jakości w dziale kontrolnym, łopata turbiny trafia do działu ślusarskiego, gdzie zostaje poddana myciu i konserwacji w przypadku planowanego przechowywania. Mycie i konserwacja są ostatnim etapem produkcji lub regeneracji uszkodzonej łopaty. Następnie, gdy łopata jest już odpowiednio zakonserwowana, zostaje przekazana do magazynu lub działu montażowego.

Powłoki ochronne wykonane metodą HVOF nie zapewniają jednak odpowiedniej ochrony antyerozyjnej. W licznych pracach wykazano, że wpływ na to ma m.in. porowatość powłok natryskiwanych cieplnie.

Również metoda napawania laserowego wykorzystywana była w licznych pracach badawczych do odbudowania kształtu łopaty po eksploatacji. Przykład odbudowanego kształtu łopat zaprezentowano na rys. 3.12.

Uzupełnienie ubytków krawędzi łopaty wykonuje się przy wykorzystaniu nowoczesnych technologii przyrostowych 3D. Ze względu na skomplikowany kształt oraz wielkość łopaty turbiny parowej, stosowane maszyny przyrostowe 3D są wyposażone w roboty lub/i manipulatory. Do wykonywania napoin wykorzystywano materiał na bazie

kobaltu (np. Stellit Co-6) oraz materiały gdzie głównym pierwiastkiem stopowym jest nikiel i chrom.



Rys. 3.12. Napoina laserowe na krawędzi pióra łopatki, drutu QuMed4551 [3]

Spośród wielu zalet technologii wytwarzania przyrostowego stosowanego podczas odbudowy kształtu łopaty należy podkreślić m.in. to, że pomiędzy warstwą, a pokrywanym podłożem uzyskuje się metalurgiczne połączenie, istnieje przy tym możliwość precyzyjnej kontroli grubości nadtapianej warstwy podłoża. Metoda daje możliwość pełnej kontroli gęstości źródła mocy oraz jej rozkładu na przekroju wiązki laserowej, dzięki temu nagrzewanie ma charakter lokalny, zmniejsza się tym samym ryzyko wystąpienia odkształceń termicznych obrabianych elementów i minimalizuje wielkość strefy wpływu ciepła w materiale pokrywanym. Istnieje także możliwość kontroli grubości i kształtu napawanej warstwy poprzez stosowanie odpowiednich parametrów napawania. Uzyskana warstwa metaliczna jest wolna od porów (osiąga 100% gęstości) i pozwala na uzyskanie drobnoziarnistej struktury wytwarzanych warstw. Proces napawania laserowego można stosunkowo prosto zautomatyzować i kontrolować, co zapewnia wysoką jakość i powtarzalność wytwarzanych warstw. Do niedawna jednym z głównych ograniczeń rozwoju metod wytwarzania warstw z użyciem laserów była stosunkowo mała moc tych urządzeń i ich wysoka cena.

Technologie laserowe w celu odbudowania kształtu łopat oraz na warstw ochronne m.in. Stellit Co-6 są już stosowane. Badań tych dotyczył m.in. projekt pt. *Innowacyjne laserowe metody diagnostyki oraz technologie naprawy łopatek turbin parowych* realizowany przez Zakłady Remontowe Energetyki w Katowicach przy współudziale pracowników Wydziału Inżynierii Mechanicznej Wojskowej Akademii Technicznej w Warszawie.

W wielu ośrodkach badawczych prowadzone są prace zmierzające do opracowania technologii regeneracji łopat turbin parowych m.in. w Politechnice Warszawskiej prowadzono badania napawania łopaty drutem chromowo-niklowym. Również w Akademii Górniczo-Hutniczej w Krakowie prowadzone są badania nad opracowaniem metody regeneracji łopatek turbiny parowej za pomocą technologii Laser Metal Deposition, a w Politechnice Wrocławskiej nad wytworzeniem powłok ochronnych przed erozją.

3.2. Zużycie łopat parowych turbin energetycznych

W turbinach parowych, łopatki pracują zarówno w warunkach podwyższonej temperatury charakterystycznej dla przegrzanej pary (ok. 550°C), jak i w strefie niskoprężnej, gdzie zaczyna się obszar pary mokrej, w którym łopatki mają bezpośredni kontakt z kroplami cieczy, powstałymi w wyniku spontanicznej kondensacji pary. Problem zużycia łopatek wirnikowych nie dotyczy jedynie erozji materiału spowodowanej uderzeniami kropel zarówno pierwotnych jak i wtórnych. Należy pamiętać także, o zużyciu mechanicznym i zmęczeniowym. Mając na uwadze, że wirnik turbiny parowej obraca się z dużą prędkością rzędu ok. 3000 obr/min, mamy do czynienia z ogromną siłą odśrodkową powodującą pełzanie materiału. Cyklicznie zmienne prędkości obrotowe generują zmienne naprężenia, odpowiedzialne za zużycie zmęczeniowe łopatek i powstawanie pęknięć. Negatywny wpływ mają także drgania mechaniczne towarzyszące każdej pracującej maszynie [48, 75].

Przeprowadzone obserwacje organoleptyczne oraz z wykorzystaniem mikroskopu optycznego, a także na skaningowym mikroskopie elektronowym (SEM) łopat turbin parowych po eksploatacji, wykazały intensywne procesy zużycia erozyjnego, głównie w strefie krawędzi natarcia łopaty turbiny parowej. Z przeprowadzonych obserwacji wynika, że największa intensywność zużywania występowała na końcu krawędzi łopaty (także w strefie zahartowanej), a zwłaszcza w strefie przecinania się krawędzi natarcia z powierzchnią czołową łopaty rys. 3.13 [75-77]. Wyżej wspomniane ubytki erozyjne są obszarami koncentracji naprężeń, a tym samym początkiem złomu zmęczeniowego. Częste zmiany obciążenia i duże prędkości nagrzewania elementów metalowych, skutkują również stosunkowo szybkim zmęczeniem cieplnym. Deformacje cieplne mogą prowadzić do trwałych odkształceń elementów turbiny [48, 75].

36
Z analizy dostępnej literatury i dostępnych informacji od firm serwisujących turbiny parowe wynika że bardzo trudno jest określić żywotność łopatek turbin parowych. Żywotność łopatek wirnika ostatniego stopnia pary turbiny zależy w dużej mierze od erozji materiału łopatek i sposobu jej ochrony (powłok/warstw ochronnych) oraz warunków pracy jak np. stopień suchości pary. Warunki pracy turbiny parowej mogą ulegać zmianie w czasie podczas długich okresów eksploatacji, dlatego w większości przypadków żywotność szacowana jest na podstawie uproszczonego modelu. Prowadzono szereg prac badawczych, w których rejestrowano zużycie łopatek turbin parowych w czasie. Taką pracę badawcza prowadzili m.in. Stanisa B., Ivusic V., którzy rejestrowali zużycie erozyjne w turbinie 210 MW [78].

W analizowanej turbinie 210 MW łopatki turbiny mogą różnić się wymiarami, kształtem oraz sposobem połączenia z wałem. Łopaty strefy niskoprężnej turbiny 210 MW mają długość 765 mm, średnica wirnika z zamontowanymi łopatami wynosi 2100 mm. W tej turbinie jest montowane 94 łopaty w strefie NP. Ciśnienie pary na wlocie turbiny to 12,8 MPa, temperatura pary 535°C. Prędkość bezwzględna pary wynosi 450 m/s, a stopień suchości pary 98,3%. Przy wyjściu (upuście) ciśnienie pary zmniejsza się do 0,01 MPa, prędkość obrotowa wirnika turbiny wynosi 50 obr/s. Prędkość obwodowa na ostatnim stopniu turbiny (strefy nisko prężnej) na wierzchołku łopaty osiąga ok. 450 m/s, a w jej środkowej wysokości wynosi 330 m/s [78].

W celu ustalenia postępu procesu erozji na łopatach wirnika ostatniego stopnia (sekcje podlegające najwyższemu zużyciu erozyjnemu) i oceny niezawodności ich przyszłego funkcjonowania Stanisa B., Ivusic V. wykonywali kompleksowe pomiary stojanu i analizę uszkodzeń erozyjnych podczas każdorazowego przeglądu (zatrzymania turbiny). W ten sposób dokonano pomiaru długoterminowego (powyżej 10 lat) i monitorowania erozji łopatek turbiny ostatniego stopnia turbin kondensacyjnych o mocy 210 MW. Pomiary obejmowały: uszkodzenia cięciwy profilu krawędzi natarcia łopaty wirnika, długość oraz szerokość krateru i uszkodzeń wżerowych płyt stellitowych oraz materiału rodzimego łopaty. Pomiary i obserwację wykonywano na 7 wybranych łopatach wirnika strefy NP turbiny. Na podstawie pomiarów obliczano średnią wartość każdego mierzonego parametru w zależności od czasu pracy turbiny.

Badaniom i analizie poddano także inne turbiny o mocy 210 MW zainstalowane w różnych instalacjach cieplnych w elektrowniach. Rzadko stwierdzano odchylenie wartości zużycia erozyjnego łopaty turbiny parowej od wartości średnich dla innych łopat turbin pracujących przez porównywalny okres czasu. Zależność zużycia erozyjnego krawędzi profilowej Δ b, długości krawędzi Δ l i uszkodzenia wżerowego l' łopatki wirnika ostatniego stopnia turbiny 210 MW w funkcji czasu pracy przedstawiono na rys. 3.13. Z przedstawionych wyników stwierdzono, że uszkodzenia erozyjne powierzchni krawędzi natarcia łopaty turbiny parowej stopnia NP powstają już po pierwszych 5 tyś. godzin pracy turbiny. Po ok. 10 tyś. godzin pracy zużycie erozyjne występowało na przeważającej długości łopaty (uszkodzenia erozyjne występują na długości ok. 550 mm gdy całkowita długość łopaty wynosiła 765 mm). Szerokość łopaty turbiny parowej na jej końcu w początkowych 5 tys. godzin pracy nie ulegała zmianie, przez kolejne 5 tyś. godzin pracy szerokość łopaty zmniejszała się gwałtownie o ok. 2 mm, aby w kolejnym etapie zmniejszać się w sposób liniowy o ok. 2 mm / 2,5 tyś. godzin pracy turbiny.



Rys. 3.13. Zależność uszkodzenia erozyjnego krawędzi profilowej Δb (mm), długości krawędzi Δl (mm) i uszkodzenia wżerowego l'(mm) łopatki wirnika ostatniego stopnia turbiny 210 MW w funkcji czasu pracy τ (h) [78]

Na podstawie wyników pomiarów i monitorowania procesu erozji łopat wirnika turbiny parowej można wyróżnić trzy charakterystyczne obszary erozji. W pierwszym obszarze (etap 1) nie stwierdzono widocznych uszkodzeń na powierzchni materiału łopaty, w drugim etapie występowało maksymalne tempo ubytku materiału wskutek erozji. W trzecim etapie nastąpiło spowolnienie szybkości zużycia wskutek erozji. Na wykresie uszkodzenia erozyjne łopat wirnika w stosunku do czasu pracy turbiny (rys. 3.13), pierwszy i drugi obszar procesu erozji są oznaczone linią przerywaną, ponieważ są przybliżone z powodu niewystarczających punktów pomiarowych. Trzeci obszar eksploatacji zidentyfikowany jako w przybliżeniu liniowy zaznaczony jest pełną linią na wykresie. Analizując wykres zależności uszkodzenia erozyjnego krawędzi w funkcji czasu pracy turbiny otrzymujemy że eksploatacja łopaty wirnika ostatniego stopnia turbiny parowej działał głównie w trzecim obszarze erozji [78].

Na rysunku 3.14 przedstawiono przekrój poprzeczny przez wybraną reprezentatywną łopatkę wirnika ostatniego stopnia NP z Turbiny 210 MW. Na rysunku 3.14a pokazano uszkodzenie płyty stellitowej w drugim etapie erozji (praca turbiny od ok. 5 do 10 tyś. godzin) oraz uszkodzenie krawędzi natarcia łopaty z zaznaczonym linią przerywaną kształtem łopaty w stanie wyjściowym (rys. 3.14b) [78].



Rys. 3.14. Przekroje profili łopat wirnika ostatniego stopnia NP z Turbiny 210 MW: (a) uszkodzenie płyty stellitowej w drugim obszarze erozji; (b) uszkodzenie krawędzi natarcia łopaty z zaznaczonym linią przerywaną kształtem łopaty po ok. 10 tyś. godzin eksploatacji [78]

Również w trakcie udziału realizacji Autora w pracach badawczych pt. *Innowacyjne laserowe metody diagnostyki oraz technologie naprawy łopatek turbin parowych* projekt nr POIG.01.04.00-24-101/13 – kierownik projektu dr inż. Wojciech Napadłek oraz projektu pt. *Innowacyjna technologia laserowego napawania, hartowania i ablacyjnego strukturyzowania w procesach wytwarzania elementów funkcjonalnych podzespołów parowych turbin energetycznych* nr projektu PBS3/B5/37/2015 – kierownik projektu dr inż. Wojciech Napadłek, w których prowadzono obserwację łopat po eksploatacji w strefie krawędzi natarcia, zaobserwowano na nich charakterystyczne efekty procesu erozji. Na

powierzchni łopaty stopnia strefy niskoprężnej turbiny w pewnych obszarach łopaty stwierdzono występowanie charakterystycznego nalotu tlenkowego (głównie tlenki żelaza), jako efektu procesu korozji, występującego zarówno w czasie eksploatacji łopaty, jak i po jej zdemontowaniu. Dominującym procesem zużycia występującym na powierzchni badanych łopat to erozja strefowa (lokalna). Widok charakterystycznej powierzchni łopaty po eksploatacji w niskoprężnej strefie turbiny parowej na krawędzi natarcia w jej górnej strefie przedstawiono na rys. 3.15. Procesy erozji prowadzą do bardzo szybkiej degradacji w strefie powodują krawędzi natarcia, które powstawanie charakterystycznego "uskoku geometrycznego" w postaci zmniejszenia przekroju łopaty, co w konsekwencji wpływa na powstanie niebezpiecznej strefy przekroju krytycznego, który ma bardzo istotny wpływ na degradacyjne procesy niszczenia (pękania zmęczeniowego). Na jednej z łopat stopnia NP w strefie poniżej obszaru zahartowanego stwierdzono pekniecie rozprzestrzeniające się w głąb materiału [65, 77, 79].

Łopatki turbiny parowej – wykonywane sa zwykle ze stali 1.4923 (X22CrMoV12-1) a pracują w niekorzystnych warunkach (wysokie ciśnienie, wysoka temperatura, para), przenoszą duże obciążenia dynamiczne oraz statyczne i są jednocześnie narażona m.in. na erozyjne zużycie warstwy wierzchniej oraz zmęczenie materiału [55, 77]. Zużycie erozyjne łopat turbiny parowej, a w szczególności ostatniego stopnia w części niskoprężnej turbiny (NP), są z reguły w pierwszym etapie eksploatacji znikome, wraz ze wzrostem czasu pracy erozyjne ubytki materiału mogą stać się na tyle znaczne, że powodują zmniejszenie przekroju poprzecznego łopat, a co za tym idzie spadek sprawności całej turbiny, a nawet w przypadku wystąpienia pękniecia i oderwania fragmentu lopaty może doprowadzić do uszkodzenia całej turbiny gdy ulegnie. Zużycie łopat oprócz zmniejszenia sprawności powoduje także niewyrównoważenie turbiny (różne zużycie łopat), zakłócenia w pracy wirnika, a także wzrost naprężeń mogacy doprowadzić do poważnych uszkodzeń nie tylko łopatek, ale także innych podzespołów turbiny (np. w przypadku oderwania fragmentu). Z przeprowadzonych badań własnych oraz analizy literatury wynika ze powierzchnia łopat jest narażona na zużycie, głównie w strefie krawędzi natarcia łopaty turbiny parowej (rys. 3.15). Największa intensywność zużywania występuje na końcu krawędzi łopaty (na krawędzi natarcia i w dolnej strefie łopaty), pomimo zahartowanej strefy (fragmentu łopaty) występuje tam największa prędkość liniowa. W kilku przypadkach poza erozją stwierdzono również pęknięcie rozchodzące się w głąb materiału (rys. 3.16) [51].



Rys. 3.15. Widok powierzchni łopaty po eksploatacji w niskoprężnej strefie turbiny parowej na krawędzi natarcia w jej górnej strefie, 1 - koniec krawędzi natarcia; 2 – granica strefy zahartowanej krawędzi natarcia, a) zdjęcie makro, b, c) zdjęcia wykonano na mikroskopie optycznym [77, 80]



Rys. 3.16. Widok powierzchni łopaty po eksploatacji w niskoprężnej strefie turbiny parowej w obszarze zakończenia strefy zahartowanej z widocznym pęknięciem, powiększenie x20 [77, 80]

Stwierdzono, że w wyniku procesu eksploatacji wystąpiły ubytki materiału sięgające nawet na głębokość kilkuset mikrometrów, maksymalne stwierdzone zużycie wynosi nawet ok. 930 µm (rys. 3.17). W konsekwencji powoduje to pogorszenie wyrównoważenia łopat, w tym również wirnika, a także zaburzenia w przepływie strugi pary przesyconej w niskoprężnej strefie turbiny [77].



Rys. 3.17. Widok powierzchni oraz przekroju poprzecznego wycinka łopaty po eksploatacji w niskoprężnej strefie turbiny parowej [77, 80]

Zużycie erozyjne występuje głównie na krawędzi natarcia spowodowane jest to poprzez uderzenie łopatek o krople wody powstałe z pary wodnej w strefie ostatniego stopnia strefy niskoprężnej turbiny. Widok łopatki nowej oraz po eksploatacji przedstawiono na rys. 3.18. Łopata po eksploatacji ma na swojej powierzchni widoczne przebarwienia (produkty korozji) oraz widoczne ślady zużycia krawędzi natarcia, a łopata nowa ma metaliczny kolor.



Rys. 3.18. Widok łopaty strefy NP turbiny parowej nowej oraz po eksploatacji

3.3. Podsumowanie

W turbinach parowych w trakcie eksploatacji przepływa para, której parametry (temperatura, ciśnienie, prędkość) zmieniają się w trakcie przepływu przez kolejne strefy turbiny. Łopaty turbiny parowej w strefach niskoprężnych (gdzie zaczyna się obszar pary mokrej) mają bezpośredni kontakt z kroplami cieczy, powstałymi w wyniku spontanicznej kondensacji pary. Problem zużycia łopatek wirnikowych występuje głównie w obszarach najdalej oddalonych od części mocującej do wału, co jest spowodowane największą prędkością liniową.

Zmiany kształtu łopaty przez zużycie powoduje zmiany parametrów pracy turbiny, które mogą prowadzić do zwiększania sił wzbudzających drgania wirnika i powodować uszkodzenie - głównie łopat.

Zużycie łopat jest funkcją właściwości powierzchniowych materiału, a dla poprawy odporności na zużycie takiego materiału istnieje potrzeba modyfikacji warstwy wierzchniej. Modyfikacja łopat może polegać na zmianie właściwości poprzez obróbkę cieplną (np. hartowanie), osadzeniu wstawek np. twardszego i odpornego na zużycie materiału, wytwarzaniu na materiale podstawowym warstw lub powłok ochronnych.

Wśród omówionych możliwości uszkodzenia łopat turbin parowych szczególnie niebezpieczne jest zużycie erozyjne, które może spowodować inne rodzaje zużycia jak np. zmęczeniowe. Dlatego w niniejszej pracy poświęcono znaczną uwagę na zwiększenie odporności na zużycie erozyjne łopaty.

Wytworzenie warstw ochronnych metodą LMD (laserowe osadzania metalu) może być procesem produkcyjnym do osiągnięcia wzrostu odporności na erozję. W licznych publikacjach naukowych wykazano, że parametry laserowego osadzania metalu mają znaczący wpływ na właściwości wytworzonych materiałów [3, 10, 13, 19, 49, 52]. Analiza literatury wykazała, że jest możliwe zastosowanie technologii LMD do wytwarzania warstw wierzchnich na powierzchniach łopat parowych turbin energetycznych. Wytworzenie warstwy krawędziowej ochronnej metodą LMD daje możliwość zmniejszenia zużycia łopat turbin parowych, a tym samym zwiększyć czas eksploatacji turbin parowych.

4. Geneza, cel i zakres pracy

Wzrost wymagań stawianych przez przemysł nowoczesnym materiałom konstrukcyjnym, narażonym na działanie szkodliwych czynników zewnętrznych powoduje, że nieustannie trwają prace nad nowymi rozwiązaniami projektowymi i technologicznymi umożliwiającymi realizację postawionych założeń. Bardzo często na materiałach bazowych wytwarzane są warstwy powierzchniowe różnymi metodami inżynierii powierzchni (obróbka cieplna, cieplno chemiczna, technologie PVD/CVD), a także napawaniem lub natryskiwaniem warstw metodą metalizacji natryskowej, anodowaniem, technikami jarzeniowymi czy metalizacji zanurzonej.

Trwałość elementów maszyn i urządzeń jest związana z parametrami eksploatacyjnymi, których wzrost powoduje przyśpieszone zużycie. Analiza przyczyn zużycia elementów maszyn i urządzeń wykazuje, że ok. 50% elementów ulega zużyciu ściernemu, 15% adhezyjnemu, 15% zmęczeniowemu, 5% w wyniku korozji, a 14% wskutek łącznego działania tych procesów zużycia [53, 77, 81-83].

Wymogi rynku wymuszające poszukiwania materiałów o nowych/lepszych właściwościach warstwy wierzchniej skutkowały uczestnictwem Autora rozprawy w pracach badawczych na temat diagnostyki oraz produkcji i regeneracji elementów funkcjonalnych turbin parowych pt. Innowacyjne laserowe metody diagnostyki oraz technologie naprawy lopatek turbin parowych projekt nr POIG.01.04.00-24-101/13 - kierownik projektu dr inż. Wojciech Napadłek oraz projektu Innowacyjna technologia laserowego napawania, hartowania i ablacyjnego strukturyzowania w procesach wytwarzania elementów podzespołów turbin funkcjonalnych parowych energetycznych nr projektu PBS3/B5/37/2015 - kierownik pracy dr inż. Wojciech Napadłek co z kolei zaowocowało powstaniem niniejszej rozprawy doktorskiej.

Tematyka rozprawy doktorskiej jest związana z ww. projektami badawczymi, a zastosowanie proszku HS6-5-2c (oznaczenie wg ISO 4957) na warstwy wierzchnie w procesie produkcji łopatek turbiny parowej daje duże szanse na uzyskanie warstw o znacznie lepszych właściwościach użytkowych w porównaniu do obecnie stosowanych, a zainteresowanie firm na wdrożenie przemysłowe rozwijanej technologii czynią uzasadnionym podjęcie takiej tematyki naukowej, badawczej i rozwojowej. Rozprawa ta wpisuje się także w prace badawcze, które od wielu lat są wykonywane w Instytucie Pojazdów i Transportu Wydziału Inżynierii Mechanicznej Wojskowej Akademii Technicznej. Niniejsza praca jest więc kontynuacją wcześniejszych projektów badawczych oraz badań nad wpływem wytworzonych poprzez napawanie laserowe warstw na trwałość elementów maszyn. Celem naukowym niniejszej pracy jest określenie wybranych właściwości użytkowych systemu warstw (napoin) wytworzonych technologią laserową Laser Metal Deposition (LMD) z wykorzystaniem proszku stopowego HS6-5-2c na podłożu stali 1.4923 stosowanej m.in. do produkcji lopat turbin parowych.

Natomiast celem aplikacyjnym pracy jest opracowanie procesu wytwarzania napoin technologią laserową Laser Metal Deposition (LMD) z proszku HS6-5-2c na podłożu stali 1.4923 w obszarze najbardziej narażonym na zużycie erozyjne krawędzi natarcia łopaty części niskoprężnej turbiny parowej.

Przyrostowe napawanie laserowe może być obarczone wieloma trudnościami, takimi jak brak właściwego połącznia z podłożem, pęknięcia, zbyt duże wymieszanie napoiny z podłożem, zmiany zachodzące w materiale podłoża, uzyskanie warstw porowatych, uzyskanie wysokich naprężeń wewnętrznych, czy zbyt dużym rozwinięciem powierzchni lica napoiny.

Zakres niniejszej pracy obejmuje dobór parametrów wytwarzania systemów warstwowych w procesie napawania przyrostowego technologią laserową LMD oraz badanie ich wybranych właściwości użytkowych, tj. napoin wytworzonych techniką laserową z proszku HS6-5-2c), przyczyniając się do poszerzenia wiedzy, mogącej w przyszłości zaowocować wymiernymi korzyściami ekonomicznymi, wpływając tym samym na poprawę bezpieczeństwa energetycznego i konkurencyjności gospodarki. W trakcie doboru parametrów wytwarzania warstw wierzchnich (przyrostowego napawania) zwracano szczególną uwagę na dobre połącznie napoin z materiałem podłoża, jednorodność i twardości napoin oraz topografię powierzchni napoin/warstw tak, aby naddatki na obróbkę mechaniczną mogły być jak najmniejsze.

Poprawa właściwości eksploatacyjnych warstw wierzchnich na stali 1.4923 może być uzyskana poprzez proponowaną technologię przyrostowego laserowego napawania LMD. Wyniki z przeprowadzonych eksperymentów naukowych i technologicznych zostaną wykorzystane do opracowania parametrów wytwarzania warstw wierzchnich na wskazanej w pracy stali.

Dobór parametrów wytwarzania warstw z proszku HS6-5-2c będzie polegał na wykonaniu napoin przy różnych parametrach (moc lasera, ilość podawanego proszku, prędkość przemieszczania głowicy/elementu, stopień nakładania na siebie kolejnych ściegów). Badania obejmować będą także zmiany w materiale podłoża (twardość,

45

mikrostruktura) powstałe podczas wytwarzania warstw. Podczas dobierania parametrów napawania ocenie podlegać będzie m.in.:

- topografia lica napoiny,
- rozmiary napoiny,
- głębokość wtopienia,
- twardość napoiny,
- mikrostruktura napoiny i zmian w podłożu,
- rozkład składu chemicznego w napoinie,
- stan naprężeń własnych,
- porowatość i nieciągłości połączenia napoin z podłożem.

W kolejnym etapie warstwa wytworzona z dobranymi parametrami napawania zostanie porównana z wybranymi właściwościami materiału podłożą tj. stali 1.4923 w stanie po "hartowaniu" (hartowaniu objętościowym z temp. 1030°C i niskim odpuszczaniu w temp. 190°C) oraz po "obróbce cieplnej" (hartowaniu objętościowym z temp. 1030°C i wysokim odpuszczaniu w temp. 630°C w czasie 2h). Wykonane zostaną następujące badania porównawcze:

- właściwości mechanicznych (próba rozciągania, próba trójpunktowego zginania, pomiar udarności),

- badania odporności na erozję,
- badania odporności na korozję.

Konkurencyjność proponowanego rozwiązania technologicznego w stosunku do konwencjonalnych metod wytwarzania łopatek turbin parowych stosowanych współcześnie w warunkach przemysłowych, polega na zastosowaniu warstw wierzchnich z proszku HS6-5-2c wytworzonych przyrostową techniką laserową LMD, zastępując stosowanie nakładek (np. stellitowych) lub wytwarzania powłok ochronnych. Zastosowanie innowacyjnych i bardzo precyzyjnych technologii laserowego napawania pozwoli na poprawę właściwości wytworzonych technologicznych warstw wierzchnich oraz znacząco zwiększy czas eksploatacji turbiny. Jest to bardzo wymierna korzyść, zarówno technologiczna jak i ekonomiczna. Plan badań zaprezentowano na rys. 4.1.

46



Rys. 4.1. Plan badań własnych

5. Metodyka badań własnych

5.1. Metodyka wytwarzania napoin technologią LMD z proszku HS6-5-2c

Dobór parametrów wytwarzania napoin przyrostową technologią laserową LMD wykonano na dwóch stanowiskach 850R firmy OPTOMEC i TruLaser Cell 3008 firmy TRUMPF. Widok stanowisk zaprezentowano na rys. 5.1 i 5.2. Na rys 5.1 przedstawiono stanowisko 850R znajdujące się w Wojskowej Akademii Technicznej. Stanowisko wyposażone jest w iterbowy laser światłowodowy o mocy 1 kW, posiada dwa podajniki proszku. W urządzeniu jest możliwość sterowania przemieszczeniem w pięciu osiach. Sterowanie w płaszczyznach X-Y-Z odbywa się za pomocą przemieszczania głowicy, natomiast pochylenie i obrót wykonywany jest za pomocą stołu roboczego. Parametry urządzenia przedstawiono w tabeli 5.1.



Rys. 5.1. Stanowisko 850-R firmy OPTOMEC [84]

Tabela 5.1. Parametry techniczne urządzenia 850-R firmy OPTOMEC [84]

y	Obszar roboczy pracy [mm]	900x1500x900	
	Liczba podajników proszku	2	
	Typ lasera	IPG YLR – iterbowy laser światłowodowy	
netr	Moc lasera [W]	1000	
Paran	Atmosfera ochronna	argon (O_2 , $H_2O < 10$ ppm)	
	Wydajność [kg/h]	0,5	
	Dokładność pozycjonowania [mm]	0,25	
	Rozdzielczość liniowa [mm]	±0,25	

Drugie stanowisko na którym był prowadzony dobór parametrów wytwarzania to stanowisko TruLaser Cell 3008 firmy TRUMPF. Stanowisko pozwala na wytwarzanie warstw wierzchnich technologią przyrostową LMD, parametry lasera zaprezentowano w tabeli 5.2, a parametry komory roboczej w tabeli 5.3. Stanowisko znajduje się w Przemysłowym Instytucie Maszyn Rolniczych w Poznaniu.





Rys. 5.2. Stanowisko TruLaser Cell 3008 firmy TRUMPF, na którym wykonywano napawanie laserowe: a) widok stanowiska TruLaser Cell 3008, b) widok powierzchni komory roboczej

Nazwa parametru	TruLaser Cell 3008	
Długość fali	1020 nm	
Moc lasera	1000 W	
Minimalna średnica włókna światłowodu	50 μm	
Stabilizacja minimalnej wartości mocy	1%	
lasera		
Zakres mocy	1 - 1000 W	
Średnica wiązki lasera (na przedmiocie	0,3-7,5 mm (zalecane maks. 3,5) z uwagi na	
obrabianym)	ogniskowanie dyszy proszku (około 3 mm)	

Tabela 5.2. Parametry stanowiska TruLaser Cell 3008 firmy TRUMPF

Tabela 5.3. Parametry komory roboczej stanowiska TruLaser Cell 3008 firmy TRUMPF

Zakres pracy	TruLaser Cell 3008
Oś X	800 mm
Oś Y	500 mm
Oś Z	400 mm
Oś B	+/- 135°
Oś C	n x 360°
Tolerancja pozycji	0,015 mm
Maksymalne prędkości X, Y, Z,	30 m/min

Dobór optymalnych parametrów wytwarzania warstw uzyskano poprzez wykonywanie napoin o różnych konfiguracjach następujących parametrów:

- gęstość mocy wiązki laserowej [W/mm²],

- prędkość przemieszczania napawanego elementu/głowicy [mm/min],

- wydatek podawanego proszku [g/min].

Dobór parametrów wytwarzania wykonano na próbkach płaskich o wymiarach 30 x 30 x 200 mm. Próbki na materiał podłoża wykonano z stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym (hartowanie i odpuszczanie w temp. 630°C przez 2 h).

Widok próbki do wytwarzania napoin podczas doboru parametrów przedstawiono na rys. 5.3.



Rys. 5.3. Widok próbki do wytwarzania napoin techniką LMD podczas doboru parametrów

Podczas oceny uzyskanych napoin brano pod uwagę:

- a) topografię powierzchni lica napoiny,
- b) wymiary geometryczne napoiny,
- c) głębokość wtopienia,
- d) udział materiału podłoża w napoinie,
- e) porowatość,
- f) twardość (napoiny, strefy wtopienia, SWC oraz materiału podłoża),
- g) mikrostrukturę,
- h) skład chemiczny,
- i) pęknięcia i wady spawalnicze.

Dobrane parametry wytwarzania przyrostowego metoda LMD napoin z proszku HS6-5-2c na podłożu stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym przedstawiono w dalszej części pracy tj. w pkt. 7.1.

5.1.1. Metodyka oceny topografii powierzchni

Obserwację topografii powierzchni prowadzono na mikroskopie optycznym Keyence VHX 1000 ze światłowodową transmisją obrazu przedstawionym na rys. 5.4. Obserwacje prowadzono przy powiększeniach od 20 do 1000 razy, a w charakterystycznych obszarach wykonywano dokumentację zdjęciową. Podczas obserwacji topografii powierzchni oceniano jednorodność wykonanej napoiny, określano szerokość i wysokość uzyskanego ściegu oraz poszukiwano widocznych wad np. pęknięć. Wyniki uzyskane podczas badań zawarto w dalszej części pracy tj. pkt. 7.1.



Rys. 5.4. Stanowisko do oceny topografii powierzchni oraz mikrostruktury: mikroskop optyczny Keyence VHX 1000 ze światłowodową transmisja obrazu

5.1.2. Metodyka badania twardości

Twardość materiału wyjściowego tj. stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym, po hartowaniu oraz materiału z napoiną przeprowadzono na przekrojach poprzecznych metodą Vickersa przy sile obciążającej 0,981 N (HV0,1). Pobrane wycinki materiału inkludowano w żywicy termoutwardzalnej, a następnie szlifowano i polerowano. Twardość materiału mierzono twardościomierzem FLC – 50A przedstawionym na rys. 5.5. Zakres pomiarowy twardościomierza wynosi od HV0,05 do HV50. Odczyt pomiaru dokonywano za pomocą kamery umieszczonej w twardościomierzu i komputera z oprogramowaniem kompatybilnym z twardościomierzem. Na materiale stali wykonywano po trzy serie pomiarowe składające się z 10 odcisków w losowo wybranych miejscach. Minimalne odległości między odciskami wynosiły 0,5 mm, a pomiary rozpoczynano min. 0,1 mm od krawędzi próbki.



Rys. 5.5. Stanowisko do pomiaru twardości (twardościomierz FLC- 50A)

Na próbkach ze stali 1.4923 z wytworzoną technologią LMD napoiną z proszku HS6-5-2c wykonywano pomiary twardości wg schematu zaprezentowanego na rys. 5.6. Pomiary twardości wykonywano od powierzchni napoiny w głąb materiału (w kierunku materiału rodzimego) linia A-A' oraz w trzech strefach w wytworzonej warstwie: przy powierzchni (linia B-B' – ok. 50 μ m od powierzchni), w środku napoiny (linia C-C') oraz przy materiale podłoża (linia D-D' – ok. 50 μ m od podłoża). Pomiar wzdłuż linii A-A' prowadzono od powierzchni napoiny (rozpoczynano ok. 50 μ m od powierzchni napoiny) do ok. 2 mm w głąb materiału podłoża tak, aby sprawdzić jak zmienia się twardość w materiale podłoża (m. in. w strefie wpływu ciepła - SWC).



Rys. 5.6. Schemat metodyki pomiaru rozkładu twardości w przekroju poprzecznym systemu warstwowego (SW – napoina) w wytworzonych technologią LMD na stali 1.4923 (linia A-A') oraz w samej napoinie (linie B-B', C-C', D-D')

Wyniki pomiarów były rejestrowane za pomocą komputera pomiarowego i zapisywane do formatu programu Excel. Na podstawie uzyskanych wyników badań zbudowano wykresy, które przedstawiono w dalszej części pracy tj. w pkt. 6.3 oraz w pkt. 7.1. Wyniki badań przedstawiono w formie tabel i wykresów, taka forma pozwala w łatwy sposób ocenić poziom oraz zakres zmian twardości w materiale napoiny, w strefie przejściowej oraz w materiale podłoża.

5.1.3. Metodyka badania mikrostruktury

Badanie mikrostruktury przeprowadzono na zgładach metalograficznych wykonanych na przekrojach poprzecznych stali 1.4923 oraz wybranych próbek po wytworzeniu napoin metodą LMD. Do przygotowania zgładów wykorzystano przecinarkę (rys. 5.7), automatyczną prasę do inkludowania Opal 410 firmy ATA (rys. 5.8a) oraz talerzową szlifierko-polerkę Saphir firmy ATA (rys. 5.8b). Mikrostrukturę badanych próbek ujawniono poprzez trawienie chemiczne odczynnikiem o nazwie Kallings (50 ml CH₃OH, 50 ml HCl, 5g CuCl). Obserwację prowadzono na mikroskopie optycznym Keyence VHX 1000 (rys. 5.9) przy powiększeniach od 20 do 1000 razy. Badania strukturalne przeprowadzono na warstwach napawanych laserowo z wybranymi parametrami napawania. Warstwa po napawaniu laserowym (rys. 5.10) składała się z trzech stref: napoiny, w skład której wchodzi przetopiony materiał napawany, strefy przejściowej (SP) składającej się z przetopionego materiału podłoża częściowo wymieszanego z materiałem napoiny oraz z obszaru SWC (strefy wpływu ciepła) o zmienionej mikrostrukturze materiału podłoża w wyniku oddziaływania ciepła. Analizie mikrostruktury poddano każdą z tych stref oraz materiał podłoża poprzez obserwację (wykonywanie zdjęć) powierzchni przekrojów poprzecznych w każdej z wymienionych stref.



Rys. 5.7. Uniwersalna przecinarka do materiałów konstrukcyjnych Brillant 200 firmy ATA



Rys. 5.8. Stanowiska do przygotowywania zgładów metalograficznych: a – automatyczna prasa do inkludowania Opal 410 firmy ATA, b – talerzowa szlifierko-polerka Saphir firmy ATA

Wyniki oceny mikrostruktury materiału podłoża oraz wytworzonych napoin przedstawiono odpowiednio w rozdziale 6.2 oraz 7.1.



Rys. 5.9. Stanowisko do obserwacji mikrostruktury: mikroskop optyczny Keyence VHX 1000



Rys. 5.10. Schemat napawanej laserowo warstwy składającej się z trzech stref: napoiny, strefy przejściowej, z obszaru o zmienionej strukturze w wyniku oddziaływania źródła ciepła SWC (strefy wpływu ciepła) oraz materiału podłoża (rodzimego)

5.1.4. Metodyka badania składu chemicznego

Badania składu chemicznego wykonano przy pomocy mikroskopu skaningowego Philips XL 30 ze spektrometrem rentgenowskim i przystawką "EDAX" przedstawionego na rysunku nr 5.11. Określenie składu chemicznego materiału podłoża (martenzytycznej stali 1.4923) i napoiny wykonywano w obszarach oraz przeprowadzono analizę liniową zmiany składu chemicznego w płaszczyźnie prostopadłej do kierunku napawania. Na wybranych próbkach wykonano tzw. mapping w obszarze połączenia materiału podłoża i napoiny obrazujący zmiany składu chemicznego w analizowanym obszarze.

Wyniki analizy składu chemicznego materiału podłoża i wytworzonych napoin przedstawiono w rozdziale 6.4 oraz 7.1.



Rys. 5.11. Mikroskop skaningowy PHILIPS XL 30 z przystawką "EDAX" wykorzystany do obserwacji: mikrostruktury, topografii powierzchni oraz do pomiaru składu chemicznego w mikroobszarach

5.1.5. Metodyka badania składu fazowego

Skład fazowy określano na dyfraktometrze rentgenowskim Seifert XRD 3003 TT przedstawionym na rys. 5.12. Dyfraktometr Seifert XRD 3003TT pozwala na pracę z wiązką liniową, bądź po zastosowaniu kolimatorów o średnicach 0,5; 1 lub 2 mm z ogniskiem punktowym. Goniometr MZ4E umożliwia pracę w trybie symetrycznym bądź asymetrycznym Theta – Theta. Układ optyczny z detektorem scyntylacyjnym wyposażony jest w monochromator grafitowy ograniczający promieniowanie K β . Podstawowe parametry pracy dyfraktometru Seifert XRD 3003 TT przedstawiono w tabeli 5.4.

	Maksymalna moc	3,5 kW		
Conceptor recipioni	Napięcie	2-60 kV		
rentgenowskich	Natężenie	2-80 mA		
Tentgenowskien	Lampa	Cu (2,2 kW) lub Co (1,8 kW)		
	Stabilność	< 0,01% dla zmian zasilania < 10%		
	Osłona lampy	zasuwa elektromagnetyczna		
	Tryb skanowania	Θs/Θd połączony lub Θs, Θd niezależny		
	Promień goniometru	170-300 mm		
Goniometr	Zakres pomiaru	2Θ: 0 do 165°		
	Minimalny krok	0,0005°		
	Monochromator	Grafitowy ograniczający promieniowanie		
	Wohoemomator	Κβ		
Detektor	Тур	Licznik scyntylacyjny		
Detektor	Wysokie napięcie	0-1500 V		

Tabela. 5.4. Podstawowe parametry pracy dyfraktometru Seifert XRD 3003 TT [85]

W trakcie analizy stosowano krok skanowania 0,0033°, prędkość skanowania 0,014°/s, lampa Cu (długość promieniowania $K_{\alpha 1} = 1,79$ Å filtrowane filtrem Fe). Identyfikację fazową wykonano w oparciu o położenie refleksu i jego intensywność. Analiza danych polegała na porównaniu otrzymanych obrazów dyfraktometrycznych badanej próbki z obrazami jednofazowych materiałów wzorcowych uzyskanymi drogą obliczeń teoretycznych lub badań doświadczalnych. Wyniki analizy składu fazowego materiału podłoża i wytworzonych napoin przedstawiono w rozdziale 6.5 oraz 7.2 pracy.



Rys. 5.12. Dyfraktometru rentgenowski Seifert XRD 3003 TT

5.1.6. Metodyka badania strefy wtopienia

Strefę wtopienia określano za pomocą % udziału materiału podłoża w napoinie (UMP). Wartość UMP określano na podstawie zdjęć wykonanych na zgładach metalograficznych w poprzecznych przekrojach materiału podłoża z napoiną. Udział materiału podłoża w napoinie obliczono wg wzoru (5.1) [11]:

$$UMP = \frac{F_w}{F_w + F_n} \cdot 100\%$$
(5.1)

gdzie:

Fw - pole powierzchni przekroju wtopienia napoiny,

Fn – pole powierzchni przekroju nadlewu napoiny.

UMP określano dla wybranych wariantów wytwarzania (które rokowały zastosowanie na wyrób finalny). Powierzchnie wtopienia (Fw) oraz napoiny (Fn) określono na mikroskopie optycznym Keyence VHX 1000. Obliczenie wielkości pola przekroju poszczególnych części napoiny dokonano przy użyciu programu graficznego, tworząc obrys napoiny i strefy przetopionej na podstawie różnicy kontrastów tych stref. Schemat pomiaru zaprezentowano na rys. 5.13, a przykład pomiaru na rys. 5.14. Powierzchnie napoiny (Fn) określano jako powierzchnia, o którą zwiększyła się objętość przekroju poprzecznego po napawaniu, a powierzchnię wtopienia (Fw) określaną jako obszar na przekroju w którym uzyskano zmianę składu chemicznego materiału podłoża.



Rys. 5.13. Sposób określania udziału materiału podłoża (UMP) w napoinie: F_n - pole powierzchni przekroju nadlewu napoiny; F_w - pole powierzchni przekroju wtopienia napoiny [11]



Rys. 5.14. Schamat pomiaru: a) pola powierzchni przekroju nadlewu napoiny (F_{n}) oraz b) pola przekroju wtopienia napoiny (F_{w})

W trakcie obserwacji przekrojów poprzecznych napoin wykonano zdjęcia na których zmierzono i określono średnią wysokość i szerokość napoiny oraz głębokość wtopienia i szerokość strefy wpływu ciepła. Schemat metodyki pomiaru charakterystycznych wymiarów geometrycznych napoiny i strefy wpływu ciepła przedstawiono na rys. 5.15. Wyniki uzyskane w trackie badania strefy wtopienia zawarto w rozdziale 7.1 pracy.



Rys. 5.15. Schemat metodyki pomiaru charakterystycznych wymiarów geometrycznych napoiny i strefy wpływu ciepła

5.1.7. Metodyka badania naprężeń własnych

Jedną z metod pomiaru naprężeń własnych materiału tj. takich, które występuja w materiale jako pozostałość po różnych zabiegach obróbki cieplnej, cieplno-chemicznej czy $\sin^2 \psi$ polegająca na pomiarze mechanicznej jest metoda zmiany odległości międzypłaszczyznowych w sieci krystalicznej materiału w funkcji sinusa kąta pochylenia względem wiązki promieniowania. Pomiar naprężeń własnych dokonywany jest na płaskiej powierzchni próbki. Uzyskane metodą dyfrakcji rentgenowskiej eksperymentalne odległości międzypłaszczyznowe d_{hkl} oraz stałe elastyczne dla badanego materiału stanowią dane wejściowe do wyznaczenia wartości naprężeń własnych. Ustalanie parametrów pomiaru jak i znajdywanie położeń linii dyfrakcyjnych przy założonych kątach w realizowane było w oparciu o program XRD Commander oraz EVA dla analizy fazowej, w który wyposażona jest stosowana aparatura badawcza. Pomiary naprężeń tą metodą powinno wykonywać się na wysokim kącie, gdyż w tym przypadku efekt przesunięcia pików jest widoczny, a otrzymane wyniki miarodajne z rzeczywistym stanem naprężeń panujących w materiale.

Do pomiarów wykorzystano dyfraktometr rentgenowski Bruker D8 Discover (rys. 5.16) wyposażony w lampę Co (długość promieniowania $K_{\alpha 1} = 1,79$ Å filtrowane filtrem

Fe), pracujący w geometrii wiązki punktowej. Rejestrowano pik dyfrakcyjny (211) żelaza α w zakresie kąta 2 Θ 97° ÷ 102°– czas zliczania jednego punktu pomiarowego 5s, krok $\Delta\Theta$ 0,02°. Pik zapisywano dla pozycji φ 0, 45 oraz 90° oraz wartości ψ 0 – 60° ($\Delta\psi$ = 10°). W przypadku analizowanych próbek przyjęto następujące wartości stałych: E = 210 GPa, γ = 0.3.



Rys. 5.16. Dyfraktometr rentgenowski Bruker D8 Discover [86]

Analizie poddano próbki sześcienne o wymiarach ok. 15 mm ze stali 1.4923 po hartowaniu i niskim odpuszczaniu, stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym oraz stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym z napoiną z proszku HS6-5-2c wykonaną metodą LMD oznaczone w następujący sposób:

- stal 1.4923 po hartowaniu i niskim odpuszczaniu oznaczenie "H",
- stal 1.4923 po ulepszaniu cieplnym oznaczenie "W",
- stal 1.4923 po ulepszaniu cieplnym z napoiną z proszku HS6-5-2c oznaczenie "N".

W przypadku próbek "H" i "W" pomiary wykonano w środkowej części próbek na przygotowanych powierzchniach przed obróbką cieplną. W próbce z napoiną badania naprężeń przeprowadzono w napoinie z proszku HS6-5-2c oraz w podłożu (stali 1.4923) pod napoiną w dwóch miejscach w odległości ok. 2 i ok. 5 mm od napoiny, schematycznie przedstawiono to na rys. 5.17.



Rys. 5.17. Obszary pomiaru naprężeń własnych: a) na próbkach ze stali 1.4923 po hartowaniu (H) i ulepszaniu cielnym (W) oraz b) dla próbek z napoiną

Wyniki pomiaru naprężeń własnych stali 1.4923 w stanie po hartowaniu, po ulepszaniu cieplnym oraz napoiny z proszku HS6-5-2c wytworzonej technologią LMD i stali 1.4923 ulepszonej cieplnie po napawaniu zawarto w rozdziale 7.3.

5.1.8. Metodyka badań nieniszczących

Wytworzone warstwy (napoiny) poddano badaniom nieniszczącym wykorzystując metodę prądów wirowych. Metoda prądów wirowych jest stosowana do wykrywania nieciągłości powierzchniowych i wad podpowierzchniowych wykorzystując zjawisko indukcji elektromagnetycznej. Głębokość wnikania prądów wirowych zależny od przewodności elektrycznej materiału, przenikalności magnetycznej, wymiaru i kształtu obiektu oraz częstotliwości pobudzania prądów wirowych. Metoda prądów wirowych jest z powodzeniem wykorzystywana w badaniu m.in. rurek, den zbiorników, szyn, a także kontroli różnego rodzaju podzespołów na liniach produkcyjnych oraz weryfikacji technicznej części po eksploatacji i regeneracji. Zastosowanie prądów wirowych pozwala wykryć ubytki w grubości ścianek (ze wskazaniem ich położenia od wewnątrz lub zewnątrz) powstałe w wyniku erozji lub korozji oraz deformacje, pęknięcia, perforacje i wtrącenia obcego materiału [87-89].

Badanie metodą prądów wirowych polega na wytworzeniu w warstwie powierzchniowej badanego obiektu prądów wirowych w obszarze oddziaływania na obiekt szybkozmiennego pola magnetycznego, wytwarzanego przez przetworniki indukcyjnościowe [87, 90].

61

Zaletą metody badań nieniszczących jest możliwość bardzo szybkiego określania czy w wytworzonych warstwach występują nieciągłości takie jak np. pory i pęknięcia, które mogą być przyczyną uszkodzenia wytworzonej warstwy i/lub podłoża. Badania metodą prądów wirowych wykonuje się bez konieczności niszczenia materiału, co jest bardzo istotne w przypadku wytwarzania łopat turbiny parowej [91-92]. Zaproponowana metoda badania może być z powodzeniem stosowana do kontroli wytworzonych łopat, tak aby wyeliminować ryzyko przekazania do eksploatacji łopaty z wadami podpowierzchniowymi, które mogą pojawić się podczas wytwarzania, a podczas eksploatacji być przyczyną poważnej awarii turbiny parowej. W trakcie realizacji niniejszej pracy badania nieniszczące metodą prądów wirowych wykonano na defektoskopie Olympus Nortec 600 przedstawionym na rys. 5.18, a widok ww. defektoskopu podczas badania wybranej próbki zawarto na rys. 5.19.



Rys. 5.18. Defektoskop Olympus Nortec 600



Rys. 5.19. Defektoskop Olympus Nortec 600 podczas badania warstwy wytworzonej z proszku HS6-5-2c metodą LMD na podłożu stali 1.4923

Ocenę występowania nieciągłości w napoinie wykonano z zastosowaniem trzech typów przetworników (sond) stykowych: ML/100-500kHz/A/90.5/6, WLD-5-63/7L oraz NEC-2236/7L. Dwa pierwsze przetworniki pracowały przy częstotliwości 500 kHz co umożliwiało uzyskanie wysokiej czułości wskazań dla nieciągłości powierzchniowych. Trzeci przetwornik był zasilany prądem o częstotliwości 5 kHz co pozwalało na wykrywanie nieciągłości podpowierzchniowych. Przed wykonaniem badania dla każdego przetwornika dobrano parametry pomiaru i wykonano kalibrację z zastosowaniem wzorca SRSM-51020S-WLD ze sztucznymi nieciągłościami o głębokościach 2,0 mm, 1,0 mm i 0,5 mm. Parametry pomiaru dla stosowanych sond zamieszczono w tabeli 5.5.

Parametr	Sonda ML/11-500 kHz /4/90 5/6	Sonda WLD-5- 63/7I	Sonda NEC-2236/7L
Częstotliwość	KIIZ // 0/0.5/0	03/7L	5.0
pomiaru [kHz]	500	500	
Kąt fazowy [°]	31,6	168,7	245,0
HPOS [%]	50	50	20
VPOS [%]	20	20	20
Filtr LO PASS [Hz]	100	100	100
Filtr HI PASS [Hz]	OFF	OFF	OFF
GAIN H [dB]	50,3	74,0	63,3
GAIN V [dB]	59,4	68,7	76,3

Tabela 5.5. Parametry pomiaru nieciągłości metodą prądów wirowych

Przy tych samych parametrach wykonano badanie napoiny. W celu uniknięcia wpływu geometrii próbki (efekt krawędziowy) pomiary wykonywano w odległości większej niż 2 mm od brzegu przy różnych kierunkach przemieszczania sond. Wyniki uzyskane w trakcie badań metodą prądów wirowych zawarto w rozdziale 7.4 niniejszej pracy. Dane techniczne i najważniejsze funkcje defektoskopu Olympus Nortec 600 zawarto w tabeli 5.6.

Tabela 5.6. Dane techniczne i najważniejsze funkcje defektoskopu Olympus Nortec 600

Dane techniczne i najważniejsze funkcje			
zakres częstotliwości pracy: 10 Hz do 12 MHz;			
możliwość kalibracji sygnału (wzmocnienie i kąt fazowy) na zamrożonym ekranie;			
możliwość pomiaru przewodności;			
możliwość współpracy ze skanerami obrotowymi;			
możliwość pracy w trybie dwu-częstotliwościowym;			
automatyczne rozpoznawanie sond;			
3 sondy do badań powierzchniowych: 100 kHz – 500 kHz, 200 kHz – 1 MHz.			

5.2. Metodyka badań porównawczych próbek z warstwą wytworzoną technologią LMD i z materiału podłoża

Właściwości mechaniczne określone zostaną na podstawie statycznej próby rozciągania, próby zginania trójpunkowego oraz próby udarności. Właściwości określone zostaną dla: materiału podłoża stali 1.4923 w stanie po ulepszaniu cieplnym (po hartowaniu z temp. 1030°C i odpuszczaniu w temp. 630°C w czasie 2 h), po hartowaniu i niskim odpuszczaniu (po hartowaniu z temp. 1030°C i odpuszczaniu w temp. 190°C) oraz na próbkach z wytworzonym metodą LMD systemem warstwowym o grubości 0,5 mm z proszku HS6-5-2c na podłożu ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym.

5.2.1. Metodyka badania statycznej próby rozciągania

Statyczna próba rozciągania jest jedną z podstawowych metod badań właściwości mechanicznych materiałów konstrukcyjnych. Na podstawie wyników zarejestrowanych podczas próby można wyznaczyć szereg parametrów opisujących charakterystykę badanego materiału: wytrzymałość na rozciąganie, wyraźną granicę plastyczności / umowną granicę plastyczności, wartość naprężenia zrywającego, wydłużenie względne, przewężenie względne, a także stałe materiałowe w postaci modułu Younga oraz współczynnika Poissona [93-95]. Rozciąganie próbek przeprowadzono na maszynie wytrzymałościowej INSTRON 8501 (rys. 5.20) zaopatrzonej w odpowiednie szczęki pozwalające na zamocowanie badanej próbki, w dynamometr pozwalający na pomiar siły F działającej na próbkę oraz w czujnik przemieszczenia rejestrujący wydłużenie ΔL względem długości początkowej próbki. Widok kształtu próbek przygotowanych do statycznej próby rozciągania przedstawiono na rys. 5.21. Na rys. 5.22 przedstawiono widok próbek przygotowanych do statycznej próby rozciągania. Zamiast wydłużenia można rejestrować bezpośrednio odkształcenie przyjętego odcinka pomiarowego. W takim przypadku konieczne jest zastosowanie w układzie pomiarowym odpowiedniego ekstensometru. Maszyna wytrzymałościowa współpracuje z kontrolerem, który steruje przebiegiem próby oraz dokonuje akwizycji danych pomiarowych. Na rys. 5.23 przedstawiono widok próbki zmontowanej na stanowisku do statycznej próby rozciągania (INSTRON 8501). Na podstawie zarejestrowanych wartości siły F, wydłużenia próbki AL można wyznaczyć charakterystyki $\sigma = f(\varepsilon)$ dla badanych próbek, a kształt wykresu zależy od rodzaju materiału oraz wytworzonych warstw. Statyczną próbę rozciągania oraz kształt próbek wykonano zgodnie z normą PN-EN ISO 6892-1.



Rys. 5.20. Stanowisko do statycznej próby rozciągania (INSTRON 8501)



Rys. 5.21. Kształt próbek wykorzystanych do statycznej próby rozciągania gdzie: Lo - 30 mm, b_0 - 5 mm, a_0 - 2 mm, Lc - 65 mm, r - 8 mm, m - 10 mm, H - 14 mm [93]



Rys. 5.22. Widok próbek z materiału podłoża i z napoiną przygotowanych do statycznej próby rozciągania



Rys. 5.23. Próbka zmontowana na stanowisku do statycznej próby rozciągania (INSTRON 8501) podczas rozciągania

Próbki przed badaniami poddano pomiarom za pomocą mikrometru elektronicznego o dokładności odczytu 0,001 mm (dokładność pomiaru 0,002 mm). Wyniki badań statycznej próby rozciągania opisano w rozdziale 7.5.1 pracy, a pomiar przekroju poprzecznego próbek przedstawiono w tabeli 5.7. Grubość napoiny z proszku HS6-5-2c wytworzonej metodą LMD na podłożu stali 1.4923 na próbkach do statycznej próby rozciągania wynosiła ok. 0,5 mm.

Rodzaj próbki	Oznaczenie próbki	Grubość próbki [mm]	Szerokość próbki [mm]	Pole przekroju poprzecznego [mm ²]
	N1 (H1)	2,136	4,959	10,59
	N2 (H2)	2,146	4,973	10,67
Prooki z napolną	N3 (H3)	2,136	4,937	10,55
	N4 (H4)	2,113	4,967	10,50
	Н5	2,127	4,95	10,53
Dréhlri hartayyana	H6	2,129	4,953	10,54
Prooki nartowane	H7	2,129	4,975	10,59
	H8	2,117	4,992	10,57
	W1	2,17	4,963	10,77
Materiał po obróbce	W2	2,31	5,022	11,60
cieplnej	W3	2,154	4,968	10,70
	W4	2,2	5,023	11,05

Tabela 5.7. Wyniki pomiaru przekroju poprzecznego próbek przygotowanych do statycznej próby rozciągania

5.2.2. Metodyka badania zginania trójpunkowego

Próba zginania jest jedną ze statycznych metod określania właściwości wytrzymałościowych materiałów inżynierskich. Warunki przeprowadzania próby zginania ujęto w normie PN-EN ISO 7438. Może być ona wykonywana zarówno w temperaturze pokojowej (otoczenia), jak i w obniżonej lub podwyższonej temperaturze. Próbę zginania wykonuje się według schematu trój- lub czteropunktowego z rejestracją siły zginającej w funkcji strzałki ugięcia. Schemat trójpunktowego zginania zaprezentowano na rys. 5.24.

Wg schematu z rys. 5.24 obciążenie realizowane jest siłą P przyłożoną w środku belki, co wywołuje reakcje na podporach o wartości P/2. Największy moment zginający (Mg) wynosi (obliczany wg wzoru 5.2) [64, 93-94]:

$$M_g = \frac{Plo}{4} \tag{5.2}$$



Rys. 5.24. Schemat próby trój
punktowego zginania; $\rm l_o$ odległość między podporami (40 mm),
 P – siła przyłożona w środku belki [80]

W pracy próbę zginania realizowano na urządzeniu INSTRON 8501 (rys. 5.20). Zastosowano metodę zginania trójpunkowego, a badania wykonano wg normy PN-EN ISO 7438. Podpory oddalone były od siebie na odległość 40 mm. Próbki do badań wykonano w kształcie belek o przekroju prostokątnym 10 x 5 mm i długość 55 mm (rys. 5.25). Podczas badań próbka z podporą stykała się szerszym bokiem, a próbki z napoiną umieszczano tak, aby napoina stykała się także z podporami (rys. 5.26). Grubość napoiny z proszku HS6-5-2c wytworzonej metodą LMD na podłożu stali 1.4923 na próbkach do próby zginania wynosiła także ok. 0,5 mm.



Rys. 5.25. Kształt próbek do próby zginania (próbka z napoiną)



Rys. 5.26. Schemat próby zginania oraz ułożenie próbek z napoiną z proszku HS6-5-2c wykonaną metodą LMD na stali 1.4923 w trakcie badań

Widok próbek przygotowanych do badań zginania trójpunktowego zaprezentowano na rys. 5.27, a stanowisko i próbkę podczas zginania trójpunkowego na rys. 5.28. Na rys. 5.29 przedstawiono widok głowicy podczas zginania próbek w początkowym etapie badań (początek obciążenia) oraz w chwili pojawienia się pęknięcia na powierzchni rozciąganej próbki.



Rys. 5.27. Widok próbek przygotowanych do próby zginania trójpunktowego



Rys. 5.28. Stanowisko do próby zginania trójpunktowego (INSTRON 8501) podczas zginania próbki



Rys. 5.29. Widok głowicy stanowiska do próby zginania trójpunktowego podczas zginania próbek: a) na początku zginania, b) w chwili pojawienia się pęknięcia na powierzchni próbki

Próbki przed badaniami poddano pomiarom za pomocą mikrometru elektronicznego o dokładności odczytu 0,001 mm (dokładność pomiaru 0,002 mm). Wyniki otrzymane w trakcie pomiaru przedstawiono w tabeli 5.8.

Rodzaj próbki	Oznaczenie próbki	Grubość próbki [mm]	Szerokość próbki [mm]	Pole przekroju poprzecznego [mm ²]
	N1	5,177	9,987	51,70
Próbki z	N2	5,205	9,94	51,74
napoiną	N3	5,175	9,974	51,62
	N4	5,148	9,999	51,47
ר /11 י	H1	4,985	9,942	49,56
ProbK1	H2	5,026	9,828	49,40
nantowane	H3	5,005	9,799	49,04
	H4	4,972	9,938	49,41
D /11'	W1	4,921	10,124	49,82
Probki po	W2	4,951	10,148	50,24
cienlnei	W3	4,955	10,137	50,23
ciepinej	W4	4,922	10,161	50,01

Tabela 5.8. Wymiary próbek do badań zginania trójpunkowego

Prędkość ruchu głowicy obciążającej wynosiła 2 mm/min. W trakcie badań rejestrowano wartość przyłożonej siły oraz wartość ugięcia. Wyniki badań przedstawiono w dalszej części pracy tj. w pkt. 7.5.2.

5.2.3. Metodyka badania udarności

Badanie udarności wykonano zgodnie z normą **PN-EN ISO 148-1:2017-02** "Metale - Próba udarności sposobem Charpy'ego - Część 1: Metoda badania".

Próbki do badania udarności miały kształt prostopadłościanu, w centralnej części znajdował się karb w kształcie litery "V" (skrót – KCV). W przeprowadzonych badaniach zastosowano próbki o długość 55 mm i kwadratowym przekroju poprzecznym o boku 10 mm. W połowie długości znajdował się karb, którego zadaniem jest spiętrzanie naprężeń. Zastosowano karb w kształcie litery "V" o kącie 45°, głębokości 2 mm i promieniu zaokrąglenia jego dna wynoszącym 0,25 mm. Wymiary próbek przeznaczonych do badań udarności przedstawiono na rys. 5.30.



Rys. 5.30. Próbki do badania udarności z karbem "V" wg normy PN-EN ISO 148-1:2017-02 "Metale - Próba udarności sposobem Charpy'ego - Część 1: Metoda badania" [96]

Określenie udarności polega na złamaniu jednym uderzeniem młota wahadłowego próbki z karbem, podpartej swobodnie obydwoma końcami jak pokazano to na rys. 5.31. Energia zużyta na złamanie próbki wyrażona w dżulach jest miarą udarności badanego materiału. Widok stanowiska wykorzystanego podczas badań tj. młota udarowego Instron Wolpert PW30 zaprezentowano na rys. 5.32, a usytuowanie napoiny na próbce na rys. 5.33.



Rys. 5.31. Schemat usytuowania próbki na stanowisku badawczym



Rys. 5.32. Stanowisko wykorzystane do badań udarności: młot udarowy Instron Wolpert PW30



Rys. 5.33. Usytuowanie napoiny na próbkach do określenia udarności
Określenie rzeczywistych wymiarów próbek przygotowanych do badań udarności wykonano na mikroskopie pomiarowym. Przykład pomiaru na mikroskopie pomiarowym MWM o dokładności odczytu 0,002 mm przedstawiono na rys. 5.34. Widok przykładowych próbek do pomiaru udarności przedstawiono na rysunku 5.35.



Rys. 5.34. Widok próbki przeznaczonej do badań udarności podczas pomiaru wymiarów geometrycznych na mikroskopie pomiarowym MWM



Rys. 5.35. Widok przykładowych próbek przeznaczonych do badania udarności z napoiną (N) i bez napoiny

Wyniki pomiaru rzeczywistych wymiarów próbek przedstawiono w tabeli 5.9, a wyniki badania udarności i zdjęcia przełomów zawarto w punkcie 7.5.3 niniejszej pracy.

Rodzaj próbki	Oznaczenie próbki	Wysokość próbki [mm]	Wysokość karbu [mm]	Wysokość bez karbu [mm]	Szerokość próbki [mm]
	N1	10,012	1,692	8,320	9,985
Próbki z	N2	9,922	1,750	8,172	9,918
napoiną	N3	9,962	1,722	8,240	9,964
	N4	9,896	1,684	8,212	9,904
	H1	10,064	1,612	8,452	10,098
Próbki	H2	9,986	1,680	8,306	10,004
naitowane	H3	9,940	1,624	8,316	9,978
	H4	9,934	1,586	8,348	9,940
	W1	9,930	1,620	8,310	9,942
Próbki po	W2	9,922	1,618	8,304	9,934
cieplnei	W3	10,148	1,776	8,372	10,160
pj	W4	9,904	1,630	8,274	9,922

Tabela 5.9. Zestawienie wymiarów próbek do badania udarności

5.2.4. Erozja i metodyka badania odporności na erozję

Zużyciem erozyjnym nazywamy niszczenie materiału poprzez oddziaływanie strumienia cząstek padających na jego powierzchnię pod różnym kątem - może się on zmieniać od 0 do 90° w zależności od konstrukcji maszyny. Medium przenoszącym cząsteczki może być powietrze lub ciecz. Proces ten zależy od prędkości, twardości, wielkości, kształtu, masy cząstek oraz temperatury mieszaniny [97-98].

Erozja jest bardzo niekorzystnym i trudnym do przewidzenia zjawiskiem. Na taki rodzaj zużycia szczególnie narażone są różnego rodzaju maszyny przepływowe, rurociągi, a także łopatki turbin silników odrzutowych czy turbin parowych. Erozja przyczynia się do zmiany geometrii narażonych na nią elementów maszyn, co skutkuje skróceniem ich żywotności, zmniejszeniem sprawności, czy też poważną awarią [99].

W trakcie eksploatacji występujący proces erozji wywołuje stopniową degradację powierzchni oraz utratę masy erodowanych materiałów w wyniku wielokrotnego oddziaływania cząstek ciał stałych lub cieczy z powierzchnią elementów maszyn i urządzeń. Erozja powoduje uszkodzenia elementów maszyn i urządzeń w wielu gałęziach przemysłu m.in. lotniczym, energetycznym, chemicznym itp. Erozja generuje nie tylko straty ekonomiczne wywołane obniżeniem sprawności, ale może doprowadzić także do awarii i konieczności wymiany uszkodzonych elementów. Destrukcyjne oddziaływanie erozji wywołuje m.in. zmianę geometrii łopat turbin energetycznych, wiatrowych, elementów instalacji transportu pneumatycznego, uszkodzenia łopatek turbin silników odrzutowych, poszycia kadłubów samolotów lub łopat śmigłowców eksploatowanych w środowisku o dużym zapyleniu. Techniczne opanowanie tego problemu jest bardzo złożone i stawia przed badaczami i technikami ciągłe problemy [74, 98].

W celu prognozowania zużycia erozyjnego oraz skutecznego ograniczenia negatywnych skutków erozji należy rozpoznać mechanizmy oraz zjawiska fizykalne zachodzące podczas procesu erozji. Przebieg procesu erozji jest trudny do matematycznego zamodelowania, dlatego istotną rolę w prognozowaniu zużycia erozyjnego materiałów spełniają badania eksperymentalne. Badania takie umożliwiają precyzyjny dobór materiału o wymaganej odporności erozyjnej do konkretnej aplikacji w zależności od parametrów procesu erozji występujących w docelowych warunkach eksploatacji [49].

Pierwsze testy erozyjne były wykonane w roku 1904, jednak wyraźny rozwój nastąpił po II wojnie światowej. Najczęściej stosowane typy urządzeń testowych przedstawiono schematycznie na rys. 5.36. Układ pokazany na rys. 5.36a jest stosowany do badania erozji rur kotła energetycznego przez cząstki pyłów. Próbki są umieszczone wewnątrz tunelu aerodynamicznego prowadzącego medium gazowe zawierające cząstki pyłów. Układ pokazany na rys. 5.36b jest najczęściej stosowany. W ww. stanowisku przyspieszenie cząstek pyłu dokonuje się w dyszy zasilanej sprężonym gazem, a taki test jest przedmiotem normy ASTM G76. Wadą urządzenia jest brak możliwości jednoczesnego badania próbki oraz materiału porównawczego. W stanowisku badawczym pokazanym schematycznie na rys. 5.36c zużycie erozyjne jest powodowane przez luźne ścierniwo spadające swobodnie z określonej wysokości. Powyższa metoda badawcza jest objęta norma PN-76/C-81516. Stanowisko jest wykorzystywane, na przykład do oceny powłok epoksydowych [49]. W stanowisku badawczym pokazanym na rys. 5.36d próbka jest umieszczona w uchwycie zamocowanym na osi silnika elektrycznego. Wadą tej metody jest zależność kąta padania ziaren ścierniwa od prędkości obrotowej silnika. Rysunek 5.36e przedstawia schematycznie urządzenie typu odśrodkowego, w którym przyspieszenie ziaren ścierniwa uzyskuje się w obracającym się dysku wyposażonym w otwory promieniowe. Zaletą urządzenia jest możliwość jednoczesnego badania wielu materiałów. Urządzenie zostało objęte normą rosyjską GOST 23.201-78. Późniejsza wersja urządzenia odśrodkowego, przedstawionego na rys. 5.36e, umożliwia wykonanie badań w obniżonym ciśnieniu (aż do 1 Pa). Metoda ta jest uważana za bardzo wiarygodną. W urządzeniu badawczym pokazanym schematycznie na rys. 5.36f badane próbki są zamocowane do wirnika, spadające swobodnie ścierniwo jest podawane na obwód koła zataczanego przez próbki. Wysokość spadku ścierniwa jest dobrana do prędkości obrotowej wirnika. W przypadku wykonywania badań z wykorzystaniem ścierniw o małej wielkości ziaren (na przykład 20 µm) należy w urządzeniach, w których ziarna ścierniwa poruszają się w strudze gazu, wziąć pod uwagę efekty aerodynamiczne powodujące zmianę kąta padania cząstek [49].



Rys. 5.36. Typy układów stosowanych do badania erozji [49]

W badaniach eksperymentalnych, w celu skutecznego zapobiegania negatywnym skutkom erozji, konieczne jest precyzyjne symulowanie warunków oddziaływania erozji występujących w docelowej aplikacji. Z przeprowadzonej analizy przedmiotu wynika, że brakuje kompleksowej metodyki badań zużycia erozyjnego oraz uniwersalnego urządzenia gwarantującego realizację testów erozyjnych w szerokim zakresie zmienności parametrów procesu erozji.

Na rys. 5.37 przedstawiono widok zaprojektowanego i wykonanego w ramach projektu PBS3/B5/37/2015 stanowiska, które zastosowano w badaniach porównawczych badania odporności na erozję materiału stali 1.4923 oraz systemów warstwowych (napoin). Komora technologiczna z oprzyrządowaniem specjalistycznym do badań odporności na erozję umożliwia symulowanie środowiska w celu określenia odporności na erozję w środowisku pary wodnej, podwyższonej temperatury oraz wysokiego ciśnienia rozpylonej strugi wody z ewentualnym dodatkiem ścierniwa.



Rys. 5.37. Stanowisko do badań odporności na erozyjne zaprojektowane i wykonane w ramach projektu PBS3/B5/37/2015

Konstrukcja stanowiska pozwala na jednoczesne badanie 12 próbek, które są mocowane w obrotowej tarczy przedstawionej na rys. 5.38. Jednoczesne badanie 12 próbek umożliwia badania porównawcze nawet przy zmiennych warunkach w trakcie pracy.

Medium robocze (strumień cieczy, para wodna) w stanowisku przedstawionym na rys. 5.37 jest podawane przewodem do dyszy, a z dyszy na próbki umieszczone w obrotowej tarczy. Do medium roboczego można podawać ścierniwo (kulki szklane), które przyśpiesza proces erozji (skraca czas badań). Badane próbki umieszczone są w tarczy w miejscach zaznaczonych na rys. 5.38. Woda i skroplona para wraz z produktami erozji spływa do zbiornika dwukomorowego umieszczonego pod komorą roboczą stanowiska. Dwukomorowy zbiornik zapewnia odseparowanie zanieczyszczeń (na dnie zbiornika) od cieczy, która spływa do drugiej komory i dalej po przefiltrowaniu może trafić znów do pompy wodnej. Próbki w liczbie 12 sztuk o średnicy ø20 mm są mocowane w tarczy osadzonej na wale napędowym, która wykonuje ruch obrotowy z zadaną (regulowaną) prędkością.



Rys. 5.38. Schemat stanowiska do mocowania próbek w gniazdach tarczy wraz z napędem tarczy w komorze do badań erozyjnych [82]

Stanowisko pozwala na badanie intensywności zużywania erozyjnego materiałów konstrukcyjnych w zależności od następujących czynników:

- kąta padania medium roboczego,
- prędkości podawanego medium,
- rodzaju i właściwości medium roboczego,

- temperatury podawanego medium,
- topografii powierzchni, mikrostruktury i właściwości materiałów badanych,
- właściwości środowiska,
- obecności domieszek w medium.

Badanie odporności na erozję wykonano dla 12 próbek (po cztery próbki z warstwą z proszku HS6-5-2c wytworzonych metodą LMD na podłożu stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym, 4 próbki ze stali 1.4923 w stanie po ulepszaniu cielnym (hartowane i odpuszczane w temp. 630°C przez 2 h), 4 próbki ze stali 1.4923 w stanie po hartowaniu i niskim odpuszczaniu w temperaturze 190°C.

Próby badania odporności na erozję rozpoczęto od oddziaływania strumieniem wody o ciśnieniu 22 MPa (temperatura wody w zakresie od 10 do 20°C) na powierzchnię próbek. Wewnątrz komory wytworzono atmosferę pary za pomocą parownicy. Testy trwające 10 h nie wykazały zauważalnego zużycia (zmian) na powierzchniach wszystkich testowanych próbek.

W kolejnym etapie strumień wody zastąpiono strumieniem pary wodnej o ciśnieniu 22 MPa (220 bar), temperatura pary ustawiona na urządzeniu to 120°C, również 10. godzinne oddziaływanie na powierzchnię próbek nie zaowocowało zmianami na powierzchni oraz zmniejszeniem masy próbek.

W trzecim etapie badań do strumienia wody o temperaturze otoczenia (10-20°C) dodano mikrokulki szklane o granulacja 70-110 μm. Widok mikrokulek zawarto na rys. 5.39.



Rys. 5.39. Mikrokulki szklane o granulacji 70-110 µm wykorzystane w trakcie określania odporności na erozję

Powierzchnie próbek przeznaczoną do badań porównawczych określenia odporności na erozję przed badaniem szlifowano przy wykorzystaniu papieru ściernego o gradacji 80, 320, 600, 1000 i 2400. Próbki oznaczono na laserze w trwały sposób tak, aby zachować ich pełną identyfikację pomimo umieszczenia ich w komorze i oddziaływania na nie pary/wody i ścierniwa. Oznaczenia wykonano na powierzchni nieprzewidzianej do badań. Po wykonaniu oznakowania próbki myto w płuczce ultradźwiękowej: czas 180 sekund, medium robocze w płuczce to aceton. Po myciu próbki poddano badaniom w celu określenia stanu wyjściowego (zmierzono chropowatość powierzchni, masę próbek oraz wykonano dokumentację fotograficzną powierzchni przeznaczonej do badań odporności na erozję).

Masę próbek określono poprzez trzykrotne ważenie na wadze firmy "OHAUS" Typ "Pioneer" model PA413CM/1 przedstawionej na rys. 5.40. Dokładność odczytu wagi to 0,001 g. Wykonano także po 5 pomiarów chropowatości powierzchni na profilometrze HOMMELWERKE z oprogramowaniem Standard T1000 Basic obracając próbkę co ok. 30°. Obserwację i dokumentację fotograficzną powierzchni próbek przeznaczoną do badań odporności na erozję wykonano na mikroskopie optycznym Keyence VHX-1000.



Rys. 5.40. Widok wagi firmy "OHAUS" Typ "Pioneer" model PA413CM/1 wykorzystanej do pomiaru masy próbek

Po pomiarach/obserwacjach próbki mocowano w tarczy tak, aby powierzchnia do badań była ustawiona w obszarze oddziaływania dyszy. W trakcie badań stosowano następujące parametry:

- ciśnienie strugi wodnej: 22 MPa (220 bar),
- atmosfera pary wodnej w komorze,
- odległość dyszy (głowicy) od powierzchni próbki (50 mm),
- kąt padania medium roboczego: 45° i 90°,
- czas oddziaływania medium na próbkę: etap 1 = 10 min, etap 2 = 20 min, etap 3, 4 i 5 po 30 min, etap 6 = 180 min, etap 7 = 300 min,
- prędkość obrotowa tarczy 200 obr/min,
- dodatek ścierniwa (kulki szklane), wydatek ok. 5000 g/godz.

Po zakończeniu każdego etapu badań demontowano próbki z tarczy. Po demontażu próbki myto w płuczce ultradźwiękowej przez czas 180 sekund w medium roboczym aceton. Po myciu próbki ponownie ważono na wadze firmy "OHAUS" Typ "Pioneer" model PA413CM/1 o dokładności odczytu 0,001 g. Wykonano pomiar chropowatości powierzchni na profilometrze analogicznie jak podczas przygotowania próbek do badań. Wykonano po każdym etapie badań także dokumentację fotograficzną powierzchni na mikroskopie optycznym Keyence (zdjęcia w min. trzech strefach przy powiększeniu od 100 do 1000 razy).

Zużycie erozyjne określano na podstawie zmiany masy próbek, wzrostu chropowatości powierzchni oraz zmian podczas obserwacji na mikroskopie optycznym i analizy dokumentacji fotograficznej. Wyniki uzyskane w trakcie badania odporności na erozję przedstawiono w rozdziale 7.5.4 pracy.

5.2.5. Metodyka badanie odporności na korozję

Badanie odporności na korozję wykonano dla czterech materiałów. Do badań wykorzystano następujące typy próbek:

- a. próbki ze stali 1.4923 w stanie po ulepszaniu cieplnym (po hartowaniu i odpuszczaniu w temperaturze 630°C w czasie 2 h),
- b. próbki ze stali 1.4923 po hartowaniu i odpuszczaniu w temp. 190°C,
- c. próbki ze stali 1.4923 w stanie po ulepszaniu cieplnym z napoiną wykonaną z proszku HS6-5-2c metodą LMD. Próbka ułożona była w ten sposób, że badano odporność na korozję wytworzonego metodą LMD systemu warstwowego z proszku HS6-5-2c,
- d. próbka wykonana z materiału HS6-5-2c otrzymanego w sposób klasyczny (poprzez odlewanie i obróbkę cieplną).



Rys. 5.41. Stanowisko do badania odporności na korozję: potencjostat Atlas-Sollich 0531

Ocenę odporności korozyjnej próbek z wyżej wymienionych materiałów dokonano w badaniu elektrochemicznym metodą potencjodynamiczną, rejestrując krzywe polaryzacji anodowej. Pomiary wykonano trzykrotnie dla każdego z materiałów w temperaturze pokojowej, a środowisko korozyjne stanowił roztwór NaCl i wody. Badania korozyjne przeprowadzono za pomocą potencjostatu Atlas-Sollich 0531 (rys. 5.41), przy czym analizowana próbka była elektrodą pracującą, elektroda platynowa była przeciwelektrodą, a elektroda chlorosrebrowa (Ag/AgCl) była elektrodą referencyjną. Pomiary wykonywano w 0,9% i 3,5% NaCl. Na rys. 5.42 pokazano widok zestawu do mocowania próbki i elektrod przed zmontowaniem i po zamontowaniu próbki.



Rys. 5.42. Zestaw do mocowania próbki i elektrod: a) przed zmontowaniem, b) po zamontowaniu próbki

Po zmontowaniu celi elektrochemicznej z elektrodami (rys. 5.43), w pierwszej kolejności mierzono potencjał układu otwartego (OCP) w warunkach bezprądowych przez jedną godzinę, po czym rozpoczynano pomiar rejestrując krzywe polaryzacji anodowej przy wymuszeniu zmian potencjału co 1 mV/s. Potencjał początkowy badań stanowiła wartość potencjału układu otwartego pomniejszona o 200 mV. Dodatkowo dokonano oceny struktury badanych próbek przy wykorzystaniu mikroskopu optycznego oraz profilometru.

Wymiary próbek do badań to prostopadłościany o wymiarach podstawy 25 x 25 mm oraz wysokości 10 mm. Odstępstwa od podanych wymiarów wynosiły +2 mm i -0,5 mm. Powierzchnię próbek przeznaczoną do badań szlifowano i polerowano na talerzowej szlifierko-polerce Saphir firmy ATA. Polerowanie zakończono na zawiesinie tlenkowej o gradacji ziarna 1 µm. Widok przykładowych próbek do badań odporności na korozję przedstawiono na rys. 5.44. Wyniki badań odporności na korozje zaprezentowano w rodziale 7.5.5 pracy.



Rys. 5.43. Zmontowany zestawu do wyznaczenia potencjału E_{kor} i gęstości prądu korozji i_{kor} po zamocowaniu próbki i elektrod



Rys. 5.44. Widok przykładowych próbek do badania odporności na korozję

5.3. Metodyka oceny niepewności pomiaru

Celem pomiaru jest określenie wartości wielkości mierzonej. Pomiar zaczyna się od określenia wielkości mierzonej, metody pomiarowej (np. porównawcza, różnicowa, mostkowa itp.) i procedury pomiarowej (zbiór czynności opisanych w szczegółowy sposób i realizowanych podczas wykonywania pomiarów wybraną metodą pomiarową). Wynik pomiaru jest więc tylko przybliżeniem lub oszacowaniem wielkości mierzonej i dlatego

należy go podawać wraz z niepewnością tego oszacowania. Niepewność wyniku obrazuje brak dokładnej znajomości wartości wielkości mierzonej [100].

Norma opisana w "*Wyrażanie niepewności pomiaru. Przewodnik"* wydanym przez Główny Urząd Miar dzieli składniki niepewności na dwa typy w zależności od metody ich wyznaczania: "typ A" i "typ B" [100].

Ocena niepewności standardowej typu A zgodnie z wytycznymi Głównego Urzędu Miar polega na analizie niepewności pomiaru w oparciu o metody statystycznego opracowania danych. Przykładem może być obliczanie odchylenia standardowego średniej dla serii niezależnych obserwacji albo też użycie metody najmniejszych kwadratów w celu dopasowania krzywej do danych i obliczenie parametrów krzywej oraz ich niepewności standardowych [100]. By wyznaczyć niepewność w powyższy sposób, należy wykonać serię pomiarów. W metodzie określenia niepewności typu A nie uwzględnia się składowych stałych niepewności pochodzących od zastosowanej aparatury pomiarowej.

Ocena niepewności standardowej typu B jest zwykle oparta o naukowy osąd badacza biorącego pod uwagę wszystkie dostępne informacje, które mogą obejmować [100]:

- wyniki pomiarów poprzednich,

- doświadczenie i wiedzę na temat zachowania i właściwości tak przyrządów, jak i badanych materiałów,

- informacje producentów przyrządów na temat ich właściwości,

- dane zawarte w protokołach kalibracji przyrządów i innych raportach,

- niepewności przypisane danym zaczerpniętym z podręczników.

W przypadku niepewności standardowej typu B często mówi się nie o obliczaniu, a o szacowaniu niepewności wynikającej z zastosowanych przyrządów oraz innych wyżej wymienionych przyczyn mogących wpływać na uzyskany wynik pomiaru [100].

Powtarzając wiele razy dany pomiar jesteśmy w stanie zauważyć pewien rozrzut wyników pomiarowych. Miarą tego rozrzutu jest niepewność typu A - pierwsza składowa całkowitego rachunku niepewności. Niepewność typu A jest możliwa do wyliczenia w sytuacji, gdy mamy możliwość wykonania wielu niezależnych pomiarów w takich samych warunkach pomiarowych. Jeśli wykonaliśmy dostatecznie dużo pomiarów, otrzymane wyniki charakteryzuje zauważalny rozrzut. Zmierzona wartość średnia powstaje poprzez dodanie do siebie wartości wszystkich punktów pomiarowych, a następnie podzielenie otrzymanej sumy przez liczbę wykonanych pomiarów. Jest to więc średnią arytmetyczną wartości X, oznaczoną dalej \overline{X} . Poniższy wzór (5.3) odnosi się do liczby pomiarów równej "n" [100-102]:

$$\overline{\mathbf{x}} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^{n} \mathbf{x}_{i}$$
(5.3)

gdzie: **n** - liczba wykonanych pomiarów, **x**_i - i-ty pomiar z danej serii.

Wyniki pomiarów układają się wokół wartości średniej arytmetycznej. Przy bardzo dużej liczbie pomiarów ($n \rightarrow \infty$) rozkład ten może być opisany funkcją (5.4):

.

$$f(\mathbf{x}) = \frac{1}{\sqrt{2\pi} \sigma} \exp\left\{-\frac{\left(\mathbf{x} - \overline{\mathbf{x}}\right)^2}{2\sigma^2}\right\}$$
(5.4)

zwaną rozkładem Gaussa gdzie:

f(x) – gęstość prawdopodobieństwa,

 σ - odchylenie standardowe.

Odchylenie standardowe σ przyjmuje postać (5.5):

$$\sigma = \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^{n} \left(x_i - \overline{x} \right)^2}$$
(5.5)

i jest miarą niepewności pojedynczego wyniku pomiaru.

Miarą niepewności średniej arytmetycznej \overline{X} jest (5.6) [103]:

$$\sigma_{\overline{x}} = \frac{\sigma}{\sqrt{n}} = \sqrt{\frac{1}{n(n-1)} \sum_{i=1}^{n} (x_i - \overline{x})^2}$$
(5.6)

Rozkład prawdopodobieństwa Gaussa (rys. 5.44) daje możliwość obliczenia prawdopodobieństwa, że dowolny wynik pomiaru znajduje się w zadanym przedziale wartości x.



Rys. 5.44. Krzywa Gaussa rozkładu niepewności pomiarowych. Wartości liczbowe określają procentowe prawdopodobieństwa pojawienia się wyniku pomiaru w wyznaczonych przedziałach [103]

W przedziale:

 $(\overline{X}$ - σ , \overline{X} + σ) mieści się 68,27% wyników,

 $(\overline{X}$ - 2σ , \overline{X} + 2σ) mieści się 95,45% wyników,

 $(\overline{X} - 3\sigma, \overline{X} + 3\sigma)$ mieści się 99,73% wyników.

Kiedy wykonujemy serię pomiarów wielkości fizycznej, obliczamy średnią arytmetyczną \overline{X} , która jest najbardziej zbliżona do wartości rzeczywistej. Jako niepewność oceny \overline{X} przyjmujemy wartość odchylenia standardowego średniej arytmetycznej $\sigma_{\overline{x}}$, które nazywamy niepewnością standardową [103].

W przypadku, gdy seria pomiarowa złożona jest z niewielkiej liczby pomiarów (**n** < 5) jako miarę niepewności średniej arytmetycznej przyjmuje się połowę tzw. przedziału ufności czyli wielkość $\sigma_{\overline{x}} \cdot t(n, p)$. Odchylenie standardowe mnożymy przez pewien współczynnik t(n, p) – "współczynnik Studenta", który jest zależny od liczby pomiarów "n" i zadanego prawdopodobieństwa "p". Przedział ($\overline{X} - \sigma_{\overline{x}} \cdot t(n, p)$, $\overline{X} + \sigma_{\overline{x}} \cdot t(n, p)$) nazywa się przedziałem ufności [103].

Prawdopodobieństwo, że przedział ufności obejmuje wartość rzeczywistą mierzonej wielkości nosi nazwę poziomu ufności. W niniejszej pracy przyjmowano poziom ufności o wartość p = 0,9545 i po uwzględnieniu liczby pomiarów przyjmowano wartość współczynnika Studenta t (n, p) z tabeli 5.9.

Liczba pomiarów "n"	p = 0,6827	p = 0,9545	p = 0,9973
2	1,837	13,968	235,777
3	1,321	4,527	19,206
4	1,197	3,307	9,219
5	1,142	2,869	6,620
6	1,111	2,649	5,507

Tabela 5.9. Współczynniki Studenta t(n, p) dla różnych poziomów ufności p [103]

6. Badania wybranych właściwości stali 1.4923 przeznaczonej do wytwarzania łopat turbin parowych

6.1. Obiekt badań

Obiektem badań jest system warstw (SW) wytworzony z proszku HS6-5-2c metodą LMD na podłożu stali 1.4923 stosowanej do produkcji łopat turbin parowych.

Stal 1.4923 (X22CrMoV12-1) - martenzytyczna stal wysokostopowa charakteryzuje się znakomitą żaroodpornością, dzięki czemu jest z powodzeniem wykorzystywana na części pracujące w wysokich temperaturach (nawet do 600°C). Zawiera w swoim składzie m.in. chrom, molibden, nikiel i wanad. Jest zaliczana do grupy stali trudno spawalnych. Wykazuje także wysoką odporność na działanie obciążeń o charakterze zmiennym.

Właściwości stali 1.4923:

- wytrzymałość na rozciąganie $R_m = 800 950$ MPa,
- granica plastyczności R_e > 600 MPa,
- wydłużenie A > 14%,
- przewężenie Z > 40%,
- twardość HB 270,
- gęstość przy 20°C 7,7 g/cm³,
- moduł sprężystości 200 GPa,
- praca łamania KV > 27 J,
- skrawalność: 4 (1 = zła 10 = dobra),
- klasa korozyjności: 2 (0 = słaba 5 = dobra),
- odporna na działanie pary wodnej.

Stal wysokostopowa 1.4923 ma szerokie zastosowanie i bardzo często wykorzystywana jest w różnych gałęziach przemysłu – zarówno na części, jak i na całe zespoły lub urządzenia. Z prętów i odkuwek tej stali można otrzymać np. elementy

konstrukcji i osprzęt w przemyśle lotniczym, chemicznym, petrochemicznym, naftowym oraz energetycznym. Główne zastosowanie to budowa turbin, żegluga powietrzna i astronautyka, kotły ciśnieniowe i parowe.

6.2. Badania mikrostruktury stali 1.4923

Badanie mikrostruktury przeprowadzono na zgładach metalograficznych wykonanych na przekrojach poprzecznych stali 1.4923. Powierzchnie próbek przed obserwacją trawiono odczynnikiem Kallings'a. Porównując otrzymaną mikrostrukturę materiału po ulepszaniu cieplnym (hartowaniu objętościowym i odpuszczaniu w temp. 630°C przez czas 2h) rys. 6.1 i po hartowaniu i niskim odpuszczaniu (hartowanie objętościowe i odpuszczanie w temp. 190°C) rys. 6.2 z mikrostrukturą dostępną w literaturze (wybrane przedstawiono na rys. 6.3) można stwierdzić ze badany materiał ma mikrostrukturę sorbityczną, charakterystyczną dla stali 1.4923 w stanie po ulepszaniu cieplnym.



Rys. 6.1. Mikrostruktura powierzchni przekroju próbki z stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym (hartowanie objętościowe i odpuszczanie w temp. 630°C przez 2h), a) powiększeniu x200, b) powiększenie x1000



Rys. 6.2. Mikrostruktura powierzchni przekroju próbki z stali 1.4923 (po hartowaniu objętościowym i niskim odpuszczaniu w temp. 190°C), a) powiększeniu x200, b) powiększenie x1000

Po hartowaniu występuje martenzyt jako metastabilna faza na wykresie równowagi faz żelazo – węgiel. W temperaturze poniżej temperatury eutektoidalnej A1, podczas nagrzewania przedmiotu po zahartowaniu uzyskuje się strukturę ferrytyczną z cementytem ulepszonym cieplnie.



Rys. 6.3. Mikrostruktura stali stopowej X22CrMoV12-1 (1.4923): a) po hartowaniu z temperatury 1030°C, b) po hartowaniu oraz odpuszczaniu w temperaturze 630°C [104]

W pierwszym stadium odpuszczania, tj. w zakresie temperatur $80 \div 170^{\circ}$ C zmniejsza się parametr "c" sieci krystalograficznej martenzytu i stosunek a/c maleje do wartości zbliżonej do jedności. Zawartość węgla w martenzycie zmniejsza się, gdyż wydzielają się bardzo drobne węgliki żelaza o składzie chemicznym zbliżonym do wzoru Fe₂C. Martenzyt taki nazywa się martenzytem odpuszczonym i powstaje według schematu [104]:



Przypuszcza się, iż węgliki w martenzycie odpuszczonym są tego samego rodzaju, jak w bainicie dolnym powstającym z austenitu. Płytki węglika Fe_2C są koherentne z martenzytem. Koherencja ta polega na sprzężeniu sieci węglika z siecią martenzytu wzdłuż określonej płaszczyzny krystalograficznej, czyli graniczna warstewka atomów należy zarówno do martenzytu, jak i do węglika. W drugim stadium odpuszczania, przebiegającym w zakresie temperatur 200 ÷ 300°C, austenit szczątkowy rozkłada się na mieszaninę ferrytu i węglika żelaza Fe_2C . Jest to proces dyfuzyjny i mieszanina ta jest bainitem dolnym. Przemiana austenitu szczątkowego pociąga za sobą wzrost objętości (ok. 3%), co wywołuje wzrost naprężeń wewnętrznych (spada odporność na działanie karbu) [104]. W trzecim stadium odpuszczania zachodzącym między 300°C a 400°C następuje przekształcenie się węglika Fe₂C w płytki cementytu (Fe₃C) leżące w osnowie ferrytycznej. Objętość właściwa zmniejsza się, zanikają naprężenia wewnętrzne. Powstałą strukturę nazywa się **trustytem**, który jest mieszaniną ferrytu i cementytu jeszcze o bardzo dużej dyspersyjności tych faz, a już o pewnym stopniu koagulacji fazy cementytowej. W miarę dalszego ogrzewania, w IV stadium odpuszczania, w granicach temperatur 400°C – A1, następuje dalsza koagulacja cementytu w osnowie ferrytycznej i tworzy się struktura zwana **sorbitem**. Przy dalszym nagrzewaniu stali 1.4923 w temperaturach, bliskich 700°C, cementyt rozkłada się tworząc duże, kuliste wydzielenia. Strukturę ferrytu z takim cementytem nazywa się **sferoidytem**. Siła napędowa powodująca zmianę kształtu na kulisty i wzrost kuleczek cementytu pochodzi z obniżania się ogólnej powierzchni granic ziaren, któremu towarzyszy obniżanie się energii układu [104].

Uzyskana mikrostruktura po wysokim odpuszczaniu cechuje się występowaniem dużej ilości struktury martenzytycznej (w postaci sorbitu iglastego), występują także liczne węgliki żelaza i chromu w postaci wydzieleń na granicach ziaren. Wielkość ziaren sorbitu jak również wydzieleń węglika żelaza i chromu oraz innych pierwiastków stopowych można regulować zmieniając temperaturę z której hartujemy oraz temperaturę odpuszczania. Skład chemiczny stali 1.4923 stosowanej na łopaty stopnia części niskoprężnej w połączeniu z przeprowadzoną obróbką cieplną pozwala na uzyskanie struktury, która cechuje się dużą odpornością na pełzanie w podwyższonej temperaturze, a tym samym na odkształcenia podczas długotrwałej pracy.

6.3. Badania twardości stali 1.4923

Wyniki uzyskane podczas badania twardość stali 1.4923 zaprezentowano na rys. 6.4. Twardość określono dla materiału w stanie dostawy (po normalizacji), po hartowaniu z temperatury 1030°C, po hartowaniu i odpuszczaniu w temperaturze 190°C oraz po ulepszaniu cieplnym czyli hartowaniu z temp. 1030°C i odpuszczaniu w temp. 630°C Badany materiał stali 1.4923 w stanie dostawy miał twardość w przedziale 250 – 320 HV01. Po hartowaniu z temperatury 1030°C uzyskano twardość od 470 do ponad 500 HV0,1. Po niskim odpuszczaniu uzyskano niewielkie zmniejszenie twardości do poziomu od 450 do 490 HV0,1. Wysokie odpuszczanie spowodowało dalsze zmniejszenie twardości do wartości od 285 do 330 jednostek HV0,1. Zestawienie uzyskanych wyników zaprezentowano na poniższym rysunku 6.4.



Rys. 6.4. Wykres rozkładu twardość HV0,1 na powierzchni stali 1.4923 w stanie dostawy, po hartowaniu, po hartowaniu i niskim odpuszczaniu w temperaturze 190°C oraz po obróbce cieplnej (hartowaniu i odpuszczaniu w temperaturze 630°C w czasie 2h)

W tabela 6.1 przedstawiono średnie wartości twardości uzyskane podczas pomiaru twardość HV0,1 na powierzchni stali 1.4923 w stanie dostawy, po hartowaniu objętościowym, po hartowaniu objętościowym i niskim odpuszczaniu w temperaturze 190°C oraz po obróbce cieplnej (hartowaniu objętościowym i odpuszczaniu w temperaturze 630°C w czasie 2h) oraz wartość niepewności pomiaru.

	Stan dostawy - po normalizacji	Po hartowaniu	Po hartowaniu i odpuszczaniu w temp. 190°C	Po hartowaniu i odpuszczaniu w temp. 630°C
Wartość maksymalna [HV0,1]	318	501,43	490,84	326,8
Wartość minimalna [HV0,1]	247,73	472,65	452,02	287,69
Wartość średnia [HV0,1]	269,59	482,74	468,92	310,83

Tabela 6.1. Średnie wartości twardości stali 1.4923 w różnych stanach obróbki cieplnej

6.4. Badania składu chemicznego stali 1.4923

Skład chemiczny materiału podłoża tj. martenzytycznej stali 1.4923 w mikroobszarach wykonano wykorzystując detektor EDS zainstalowany w elektronowym mikroskopie skaningowym. Skład chemiczny stali 1.4923 wg normy PN-EN 10088-1:2007 przedstawiono w tabeli 6.2, a wartość średnią uzyskaną z dziesięciu pomiarów przedstawiono w tabeli 6.3.

Tabela 6.2. Skład chemiczny stali 1.4923 wg	g PN-EN 10088-1:200	7
---	---------------------	---

Skład chemiczny [%]									
С	Mn	Si	Р	S	Cr	Ni	Mo	V	Fe
0,18÷ 0,24	0,40÷ 0,90	0,18÷ 0,24	max 0,025	max 0,015	11,00÷ 12,50	0,30÷ 0,80	0,80÷ 1,20	0,25÷ 0,35	reszta

Tabela 6.3. Skład chemiczny stali 1.4923 wykorzystanej do badań

Skład chemiczny [%]									
С	Mn	Si	Р	S	Cr	Ni	Mo	V	Fe
0,18÷ 0,24	0,50÷ 0,88	0,11÷ 0,15	nk*	nk*	11,40÷ 12,00	0,40÷ 0,90	0,60÷ 1,40	0,25÷ 0,35	reszta

*nk – nie określano zawartości ze względu na ograniczenia zastosowanego mikroskopu

Skład chemiczny stali wykorzystanej do badania jako podłoże jest zgodny ze składem chemicznym podanym w normie PN-EN 10088-1:2007 dla stali 1.4923, stwierdzono tylko nieznacznie zwiększoną zawartość niklu o ok. 0,1%.

6.5. Badania składu fazowego stali 1.4923

Wyniki uzyskane podczas badań składu fazowego materiału stali 1.4923 w stanie po hartowaniu oraz po ulepszaniu cieplnym zobrazowano na rys. 6.5.

Podczas analizy składu fazowego rozpoznano następujące fazy:

- żelazo α' (faza martenzytyczna);

- żelazo γ (faza austenityczna).

Analizując widma uzyskane na badanych powierzchniach można stwierdzić, że obróbka cieplna (hartowanie i niskie odpuszczanie) spowodowała uzyskanie fazy martenzytycznej, a po ulepszaniu cieplnym (hartowanie i wysokie odpuszczanie w temperaturze 630°C) uzyskano fazy żelazo α ' oraz żelazo γ . Analogiczny skład fazowy przedstawiono w pracy [105]. Analizując skład chemiczny stali należy spodziewać się także

występowania m.in. węglików chromu i żelaza, ale ich wielkość i rozmieszczenie powodowało zbyt mały refleks na dyfraktogramie.

Na postać dyfraktogramu wpływ ma wielkość krystalitów tworzących badany materiał. Szerokość i częściowe "rozmycie" uzyskanych refleksów (pików) jest spowodowane wielkością krystalitów (im mniejsza jest wielkość krystalitów tym refleksy są szersze i bardziej rozmyte). Należy w tym miejscu pamiętać, że wielkość krystalitów nie zawsze jest równa wielkości ziaren. Ziarna mogą i najczęściej są zbudowane z domen krystalicznych i dlatego wielkość krystalitów bywa mniejsza niż wielkość ziaren.



Rys. 6.5. Spektrogram obrazujący widma składu fazowego występującego na badanej powierzchni próbki ze stali 1.4923: a) w stanie po ulepszaniu cieplnym, b) w stanie po hartowaniu i niskim odpuszczaniu

6.6. Określenie spawalność stali 1.4923

Podczas procesu napawania należy zwrócić uwagę na spawalność materiału podłoża, tj. stali martenzytycznej 1.4923 (X22CrMoV12-1).

Pojęcie spawalności obejmuje zespół czynników, których wypadkowa decyduje o przydatności danego materiału do wykonania określonej konstrukcji spawanej. Czynniki wpływające na spawalność stali można podzielić na trzy grupy. Do pierwszej grupy czynników zalicza się problemy dotyczące spawalności metalurgicznej wpływ ma m.in. skład chemiczny, stopień zanieczyszczenia wtrąceniami niemetalicznymi, sposób prowadzenia i wykańczania wytopu oraz struktury wynikające z obróbki plastycznej lub cieplnej. Druga grupa to problemy dotyczące spawalności konstrukcyjnej, a więc sztywność konstrukcji, grubość elementów, koncentracja naprężeń, rozmieszczenie i grubość spoin. Trzecia grupa to czynniki technologiczne – np. metoda spawania, energia źródła ciepła lub prędkość spawania [81–83, 106-107]. Spawalność można także zdefiniować jako zdolność stali do tworzenia w określonych warunkach złączy spawanych o właściwościach zbliżonych do takich, jakie ma materiał rodzimy [83, 108].

Stal podłoża, oprócz podstawowych właściwości mechanicznych (wytrzymałość na rozciąganie Rm, granica plastyczności Re, wydłużenie procentowe po rozerwaniu A, przewężenie procentowe przekroju Z oraz udarność KC) musi zapewnić możliwość uzyskania połączeń z napoiną bez pęknięć i o wymaganych właściwościach. Jednym z podstawowych wskaźników charakteryzujących spawalność metalurgiczną stali jest równoważnik chemiczny zawartości węgla CEV, charakteryzujący skłonność stali do hartowania i tworzenia pęknięć. Natomiast spawalność technologiczną i konstrukcyjną ocenia się na podstawie odpowiednich wskaźników lub prób pękania gorącego i zimnego [81-83, 106].

Jedną z głównych przyczyn pęknięć spoin oraz połączeń z napoinami, obok wad materiałowych obszaru połączenia i wad metalu rodzimego, są niekorzystne zmiany w strefie wpływu ciepła (SWC). Zmiany te powodują niejednorodność właściwości mechanicznych połączenia, a ocena jakościowa i ilościowa tych zmian jest niezbędna, aby w sposób poprawny dobrać parametry wykonanego połączenia, a w efekcie zmniejszyć wrażliwość na naprężenia własne materiału i szybkie zmiany temperatury. W wyniku licznych badań opracowano systemu oceny wrażliwości na spawanie, umożliwiający opis zachowania materiału podczas spawania. Zaproponowano system wskaźników spawalności stali [106], w którym wyróżnia się trzy grupy wskaźników. Pierwsza z grup obejmuje wskaźniki wyznaczane analitycznie na podstawie składu chemicznego stali, a druga i trzecia grupa

wskaźników wyznaczana jest doświadczalnie. W skład grupy drugiej wchodzą wskaźniki określające skłonność do powstawania pęknięć. Grupa trzecia zawiera wskaźniki właściwości SWC, takie jak kruchość w wyniku zachodzących przemian w procesie spawania oraz kruchość w wyniku starzenia.

Obliczeniowy sposób oceny spawalności stali

Pierwsza grupa wskaźników spawalności określana jest na podstawie składu chemicznego stali. Znajomość składu chemicznego pozwala określić równoważnik chemiczny węgla CEV. Obrazuje on intensywność oddziaływania składników stopowych na tworzenie kruchych, utwardzających struktur (martenzyt i bainit) w SWC. Wyznacza się go z zależności (6.1) opracowanej przez Międzynarodowy Instytut Spawalnictwa [106]:

$$CEV = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Ni + \%Cu}{15} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5}$$
(6.1)

Przy użyciu chemicznego równoważnika wegla CEV dla danej stali można wstępnie rozeznać jej spawalność. W przypadku stali 1.4923 CEV zawiera się w przedziale od 2,69 do 3,20. Kiedy obliczona wartość CEV na podstawie wzoru (6.1) nie przekracza 0,42%, to stal uważa się za łatwo spawalną, a uzyskanie złącza bez zanieczyszczeń i pęknięć nie wymaga stosowania specjalnych środków ostrożności (dla stali łatwo spawalnych dodatkowo procentowa zawartość wegla nie powinna być większa niż 0,25%). Gdy współczynnik CEV zawiera się w przedziale 0,42-0,60%, wówczas stal zalicza się do grupy stali średnio spawalnych. Wymagane jest wtedy stosowanie środków ostrożności, takich jak: zmniejszenie szybkości spawania czy podgrzanie materiału przed spawaniem. Przy wartościach współczynnika CEV większych od 0,60% stal uznaje się za trudno spawalną, a więc wymagającą stosowania dodatkowych zabiegów niezależnie od grubości łączonych elementów (takich jak dla stali średnio spawalnych, a także dodatkowo obróbki cieplnej po spawaniu). Jednym z najczęściej stosowanych czynników poprawiających spawalność jest wspomniane podgrzanie materiału przed spawaniem. Im większa szybkość chłodzenia połączenia spawanego, tym większe prawdopodobieństwo zahartowania się materiału w SWC. Wpływ większej energii liniowej łuku (ilości ciepła potrzebnego do wykonania spoiny) i podgrzania wstępnego na twardość w SWC pokazano na rysunku 6.6. Jeżeli za maksymalną dopuszczalną twardość przyjmie się 350 HV, to prosta BE2 w przypadku niepodgrzewania materiału dzieli zakres energii liniowych łuku na zakres, w którym podgrzewanie nie jest wymagane (na prawo od BE2). Natomiast na lewo od BE2 określa się,

95

że podgrzewanie wstępne jest wymagane [106]. Jeżeli materiał zostanie wstępnie podgrzany do temperatury 200°C, to minimalna energia liniowa łuku, dla której twardość nie przekracza 350 HV spada – obrazuje to linia AE1 [106, 109].



Rys. 6.6. Schemat wpływu energii liniowej łuku E oraz podgrzewania przed spawaniem na twardość w SWC [106]

Temperaturę (T), do której należy podgrzać elementy przed spawaniem, wyznacza się z zależności (6.2) [106, 109]:

$$\mathbf{T} = 350 \sqrt{CEV(1+0,005g) - 0,25}$$
(6.2)

gdzie:

g – grubość materiału [mm].

Biorąc pod uwagę powyższe obliczenia, wzór nr (6.2) oraz przyjmując ze grubość materiału podłoża wynosi ok. 10 mm wynika, że przed spawaniem/napawaniem stal 1.4923 (materiał podłoża) powinno się podgrzać do temperatury z zakresu $T = 560 - 620^{\circ}C$.

7. Badania wybranych właściwości użytkowych napoin wytworzonych przyrostową technologią laserową LMD na stali 1.4923

7.1. Dobór parametrów laserowego napawania stali 1.4923 technologią LMD

7.1.1. Wybór proszku do napawania

Jako materiał do wytworzenia napoiny wytypowano proszek HS6-5-2c. Jest to materiał, który ma zastąpić stosowany na warstwy lub nakładki proszek Stellit Co-6 [110]. Proszek wytypowany do badań ma skład chemiczny przedstawiono w tabeli 7.1. Właściwości materiału HS6-5-2c, materiału stali 1.4923 oraz materiału Stellit Co-6 przedstawiono w tabeli 7.2.

Nazwa pierwiastka	С	Cr	Мо	W	V	Si	P, S	Fe
Udział masowy [%]	0,86- 0,94	3,8- 4,5	4,7- 5,2	5,9- 6,7	1,7- 2,1	0-0,45	max. 0,03	reszta

Tabela 7.1. Skład chemiczny proszku HS6-5-2c wg normy ASTM (1.3343 wg PN-EN ISO 4952 [111]

Warstwy i nakładki wykonane z proszku Stellit Co-6 wytworzone/umieszczone na krawędziach natarcia łopat turbin parowych spełniają swoje zadanie jednak że względu na właściwości rakotwórcze kobaltu oraz wzrost cen proszku Stellit Co-6 zasadnym jest poszukiwanie materiału alternatywnego, który nie tylko będzie bardziej przyjazny dla człowieka, obniży koszty wytwarzania, ale także pozwoli na polepszenie właściwości użytkowych wytworzonych warstw. Takim alternatywnym materiałem może być proszek HS6-5-2c, który ma skład chemiczny oraz gęstość właściwą bardziej zbliżoną do materiału podłoża (stali 1.4923) niż Stellit Co-6, a przy tym ma bardzo dobrą odporność na erozję. Zbliżony skład chemiczny materiału napoiny i podłoża powinien spowodować "płynniejsze" przejście pomiędzy materiałem podłoża i napoiną, a to powinno przyczynić się do lepszego połączenia wytworzonej warstwy do podłoża. Mniejsza różnica gęstości materiałów umożliwi łatwiejsze wywarzenie wirnika z łopatami mającymi wytworzone warstwy ochronne na powierzchni krawędzi natarcia. Zastosowanie proszku HS6-5-2c umożliwi także obniżenie kosztu wytwarzania (niższa cena proszku) oraz umożliwi wyeliminowanie szkodliwego kobaltu z procesu wytwarzania i regeneracji łopat turbin parowych. Zaproponowany "nowy" (niestosowany na warstwy ochronne w łopatach turbin parowych) materiał proszkowy daje rokowania także do wydłużenia czasu eksplantacji łopat w stosunku do łopat hartowanych lub z warstwami/powłokami ochronnymi.

Tabela 7.2.	Porównanie	właściwości	materiału	podłoża	(stali	1.4923),	proszku	wyk	orzystyw	anego do
wytwarzania	warstw i na	kładek ochr	onnych obe	ecnie stos	sowanyc	h (Stellit	Co-6)	oraz	proszku	HS6-5-20
planowanego	do zastosowa	nia w celu w	zmocnienia	odpornoś	ci krawę	dzi natarc	ia łopaty	turbi	ny parow	ej

Parametr	Stal 1.4923 (podłoże) martenzytyczna stal wysokostopowa	Proszek HS6-5-2C (napoina) (SW7M)	Stellit Co-6
Temperatura topnienia [°C]	1400-1510	1250-1400	1250-1410
Max. temperatura pracy [°C]	600	550	650
Wytrzymałość na rozciąganie maksymalna R _m [MPa]	1300	2180	1265
Granica plastyczności R _e [MPa]	> 600		
Wydłużenie A [%]	> 14	> 9	> 5
Twardość [HB]	270	207-270	36-45 HRC
Max. twardość	45 – 51 HRC	57-65 HRC	36-45 HRC
Gęstość właściwa przy 20°C [g/cm ³]	7,7	8,11	8,44
Moduł sprężystości – [GPa]	200	221	237
Skrawalność: (1 = słaba; 10 = dobra)	4	4	5
Klasa korozyjności: (0 = słaba; 5 = dobra)	2	2	4
Odporność na ścieralność	dobra	bardzo dobra	bardzo dobra
Cena [PLN/kg]		560	738

Przed przystąpieniem do doboru parametrów laserowego napawania wykonano szczegółowe badanie proszku HS6-5-2c, dokonując oceny wielkości i kształtu cząstek proszku oraz analizę składu chemicznego. Ocenę wielkości cząstek proszku przeprowadzono na analizatorze IPS UA firmy KAMIKA. Dokonano pomiaru udziału objętościowego [%] i ilościowego [%] cząstek proszku (rys. 7.1) w zakresie granulacji do 256 µm, przy częstotliwości drgań ultradźwiękowych dozownika równej 40 kHz. Analizę rozkładu granulometrycznego przeprowadzono dla ilości zliczeń nie mniejszej niż 10000.



Rys. 7.1. Rozkład udziału objętościowego (a) i ilościowego (b) wielkości cząstek proszku HS6-5-2c na postawie analizy IPS UA

W wyniku badań stwierdzono, że zastosowany do badań proszek HS6-5-2c, którego widok powierzchni przedstawiono na rys. 7.2 charakteryzował się kształtem sferycznym, wielkość cząstek proszku zawierała się w zakresie 30 – 130 μm, przy czym 98% objętościowo i 95% ilościowo populacji cząstek proszku zawiera się w zakresie 45 – 105 μm (rys. 7.1b). W tym przypadku, oba rozkłady w pełni ze sobą korelują, co oznacza wysoką jednorodność cząstek proszku, a to ma istotne znaczenie dla właściwego (jednostajnie laminarnego) podawania wsadu proszkowego w strefę działania wiązki laserowej podczas wytwarzania warstw metodą LMD.



Rys. 7.2. Widok cząstek proszku HS6-5-2c, zdjęcia wykonano na skaningowym mikroskopie elektronowym

7.1.2. Wytworzenie napoin

Warstwy napawane wytworzono na stanowisku 850-R firmy OPTOMEC oraz na stanowisku TruLaser Cell 3008. Pierwszy etap badań prowadzono na podłożu płaskim ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym. W ich efekcie określono parametry napawania, przy

których możliwe jest wytworzenie warstw o określonych wymiarach, bez wad i pęknięć. Określano parametry napoin po jednym przejściu (1 ścieg). Dobór parametrów wykonano na próbkach płaskich z stali 1.4923 o wymiarach 30 x 30 x 200 mm według metodyki opisanej w podrozdziale 5.1 niniejszej pracy. Powierzchnie próbek przed napawaniem poddano frezowaniu w celu wyrównania powierzchni, a także oczyszczająco piaskowano. Widok próbki po frezowaniu i piaskowaniu przedstawiono na rys. 7.3. Wytwarzanie systemu warstwowego - napoiny metodą LMD przedstawiono na rys. 7.4.



Rys. 7.3. Widok próbek przygotowanych do napawania po frezowaniu i piaskowaniu



Rys. 7.4. Próbka podczas wytwarzania warstw z proszku HS6-5-2c na podłożu stali 1.4923 metodą LMD

Wytworzenie warstw metodą LMD przeprowadzono przy parametrach stałych procesu, które wynikają z przyjętego rodzaju lasera oraz jego oprzyrządowania. Parametry stałe stosowane podczas napawania podano w tabeli 7.3. W trakcie wytwarzania pojedynczych ściegów zmianie poddano gęstość mocy wiązki laserowej, prędkość napawania

(posuw) oraz ilość podawanego proszku w celu dobrania optymalnych parametrów wytworzenia pojedynczych ściegów.

IPG YLR – iterbowy laser światłowodowy	λ= 1070 nm
plamka: plamka okrągła o średnicy [mm]	1,5
wymiary próbki [mm]	30 x 30 x 200
temperatura podłoża [°C]	300
gaz ochronny: argon, prędkość przepływu [l/min]	20
gaz transportujący proszek argon [l/min]	4
odległość głowicy od próbki [mm]	15,9
pomiar temperatury próbki	termopara
proszek suszony w komorze o obniżonym ciśnieniu do poziomu 10 Pa (10 ⁻¹ mbar) przez czas [h]	24
długość napawanej ścieżki [mm]	25

Tabela 7.3. Parametry stałe stanowiska 850-R firmy OPTOMEC

Dobór parametrów procesu laserowego napawania technologią LMD został przeprowadzony m.in. w oparciu o badania geometrii napoiny, analizę mikroskopową struktury napawanej warstwy, pomiary twardości i zmiany składu chemicznego pierwiastków stopowych w napawanej warstwie.

Przed wytworzeniem próbek wykonano skalowanie podajnika proszku (przejście z jednostek [RPM] (revolutions per minute) na jednostki SI [g/min]. W trakcie badań stosowano podajnik mechaniczno – pneumatyczny.

Podczas określania wydatku proszku w jednostce czasu wykonano trzykrotnie pomiary przy prędkościach obrotowych podajnika 1 - 7 obr/min. Pomiar wykonywano poprzez określenie ilości proszku wypływającego z dysz w czasie 1 min. Proszek podczas badania dozowany był do pojemnika ustawionego na wadze o dokładności odczytu 0,001 g. Różnice w pomiarach dla tych samych obrotów nie przekraczały wartości 2%. Zdjęcie wykonane podczas badania przedstawiono na rys. 7.5. Uzyskane wyniki (średnie z trzech pomiarów) przedstawiono na wykresie rys. 7.6. W wyniku ustalenia linii trendu uzyskano równanie y=1,4501x +0,6322, dopasowanie linii trendu uzyskano no poziomie 99%.



Rys. 7.5. Stanowisko podczas skalowania podajnika proszku



Rys. 7.6. Wykres obrazujący wydatek proszku w funkcji zastosowanych obrotów podajnika

Korzystając z parametrów wytwarzania napoin z proszku Stellit Co-6 i Stellit Co-12 stosowanych m.in. w projekcie własnym PBS3/B5/37/2015 wytypowano zakresy parametrów rokujących uzyskanie najkorzystniejszych rezultatów. Zmianę parametru procesu wytwarzania (gęstości mocy wiązki laserowej) podczas doboru parametrów wykonania pojedynczych napoin z proszku HS6-5-2c metodą LMD na stanowisku 850-R na podłożu stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym przedstawiono w tabeli 7.4. Napawanie wykonano przy stałej prędkość 10 mm/s oraz stałą ilość podawanego proszku 6,5 g/min.

Numer parametrów	Oznaczenie próbki	Gęstość mocy wiązki laserowej (q) [W/mm ²]
1	W1	170
2	W2	200
3	W3	230
4	W4	260
5	W5	290
6	W6	320

Tabela 7.4. Parametry procesu (gęstość mocy wiązki laserowej) wytwarzania pojedynczych napoin z proszku HS6-5-2c metoda LMD na stanowisku 850-R przy stałej prędkości napawania 10 mm/s oraz stałej ilość podawanego proszku 6,5 g/min

Zmianę parametru procesu (prędkości napawania) wytwarzania podczas doboru parametrów wykonania pojedynczych napoin z proszku HS6-5-2c metodą LMD na stanowisku 850-R na podłożu stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym przedstawiono w tabeli 7.5. Napawanie wykonano przy stałej gęstości mocy wiązki laserowej wynoszącej 230 W/mm² oraz stałą ilość podawanego proszku 6,5 g/min.

Tabela 7.5. Parametry procesu (prędkości napawania) wytwarzania pojedynczych napoin z proszku HS6-5-2c metoda LMD na stanowisku 850-R przy stałej gęstości mocy wiązki laserowej wynoszącej 230 W/mm² oraz stałą ilość podawanego proszku 6,5 g/min

Numer parametrów	Oznaczenie próbki	Prędkość napawania (V) [mm/s]
7	V1	6
8	V2	8
9	V3	10
10	V4	12
11	V5	14

Zmianę parametru procesu wytwarzania (ilości podawanego proszku) w trakcie doboru parametrów wykonania pojedynczych napoin z proszku HS6-5-2c metodą LMD na stanowisku 850-R na podłożu stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym przedstawiono w tabeli 7.6. Napawanie wykonano przy stałej gęstości mocy wiązki laserowej wynoszącej 230 W/mm² oraz stałej prędkości napawania 10 mm/s. Przykładowy widok próbki z wytworzonymi napoinami o określonych warunkach i parametrach wytwarzania napoin z proszku HS6-5-2c otrzymanymi technologią LMD na podłożu stali 1.4923 przedstawiono na rys. 7.7.

Tabela 7.6. Parametry procesu (ilość podawanego proszku) wytwarzania pojedynczych napoin z proszku HS6-5-2c metoda LMD na stanowisku 850-R przy stałej gęstości mocy wiązki laserowej wynoszącej 230 W/mm² oraz stałej prędkości napawania 10 mm/s

Numar paramatróny	Oznaczenie próbki	Ilość podawanego proszku	
Numer parametrow		(V _p) [g/min]	
12	I1	3,6	
13	I2	5,1	
14	I3	5,7	
15	I4	6,5	
16	15	8	
17	I6	9,3	



Rys. 7.7. Próbka z wytworzonymi napoinami podczas doboru parametrów napawania

Wstępną ocenę procesu napawania przeprowadzono na podstawie:

- oceny lica napoiny po napawaniu,
- uzyskanych wymiarów geometrycznych napoin,
- wielkości strefy wtopienia,
- wielkości strefy wpływu ciepła,
- rozkładu składu chemicznego,
- udział materiału podłoża w napoinie,
- zmiany twardości (napoiny, strefy wtopienia, SWC oraz materiału podłoża),
- analizy mikrostruktury,
- udziale defektów (porowatość, nieciągłości, pęknięcia).

Ocena topografii powierzchni wytworzonych napoin metodą LMD z proszku HS6-5-2c polegała na obserwacji na mikroskopie optycznym Keyence VHX-1000. Napoiny

które były ciągłe i miały stały kształt (szerokość) uznawano za dobre i poddawano je dalszym badaniom. Dalsze badania polegały na określeniu wymiarów geometrycznych na przekrojach poprzecznych wytworzonych napoin. W wyniku obserwacji stwierdzono, że większość z wytworzonych napoin było wykonane poprawnie. Przykład napoin niespełniających wymagań ciągłości i kształtu zamieszczono na rys. 7.8. Widok lica "prawidłowego" uzyskanego podczas doboru parametrów napoin z proszku HS6-5-2c wytworzonych przyrostową technologią laserową LMD na stanowisku 850-R uzyskanych przy zmiennej gęstości mocy wiązki laserowej wskazano na rys. 7.9.



Rys. 7.8. Widok źle wykonanego lica napoiny uzyskanej podczas doboru parametrów wytwarzania napoin z proszku HS6-5-2c na stali 1.4923 wytworzonych przyrostową metodą laserową LMD na stanowisku 850-R, parametry wytwarzania: a) prędkość napawania 10 mm/s, ilość podawanego proszku 9,3 g/min, gęstość mocy wiązki laserowej 230 W/mm², b) prędkość napawania 10 mm/s, ilość podawanego proszku 6,5 g/min, gęstość mocy wiązki laserowej 320 W/mm²



Rys. 7.9. Widok prawidłowo ukształtowanego lica napoin uzyskanych podczas doboru parametrów wytwarzania napoin z proszku HS6-5-2c na stali 1.4923 wytworzonych przyrostową metodą laserową LMD na stanowisku 850-R, parametry stałe wytwarzania: prędkość napawania 10 mm/s, ilość podawanego proszku 5,1 g/min, parametry zmienne: gęstość mocy wiązki laserowej: a) 170 W/mm², b) 320 W/mm²

Wyniki pomiaru wymiarów geometrycznych (szerokości i wysokości) napoin wytworzonych przyrostową technologią laserową LMD na stanowisku 850-R przy zmianie gęstości mocy wiązki laserowej (parametry stałe wytwarzania to prędkość napawania 10 mm/s, ilość podawanego proszku 6,5 g/min) przedstawiono w tabeli 7.6 oraz w postaci graficznej na rysunku 7.10.

Tabela 7.6. Wyniki pomiaru wymiarów geometrycznych kształtu napoin z proszku HS6-5-2c na podłożu stali 1.4923 wytworzonych przyrostową technologią laserową LMD na stanowisku 850-R przy zmianie gęstości mocy wiązki laserowej, parametry stałe wytwarzania to: prędkość napawania 10 mm/s, ilość podawanego proszku 6,5 g/min

Numer	Oznaczenie	Gęstość mocy wiązki	Szerokość napoiny	Wysokość napoiny
parametrów	próbki	laserowej [W/mm ²]	[mm]	[mm]
1	W1	170	0,931 +/- 0,017	0,311 +/- 0,015
2	W2	200	1,121 +/- 0,021	0,351 +/- 0,023
3	W3	230	1,384 +/- 0,036	0,41 +/- 0,024
4	W4	260	1,412 +/- 0,051	0,441 +/- 0,03
5	W5	290	1,442 +/- 0,048	0,482 +/- 0,051
6	W6	320	1,472 +/- 0,097	0,502 +/- 0,086



Rys. 7.10. Wykres przedstawiający wyniki pomiaru szerokości i wysokości uzyskanych napoin w funkcji gęstości mocy wiązki laserowej, parametry stałe: prędkość napawania 10 mm/s, ilość podawanego proszku 6,5 g/min

Przykładowy widok lica napoin z proszku HS6-5-2c wytworzonych przyrostową metodą laserową LMD na stanowisku 850-R uzyskanych podczas doboru parametrów wytwarzania przy zmiennej prędkości napawania przedstawiono na rys. 7.11. Wyniki

pomiaru wymiarów geometrycznych napoin wyszczególniono w tabeli 7.7 oraz na rysunku 7.12.



Rys. 7.11. Widok lica napoin uzyskanych podczas doboru parametrów napawania proszku HS6-5-2c na stali 1.4923 przyrostową metodą laserową LMD na stanowisku 850-R, parametry stałe wytwarzania to: ilość podawanego proszku 6,5 g/min, gęstość mocy wiązki laserowej 230 W/mm², parametry zmienne: prędkość napawania 8 mm/s (a), 14 mm/s (b)



Rys. 7.12. Wykres przedstawiający wyniki pomiaru szerokości i wysokości uzyskanych napoin w funkcji prędkości przesuwy głowicy (prędkości napawania), parametry stałe: ilość podawanego proszku 6,5 g/min, gęstość mocy wiązki laserowej 230 W/mm²

Przykładowy widok lica napoin z proszku HS6-5-2c na stali 1.4923 wytworzonych przyrostową metodą laserową LMD na stanowisku 850-R uzyskanych podczas doboru parametrów napawania przy zmiennej ilości podawanego proszku zamieszczono na rys. 7.13. Wyniki pomiaru wymiarów geometrycznych napoin wyszczególniono w tabeli 7.8 oraz na rysunku 7.14.

Tabela 7.7. Wyniki pomiaru wymiarów geometrycznych napoin z proszku HS6-5-2c na stali 1.4923 wytworzonych przyrostową metodą laserową LMD na stanowisku 850-R przy zmianie prędkości napawania, parametry stałe wytwarzania: ilość podawanego proszku 6,5 g/min, gęstość mocy wiązki laserowej 230 W/mm²

Numer parametrów	Oznaczenie próbki	Prędkość napawania [mm]	Szerokość napoiny [mm]	Wysokość napoiny [mm]
7	V1	6	1,435 +/- 0,041	0,52+/- 0,017
8	V2	8	1,401 +/- 0,036	0,45 +/- 0,023
9	V3	10	1,385 +/- 0,028	0,41 +/- 0,028
10	V4	12	1,379 +/- 0,038	0,35 +/- 0,036
11	V5	14	1,371 +/- 0,091	0,26 +/- 0,086



Rys. 7.13. Widok lica napoin uzyskanych podczas doboru parametrów napawania proszku HS6-5-2c na podłożu stali 1.4923 wytworzonych przyrostową technologią laserową LMD na stanowisku 850-R, parametry stałe wytwarzania to: gęstość mocy wiązki laserowej 230 W/mm², prędkość napawania 10 mm/s, parametry zmienne: ilość podawanego proszku 5,1 g/min (a), 8 g/min (b)

Tabela 7.8. Wyniki pomiaru wymiarów geometrycznych kształtu napoin z proszku HS6-5-2c na podłożu stali
1.4923 wytworzonych przyrostową metodą laserową LMD na stanowisku 850-R przy zmianie ilości
podawanego proszku, parametry stałe wytwarzania: gęstość mocy wiązki laserowej 230 W/mm ² , prędkość
napawania 10 mm/s

Numer	Oznaczenie	Ilość podawanego	Szerokość napoiny	Wysokość napoiny
parametrów	próbki	proszku [g/min]	[mm]	[mm]
12	I1	3,6	1,369 +/-0,086	0,301 +/-0,015
13	I2	5,1	1,377 +/-0,079	0,371 +/-0,029
14	I3	5,7	1,385 +/-0,068	0,41 +/-0,036
15	I4	6,6	1,379 +/-0,070	0,431 +/-0,031
16	I5	8	1,401 +/-0,091	0,439 +/-0,068
17	I6	9,3	1,435 +/-0,087	0,446 +/-0,059
Analiza wyników pomiarów wymiarów geometrycznych napoiny wykonanych z proszku HS6-5-2c na stali 1.4923 metodą LMD na stanowisku 850-R pozwoliła ustalić wpływ poszczególnych parametrów na proces tworzenia się napoiny. Gęstość mocy wiązki lasera ma decydujący wpływ na szerokość uzyskanych warstw i topnienie podawanego proszku. Wraz ze wzrostem gęstości mocy wiązki laserowej wzrasta szerokość i wysokość uzyskanych napoin (rys. 7.10) co wskazuje, że następuje lepsze przetopienie podawanego proszku. Stwierdzono znaczny wzrost szerokości napoiny z wielkości 0,931 mm dla gęstości wiązki laserowej wynoszącej 230 W/mm². Dalszy wzrost gęstości wiązki laserowej powodował tylko nieznaczny wzrost szerokości napoiny. Wysokość napoin zawierała się w przedziale od 0,311 mm dla gęstości wiązki laserowej 170 W/mm² do 0,502 mm, dla gęstości wiązki laserowej 320 W/mm².



Rys. 7.14. Wykres przedstawiający wyniki pomiaru szerokości i wysokości uzyskanych napoin w funkcji ilości podawanego proszku, parametry stałe: gęstość mocy wiązki laserowej 230 W/mm², prędkość napawania 10 mm/s

Prędkość napawania (w analizowanym przypadku przesuw głowicy) ma znaczący wpływ na wysokość uzyskanej napoiny. Wzrost prędkości napawania (rys. 7.12) powoduje zmniejszenie maksymalnej wysokości napoiny z 0,52 mm dla prędkości napawania 6 mm/s do 0,26 mm dla prędkości napawania wynoszącej 14 mm/s. Nie zauważono znacznej zmiany w szerokości uzyskanych napoin, która zawierała się w przedziale od 1,371 do 1,435 mm.

Wydatek proszku (rys. 7.14) w sposób istotny wpływa na wysokość napoiny, a w minimalnym stopniu na szerokość napoiny. Wysokość napoiny wzrasta z 0,301 mm dla wydatku proszku 3,6 g/min do 0,431 mm dla wydatku proszku 6,6 g/min, powyżej tej wartości szybkość wzrostu wysokości napoin znacznie maleje i wynosi tylko 0,015 mm przy wzroście wydatku proszku o 2,7 g/min.

W kolejnym etapie doboru parametrów napawania wykonano pomiary twardości wytworzonych napoin. Do pomiarów twardości wykorzystano twardościomierz FLC- 50A. Pomiary twardości wykonywano wg schematu umieszczonego w metodyce badań (rys. 5.6). Na rys. 7.15a przedstawiono przykładowy rozkład twardości w przekroju poprzecznym próbki. Pomiar rozpoczęto 50 µm od powierzchni lica napoiny i kontynuowano wgłąb materiału napoiny i materiału podłoża. Na rysunku 7.15b umieszczono rozkład twardości w napoinie wykonany przy powierzchni napoiny, w środku napoiny oraz w napoinie przy materiałe podłoża.



Rys. 7.15. Wykres rozkładu twardości w funkcji odległości na próbce z napoiną wytworzoną z proszku HS6-5-2c na podłożu stali 1.4923 metodą LMD w wariancie nr 10 (gęstość mocy wiązki laserowej 230 W/mm², ilość podawanego proszku 6,5 g/min, prędkość napawania 12 mm/s)

W tabeli 7.9 wyszczególniono wartości średnie z 3 najwyższych wartości mikrotwardości uzyskanych w napoinie oraz 3 najniższych wartości twardości w materiale podłoża uzyskanych podczas pomiaru twardości tak jak przedstawiono to na rys. 7.15a.

Numer	Oznaczenie	Maksymalna twardość	Minimalna twardość
parametrów	próbki	napoiny [HV0,1]	materiału podłoża [HV0,1]
1	W1	588,0 +/-5,6	293,1 +/-3,2
2	W2	628,3 +/-4,3	288,6 +/-2,3
3	W3	647,3 +/-3,9	285,3 +/-9,5
4	W4	645,0 +/-5,9	276,4 +/-6,7
5	W5	643,3 +/-8,6	270,9 +/-4,9
6	W6	650,0 +/-6,5	265,8 +/-3,1
7	V1	641,3 +/-3,3	281,2 +/-3,9
8	V2	642,7 +/-5,6	286,8 +/-6,1
9	V3	652,0 +/-6,1	285,3 +/-4,0
10	V4	648,7 +/-9,6	290,3 +/-7,1
11	V5	648,0 +/-11,2	288,6 +/-3,4
12	I1	661,7 +/-5,5	271,5 +/-4,1
13	I2	668,3 +/-5,9	275,1 +/-7,0
14	I3	666,7 +/-6,6	280,0 +/-5,3
15	I4	635,7 +/-7,6	286,9 +/-5,9
16	I5	630,0 +/-5,6	288,5 +/-3,1
17	I6	615,0 +/-8,8	290,3 +/-6,1

Tabela 7.9. Wartości średnie z 3 najwyższych wartości twardości uzyskanych w napoinie oraz 3 najniższych wartości twardości uzyskanych w materiale podłoża

Uzyskane twardości napoin wytworzonych metodą LMD z proszku HS6-5-2c na podłożu stali 1.4923 zawierają się w przedziale od 600 do 700 HV0,1. Tylko w wariancie napawania W1 uzyskano twardość niższą wynoszącą 588 HV0,1. W strefie wpływu ciepła występował spadek twardości poniżej 300 HV0,1. Z uzyskanych badań wynika, że wzrost gęstości mocy wiązki laserowej powoduje obniżenie twardości w strefie wpływu ciepła (SWC). Zmniejszanie prędkości napawania powoduje także spadek twardości w SWC. Ilość podawanego proszku podczas napawania w niewielkim stopniu wpływa na minimalną twardość uzyskana w SWC (w uzyskanych wynikach występował niewielki spadek twardości wraz ze zmniejszeniem ilości podawanego proszku).

Strefę wtopienia określaną za pomocą pomiaru głębokości wtopienia (rys. 7.16) oraz % udziału materiału podłoża w napoinie (UMP) wykonano na przekrojach poprzecznych napoin jednościegowych. UMP w napoinie określano poprzez pomiar powierzchni wtopienia (Fw) oraz powierzchni napoiny (Fn) na mikroskopie optycznym Keyence VHX 1000. Sposób określenia powierzchni Fw i Fn przedstawiono na rys. 5.13 i 5.14. Wyniki udziału materiału podłoża w napoinie obliczone wg wzoru podanego w metodyce badań (pkt. 5.1.6). Schemat metodyki pomiaru charakterystycznych wymiarów geometrycznych napoiny i strefy wpływu ciepła na przekrojach poprzecznych napoin przedstawiono na rys. 7.16, a uzyskane wyniki w tabeli 7.10.



Rys. 7.16. Schemat metodyki pomiaru charakterystycznych wymiarów geometrycznych napoin (szerokości i wysokości), strefy wpływu ciepła i głębokości wtopienia

Z uzyskanych wyników badań (tabela 7.10) można zaobserwować, że wzrost gęstości mocy wiązki laserowej powoduje wzrost UMP, SWC, głębokości wtopienia oraz wymiarów napoiny (szerokości i wysokości). Udział materiału podłoża w napoinie wzrósł od 4,95% dla gęstości mocy wiązki laserowej 170 W/mm² do wartości ponad 15% dla gęstości mocy wiązki laserowej 320 W/mm². Największy wzrost UMP zaobserwowano dla napoin wykonanych przy gęstości mocy wiązki laserowej większej niż 230 W/mm². SWC wzrasta w całym zakresie zwiększania gęstości mocy wiązki laserowej jest to związane ze wzrostem ilości ciepła dostarczanego podczas wytwarzania napoin. Głębokość wtopienia również

wzrasta wraz ze wzrostem gęstości mocy wiązki laserowej, ale zaobserwowano zwiększony wzrost wartość głębokości wtopienia dla napoin wykonanych z gęstością mocy wiązki laserowej przekraczającej wartość 260 W/mm². Wymiary otrzymanych napoin (szerokość i wysokość) wzrastają ze wzrostem zastosowanych gęstości mocy wiązki laserowej, po przekroczeniu 230 W/mm² tempo wzrostu znacznie maleje.

Tabela 7.10. Udział materiału podłoża (UMP) w napoinach uzyskanych podczas napawania stali 1.4923 proszkiem HS6-5-2c technologią laserową LMD na podłożu stali 1.4923 na stanowisku 850-R oraz wyniki pomiaru strefy wpływu ciepła, głębokości wtopienia i charakterystycznych wymiarów geometrycznych napoin

Nr parametrów/	UMP	SWC	Głębokość	Wysokość	Szerokość
oznaczenie	[%]	[µm]	wtopienia	nadlewu	napoiny
próbki			[µm]	(napoiny) [µm]	[mm]
1/W1	5,45	201	36,4	297	0,915
2/W2	5,23	257	46,2	331	1,095
3/W3	5,97	297	86,3	311	1,352
4/W4	7,26	346	104	421	1,402
5/W5	10,81	398	154	452	1,411
6/W6	15,12	426	213	468	1,424
7/V1	7,93	346	113	486	1,401
8/V2	7,18	320	99,2	423	1,395
9/V3	5,97	297	86,6	389	1,336
10/V4	6,12	268	83,2	315	1,352
11/V5	6,91	243	50,8	223	1,306
12/I1	19,1	371	142	295	1,343
13/I2	14,32	346	113	359	1,322
14/I3	5,94	291	98,3	386	1,362
15/I4	5,89	289	87,1	401	1,323
16/I5	5,16	278	85,2	412	1,328
17/I6	5,04	273	79,9	413	1,386

Prędkość napawania (V) w istotny sposób wpływa na UMP, SWC, głębokość wtopienia i wysokość nadlewu napoiny. Stwierdzono niewielkie zmniejszenie szerokości napoiny wraz ze wzrostem prędkości napawania o ok. 0,1 mm przy wzroście prędkości z 6 do 14 mm/s. UMP w napoinie najniższy (ok. 6%) uzyskano dla prędkości napawania 10 i 12 mm/s. Wyższa lub niższa prędkość napawania powodowała wzrost UMP o ok. 1%. Szerokość SWC wraz ze wzrostem prędkości napawania maleje od ok. 0,35 mm dla prędkości 6 mm/s do 0,243 mm dla V wynoszącej 14 mm/s. Głębokość wtopienia maleje od 0,112 mm dla V wynoszącego 6 mm/s do 0,051 mm dla V 14 mm/s. Wysokość napoiny wraz ze wzrostem prędkości 0,52 mm dla V=6 mm/s do 0,26 dla V wynoszącego 14 mm/s. Ilość podawanego proszku wpływa na UMP, SWC, głębokość

wtopienia oraz wysokość napoiny. Szerokość uzyskanych napoin zmieniała się w niewielkim stopniu. Dla najmniejszego wydatku proszku wynoszącego poniżej 5,1 g/min obliczono UMP na poziomie ponad 14%, przy wydatku proszku pomiędzy wartościami od 5,7 do 9,3 g/min UMP wynosił pomiędzy 5 a 6%. Szerokość SWC wraz ze wzrostem ilości podawanego proszku maleje z wartości 0,371 dla 3,6 g/min do wartości 0,273 mm dla 9,3 g/min. Największy spadek szerokości SWC zaobserwowano do ilości podawanego proszku 5,7 g/min, dalszy wzrost ilości podawanego proszku powoduje niewielką zmianę (zmniejszenie) szerokości SWC. Głębokość wtopienia dla ilość podawanego proszku 3,6 g/min wynosi 0,14 mm, wzrost ilości podawanego proszku do 5,7 g/min powoduje spadek głębokości wtopienia do wartości poniżej 0,01 mm, dalszy wzrost ilości podawanego proszku powoduje nieznaczny spadek głębokości wtopienia. Wysokość napoiny wzrasta w znaczny sposób wraz ze wzrostem ilości podawanego proszku do wartości 6,5 g/min, przy dalszym wzroście ilości podawanego proszku stwierdzono tylko niewielki wzrost wysokości wytworzonych napoin.

Rozkład składu chemicznego w napoinie i materiale podłoża dla wybranej (charakterystycznej) napoiny z proszku HS6-5-2c wykonanej metodą LMD na podłożu stali 1.4923 przedstawiono na rys. 7.17.



Rys. 7.17. Rozkład podstawowych pierwiastków chemicznych w przekroju poprzecznym dla próbki wykonanej poprzez napawanie proszku HS6-2-c na podłożu stali 1.4923 metodą LMD w wariancie W3 (gęstość mocy wiązki laserowej 230 W/mm², prędkość napawania 10 mm/s, ilość podawanego proszku 6,5 g/min)

Mapy zmian składu chemicznego podstawowych pierwiastków chemicznych w przekroju poprzecznym reprezentatywnej napoiny przedstawiono na rys. 7.18. W tabeli 7.11 umieszczono wyniki składu chemicznego napoiny wykonanej z proszku HS6-5-2c wytworzonej metodą LMD na stali 1.4923 w odległości 0,2 mm od powierzchni napoiny dla próbki W3 (gęstość mocy wiązki laserowej 230 W/mm², prędkość napawania 10 mm/s, ilość podawanego proszku 6,5 g/min).





Rys. 7.18. Mapy zmian składu chemicznego wykonany na przekroju poprzecznym napoiny wytworzonej metodą LMD z proszku HS6-5-2c na materiale podłoża tj. stali 1.4923 dla próbki W3, parametry wytwarzania to: gęstość mocy wiązki laserowej 230 W/mm², prędkość napawania 10 mm/s, ilość podawanego proszku 6,5 g/min), powiększenie x35

Tabela 7.11. Skład chemiczny napoiny wytworzonej metodą LMD z proszku HS6-5-2c na stali 1.4923 w odległości 0,2 mm od powierzchni lica napoiny dla próbki wykonanej w wariancie W3 (gęstość mocy wiązki laserowej 230 W/mm², prędkość napawania 10 mm/s, ilość podawanego proszku 6,5 g/min)

Nazwa pierwiastka	С	Cr	Мо	W	V	Si	Р	S	Mn	Ni	Fe
Udział masowy [%]	0,80	4,7	4,6	5,9	1,72	0,32	0,01	0,03	0,06	0,1	reszta
Niepewność średniej arytmetycznej	+/- 0,04	+/- 0,06	+/- 0,15	+/- 0,10	+/- 0,01	+/- 0,13	+/- 0,001	+/- 0,01	+/- 0,01	+/- 0,01	+/- 0,51

W wyniku przeprowadzonej analizy składu chemicznego dla próbek z wytworzonymi metodą LMD napoinami z proszku HS6-5-2c stwierdzono nieznaczną strefę rozdziału między napoiną a materiałem podłoża, co świadczy o niewielkim wymieszaniu materiału napoiny z podłożem. Przejście składu chemicznego z materiału podłoża (stali 1.4923) do składu chemicznego materiału napoiny jest płynne i ma szerokość od kilkunastu do 50 µm. Pomiar składu chemicznego wykonany w obszarze o powierzchni ok. 100 µm² w odległości 0,2 mm od powierzchni próbki (lica napoiny) wykazał niewielki spadek zawartości węgla, molibdenu, wolframu, wanadu oraz krzemu, a wzrost zawartości chromu i żelaza w stosunku do zawartości proszku zastosowanego do napawania. W napoinie stwierdzono także niewielki udział niklu, który pochodzi z materiału podłoża.

Przykładowe wyniki obserwacji oraz analizy mikrostruktury w przekrojach poprzecznych wytworzonych napoin przedstawiono na rys. 7.19. Uzyskano mikrostrukturę dendrytyczną z charakterystycznym kierunkiem krystalizacji skierowanym głównie prostopadle lub pod kątem od 70° do 90° do powierzchni materiału bazowego. W strefie wpływu ciepła (SWC) uzyskano mikrostrukturę typową dla bainitu z niewielkimi wydzieleniem węglików (Fe, Cr, V, Mo). Materiał podłoża poza SWC posiada mikrostrukturę typową dla sorbitu. Jest to mikrostruktura, którą uzyskano podczas obróbki cieplnej (ulepszanie cieplne) wykonanej w procesie przygotowywania materiału bazowego (stali 1.4923) do napawania.



Rys. 7.19. Widok charakterystycznych stref mikrostruktury na powierzchni przekroju poprzecznego napoiny i materiału podłoża (stali 1.4923): N – napoina, SWC – strefa wpływu ciepła, P - podłoże

Po przeanalizowaniu wymiarów geometrycznych uzyskanych napoin, strefy wtopienia, SWC, UMP oraz rozkładu twardości i składu chemicznego wytypowano do dalszych badań następujące parametry napawania: wydatek proszku na poziomie 5,7 g/min, prędkość napawania 12 mm/s oraz 3 wartości gęstości mocy wiązki laserowej 230 (D1), 290 (D2) i 320 (D3) W/mm². Z tymi parametrami (przedstawionymi w tabeli 7.12) wykonano kolejne napawania i poddano je badaniom w celu dalszej weryfikacji dobranych parametrów.

Widok próbki ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym z napoinami z proszku HS6-5-2c wytworzonymi metodą LMD w wariantach napawania D1-D3 umieszczono na rys. 7.20. Uzyskane wyniki pomiaru szerokości i wysokości napoin zamieszczono w tabeli 7.13. Szerokość napoin zawiera się w przedziale od 1,391 do 1,485 mm. Najniższą wartość szerokości napoiny uzyskano dla gęstości mocy wiązki laserowej 230 W/mm², a najwyższą dla wartości 320 W/mm². Wysokość napoin także ulegała wzrostowi wraz ze wzrostem gęstości mocy wiązki laserowej od wartości 0,33 do 0,45 mm.

Tabela 7.12. Zmiana parametrów (gęstość mocy wiązki laserowej) procesu wytwarzania próbek podczas doboru parametrów wykonania pojedynczych napoin z proszku HS6-5-2c na podłożu stali 1.4923 na stanowisku 850-R, parametry stałe przedstawiono w tabeli 7.3

Numer parametrów	Oznaczenie próbki	Gęstość mocy wiązki laserowej [W/mm ²]	Ilość podawanego proszku [g/min]	Prędkość napawania [mm/s]
18	D1	230	5,7	12
19	D2	290	5,7	12
20	D3	320	5,7	12



Rys. 7.20. Próbka ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym z napoinami wytworzonymi metodą LMD z proszku HS6-5-2c przy wariantach napawania D1-D3: parametry stałe napawania wydatek proszku 5,7 g/min, prędkość napawania 12 mm/s, parametry zmienne: gęstości mocy wiązki laserowej 230 (D1); 290 (D2); 320 (D3) W/mm²

Tabela 7.13. Uzyskane wyniki pomiaru wymiarów geometrycznych napoin wytworzonych metodą LMD na stali 1.4923 proszkiem HS6-5-2c przy wariantach napawania D1-D3, parametry stałe napawania: ilość podawanego proszku 5,7 g/min, prędkość napawania 12 mm/s, parametry zmienne: gęstość mocy wiązki laserowej

Numer	Oznaczenie	Gęstość mocy wiązki	Szerokość napoiny	Wysokość napoiny
parametrów	próbki	laserowej [W/mm ²]	[mm]	[mm]
18	D1	230	1,391 +/-0,086	0,329 +/-0,045
19	D2	290	1,446 +/-0,079	0,411 +/-0,059
20	D3	320	1,485 +/-0,082	0,448 +/-0,076

Wartości twardości (maksymalne oraz minimalne) uzyskane w trakcie pomiaru twardości w przekroju poprzecznym napoin z proszku HS6-5-2c na podłożu stali 1.4923. zamieszczono w tabeli 7.14. Wykres rozkładu twardości w napoinach wykonanych w wariantach D1-D3 zawarto na rys. 7.21. Z uzyskanych wyników badań wynika ze maksymalna twardość napoiny jest najwyższa (prawie 700 HV0,1) dla napoiny wykonanej w wariancie D3 (320 W/mm²), a najniższa (ok. 670 HV0,1) dla wariantu napawania D1 (230 W/mm²). Stwierdzono także obniżenie twardości w strefie oddziaływania ciepła dla wariantów napawania D2 i D3. W wariancie D1 uzyskano tylko niewielki spadek twardości w SWC. Dla wariantu napawania D2 było to ok. 15 HV0,1, a dla wariantu D3 już prawie 30 HV0,1.

Tabela 7.14. Wartości średnie z 3 najwyższych wartości twardości uzyskanych w napoinie oraz 3 najniższych wartości twardości uzyskanych w strefie przejściowej lub materiale podłoża

Numer	Oznaczenie	Maksymalna twardość	Twardość minimalna
parametrów	próbki	napoiny [HV0,1]	[HV0,1]
18	D1	671,3 +/-5,2	292,4 +/-5,4
19	D2	684,7 +/-5,0	286,7 +/-6,3
20	D3	699,4 +/-6,6	270,3 +/-5,3



Rys. 7.21. Wykres rozkładu twardości w funkcji odległości od powierzchni napoiny (lica napoiny) na próbce z napoinami wytworzonymi z proszku HS6-5-2c metodą LMD na podłożu stali 1.4923 w wariantach D1-D3, parametry stałe: ilość podawanego proszku 5,7 g/min, prędkość napawania 12 mm/s, parametry zmienne: gęstość mocy wiązki laserowej: D1 – 230 W/mm², D2 – 290 W/mm², D3 – 320 W/mm²

Udział materiału podłoża (UMP) w napoinach uzyskanych podczas napawania stali 1.4923 proszkiem HS6-5-2c technologią laserową LMD na stanowisku 850-R oraz wyniki pomiaru charakterystycznych wymiarów geometrycznych napoiny i strefy wpływu ciepła przedstawiono w tabeli 7.15. Wynika z nich ze najkorzystniejsze z zastosowanych parametrów napawania to wariant D1, gdzie uzyskano najniższą wartość (6,13%) UMP, najniższą szerokość SWC (320 μ m), najmniejszą głębokość wtopienia (ok. 100 μ m). Wysokość nadlewu i szerokość napoiny (mierzona na przekroju poprzecznym) największa jest dla wariantu napawania D3 (320 W/mm²), a najniższa dla wariantu D1 (230 W/mm²).

Tabela 7.15. Udział materiału podłoża (UMP) w napoinach uzyskanych podczas napawania stali 1.4923 proszkiem HS6-5-2c technologią laserową LMD na stanowisku 850-R oraz wyniki pomiaru strefy wpływu ciepła i charakterystycznych wymiarów geometrycznych napoiny

Nr parametrów/ oznaczenie próbki	UMP [%]	SWC [µm]	Głębokość wtopienia [µm]	Wysokość nadlewu (napoiny) [µm]	Szerokość napoiny [mm]
18/D1	6,13	320	101	359	1,352
19/D2	7,11	350	115	395	1,403
20/D3	7,81	370	121	403	1,426

Analiza składu chemicznego w mikroobszarach wykonana na przekrojach poprzecznych napoin wytworzonych w wariantach D1-D3 (gęstość mocy wiązki laserowej 230 W/mm², 290 W/mm² oraz 320 W/mm²) wykazała nieznaczne różnice między składem chemicznym wytworzonych napoin. Wartości średnie z 4 pomiarów składu chemicznego napoin w obszarach o powierzchni ok. 0,1 mm² w odległości 0,2 mm od powierzchni próbki (powierzchni napoiny) dla wariantów napawania D1-D3 zawarto w tabelach 7.16 - 7.18.

Z przeprowadzonej analizy składu chemicznego dla napoin wykonanych w wariantach D1-D3 można zaobserwować, że wzrost gęstości mocy wiązki laserowej powoduje zwiększanie udziału materiału podłoża w napoinie, widać to wyraźnie obserwując np. zawartość chromu (Cr) przy gęstości mocy wiązki laserowej 230 W/mm² w odległości 0,2 mm od powierzchni napoiny stwierdzono 4,8%, a po wzroście gęstości mocy wiązki laserowej do 320 W/mm² udział chromu wzrósł do 5,4%. W napoinach wykonanych w wariantach D1-D3 stwierdzono także niewielki udział niklu, który pochodzi z materiału podłoża.

Tabela 7.16. Skład chemiczny napoiny wykonanej z proszku HS6-5-2c wytworzonej metodą LMD na stali 1.4923 w odległości 0,2 mm od powierzchni napoiny (lica) dla próbki D1 (gęstość mocy wiązki laserowej 230 W/mm², prędkość napawania 12 mm/s, ilość podawanego proszku 5,7 g/min)

Nazwa pierwiastka	С	Cr	Мо	W	V	Si	Р	S	Mn	Ni	Fe
Uśredniony udział masowy [%]	0,81	4,8	4,9	5,9	1,72	0,32	0,01	0,03	0,06	0,1	reszta
Niepewność średniej arytmetycznej	+/- 0,05	+/- 0,06	+/- 0,16	+/- 0,11	+/- 0,01	+/- 0,12	+/- 0,001	+/- 0,01	+/- 0,01	+/- 0,01	+/- 0,55

Tabela 7.17. Skład chemiczny napoiny wykonanej z proszku HS6-5-2c wytworzonej metodą LMD na stali 1.4923 w odległości 0,2 mm od powierzchni napoiny (lica) dla próbki D2 (gęstość mocy wiązki laserowej 290 W/mm², prędkość napawania 12 mm/s, ilość podawanego proszku 5,7 g/min)

Nazwa pierwiastka	С	Cr	Мо	W	V	Si	Р	S	Mn	Ni	Fe
Uśredniony udział masowy [%]	0,83	4,9	4,6	5,5	1,65	0,33	0,01	0,03	0,06	0,1	reszta
Niepewność średniej arytmetycznej	+/- 0,04	+/- 0,06	+/- 0,15	+/- 0,13	+/- 0,01	+/- 0,10	+/- 0,001	+/- 0,01	+/- 0,01	+/- 0,01	+/- 0,61

Tabela 7.18. Skład chemiczny napoiny wykonanej z proszku HS6-5-2c wytworzonej metodą LMD na stali 1.4923 w odległości 0,2 mm od powierzchni napoiny (lica) dla próbki D3 (gęstość mocy wiązki laserowej 320 W/mm², prędkość napawania 12 mm/s, ilość podawanego proszku 5,7 g/min)

Nazwa pierwiastka	С	Cr	Мо	W	V	Si	Р	S	Mn	Ni	Fe
Uśredniony udział masowy [%]	0,82	5,4	4,5	5,3	1,62	0,32	0,01	0,03	0,06	0,2	reszta
Niepewność średniej arytmetycznej	+/- 0,06	+/- 0,09	+/- 0,19	+/- 0,18	+/- 0,01	+/- 0,15	+/- 0,001	+/- 0,01	+/- 0,01	+/- 0,01	+/- 051

Charakterystyczne obszary obserwacji uzyskane podczas analizy mikrostruktury w przekrojach poprzecznych wytworzonych napoin w wariantach D1-D3 przedstawiono na rys. 7.22 - 7.24. W wyniku obserwacji przekrojów poprzecznych próbek po napawaniu stwierdzono prawidłowe połączenie napoiny z materiału podłoża.



Rys. 7.22. Widok charakterystycznych stref mikrostruktury na powierzchni przekroju poprzecznego napoiny wykonanej w wariancie D1 (gęstość mocy wiązki laserowej 230 W/mm²) i materiału podłoża (stali 1.4923): N – napoina, SWC – strefa wpływu ciepła, P – podłoże

Mikrostruktura ma charakterystyczny układ dla napoin wykonanych podczas napawania laserowego. W mikrostrukturze napoin z proszku HS6-5-2c wytworzonych metodą LMD stwierdzono występowanie uprzywilejowanego kierunku krystalizacji i wzrostu dendrytów w różnych kierunkach, tj. prostopadle oraz pod różnymi kątami do powierzchni materiału rdzenia. Jest to związane z procesem odprowadzania ciepła w różnych kierunkach

w całej objętości ciekłego metalu, tj. w głąb materiału i w kierunku powierzchni (lica). Istotny wpływ na różne ukierunkowania dendrytów miały procesy związane z bardzo dużą szybkością nagrzewania, chłodzenia / krzepnięcia i krystalizacją materiału napoiny, występujące podczas procesu wielościegowego i wielowarstwowego napawania laserowego.



Rys. 7.23. Mikrostruktura na przekroju poprzecznym próbki wykonanej w wariancie D2 (gęstość mocy wiązki laserowej 290 W/mm²)



Rys. 7.24. Mikrostruktura na przekroju poprzecznym próbki wykonanej w wariancie D3 (gęstość mocy wiązki laserowej 320 W/mm²)

W obszarze przy materiale podłoża mikrostruktura napoiny ma układ dendrytyczny w kierunku prostopadłym do podłoża (zgodnie z kierunkiem oddawania ciepła). Im dalej od podłoża mikrostruktura przybiera układ ziarnisty o zbliżonym kształcie i rozmiarze ziaren. Wzrost temperatury podczas napawania laserowego spowodował niewielkie zmiany w mikrostrukturze podłoża. Uzyskano w materiale rodzimym, tj. stali X22CrMoV12-1, częściowe przebudowanie mikrostruktury, a zwłaszcza pierwotnych ziaren austenitu z wbudowanymi rozdrobnionymi lub powiększonymi i pakietami martenzytu w mikrostrukturę sorbityczną oraz niewielką koagulację płytek cementytowych, głównie w obrębie strefy wtopienia oraz strefy wpływu ciepła. W strefie wpływu ciepła stwierdzono rozrost ziaren. Materiał podłoża poza SWC ma mikrostrukturę typową dla sorbitu. Jest to mikrostruktura, którą uzyskano podczas obróbki cieplnej (ulepszanie cieplne) wykonanej w procesie przygotowywania materiału podłoża (stali 1.4923) do napawania. Napawanie z gęstościa mocy wiązki laserowej 320 W/mm² spowodowało najprawdopodobniej zmiany wewnątrz materiału podłoża, ponieważ w SWC stwierdzono wydzielenie węglików na granicach ziaren (rys. 7.24).

W wyniku analizy wymiarów geometrycznych, SWC, UMP, składu chemicznego oraz mikrostruktury i twardości napoin po procesie napawania zgodnie z parametrami stałymi zawartymi w tabeli nr 7.3 oraz parametrami zmiennymi z tabeli 7.12 wytypowano parametry napawania 18 (oznaczenie próbki D1- gęstość mocy wiązki laserowej 230 W/mm², wydatek proszku 5,7 g/min, prędkość napawania 12 mm/s) do dalszych badań. W kolejnym etapie doboru optymalnych parametrów wytwarzania napoin z proszku HS6-5-2c na podłożu stali 1.4923 wykonano napawanie technologią LMD z dobranymi w poprzednim etapie parametrami napawania (D1) z różnym stopniem nakładania się kolejnych ściegów na siebie. Zastosowano trzy stopnie nakładania się kolejnych ściegów na poprzedni 25%, 50% oraz 75%. Zestawienie zastosowanych parametrów zaprezentowano w tabeli nr 7.19.

Tabela 7.19. Parametry wytworzenia próbek metodą napawania laserowego metodą LMD na stanowisku 850-R podczas doboru optymalnego stopnia nakładania się kolejnych warstw na poprzednią, parametry stałe zgodne z tabelą 7.3

Oznaczenie/ nr próbki	Gęstość mocy wiązki laserowej [W/mm ²]	Wydatek proszku [g/min]	Prędkość napawania [mm/s]	Stopnień nakładania się kolejnych ściegów na poprzedni [%]
G1	230	5,7	12	25
G2	230	5,7	12	50
G3	230	5,7	12	75

Widok charakterystycznego układu napoin o stopniu zachodzenia kolejnych ściegów na poprzedni 50% wariancie zilustrowano na rys. 7.25, a o stopniu zachodzenia 75% przedstawiono na rys. 7.26.



Rys. 7.25. Próbka po laserowym napawaniu metodą LMD proszku HS6-5-2c na stali 1.4923 w wariancie napawania G2: gęstości mocy wiązki laserowej 230 W/mm², ilość podawanego proszku 5,7 g/min, prędkość napawania 12 mm/s, stopień zachodzenia kolejnych ściegów na poprzedni 50%



Rys. 7.26. Próbka po laserowym napawaniu metodą LMD proszku HS6-5-2c na stali 1.4923 w wariancie napawania G3: gęstości mocy wiązki laserowej 230 W/mm², ilość podawanego proszku 5,7 g/min, prędkość napawania 12 mm/s, stopień zachodzenia kolejnych ściegów na poprzedni 75%

Podczas obserwacji powierzchni napoin nie zauważono żadnych wad spawalniczych, stwierdzono tylko na powierzchni cząstki proszku przyklejone do powierzchni – jest to typowe zjawisko dla napoin wytworzonych podczas napawania laserowego proszkiem.

Uzyskane wyniki pomiaru wysokości zachodzących na siebie napoin wytworzonych metodą LMD na stali 1.4923 proszkiem HS6-5-2c przy wariantach napawania G1-G3 przedstawiono w tabeli 7.20. Z uzyskanych pomiarów wynika, że największą grubość warstwy wytworzono przy stopniu zachodzenia kolejnych ściegów na siebie 75%, a najniższą dla wariantu G1 przy stopniu zachodzenia kolejnych ściegów na siebie 25%.

Tabela 7.20. Uzyskane wyniki pomiaru wysokości wytworzonych warstw metodą LMD na stali 1.4923 proszkiem HS6-5-2c przy wariantach napawania G1-G3, parametry stałe napawania to: gęstość mocy wiązki laserowej 230 W/mm², ilość podawanego proszku 5,7 g/min, prędkość napawania 12 mm/s, parametry zmienne: stopnień nakładania się kolejnych ściegów na poprzedni

Oznaczenie próbki	Stopnień nakładania się kolejnych ściegów na poprzedni [%]	Wysokość napoiny [mm]
G1	25	0,297 +/-0,059
G2	50	0,351 +/-0,061
G3	75	0,377 +/-0,088

Dokonano pomiaru twardości także na warstwach z różnym stopniem nakładania się kolejnych ściegów na poprzedni. Pomiar rozpoczynano od ok. 50 µm od powierzchni napoiny, a kończono na odległości 2 mm od powierzchni lica napoiny w losowo wybranych obszarach. Nie stwierdzono znaczących różnić w mikrotwardości uzyskanych napoin oraz w twardości materiału podłoża. W przypadku twardości podłoża różnica średnich wartości twardości dla wykonanych próbek w wariantach G1-G3 wynosiła ok. 10 HV0,1, podobny rozrzut średnich wartości twardości uzyskano dla napoin z proszku HS6-5-2c wykonanych metodą LMD. Wartości średnie z trzech najwyższych wartości twardości uzyskanych w strefie przejściowej lub materiale podłoża przedstawiono w tabeli nr 7.21.

Tabela 7.21. Wartości średnie z trzech najwyższych wartości twardości uzyskanych w napoinie oraz trzech najniższych twardości otrzymanych w strefie przejściowej lub materiale podłoża

Numer	Oznaczenie	Maksymalna twardość	Minimalna twardość
parametrów	próbki	napoiny [HV0,1]	[HV0,1]
21	G1	694,0 +/-9,9	270,1 +/-8,7
22	G2	689,3 +/- 7,7	281,3 +/-5,1
23	G3	683,9 +/-11,3	280,1 +/-6,8

Do dalszych badań wytypowano 50% stopień nakładania kolejnych ściegów na poprzedni. Zastosowanie 75% nakładania na siebie kolejnych ściegów umożliwia wytworzenie grubszych warstw o prawie 30 µm, ale znacznie wydłuża czas wytwarzania w stosunku do parametrów G2 (50% stopień nakładania kolejnych ściegów). Wariant G1 (25%) powoduje uzyskanie najmniejszej grubości wytworzonej warstwy, a dodatkowo wytworzona warstwa ma znaczne różnice w wysokości co powoduje konieczność wykonania większej liczby warstw oraz stosowania większych naddatków na obróbkę mechaniczną. Z dobranymi (G2) parametrami wytwarzania pojedynczych warstw wykonano kolejne napawania w celu określenia liczby niezbędnych warstw do otrzymania zakładanej grubości warstwy technologicznej wynoszącej po obróbce mechanicznej ok. 0,5 mm. Zastosowano 1, 2 oraz 3 warstwy. Kolejne warstwy budowano obracając kierunek napawania o 90°, tak aby ograniczyć/wykluczyć efekt porowatości międzyściegowej. Parametry wytworzenia napawanych warstw zaprezentowano w tabeli 7.22.

Tabela 7.22. Parametry wytworzenia systemów warstwowych metodą napawania laserowego LMD na stanowisku 850-R podczas określania liczby potrzebnych warstw do uzyskania określonej grubości; parametry stałe zgodne z tabelą 7.3

Oznaczenie/ nr próbki	Gęstość mocy wiązki laserowej [W/mm ²]	Wydatek proszku [g/min]	Prędkość napawania [mm/s]	Liczba warstw
G4	230	5,7	12	1
G5	230	5,7	12	2
G6	230	5,7	12	3

Po wytypowaniu parametrów napawania (gęstość mocy wiązki laserowej, prędkość napawania, ilość podawanego proszku i stopnia zachodzenia kolejnych ściegów na poprzedni 50%) wykonano napawanie przyrostowe metodą LMD obszarów w kształcie kwadratu o boku 30 mm. Podczas wytwarzania wykonano trzy pola z liczbą warstw 1, 2 oraz 3. Każda z warstw składa się z napoin wielościegowych z 50% stopniem zachodzenia kolejnych ściegów na poprzedni. Widok próbki z wytworzonymi napoinami (systemem warstwowym) przedstawiono na rys. 7.27. Podczas obserwacji powierzchni nie stwierdzono żadnych wad znajdujących się na powierzchni wytworzonych napoin wielościegowych. W trakcie obserwacji wykonano zdjęcia w charakterystycznych obszarach, wybrane umieszczono na rys. 7.28. Podczas obserwacji stwierdzono, że uzyskane warstwy są równomierne

i powtarzalne. Uzyskane wyniki pomiaru wysokości wytworzonych systemów warstwowych metodą LMD na stali 1.4923 z proszku HS6-5-2c przy wariantach napawania G4-G6 zamieszczono w tabeli 7.23.



Rys. 7.27. Próbka po laserowym napawaniu proszku HS6-5-2c metodą LMD na stali 1.4923, gęstość mocy wiązki laserowej 230 W/mm², ilość podawanego proszku 5,7 g/min, prędkość napawania 12 mm/s, liczba warstw 1, 2 oraz 3

Wysokość kolejnych wytworzonych warstw wynosi ok. 0,3 mm. Określona wartość daje możliwość obliczenia liczby potrzebnych warstw do uzyskania zakładanej wysokości. W pracy przyjęto grubość systemu warstwowego na poziomie nie mniejszym niż 0,5 mm, po uwzględnieniu naddatków na obróbkę mechaniczną określono, że próbki do badania wybranych właściwości użytkowych muszą mieć 3 warstwy, czyli muszą być wykonane zgodnie z parametrami G6.

Tabela 7.23. Uzyskane wyniki pomiaru wysokości wytworzonych warstw z proszku metodą LMD na stali 1.4923 HS6-5-2c przy wariantach napawania G4-G6 parametry stałe napawania: gęstość mocy wiązki 230 W/mm², ilość podawanego proszku 5,7 g/min, prędkość napawania 12 mm/s, stopień nakładania kolejnych ściegów na poprzedni

Oznaczenie próbki	Liczba warstw	Wysokość napoiny [mm]	Średni przyrost wysokości [mm]
G4	1	0,359 +/-0,059	0,359
G5	2	0,669 +/-0,043	0,31
G6	3	0,991 +/-0,058	0,322



Rys. 7.28. Widok powierzchni napoin z proszku HS6-5-2c wytworzonych metodą LMD na stali 1.4923, gęstość mocy wiązki 230 W/mm², ilość podawanego proszku 5,7 g/min, prędkość napawania 12 mm/s, a-b) po wykonaniu jednej warstwy, c-d) w obszarze przejściowym między jedną, a dwiema warstwami, e-f) po wykonaniu dwóch warstw

Pomiar twardości przeprowadzono na przekrojach poprzecznych systemów warstwowych składających się z napoin wielościegowych oraz 1, 2 i 3 warstw. Wykonano po trzy pomiary dla każdej z próbek (pomiar 1, pomiar 2 oraz pomiar 3). Pomiar rozpoczynano od ok. 50 µm od powierzchni lica napoiny, a kończono na odległości 2 mm od powierzchni

lica napoiny w wariantach z jedną i dwoma warstwami, dla napoin z trzema warstwami pomiar zakończono na odległości 2,5 mm od powierzchni lica napoiny. Pomiar twardości przeprowadzono także w trzech strefach w wytworzonej warstwie: przy powierzchni (linia B-B' – ok. 50 μ m od powierzchni), w środku napoiny (linia C-C') oraz przy materiale podłoża (linia D-D' – ok. 50 μ m od podłoża) wg schematu przedstawionego na rys. 5.6. Wykres rozkładu twardości w wytworzonych warstwach wykonanych w wariantach G4-G6 przedstawiono na rys. 7.29 - 7.33.



Rys. 7.29.Wyniki pomiaru twardości w przekroju poprzecznym systemu warstwowego składającego się z napoin wielościegowych z proszku HS6-5-2c wykonanych metodą LMD na podłożu stali 1.4923 w wariancie G4 (jedna warstwa) i materiału podłoża



Rys. 7.30. Wyniki pomiaru twardości w przekroju poprzecznym systemu warstwowego składającego się z napoin wielościegowych i wielowarstwowych z proszku HS6-5-2c wykonanych metodą LMD na podłożu stali 1.4923 w wariancie G5 (dwie warstwy) i materiału podłoża



Rys. 7.31. Wyniki pomiaru twardości w przekroju poprzecznym systemu warstwowego składającego się z napoin wielościegowych i wielowarstwowych z proszku HS6-5-2c wykonanych metodą LMD na podłożu stali 1.4923 w wariancie G6 (trzy warstwy) i materiału podłoża

Z uzyskanych pomiarów rozkładu twardości wytworzonych systemów warstwowych i podłoża wynika, że w każdej z wytworzonych warstw uzyskano twardość wynoszącą ponad 600 HV0,1. Najwyższą twardość uzyskano dla wariantu z trzema warstwami (rys. 7.32), gdzie twardość wynosiła prawie 700 HV0,1. Wzrost twardości stwierdzono na odcinku ok. 0,8 mm dla napoiny jedno warstwowej (rys. 7.29), ponad 1 mm dla napoiny dwu warstwowej (rys. 7.30) oraz ok. 1,5 mm dla napoiny trójwarstwowej (wariant G6 – rys. 7.31). W materiale podłoża po wytworzeniu systemu warstw (napawaniu) nie stwierdzono znaczących różnic w twardości z wyjątkiem strefy wpływu ciepła (grubość ok. 0,4 mm), w której uzyskano płynny wzrost od twardości materiału podłoża do twardości napoin. Najwyższą twardość w napoinach wielościegowych uzyskano przy powierzchni lica napoiny, w miarę oddalania się od powierzchni lica napoiny stwierdzono zmniejszanie twardości. Na rys. 7.33 przedstawiono wyniki pomiaru twardości w przekroju poprzecznym napoiny wykonanej metodą LMD z proszku HS6-5-2c. Z wyników zamieszczonych na rys. 7.33 wynika ze najwyższa twardość napoiny uzyskano w odległości 50 µm od powierzchni lica napoiny (B-B'), w połowie wysokości napoiny (C-C') stwierdzono twardość o ok. 40 HV0,1 niższą niż przy powierzchni (B-B'). Przy materiale podłoża (linia D-D' na rys. 7.33) uzyskano twardość ok. 590 HV0,1. Jest to zgodne z wynikami uzyskanymi w trakcie pomiarów rozkładu twardości w kierunku prostopadłym do powierzchni napoin.



7.32. Wyniki pomiaru twardości w przekroju poprzecznym warstw wykonanych metodą LMD z proszku HS6-5-2c na materiale stali 1.4923 w wariantach G4-G6



Rys. 7.33. Wyniki pomiaru twardości w przekroju poprzecznym próbki wykonanej metodą LMD z proszku HS6-5-2c na materiale stali 1.4923 w wariantach G6 (trzy warstwy)

Rozkład składu chemicznego w napoinie i materiale podłoża dla wybranej (charakterystycznej) napoiny z proszku HS6-5-2c w wariancie G6 wykonanej technologią LMD na podłożu stali 1.4923 przedstawiono na rys. 7.34 i 7.35. Mapy zmian składu chemicznego wybranych pierwiastków w przekroju poprzecznym wybranej napoiny przedstawiono na rys. 7.36. Z przeprowadzonej analizy zmian składu chemicznego dla wybranych próbek z systemem warstwowym (napoiną wielościegową i wielowarstwową)

wytworzoną metodą LMD na podłożu stali 1.4923 wynika iż na wszystkich analizowanych próbkach występuję strefa rozdziału między napoiną a materiałem podłoża świadczącą o niewielkim wymieszaniu materiału napoiny z podłożem (rys. 7.34 i 7.35). Przejście składu chemicznego z materiału podłoża (stali 1.4923) do składu chemicznego materiału napoiny jest wyraźne, ale płynne i ma szerokość od kilkunastu do ok. 50 μm.



Rys. 7.34. Zmiany stężenia pierwiastków chemicznych wzdłuż linii AB na przekroju poprzecznym napoiny z proszku HS6-5-2c na podłożu stali 1.4923 wykonanej metodą LMD w wariancie G6 (gęstość mocy wiązki laserowej 230 W/mm², prędkość napawania 12 mm/s, ilość podawanego proszku 5,7 g/min, trzy warstwy) i materiału podłoża, że wskazaniem na udział Fe



Rys. 7.35. Zmiany stężenia wybranych pierwiastków chemicznych na przekroju poprzecznym próbki wykonanej w wariancie G6 (gęstość mocy wiązki laserowej 230 W/mm², prędkość napawania 12 mm/s, ilość podawanego proszku 5,7 g/min, trzy warstwy) i materiału podłoża bez uwzględnienia udziału Fe



Rys. 7.36. Mapy zmian składu chemicznego wykonane na przekroju poprzecznym napoiny z proszku HS6-5-2c i materiału podłoża stali 1.4923 dla próbki G6: gęstość mocy wiązki laserowej 230 W/mm², prędkość napawania 12 mm/s, ilość podawanego proszku 5,7 g/min, trzy warstwy, powiększenie x50

Skład chemiczny napoiny określono także w wykonanych napoinach z proszku HS6-5-2c wytworzonych technologią LMD na stali 1.4923 w wariantach G4-G6. Pomiary wykonywano w 6 obszarach oddalonych o ok. 0,2 mm od powierzchni lica napoiny. Uśrednione wartości udziału pierwiastków chemicznych zawarto w tabelach 7.24 - 7.26.

Tabela 7.24. Skład chemiczny napoiny wykonanej z proszku HS6-5-2c wytworzonej metodą LMD na stali 1.4923 w odległości 0,2 mm od powierzchni lica napoiny dla próbki G4 (gęstość mocy wiązki laserowej 226,5 W/mm², prędkość napawania 12 mm/s, ilość podawanego proszku 5,71 g/min, liczba warstw 1)

Nazwa pierwiastka	С	Cr	Мо	W	V	Si	Р	S	Mn	Ni	Fe
Uśredniony udział masowy [%]	0,83	4,5	4,8	5,7	1,74	0,28	0,01	0,02	0,05	0,1	reszta
Niepewność średniej arytmetycznej	+/- 0,07	+/- 0,07	+/- 0,19	+/- 0,10	+/- 0,01	+/- 0,11	+/- 0,001	+/- 0,001	+/- 0,01	+/- 0,01	+/- 0,59

Tabela 7.25. Skład chemiczny napoiny wykonanej z proszku HS6-5-2c wytworzonej metodą LMD na stali 1.4923 w odległości 0,2 mm od powierzchni lica napoiny dla próbki G5 (gęstość mocy wiązki laserowej 226,5 W/mm², prędkość napawania 12 mm/s, ilość podawanego proszku 5,71 g/min, liczba warstw 2)

Nazwa pierwiastka	С	Cr	Mo	W	V	Si	Р	S	Fe
Uśredniony udział masowy [%]	0,93	4,3	5,1	6,2	2,0	0,26	0,01	0,02	reszta
Niepewność średniej	+/-	+/-	+/-	+/-	+/-	+/-	+/-	+/-	+/-
arytmetycznej	0,06	0,08	0,19	0,23	0,03	0,13	0,001	0,001	0,55

Tabela 7.26. Skład chemiczny napoiny wykonanej z proszku HS6-5-2c wytworzonej metodą LMD na stali 1.4923 w odległości 0,2 mm od powierzchni lica napoiny dla próbki G6 (gęstość mocy wiązki laserowej 226,5 W/mm², prędkość napawania 12 mm/s, ilość podawanego proszku 5,71 g/min, liczba warstw 3)

Nazwa pierwiastka	С	Cr	Mo	W	V	Si	Р	S	Fe
Uśredniony udział masowy [%]	0,95	4,4	5,0	6,4	1,8	0,29	0,01	0,015	reszta
Niepewność średniej	+/-	+/-	+/-	+/-	+/-	+/-	+/-	+/-	+/-
arytmetycznej	0,08	0,07	0,22	0,21	0,06	0,11	0,001	0,001	0,68

W wyniku przeprowadzonej analizy składu chemicznego w mikroobszarach dla wybranych próbek z wytworzonym systemem warstwowym (napoiną), stwierdzono wyraźną strefę rozdziału między napoiną a materiałem podłoża, świadczącą o niewielkim wymieszaniu materiału napoiny z podłożem. Pomiar składu chemicznego wykonany na obszarze o powierzchni ok. 100 µm² w odległości 0,2 mm od powierzchni lica wytworzonej napoiny jedno warstwowej (tabela 7.24) wykazał skład chemiczny napoiny zgodny ze składem chemicznym proszku (przedstawionego w tabeli 7.1). Tylko w systemie warstwowym (napoinie wielościegowej jednowarstwowej) wytworzonej w wariancie G4 stwierdzono mangan (Mn) w ilości 0,05% oraz nikiel (Ni) w ilości 0,1% pochodzący z materiału podłoża tj. stali 1.4923. W napoinach wykonanych w wariancie (G5 i G6) 2 i 3 warstwowych (tabela 7.25 i 7.26) skład chemiczny w odległości 0,2 mm od powierzchni wytworzonej warstwy odpowiada składowi chemicznemu zastosowanego proszku HS6-5-2c. We wszystkich wytworzonych napoinach niezauważalna jest dyfuzja materiału napawanego do podłoża.

Mikrostrukturę napoin, strefy wpływu ciepła oraz materiału podłoża w charakterystycznych obszarach zaprezentowano na rys. 7.37 – 7.39.

W wyniku obserwacji przekrojów poprzecznych próbek po napawaniu stwierdzono prawidłowe połączenie materiału napoiny z podłożem. Mikrostruktura napoiny ma charakterystyczny układ dla napoin wykonanych podczas napawania laserowego. W obszarze przy materiale podłoża ma układ dendrytyczny w kierunku prostopadłym do podłoża (zgodnie z kierunkiem oddawania ciepła). Im dalej od podłoża mikrostruktura przybiera układ ziarnisty o zbliżonym kształcie i rozmiarze ziaren. Materiał podłoża poza SWC ma mikrostrukturę typową dla sorbitu. Jest to mikrostruktura, którą uzyskano podczas obróbki cieplnej (ulepszanie cieplne) wykonanej w procesie przygotowywania materiału bazowego (stali 1.4923) do napawania. W strefie wpływu ciepła w wyniku oddziaływania ciepła wystąpił rozrost ziaren.



Rys. 7.37. Wybrane zdjęcia widoku napoiny i materiału podłoża w przekroju poprzecznym przez napoinę jedno warstwową (G4 - gęstość mocy wiązki laserowej 230 W/mm², prędkość napawania 12 mm/s, ilość podawanego proszku 5,7 g/min, liczba warstw 1)



Rys. 7.38. Wybrane zdjęcia widoku napoiny i materiału podłoża w przekroju poprzecznym przez napoinę 3 warstwową (G6 - gęstość mocy wiązki laserowej 230 W/mm², prędkość napawania 12 mm/s, ilość podawanego proszku 5,7 g/min, liczba warstw 3)



Rys. 7.39. Wybrane zdjęcia widoku materiału podłoża w przekroju poprzecznym przez napoinę 3 warstwową (G6 - gęstość mocy wiązki laserowej 230 W/mm², prędkość napawania 12 mm/s, ilość podawanego proszku 5,7 g/min, liczba warstw 3)

Systemy warstwowe (napoiny z proszku HS6-5-2c) wytworzone metodą LMD do badań i określenia wybranych właściwości użytkowych wytworzono z parametrami zaprezentowanymi w tabeli nr 7.27. Powierzchnie próbek o przekroju 30 x 30 mm i długości 200 mm przed napawaniem poddano frezowaniu w celu wyrównania powierzchni, a także przed napawaniem powierzchnię próbek przeznaczoną do napawania piaskowano w celu oczyszczenia powierzchni. Na rys. 7.40 przedstawiono próbki po laserowym napawaniu

proszku HS6-5-2c technologią LMD na stali 1.4923 z parametrami dobranymi w trakcie wytwarzania pojedynczych napoin oraz systemów warstwowych tj. napoin wielościegowych i wielowarstwowych. Dobrane (najbardziej odpowiednie) parametry wytwarzania technologią LMD systemów warstwowych z proszku HS6-5-2c na podłożu stali 1.4923 zaprezentowanymi w tabeli 7.27.

Tabela 7.27. Dobrane najbardziej odpowiednie parametry wytwarzania technologią LMD napoin z proszku HS6-5-2c na stali 1.4923

Nazwa parametru i jednostka	Dobrana wartość
Gęstość mocy wiązki laserowej [W/mm ²]	230
Ilość podawanego proszku [g/min]	5,7
Prędkość napawania [mm/s]	12
Liczba warstw	3
Stopień nakładania na siebie kolejnych ściegów [%]	50
Temperatura podłoża [°C]	300
Ułożenie (obrócenie) kolejnych warstw o [°]	90



Rys. 7.40. Widok próbek do badań właściwości użytkowych wytworzonych metodą LMD na stali 1.4923 poprzez laserowe napawanie proszku HS6-5-2c, parametry wytwarzania przedstawiono w tabeli 7.21

7.2. Badania składu fazowego

Badanie składu fazowego wykonano według metodyki opisanej w rozdziale 5.1.5 niniejszej pracy. Spektrogramy składu fazowego obrazujące widma składu fazowego występujące na badanej powierzchni uzyskane podczas badania składu fazowego dla wytworzonej napoiny z proszku HS6-5-2c na podłożu stali 1.4923 z wytypowanymi (dobranymi) parametrami wytwarzania metodą LMD przedstawiono na rys. 7.41. Podczas analizy składu fazowego rozpoznano następujące fazy:

- żelazo α ' (faza martenzytyczna);

- żelazo γ (faza austenityczna).



Rys. 7.41. Spektrogram składu fazowego na powierzchni napoiny wytworzonej metodą LMD z proszku HS6-5-2c na podłożu ze stali 1.4923 obrazujący widma składu fazowego występującego na badanej powierzchni

Analizując widma uzyskane na badanych powierzchniach napoin i porównując je ze składem fazowym dla stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym oraz stali 1.4923 po hartowaniu przedstawionym w pkt. 6.5 niniejszej pracy można stwierdzić, że na powierzchni napoiny podobnie jak dla materiału stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym potwierdzono obecność fazy martenzytycznej (żelazo α') oraz austenitycznej (żelazo γ). Obróbka cieplna (hartowanie i niskie odpuszczanie) spowodowała uzyskanie fazy martenzytycznej. Analizując skład chemiczny stali 1.4923 i proszku HS6-5-2c należy spodziewać się także występowania m.in. węglików chromu i żelaza, ale ich wielkość i rozmieszczenie powodowało zbyt mały refleks na dyfraktogramie.

Na postać dyfraktogramu wpływ ma wielkość krystalitów tworzących badany materiał. Szerokość i częściowe "rozmycie" uzyskanych refleksów (pików) jest spowodowane wielkością krystalitów (im mniejsza jest wielkość krystalitów tym refleksy są szersze i bardziej rozmyte). Należy w tym miejscu pamiętać, że wielkość krystalitów nie zawsze jest równa wielkości ziaren. Ziarna mogą i najczęściej są zbudowane z domen krystalicznych i dlatego wielkość krystalitów bywa mniejsza niż wielkość ziaren.

7.3. Badania naprężeń własnych

Badanie naprężeń własnych wykonano według metodyki opisanej w rozdziale 5.1.7 pracy. Naprężenia własne (pozostające) określono w napoinie, materiale podłoża po wytworzeniu napoiny oraz dla materiału stali 1.4923 w stanie po hartowaniu i niskim odpuszczaniu w temperaturze 190°C, a także dla stali 1.4923 po hartowaniu i wysokim odpuszczaniu w temp. 630°C. Na rysunku 7.42 umieszona zestawienie uzyskanych widm rentgenowskich, które wykorzystano do określenia naprężeń, a uzyskane wyniki (liczbowe) wartości naprężeń zawarto w tabeli 7.28.



Rys. 7.42. Zestawienie otrzymanych widm rentgenowskich dla badanych próbek

Na podstawie przeprowadzonej analizy można zauważyć, że we wszystkich badanych próbkach występują naprężenia ściskające (znak "-"). Najwyższe wartości naprężeń ściskających odnotowano dla próbki ze stali 1.4923 w stanie po hartowaniu "H". Również w przypadku tego stanu (po hartowaniu) zarejestrowano najbardziej widoczny wpływ

wielkości kąta φ na otrzymane wartości naprężeń. Z kolei ulepszanie cieplne zastosowane dla stali 1.4923 wpłynęło na prawie dwukrotne obniżenie wartości naprężeń dla każdej z wielkości kąta φ , a także na ujednorodnienie naprężeń. Naprężenia w napoinie z proszku HS6-5-2c wytworzonej technologią LMD również są ściskające i osiągają wysoką wartość, są tylko o ok. 100 MPa niższe niż dla stali 1.4923 po hartowani. Naprężenia w podłożu tj. stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym w odległości 2 mm od napoiny są na porównywalnym poziomie do materiału przed napawaniem, natomiast w odległości 5 mm naprężenia mają wartość niższą o ponad 100 MPa.

Kąt φ [°]	σ _N [MPa] dla różnych materiałów										
	Stal	Stal 1.4923	Stali 1.4923 po	Stali 1.4923 po	Napoina						
	1.4923	po ulepszaniu	ulepszaniu cieplnym w	ulepszaniu cieplnym w	z proszku						
	hartowana	cieplnym	odległości 2 mm od	odległości 5 mm od	HS6-5-2c						
			napoiny	napoiny							
0	-840	-485	-388	-380	-888						
45	-985	-469	-501	-307	-921						
90	-1066	-501	-501	-340	-985						

Tabela 7.28. Naprężenia normalne σ_N mierzone w trzech kierunkach ($\phi = 0^\circ, 45^\circ i 90^\circ$)

7.4. Badania nieniszczące

Badanie nieniszczące wytworzonych napoin wykonano według metodyki opisanej w rozdziale 5.1.8 pracy. Ocene występowania nieciągłości w napoinie wykonano z zastosowaniem trzech typów przetworników (sond) stykowych: ML/100-500kHz/A/90.5/6, WLD-5-63/7L oraz NEC-2236/7L. Dwa pierwsze przetworniki pracowały przy częstotliwości 500 kHz, co umożliwiało uzyskanie wysokiej czułości wskazań dla nieciągłości powierzchniowych. Trzeci przetwornik był zasilany prądem o częstotliwości 5 kHz, co pozwalało na wykrywanie nieciągłości podpowierzchniowych. Przed wykonaniem badania każdego przetwornika dobrano parametry pomiaru i wykonano dla kalibracje SRSM-51020S-WLD nieciągłościami z zastosowaniem wzorca ze sztucznymi o głębokościach 2,0 mm, 1,0 mm i 0,5 mm.

Przy tych samych parametrach z którymi przeprowadzono kalibrację wykonano badanie napoiny. W celu uniknięcia wpływu geometrii próbki (efekt krawędziowy) pomiary wykonywano w odległości większej niż 2 mm od krawędzi próbki. Maksymalne parametry napięcia wyjściowego Vmax [V] uzyskanego podczas badania powierzchni próbki z systemem warstwowym zamieszczono w tabeli 7.29.
T 1 1 7 00	*** *1 *	1 1.1	•	• •
Tabela / 29	W vn1k1	kalibracii	1	pomiarow
1 40 014 7.27.	,, , , , , , , , , , , , , , , , , , , ,	manoracji	•	pomiaron

Wzorzec/ wynik pomiaru	Głębokość nieciągłości [mm]	Maksymalna składowa pionowa napięcia (Vmax) [V]				
		ML/A/90.5/6	WLD-5-63/7L	NEC-2236/7L		
Wzorzec	2.0	7.4	7.5	6.2		
	1.0	6.5	5.7	4.7		
	0.5	5.1	4.2	2.8		
Wynik pomiaru		1.4	1.2	0.3		

Na rysunkach 7.43 - 7.45 przedstawiono wyniki pomiarów oraz krzywe kalibracyjne z aproksymacją do wartości tła pomiarów dla trzech zastosowanych sond. Maksymalne wartości parametru Vmax dla badanej napoiny wynoszą odpowiednio: 1.4, 1.2 oraz 0.3 V. Można uznać, że wartości te odpowiadają poziomowi tła dla stosowanych sond i stwierdzić, że na powierzchni napoiny oraz w obszarze podpowierzchniowym nie stwierdzono występowania nieciągłości.



Rys. 7.43. Krzywa kalibracji sondy ML/A/90.5/6 oraz wyniki badania nieciągłości metodą prądów wirowych dla napoiny z proszku HS6-5-2c wytworzonej technologią LMD na podłożu stali 1.4923



Rys. 7.44. Krzywa kalibracji sondy WLD-5-63/7L oraz wyniki badania nieciągłości metodą prądów wirowych dla napoiny z proszku HS6-5-2c wytworzonej technologią LMD na podłożu stali 1.4923



Rys. 7.45. Krzywa kalibracji sondy NEC-2236/7L oraz wyniki badania nieciągłości metodą prądów wirowych dla napoiny z proszku HS6-5-2c wytworzonej technologią LMD na podłożu stali 1.4923

7.5. Badania porównawcze próbek z warstwą wytworzoną technologią LMD i z materiału podłoża

7.5.1. Statyczna próba rozciągania

Statyczną próbę rozciągania próbek wykonano według metodyki badań przedstawionej w rozdziale 5.2.1. Wyniki badań uzyskane w trakcie statycznej próby rozciągania dla próbek wykonanych ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym, próbek ze stali 1.4923 po hartowania oraz próbek z 0,5 mm napoiną z proszku HS6-5-2c wykonaną metoda LMD na podłożu stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym przedstawiono w tabeli 7.30 oraz na rys. 7.46. Z przeprowadzonych badań i uzyskanych krzywych rozciągania można wyznaczyć następujące parametry dla badanych materiałów:

E – moduł sprężystości Younga,

R_{p0,2} – umowna granica plastyczności,

R_m – doraźna granica wytrzymałości na rozciąganie,

F_m – siła maksymalna przy rozciąganiu,

Ag-wydłużenie przy maksymalnej sile rozciągającej,

A_{25mm}- wydłużenie całkowite odcinka pomiarowego (25 mm).

Tabela 7.30. Wyniki badań ze statycznej próby rozciągania próbek wykonanych ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym, ze stali 1.4923 po hartowania oraz z 0,5 mm napoiną z proszku HS6-5-2c wykonaną metoda LMD na podłożu stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym

	Oznaczenie	Е	R _{p0.2}	R _m	F_m	A _g	A _{25mm}
Rodzaj próbek	rys. 7.2	GPa	MPa	MPa	kN	%	%
	H1	200,7	776	1024	10,84	0,89	0,89
Próbki ze stali	H2	204,1	782	1087	11,60	1,15	1,15
1.4923 z	H3	199,3	777	1074	11,32	1,20	1,20
пароппą	H4	227,7	773	1037	10,88	0,99	1,013
	H5	288,5	1023	1258	13,25	0,39	0,39
Próbki ze stali	H6	195,8	1147	1414	14,91	0,46	0,46
hartowaniu	H7	203,2	1126	1545	16,36	0,69	0,71
	H8	210,7	1105	1397	14,76	0,50	0,50
Próbki ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym	W1	224,6	825	988	10,64	5,09	8,09
	W2	212,8	829	1004	11,64	5,12	7,61
	W3	200,9	831	1003	10,74	5,62	11,10
	W4	212,9	840	1005	11,11	5,19	9,93



Rys. 7.46. Wydłużenie względne ε próbek wykonanych ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym (oznaczenia W1-W4), próbek ze stali 1.4923 po hartowania (oznaczenia H5-H8) oraz próbek z napoiną z proszku HS6-5-2c wykonaną metoda LMD na podłożu stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym (oznaczenia H1-H4) w stosunku do przyłożonego naprężenia

Statyczna próba rozciągania zobrazowała właściwości wytrzymałościowe trzech badanych materiałów. Najwyższą granicę wytrzymałość na rozciąganie Rm wynoszącą ponad 1403 MPa mają próbki z materiału stali 1.4923 po hartowaniu. Próbki z napoiną mają granicę wytrzymałości o ponad 300 MPa niższą. Najniższą granicę wytrzymałości wynoszącą ok. 1000 MPa uzyskano dla próbek wykonanych ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym. Próbki z materiału po hartowaniu oraz z napoiną ulegały zerwaniu przy maksymalnej sile (Fm) przy wydłużeniu (A_g) mniejszym niż 1,2%, natomiast próbki z materiału po ulepszaniu cieplnym ulegały zerwaniu po wydłużeniu wynoszącym ponad 8%. Wydłużenie przy maksymalnej sile rozciągającej (Fm) także najwyższe występuje dla próbek ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym i wynosi ponad 5%. Dla próbek z napoiną uzyskano wydłużenie badanych próbek wynoszące ok. 1%, a dla próbek z materiału 1.4923 po hartowaniu tylko ok. 0,5% (tabela 7.30). Wartości średnie modułu sprężystości Younga (E), umownej granica plastyczności (R_{p0.2}), granicy wytrzymałości na rozciąganie (R_m), siły maksymalnej przy rozciąganiu (F_m), wydłużenie przy maksymalnej sile rozciągającej (A_g) i wydłużenia całkowitego odcinka pomiarowego (A25mm) uzyskane w trakcie statycznej próby rozciągania dla próbek wykonanych ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym, próbek ze stali 1.4923

po hartowaniu oraz próbek z napoiną z proszku HS-6-5-2c wykonaną metoda LMD na podłożu stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym przedstawiono w tabeli 7.31.

	Wartość	Е	R _{p0.2}	R _m	F _m	Ag	A _{25mm}
Rodzaj próbek	średnia/ niepewność pomiaru	GPa	MPa	MPa	kN	%	%
Próbki ze stali	Wartość średnia	207,95	777,00	1055,50	11,16	1,06	1,06
1.4923 z napoiną	Niepewność pomiaru	+/- 11,01	+/- 3,09	+/- 24,66	+/- 0,30	+/- 0,12	+/- 0,12
Próbki ze stali	Wartość średnia	224,55	1100,25	1403,50	14,82	0,51	0,52
hartowaniu	Niepewność pomiaru	+/- 35,60	+/- 44,88	+/- 97,06	+/- 1,05	+/- 0,11	+/- 0,11
Próbki ze stali 1.4923 po	Wartość średnia	212,80	831,25	1000,00	11,03	5,26	9,18
ulepszaniu cieplnym	Niepewność pomiaru	+/- 8,00	+/- 5,25	+/- 6,65	+/- 0,37	+/- 0,20	+/- 1,34

Tabela 7.31. Wartości średnie uzyskane w trakcie statycznej próby rozciągania dla próbek wykonanych ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym, próbek ze stali 1.4923 po hartowania oraz próbek z systemem warstwowym (napoiną) z proszku HS-6-5-2c wykonanym metodą LMD na podłożu stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym

Widok próbek po statyczne próbie rozciągania przedstawiono na rys. 7.47 - 7.50. Wszystkie badane próbki uległy zerwaniu w obszarze pomiarowym w losowych strefach. Na próbkach ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym stwierdzono przewężenie (tzw. szyjkę) w obszarze zerwania próbki. Na pozostałych próbkach nie stwierdzono wyraźnego przewężenia.



Rys. 7.47. Widok próbek po statycznej próbie rozciągania wykonanych ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym (oznaczenia W1-W4), próbek ze stali 1.4923 po hartowania (oznaczenia H5-H8) oraz próbek z systemem warstwowym (napoiną) z proszku HS6-5-2c wykonanym metodą LMD na podłożu stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym (oznaczenia H1-H4)



Rys. 7.48. Widok próbek wykonanych ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym (oznaczenia W1-W4) po statycznej próby rozciągania



Rys. 7.49. Próbki po statycznej próby rozciągania wykonane: a) ze stali 1.4923 po hartowaniu (i niskim odpuszczaniu) oraz b) próbki z systemem warstwowym (napoiną) z proszku HS6-5-2c wykonanym metoda LMD na podłożu stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym

Na rysunku 7.50 przedstawiono widok powierzchni w obszarze zerwania wybranych próbek po statycznej próbie rozciągania wykonanych ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym, próbek ze stali 1.4923 po hartowania oraz próbek z napoiną wykonaną metoda LMD na podłożu stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym.

Dla próbek z materiału stali 1.4923 po obróbce cieplnej W1-W4 (rys. 7.47, rys. 7.48 oraz rys. 7.50a) stwierdzono powstanie charakterystycznego dla materiałów w stanie plastycznym przewężenia, które zaburza równomierny, jednoosiowy stan naprężeń podczas rozciągania próbek. Trajektorie naprężeń w pobliżu konturu tworzącego się przewężenia nie mogą przebiegać równolegle do osi próbki, a zatem w najwęższym przekroju próbki pojawiają się dodatkowo naprężenia rozciągające i w rezultacie otrzymuje się trójosiowy stan naprężeń. Próbki ze stali 1.4923 po hartowaniu oraz z systemem warstwowym (napoiną z proszku HS6-5-2c) ulegały pękaniu przy maksymalnych wartościach siły rozciągającej

(rys. 7.46) bez poprzedzających je większych odkształceń plastycznych w trakcie rozciągania i występował przełom prostopadły oraz skośny do kierunku rozciągania (osi próbek).



Rys. 7.50. Wybrane próbki po statycznej próbie rozciągania wykonane ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym (a), próbki wykonane ze stali 1.4923 po hartowania (b) oraz próbki z systemem warstwowym (z napoiną wykonaną metoda LMD) na podłożu stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym (c); zdjęcia wykonano przy powiększeniu x30 na mikroskopie optycznym Keyence VHX-1000

Obserwacja na mikroskopie optycznym powierzchni przełomów dla próbek ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym z napoiną z proszku HS6-5-2c (H1-H4) wytworzoną technologią LMD (rys. 7.51a) wykazała bardzo wyraźną granicę rozdziału między napoiną a materiałem podłoża. W obszarze napoiny występuje przełom kruchy, a w obszarze podłoża (stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym) występuje przełom rozdzielczo - plastyczny.



Rys. 7.51. Wybrane przełomy próbek w przekroju poprzecznym uzyskane w statycznej próbie rozciągania: a) próbki z napoiną wykonaną metoda LMD na podłożu stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym, b) próbki ze stali 1.4923 w stanie po hartowania; zdjęcia wykonano przy powiększeniu x100 na mikroskopie optycznym Keyence VHX-1000

Uzyskane powierzchnie przełomów dla próbek ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym (W1-W4) są typowe dla przełomu rozdzielczo - plastycznego (rys. 7.51b) z licznymi pęknięciami odzłomowymi.

Powierzchnie przełomów dla próbek ze stali 1.4923 po hartowaniu (H5-H8) są przełomem rozdzielczo - kruchym (rys. 7.51c).

Szczegółową budowę przełomów dla próbek po statycznej próbie rozciągania wykonano przy wykorzystaniu skaningowego mikroskopu elektronowego. Na rysunkach 7.52 – 7.54 przedstawiono wycinki charakterystycznych obszarów przełomów.

Obserwacja na skaningowym mikroskopie elektronowym (SEM) powierzchni przełomów dla próbek ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym z systemem warstwowym (napoiną z proszku HS6-5-2c wytworzoną metodą LMD) wykazała bardzo wyraźną granicę rozdziału między napoiną, a materiałem podłoża. Uzyskana powierzchnia przełomu w strefie napoiny różni się w istotny sposób od powierzchni przełomu materiału podłoża. Powierzchnia przełomu napoiny (rys. 7.52 obszar A) wykazuje dużą jednorodność oraz drobną budowę krystaliczną materiału. W materiale podłoża stwierdzono również niejednorodność budowy krystalograficznej, występują obszary z drobną budową krystaliczną (rys. 7.52 obszar B), ale także obszary z grubą budową krystaliczną (rys. 7.52 obszar C). Powstały przełom jest złomem rozdzielczym - kruchym w obszarze napoiny i plastyczno - kruchym w obszarze podłoża, szczególnie w końcowej fazie pękania (obszar C). Powierzchnia przełomu w części materiału podłoża jest nierówna i pofałdowana.

Powierzchnia przełomu dla próbek ze stali 1.4923 po hartowaniu jest typowym przełomem rozdzielczo - kruchym (rys. 7.53). Podobnie jak dla próbek z napoiną uzyskano zerwanie przy niewielkim odkształceniu. Płaszczyzna przełomu kruchego przebiega prostopadle do kierunku największego wydłużenia (obciążenia). Występuje niewielkie zróżnicowanie budowy krystalicznej, na przeważającej powierzchni budowa przełomu jest drobno krystaliczna. W obserwowanych powierzchniach przełomów wykonanych ze stali 1.4923 (z materiału po hartowaniu) stwierdzono także występowanie przełomu łupliwego. Przełom łupliwy powstaje przez pękanie wzdłuż określonych płaszczyzn krystalograficznych tj. wzdłuż płaszczyzn łupliwości. Na rys. 7.53 w obszarze B widoczne są układy pęknięć w pakietach igieł martenzytu. W obszarze C na powierzchni złomów rozciąganych próbek ze stali 1.4923 w stanie po hartowaniu jest widoczna struktura plastrowa powstała w końcowym fragmencie ścinania materiału (wskazano strzałkami).

Uzyskana powierzchni przełomu ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym (W1-W4) jest typowa dla przełomu rozdzielczo - plastycznego. Powstanie przełomu próbek poprzedziło makroskopowe odkształcenie plastyczne, wywołane przez poślizgi w płaszczyznach poślizgu przy wyższym oporze dekohezji na granicach ziaren. Powstanie odkształceń trwałych spowodowało umocnienie materiału i wymagało dalszego zwiększania siły rozciągającej, która w efekcie doprowadziła do zniszczenia próbki. Tak więc występuje w tym przypadku przełom poślizgowy pobocznicy i przełom rozdzielczo - plastyczny rdzenia próbki z licznymi pęknięciami odzłomowymi (rys. 7.54). Na powierzchni przełomu stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym (w tym także materiał podłoża napoiny) widoczne są wycinki powierzchni pęknięć typowo poślizgowych z drobnymi uskokami, pęknięciami odzłomowymi, wyraźnie zarysowane są granice ziaren i zmiany orientacji w sąsiadujących ze sobą ziarnach (rys. 7.54).





Rys. 7.52. Powierzchnia przełomu próbki po statycznej próbie rozciągania z napoiną z proszku HS6-5-2c wykonaną technologią LMD na podłożu stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym, zdjęcia wykonano na SEM przy powiększeniach od 100 do 5000 razy w obszarach zaznaczonych schematycznie na pierwszym zdjęciu





Rys. 7.53. Powierzchnia przełomu próbki po statycznej próbie rozciągania wykonanych ze stali 1.4923 po hartowaniu, zdjęcia wykonano na SEM w obszarach zaznaczonych schematycznie na pierwszym zdjęciu





Rys. 7.54. Powierzchnia przełomu próbki po statycznej próbie rozciągania wykonanych ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym, zdjęcia wykonano na SEM przy powiększeniach od 100 do 5000 razy w obszarach zaznaczonych schematycznie na pierwszym zdjęciu

W obserwowanych powierzchniach przełomów po statycznej próbie rozciągania nie stwierdzono obecności wad takich jak wtrącenia niemetaliczne, pęknięcia, pęcherze gazowe i tzw. płatków śnieżnych (biały lub matowy kolor występujący na powierzchni złomu).

7.5.2. Próba zginania trójpunktowego

Próbę zginania trójpunktowego wykonano według metodyki badań opisanej w pkt. 5.2.2. Wyniki uzyskane w trakcie próby zginania trójpunktowego dla próbek wykonanych ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym, próbek ze stali 1.4923 po hartowania oraz próbek z systemem warstwowym (napoiną z proszku HS6-5-2c wykonaną technologią LMD) na podłożu stali 1.4923 w stanie po ulepszaniu cieplnym przedstawiono w tabeli 7.32. W trakcie badań rejestrowano wartość ugięcia w zależności od przyłożonej siły zginającej. Wykresy obrazujące ugięcie próbek w stosunku do przyłożonej siły zginającej przedstawiono na rys. 7.55.

Wartości średnie modułu sprężystości wzdłużnej przy zginaniu (E_{f}), wytrzymałości na zginanie (G_{fM}), odkształcenie odpowiadające wytrzymałości na zginanie (ϵ_{fM}), naprężenie zginające przy złamaniu (G_{fB}), odkształcenia zginającego przy złamaniu (ϵ_{fB}) uzyskane podczas zginania trójpunktowego dla próbek wykonanych ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym, próbek ze stali 1.4923 po hartowania oraz próbek z napoiną wykonaną technologią LMD z proszku HS-6-5-2c na ulepszonej cieplnie stali 1.4923 przedstawiono w tabeli 7.33.

Rodzaj	Nazwa	E _f	σ_{fM}	ε _{fM}	σ_{fB}	ε _{fB}
próbek	rys. 5.35	GPa	MPa	%	MPa	%
D (11)	N1	142	1568	1,4	1275	1,9
Probki ze stali	N2	132	1475	1,6	1164	3,9
1.4923 Z	N3	137	1552	1,6	1552	1,6
naponių	N4	140	1395	1,2	1116	5,3
Próbki ze stali	H1	135	2586	3,5	2980	3,7
	H2	141	2840	3,3	2840	3,3
hartowaniu	H3	132	3208	4,9	3208	4,9
hartowalla	H4	126	3264	5,2	3264	5,2
Próbki ze stali	W1	138	2019	4.4	1817	11,0
1.4923 po	W2	137	2026	9,0	1958	15,6
ulepszaniu	W3	139	2047	7,2	1946	12,6
cieplnym	W4	124	2059	6,7	1986	11,1

Tabela 7.32. Wyniki uzyskane podczas zginania trójpunktowego

Gdzie: E_f – moduł sprężystości wzdłużnej przy zginaniu,

6 fM – wytrzymałość na zginanie,

 ϵ_{fM} – odkształcenie względne odpowiadające wytrzymałości na zginanie,

6 fB – naprężenie zginające przy złamaniu,

 ϵ_{fB} – odkształcenie względne zginające przy złamaniu.



Rys. 7.55. Odkształcenie próbek wykonanych: ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym (oznaczenia W1-W4), próbek ze stali 1.4923 po hartowania (oznaczenia H1-H4) oraz próbek z napoina wykonaną technologią LMD na podłożu stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym (oznaczenia N1-N4) podczas próby zginania trójpunktowego

Dla próbek ze stali 1.4923 z napoiną uzyskano zmienny przebieg górnej części wykresu ugięcia (rys. 7.55), który powstaje w wyniku zwiększania się ilości pęknięć systemu warstwowego (pojawiających się na powierzchni napoiny w obszarze przyłożenia obciążenia rys. 7.57).

	Wartość średnia	E _f	σ_{fM}	ε _{fM}	σ_{fB}	ε _{fB}
Rodzaj probek	/ niepewność pomiaru	GPa	MPa	%	MPa	%
Próbki ze stali	Wartość średnia	137,75	1497,50	1,45	1276,75	3,18
1.4923 z napoiną	Niepewność pomiaru	+/- 3,60	+/- 65,71	+/-0,16	+/- 161,39	+/- 1,44
Próbki ze stali 1.4923 po hartowaniu	Wartość średnia	133,50	2974,50	3,98	3104,00	4,47
	Niepewność pomiaru	+/- 5,16	+/- 155,49	+/- 0,69	+/- 155,49	+/- 0,69
Próbki ze stali 1.4923 po	Wartość średnia	134,50	2037,75	6,38	1926,75	12,58
ulepszaniu cieplnym	Niepewność pomiaru	+/- 5,83	+/- 15,29	+/- 1,77	+/- 62,06	+/- 1,57

Tabela 7.33. Wartości średnie $E_{f_t} \sigma_{fM_t} \sigma_{fB_t} \varepsilon_{fM_t} \varepsilon_{fB}$ uzyskane podczas próby zginania trójpunktowego dla próbek wykonanych ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym, próbek ze stali 1.4923 po hartowania oraz próbek z napoiną z proszku HS-6-5-2c wykonaną technologią LMD na podłożu stali 1.4923

Wartości średnie (tabela 7.33) modułu sprężystości wzdłużnej przy zginaniu (E_f) uzyskane podczas badań wynosiły od 133,5 (dla próbek ze stali 1.4923 po hartowaniu) do 137,75 GPa dla próbek z napoiną. Najwyższą wytrzymałość na zginanie (G_{fM}) wynoszącą 2974 MPa uzyskano dla próbek ze stali 1.4923 po hartowaniu, dla próbek po ulepszaniu cieplnym uzyskano średnią wartość 2038 MPa oraz prawie 1500 MPa dla próbek ze stali 1.4923 ulepszonej cieplnie z napoiną z proszku HS6-5-2c. Średnia wartość naprężenia zginającego przy złamaniu (G_{fB}) dla próbek ze stali 1.4923 po hartowaniu wynosiła ponad 3100 MPa, dla próbek ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym wynosi prawie 2000 MPa, średnia wartość G_{fB} dla próbek ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym z napoiną jest znacznie niższa i wynosi 1277 MPa. Najwyższą wartość odkształcenia względnego odpowiadającego wytrzymałości na zginanie (ε_{fM}) uzyskano dla próbek ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym i wynosiło ponad 6,38%, dla próbek z materiału stali 1.4923 po hartowaniu uzyskano prawie 4% a dla próbek z stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym z systemem warstwowym (napoiną wytworzoną technologią LMD z proszku HS6-5-2c) uzyskano prawie 1,5%. Podobną zależność odkształcenia zginającego przy złamaniu (ɛ_{fB}) uzyskano dla badanych próbek, najwyższa wartość (ponad 12,5%) otrzymano dla stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym,

wartość 4,47% uzyskano dla próbek ze stali po hartowaniu, a dla próbek z napoiną wartość odkształcenia wynosiła 3,18%.

Widok próbek po próbie zginania trójpunktowego przedstawiono na rysunkach od rys. 7.56 do rys. 7.61.



Rys. 7.56. Próbki ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym (a) oraz próbki ze stali 1.4923 po hartowaniu (b) po próbie zginania trójpunktowego



Rys. 7.57. Próbka ze stali 1.4923 ulepszonej cieplnie z napoiną z proszku HS6-5-2c wytworzoną technologią LMD po próbie zginania trójpunktowego



Rys. 7.58. Próbka ze stali 1.4923 ulepszonej cieplnie po próbie zginania trójpunktowego, zdjęcia wykonano na mikroskopie optycznym Keyence VHX-1000, powiększenia i nr próbki znajdują się pod zdjęciami



Rys. 7.59. Próbki ze stali 1.4923 ulepszonej cieplnie po próbie zginania trójpunktowego, zdjęcia wykonano na mikroskopie optycznym Keyence VHX-1000, powiększenia i nr próbki znajdują się pod zdjęciami

W trakcie obserwacji powierzchni próbek wykonanych ze stali 1.4923 ulepszonej cieplnie po próbie zginania trójpunktowego stwierdzono liczne pęknięcia znajdujące się po przeciwnej stronie przyłożenia obciążenia (strona rozciągana) co świadczy o dużej jednorodności i plastyczności badanego materiału (rys. 7.58 i 7.59).



Rys. 7.60. Próbka ze stali 1.4923 ulepszonej cieplnie z systemem warstwowym (napoiną z proszku HS6-5-2c wytworzoną technologią LMD po próbie zginania trójpunktowego, zdjęcia wykonano na mikroskopie optycznym Keyence VHX-1000, powiększenia i nr próbki znajdują się pod zdjęciami

Obserwacja próbek z napoiną z proszku HS6-5-2c po próbie zginania trójpunktowego (rys. 7.60) wykazała mniejszą liczbę pęknięć na powierzchni niż dla stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym, ale szerokość uzyskanych pęknięć ma znacznie większe rozmiary. Inicjacja pęknięć w próbkach z wytworzoną napoiną zaczyna się od powierzchni napoiny.

Pęknięcia powstałe w wytworzonych warstwach w wyniku dalszego oddziaływania siły zginającej powodowały dalszy rozwój pęknięcia do podłoża (stali 1.4923) od istniejącej szczeliny oraz wzrost szerokości pęknięć (szczelin) w napoinach. Po powstaniu pęknięć w napoinie przy dalszym obciążeniu próbki pęknięcia pojawiały się także w materiale podłoża. Kierunek rozprzestrzeniania się pęknięć w napoinie był prostopadły do powierzchni przyłożenia obciążenia, a w materiale podłoża ulegał odchyleniu od kierunku prostopadłego (rys. 7.60). Po zginaniu trójpunktowym próbek z napoiną nie stwierdzono odwarstwienia wytworzonych technologią LMD systemów warstwowych (napoin) od podłoża co świadczy o dobrym połączeniu materiału napoiny z podłożem.



Rys. 7.61. Próbka ze stali 1.4923 po hartowaniu po próbie zginania trójpunktowego (H4), zdjęcia wykonano na mikroskopie optycznym Keyence VHX-1000, powiększenia znajdują się pod zdjęciami

Próbki z materiału stali 1.4923 (po hartowaniu) po próbie zginania trójpunktowego uległy złamaniu w sposób kruchy. Widok powierzchni przełomów przedstawiono na rys. 7.62. Na powierzchni rozciąganej próbek ze stali 1.4923 (po hartowaniu) pojawiła się siatka pęknięć (zaznaczona strzałką na rys. 7.61). Analizując powierzchnie przełomów próbek ze stali 1.4923 po hartowaniu po próbie zginania stwierdzono, że uzyskane przełomy są przełomami kruchymi i występuje na nich pękanie w pakietach igieł martenzytu.



Rys. 7.62. Powierzchnia przełomu próbki (H1) wykonanej ze stali 1.4923 (z materiału hartowanego) po próbie zginania trójpunktowego, zdjęcia wykonano na skaningowym mikroskopie elektronowym, powiększenia znajdują się pod zdjęciami

7.5.3. Badania udarności

Badania udarności wykonano zgodnie z normą PN-EN ISO 148-1:2017-02 według metodyki opisanej w pkt. 5.2.3. Zużytą energię na złamanie próbki z karbem w kształcie litery

"V" przedstawiono w tabeli nr 7.34. Wszystkie z przygotowanych próbek uległy złamaniu. Widok wybranych złamanych próbek przedstawiono na rys. 7.63. Natomiast wyniki udarności uzyskane podczas badań w formie graficznej przedstawiono na rysunku 7.64.

Tabela 7.34. Wyniki pomiaru kształtu, pracy łamania oraz udarności KCV próbek z stali 1.4923 po obróbce cieplnej (oznaczenia próbek W), próbek ze stali 1.4923 po hartowaniu (oznaczenie próbek H) oraz próbek ze stali 1.4923 po obróbce cieplnej z systemem warstwowym (napoiną wykonaną technologią LMD) z proszku HS6-5-2c (oznaczenia próbek N)

Rodzaj próbki	Nazwa próbki	Wysokość bez karbu [mm]	Szerokość próbki [mm]	Pole powierzchni próbki bez karbu [cm ²]	Praca Łamania [J]	Udarność KCV [J/cm ²]
	N1	8,320	9,985	0,830760	10	12,04
Próbki z	N2	8,172	9,918	0,810511	10	12,34
napoiną	N3	8,240	9,964	0,821083	8	9,74
	N4	8,212	9,904	0,813349	9	11,07
	H1	8,452	10,098	0,853563	6	7,03
Próbki	H2	8,306	10,004	0,830903	5	6,02
hartowane	H3	8,316	9,978	0,829699	5	6,03
	H4	8,348	9,940	0,829783	6	7,23
	W1	8,310	9,942	0,826238	12	14,52
Próbki po obróbce cieplnej	W2	8,304	9,934	0,824909	10	12,12
	W3	8,372	10,160	0,850637	16	18,81
	W4	8,274	9,922	0,820986	12	14,62



Rys. 7.63. Próbki ze stali 1.4923 po badaniu udarności: N1-N3 – próbki ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym z napoiną z proszku HS6-5-2c wykonaną technologią LMD, H1-H3 – próbki ze stali 1.4923 po hartowaniu, W1-W3 - próbki ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym

Najwyższe wartości udarności uzyskano dla materiału stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym (W1-W2) od 12,12 do 18,81 J/cm². Niższe wartości udarności tj. od 9,74 do

12,34 J/cm² uzyskano dla materiału stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym z napoiną (N1-N4) wykonaną technologią LMD z proszku HS6-5-2c. Najniższą wartość udarności uzyskano dla materiału stali 1.4923 po hartowaniu (H1-H4) i wynosiła ona od 6,02 do 7,23 J/cm².



Rys. 7.64. Udarności dla próbek wykonanych: ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym z systemem warstwowym (napoiną) z proszku HS6-5-2c wykonanym technologią LMD (oznaczenie N1-N4), ze stali 1.4923 po hartowaniu (oznaczenie H1-H4) oraz próbek ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym (oznaczenie próbek W1-W4)

Po złamaniu próbek analizie poddano również ich przełomy. Między wartością pracy złamania, a rodzajem przełomu istnieje pewna zależność, dlatego też obserwacje przełomów uzupełniają wyniki próby, a ponadto dostarczają szeregu dodatkowych informacji.

Przełomy próbek obserwowano na mikroskopie optycznym. Wybrane zdjęcia próbek ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym przedstawiono na rys. 7.65, próbek ze stali 1.4923 po hartowaniu przedstawiono na rys. 7.66, a widok przełomów próbek ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym z napoiną wykonaną metodą LMD z proszku HS6-5-2c po badaniu udarności przedstawiono na rys. 7.67. Wybrane zdjęcia przełomów badanych próbek wykonane na mikroskopie optycznym zaprezentowano na rys. 7.68.



Rys. 7.65. Przełomy próbek wykonanych z materiału stali 1.4923 ulepszonej cieplnie po badaniu udarności (próbki z oznaczeniem W1-W4)



Rys. 7.66. Przełomy próbek po badaniu udarności. Próbki (z oznaczeniem H1-H4) wykonane z materiału stali 1.4923 po hartowaniu



Rys. 7.67. Przełomy próbek po badaniu udarności. Próbki z materiału stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym z 0,5 mm napoiną z proszku HS6-5-2c wykonaną technologią LMD (próbki z oznaczeniem N1-N4)



Rys. 7.68. Topografia powierzchni przełomów próbek po próbie udarności (zdjęcia wykonano na mikroskopie optycznym), rodzaje próbek opisano pod zdjęciami

Obserwacja na mikroskopie optycznym powierzchni przełomów próbek wykonanych ze stali 1.4923 w stanie po ulepszaniu cieplnym (W1-W4) wykazała, że jest to powierzchnia typowa dla przełomu rozdzielczo - poślizgowego (rys. 7.65, 7.68a) z występującymi licznymi pęknięciami odzłomowymi. Powierzchnia przełomu dla próbek ze stali 1.4923 w stanie po hartowaniu (H1-H4) jest typowym przełomem rozdzielczo - kruchym (rys. 7.66 i 7.68b).

Uzyskana powierzchnia przełomu dla próbek wytworzonych ze stali 1.4923 w stanie po ulepszaniu cieplnym z systemem warstwowym (napoiną wytworzoną technologią LMD) z proszku HS6-5-2c (N1-N4) przedstawiona na rys. 7.67 i 7.68c wykazała bardzo wyraźną granicę rozdziału między napoiną a materiałem podłoża. W obszarze napoiny występuje przełom kruchy, a w obszarze podłoża występuje przełom rozdzielczo - plastyczny.

Szczegółową budowę przełomów próbek po badaniu udarności wykonano przy wykorzystaniu skaningowego mikroskopu elektronowego. Powierzchnię badanych próbek po próbie udarności obserwowana przy powiększeniach od 100 do 2000 razy. Wybrane zdjęcia

przełomów przedstawiono na rys. 7.69 - 7.71. Uzyskane przełomy cechują się zbliżonym wyglądem do przełomów uzyskanych w statycznej próby rozciągania.

Uzyskana powierzchni przełomów próbek ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym (W1-W4) jest typowa dla przełomu rozdzielczo - poślizgowego. Powstanie przełomu próbek makroskopowe odkształcenie wywołane poprzedziło plastyczne, przez poślizgi w płaszczyznach poślizgu przy wyższym oporze dekohezji na granicach ziarn. Tak więc występuje w tym przypadku przełom rozdzielczo - plastyczny próbek z licznymi pęknięciami odzłomowymi (rys. 7.69). Na powierzchni przełomu stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym widoczne są obszary powierzchni powstałe przez pęknięcia typowe dla przełomów poślizgowych z drobnymi uskokami, a także przez pęknięcia odzłomowe oraz wyraźnie zarysowane są granice ziarn i zmiany orientacji sąsiadujących ze sobą ziaren (rys. 7.69). Stwierdzono także występowanie przełomu łupliwego (zaznaczono na rys. 7.69), ten typ przełomu powstaje przez pękanie wzdłuż określonych płaszczyzn krystalograficznych wzdłuż płaszczyzn łupliwości

Powierzchnia przełomu dla próbek ze stali 1.4923 po hartowaniu (H1-H4) jest typowym przełomem rozdzielczo - kruchym (rys. 7.70). Płaszczyzna złomu kruchego przebiega w kierunku prostopadłym do kierunku obciążenia. Występuje niewielkie zróżnicowanie budowy krystalicznej, na przeważającej powierzchni budowa przełomu jest drobno krystaliczna. Na obserwowanych powierzchniach przełomów stwierdzono także występowanie przełomu łupliwego. Na rys. 7.70 w obszarze "M" widoczne są układy pęknięć w pakietach igieł martenzytu. Gładka powierzchnia przełomu świadczy o dużej kruchości materiału, który w określonych warunkach może pękać z dużą prędkością rozprzestrzeniania się frontu pęknięcia.

Obserwacja na skaningowym mikroskopie elektronowym (SEM) powierzchni przełomu dla próbek ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym z napoiną z proszku HS6-5-2c (N1-N4) wytworzoną technologią LMD wykazała wyraźną granicę rozdziału między napoiną a materiałem podłoża. Uzyskana powierzchnia przełomu w strefie napoiny różni się w istotny sposób od powierzchni przełomu materiału podłoża. Powierzchnia przełomu napoiny (rys. 7.71 obszar "A") wykazuje dużą jednorodność oraz drobną budowę krystaliczną materiału. W materiale podłoża stwierdzono niejednorodność budowy krystalograficznej, występują obszary z drobną budową krystaliczną (rys. 7.71 obszar "B"), ale także obszary z grubą budową krystaliczną (rys. 7.71 obszar "C"). Powstały przełom jest rozdzielczym kruchym w obszarze napoiny i przełomem plastyczno - kruchym w obszarze podłoża. Powierzchnia przełomu w części materiału podłoża jest nierówna i pofałdowana.

171



Rys. 7.69. Powierzchnia przełomu próbki wykonanej z materiału stali 1.4923 ulepszonego cieplnie po badaniu udarności (próbka z oznaczenie W3), zdjęcia wykonano na SEM



Rys. 7.70. Powierzchnia przełomu próbki wykonanej z materiału stali 1.4923 (w stanie po hartowaniu) po badaniu udarności (próbka z oznaczenie H3), M - obszar pękania w pakietach martenzytu, zdjęcia wykonano na SEM



Rys. 7.71. Powierzchnia przełomu próbki wykonanej ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym z 0,5 mm napoiną z proszku HS6-5-2c po badaniu udarności (próbka z oznaczenie N3), A – obszar przełomu w napoinie, B – obszar przełomu z drobną budową krystaliczną, C – obszar przełomu z grubą budową krystaliczną

7.5.4. Badania odporności na erozje

Badanie odporności na erozję wykonano dla 12 próbek (po cztery próbki z systemem warstwowym z proszku HS6-5-2c wytworzonym metodą LMD, 4 próbki ze stali 1.4923 w stanie po ulepszaniu cielnym (hartowane i odpuszczane w temp. 630°C w czasie 2h) oraz 4 próbki ze stali 1.4923 w stanie po hartowaniu i odpuszczaniu w temperaturze 190°C według metodyki opisanej w pkt. 5.2.4 niniejszej pracy. Na rys. 7.72 zawarto uśrednione (z czterech próbek) wyniki ubytku masy materiału z próbek poddanych badaniom dla kąta padania medium roboczego 45°, analogiczne wyniki dla kąta padania medium 90° zamieszczono na rys. 7.73. Otrzymane wartości ubytku masy materiału dla poszczególnych próbek wykonanych z tego samego materiału i w tych samych warunkach badań (po tym samym czasie testu) były powtarzalne, a różnice otrzymanych wartości nie przekraczały 0,001 g.



Rys. 7.72. Ubytek masy próbek ze stali 1.4923 w stanie po ulepszaniu cieplnym, hartowaniu oraz z napoiną wykonaną metoda LMD z proszku HS6-5-2c uzyskany po kolejnych etapach badań odporności na erozję, kąt padania medium roboczego 45°

Analizując uzyskane wyniki zamieszczone na rys. 7.72 i rys. 7.73 można stwierdzić, że w trakcie dziesięcio godzinnych badań odporności na erozję otrzymano ponad 7. krotne zmniejszenie zużycia erozyjnego warstw wykonanych technologią LMD z proszku HS6-5-2c w porównaniu z materiałem po ulepszaniu cieplnym oraz prawie 3. krotne zmniejszenie ubytku masy w stosunku do próbek z materiału stali 1.4923 po hartowaniu. Stwierdzono ok. 25% zwiększenie ubytku masy badanych próbek dla 45° kąta padania medium roboczego do powierzchni w stosunku do prostopadłego podawania medium roboczego (90°). Materiał

z napoiną z proszku HS6-5-2c wytworzoną metodą przyrostową LMD wykazał się najlepszą odpornością na erozję z pośród trzech porównanych materiałów zarówno dla kąta padania medium roboczego 45° jak i 90° do badanej powierzchni.



Rys. 7.73. Ubytek masy próbek ze stali 1.4923 w stanie po ulepszaniu cieplnym, hartowaniu oraz z napoiną wykonaną metoda LMD z proszku HS6-5-2c uzyskany po kolejnych etapach badań odporności na erozję, 90° kąt padania medium roboczego do badanej powierzchni

Analizując parametr chropowatości Ra w każdej z badanych próbek w trakcie określania odporności na erozję uzyskano wzrost chropowatości dla wszystkich trzech badanych powierzchni, zwiększenie parametru chropowatości Ra uzyskiwano także w miarę wzrostu czasu badań (rys. 7.74 i rys. 7.75). Najmniejszy wzrost chropowatości (parametru Ra) otrzymano dla próbek z napoiną, z chropowatości wyjściowej wynoszącej ok. 0,02 µm do prawie 0,15 µm po 600 minutach badań. Ponad dwukrotnie większy wzrost chropowatości w stosunku to próbek z napoiną uzyskano dla próbek ze stali 1.4923 po hartowaniu. Dla powierzchni z materiału po obróbce cieplnej uzyskano wzrost chropowatości (parametru Ra) do poziomu ponad 0,5 µm - jest to ponad trzykrotnie wyższa wartość niż dla próbek z napoiną. Dla każdego z badanych materiałów stwierdzono większe zużycie (wyższy ubytek materiału oraz wyższą wartość chropowatości powierzchni) podczas określania odporności na erozję przy 45° kącie padania medium roboczego do badanej powierzchni.



Rys. 7.74. Chropowatość powierzchni próbek: ze stali 1.4923 w stanie po ulepszaniu cieplnym, ze stali 1.4923 po hartowaniu oraz próbek ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym z napoiną wykonaną metoda LMD z proszku HS6-5-2c otrzymany po kolejnych etapach badań odporności na erozję, 45° kąt padania medium roboczego do badanej powierzchni



Rys. 7.75. Chropowatość powierzchni próbek: ze stali 1.4923 w stanie po ulepszaniu cieplnym, ze stali 1.4923 po hartowaniu oraz próbek ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym z napoiną wykonaną metoda LMD z proszku HS6-5-2c otrzymany po kolejnych etapach badań odporności na erozję, 90° kąt padania medium roboczego do badanej powierzchni

Widok powierzchni próbek przeznaczonych do badania odporności na erozję przedstawiono na rys. 7.76. Na powierzchniach przeznaczonych do badań są widoczne liczne rysy powstałe podczas przygotowania powierzchni do badań (szlifowania na papierze ściernym o gradacji 2400). Zdjęcia powierzchni próbek wykonane w charakterystycznych obszarach dla trzech badanych rodzajów próbek (stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym, stali 1.4923 po hartowaniu oraz systemów warstwowych z proszku HS6-5-2c wytworzonych technologią LMD na podłożu ulepszonej cieplnie stali 1.4923) po wybranych etapach badań

(po 10, 30, 300 i 600 minutach) dla kąta padania medium roboczego 45° i 90° przedstawiono na rys. od nr 7.77 do nr 7.84.

Obserwacja powierzchni próbek na mikroskopie optycznym uwidoczniła wyraźny wzrost rozwinięcia warstwy wierzchniej próbek z materiału stali 1.4923 zarówno w stanie po hartowaniu jak i po ulepszaniu cieplnym w stosunku do powierzchni wyjściowej (rys. 7.76). Już po pierwszym etapie badań (10 minutach) na próbce z materiału stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym nie występują rysy szlifierskie powstałe podczas przygotowania powierzchni do badań - obróbki mechanicznej (rys. 7.77a i 7.78a), dla stali 1.4923 po hartowaniu dla kata padania medium roboczego 45° (rys. 7.77b) także nie są już widoczne rysy. Rysy powstałe podczas obróbki mechanicznej po 10 minutowym badaniu odporności na erozję są widoczne na próbkach z napoiną wykonaną metodą LMD z proszku HS6-5-2c (rys. 7.77c i 7.78c) oraz na próbce ze stali 1.4923 po hartowaniu (rys. 7.78b) dla 90° kata padania medium roboczego do badanej powierzchni. Zwiększenie czasu trwania badania odporności na erozję do 30 minut spowodowało, że już tylko na powierzchniach napoiny z proszku HS6-5-2c są widoczne rysy (7.79c i 7.80c), a na powierzchniach z materiału stali 1.4923 zarówno w stanie po ulepszaniu cieplnym jak i po hartowaniu wystąpiło całkowite usunięcie (rys) pozostałości po przygotowaniu powierzchni do badań - szlifowaniu (rys. 7.79 i 7.80). Dalsze podawanie medium roboczego powodowało wzrost zużycia powierzchni uwidaczniające się coraz większym rozwinięciem powierzchni oraz zmniejszaniem się ilości rys szlifierskich na powierzchniach z napoiną (rys.7.81, 7.82). Na powierzchniach z napoiną są widoczne pojedyncze rysy nawet po 600 minutowym badaniu odporności na erozję (rys. 7.83c i 7.84c). Znacznie więcej rys szlifierskich jest na powierzchni napoiny po badaniu odporności na erozję przy kącie padania medium roboczego 90° (rys. 7.84c) niż po analogicznym czasie badań przy kącie padania medium roboczego 45° (rys. 7.83c).

Przeprowadzone obserwacje powierzchni próbek po badaniach odporności na erozje potwierdzają wyniki uzyskane podczas określania ubytku materiału oraz pomiaru chropowatości powierzchni. Najwyższą odpornością na erozję wykazał się system warstwowy (materiał napoiny wykonanej metodą LMD z proszku HS6-5-2c), a najniższą stal 1.4923 w stanie po ulepszaniu cieplnym.



Rys. 7.76. Powierzchnia próbek przed badaniem odporności na erozję wykonanych ze stali 1.4923 w stanie po ulepszaniu cieplnym (a), hartowaniu (b) oraz z napoiną wykonaną metoda LMD z proszku HS6-5-2c (c)



Rys. 7.77. Widok powierzchni próbek po 10 minutach badania odporności na erozję: a) powierzchnia ze stali 1.4923 w stanie po ulepszaniu cieplnym, b) powierzchnia ze stali 1.4923 po hartowaniu, c) powierzchnia systemu warstwowego (napoiny wykonane metodą LMD) z proszku HS6-5-2c na podłożu ulepszonej cieplnie stali 1.4923, 45° kąt padania medium roboczego do badanej powierzchni


Rys. 7.78. Widok powierzchni próbek po 10 minutach badania odporności na erozję: a) powierzchnia ze stali 1.4923 w stanie po ulepszaniu cieplnym, b) powierzchnia ze stali 1.4923 po hartowaniu, c) powierzchnia systemu warstwowego (napoiny wykonane metodą LMD) z proszku HS6-5-2c na podłożu ulepszonej cieplnie stali 1.4923, 90° kąt padania medium roboczego do badanej powierzchni



Rys. 7.79. Widok powierzchni próbek po 30 minutach badania odporności na erozję: a) powierzchnia ze stali 1.4923 w stanie po ulepszaniu cieplnym, b) powierzchnia ze stali 1.4923 po hartowaniu, c) powierzchnia systemu warstwowego (napoiny wykonane metodą LMD) z proszku HS6-5-2c na podłożu ulepszonej cieplnie stali 1.4923, 45° kąt padania medium roboczego do badanej powierzchni



Rys. 7.80. Widok powierzchni próbek po 30 minutach badania odporności na erozję: a) powierzchnia ze stali 1.4923 w stanie po ulepszaniu cieplnym, b) powierzchnia ze stali 1.4923 po hartowaniu, c) powierzchnia systemu warstwowego (napoiny wykonane metodą LMD) z proszku HS6-5-2c na podłożu ulepszonej cieplnie stali 1.4923, 90° kąt padania medium roboczego do badanej powierzchni



Rys. 7.81. Widok powierzchni próbek po 300 minutach badania odporności na erozję: a) powierzchnia ze stali 1.4923 w stanie po ulepszaniu cieplnym, b) powierzchnia ze stali 1.4923 po hartowaniu, c) powierzchnia systemu warstwowego (napoiny wykonane metodą LMD) z proszku HS6-5-2c na podłożu ulepszonej cieplnie stali 1.4923, 45° kąt padania medium roboczego do badanej powierzchni



Rys. 7.82. Widok powierzchni próbek po 300 minutach badania odporności na erozję: a) powierzchnia ze stali 1.4923 w stanie po ulepszaniu cieplnym, b) powierzchnia ze stali 1.4923 po hartowaniu, c) powierzchnia systemu warstwowego (napoiny wykonane metodą LMD) z proszku HS6-5-2c na podłożu ulepszonej cieplnie stali 1.4923, 90° kąt padania medium roboczego do badanej powierzchni



Rys. 7.83. Widok powierzchni próbek po 600 minutach badania odporności na erozję: a) powierzchnia ze stali 1.4923 w stanie po ulepszaniu cieplnym, b) powierzchnia ze stali 1.4923 po hartowaniu, c) powierzchnia systemu warstwowego (napoiny wykonane metodą LMD) z proszku HS6-5-2c na podłożu ulepszonej cieplnie stali 1.4923, 45° kąt padania medium roboczego do badanej powierzchni



Rys. 7.84. Widok powierzchni próbek po 600 minutach badania odporności na erozję: a) powierzchnia ze stali 1.4923 w stanie po ulepszaniu cieplnym, b) powierzchnia ze stali 1.4923 po hartowaniu, c) powierzchnia systemu warstwowego (napoiny wykonane metodą LMD) z proszku HS6-5-2c na podłożu ulepszonej cieplnie stali 1.4923, 90° kąt padania medium roboczego do badanej powierzchni

7.5.5. Badania odporności na korozję

Badanie odporności na korozję wykonano według metodyki przedstawionej w pkt. 5.2.5. W trakcie badań odporności na korozji oddziaływano na próbkę o polu powierzchni wynoszącym 176,5 mm². Zdjęcia charakterystycznych próbek po badaniu odporności na korozję w 0,9% oraz w 3,5% stężeniu NaCl przedstawiono na rys. 7.85.





Wybrane krzywe polaryzacji (zmiany gęstości prądu anodowego korozji w skali logarytmicznej w funkcji zmiany potencjału) dla stal 1.4923 po hartowaniu, stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym, dla systemu warstwowego (napoiny z proszku HS6-5-2c wytworzonej metodą LMD) oraz dla materiał HS6-5-2c uzyskanego w sposób klasyczny przedstawiono na rys. 7.86 – 7.89. Potencjał korozji (E_{kor}) i gęstości prądu korozji (i_{kor}) wyznaczono z przecięcia prostoliniowych odcinków krzywej anodowej i katodowej. Uśrednione z trzech pomiarów wartości potencjału korozji (E_{kor}) i gęstości prądu korozji (i_{kor}) uzyskane w 0,9% stężeniu NaCl przedstawiono w tabeli 7.35, a przy stężeniu 3,5% zawarto w tabeli 7.36.

Rodzaj materiał	stężenie NaCl [%]	E _{kor} [V]	i _{kor} [A/cm ²]
Stal 1.4923 po hartowaniu	0,9	-0,280 +/- 0,013	4,33E-08 +/- 2,1E-10
Stal 1.4923 po ulepszaniu cieplnym	0,9	-0,669 +/- 0,045	7,88E-07 +/- 8,1E-9
Napoina z proszku HS6-5-2c	0,9	-0,474 +/- 0,031	2,31E-08 +/- 1,1E-10
HS6-5-2c	0,9	-0,616 +/- 0,057	6,60E-06 +/- 5,1E-8

Tabela 7.35. Wartości potencjału korozji (Ekor) i gęstości prądu korozji (ikor) uzyskane w 0,9% stężeniu NaCl

Rodzaj materiał	stężenie NaCl [%]	E _{kor} [V]	i _{kor} [A/cm ²]
Stal 1.4923 po hartowaniu	3,5	-0,071 +/- 0,003	3,2E-08 +/- 6,1E-10
Stal 1.4923 po ulepszaniu			
cieplnym	3,5	-0,355 +/- 0,031	1,1E-06 +/- 4,4E-8
Napoina z proszku HS6-5-2c	3,5	-0,439 +/- 0,023	2,6E-06 +/- 2,1E-8
HS6-5-2c	3,5	-0,642 +/- 0,044	3,0E-06+/- 7,6E-8

Tabela 7.36. Wartości potencjału korozji (Ekor) i gęstości prądu korozji (ikor) uzyskane w 3,5% stężeniu NaCl



Rys. 7.86. Krzywe polaryzacji dla stali 1.4923 po hartowaniu uzyskane podczas określania odporności na korozję w roztworze NaCl i wody: a) 0,9% stężenie NaCl, b) 3,5% stężenie NaCl

Log gęstości prądu anodowego [A/cm²]



Rys. 7.87. Krzywe polaryzacji dla stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym uzyskane podczas określania odporności na korozję w roztworze NaCl i wody: a) 0,9% stężenie NaCl, b) 3,5% stężenie NaCl



Rys. 7.88. Krzywe polaryzacji dla systemu warstwowego (napoiny z proszku HS6-5-2c) wytworzonego technologią LMD na podłożu stali 1.4923 uzyskanych podczas określania odporności na korozję w roztworze NaCl i wody: a) 0,9% stężenie NaCl, b) 3,5% stężenie NaCl



Rys. 7.89. Krzywe polaryzacji dla materiał HS6-5-2c wytworzonego w sposób klasyczny uzyskane podczas określania odporności na korozję w roztworze NaCl i wody: a) 0,9% stężenie NaCl, b) 3,5% stężenie NaCl

Analizując wyniki uzyskane podczas określenia odporności na korozję w środowisku 0,9% stężeniu NaCl (tabela 7.35) najwyższy potencjał korozji (E_{kor}) wynoszący -0,28 V uzyskano dla próbek ze stali 1.4923 po hartowaniu, dla napoiny z proszku HS6-5-2c otrzymano potencjał korozji -0,474 V, a dla próbek wykonanych z materiału HS6-5-2c wytworzonego w sposób klasyczny E_{kor} wynosi -0,616 V. Najniższą wynoszącą -0,669 V wartość potencjału korozji dla 0,9% stężenia NaCl otrzymano dla stal 1.4923 po ulepszaniu cieplnym. Najniższą gęstość prądu korozji (i_{kor}) 4,33E-08 A/cm² uzyskano dla stali 1.4923 w stanie po hartowaniu, a najwyższą gęstość prądu (6,60E-06 A/cm²) uzyskano dla próbek wykonanych z materiału HS6-5-2c wytworzonego w sposób klasyczny.

Z kolei analizując wyniki uzyskane podczas badania odporności na korozję w środowisku 3,5% stężenia NaCl (tabela 7.36) najwyższą średnią wartość potencjału korozji (E_{kor}) wynoszącą -0,071 V uzyskano dla próbek ze stali 1.4923 po hartowaniu. Dla stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym potencjał korozji wynosił -0,355 V, a dla napoiny z proszku HS6-5-2c uzyskano potencjał korozji -0,439 V. Najniższy E_{kor} (-0,642 V) uzyskano dla próbek wykonanych z materiału HS6-5-2c wytworzonego w sposób klasyczny. Najniższą gęstość prądu korozji (i_{kor}) 3,2E-08 A/cm² uzyskano dla stali 1.4923 w stanie po hartowaniu, a najwyższą wartość (3,0E-06 A/cm²) otrzymano dla próbek wykonanych z materiału HS6-5-2c wytworzonego w sposób klasyczny. Dla systemu warstwowego (napoiny) z proszku HS6-5-2c gęstość prądu korozji wynosiła 2,6E-06 A/cm², a gęstość prądu korozji 1,1E-06 A/cm² uzyskano dla stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym.

Im wyższa wartość potencjału korozji oraz niższa gęstość prądu korozji to tym odporność na korozję jest korzystniejsza. Analizując wyniki potencjału korozji E_{kor} i gęstości prądu korozji i_{kor} uzyskane podczas pomiarów odporności na korozję stwierdzić można, że najwyższą odpornością na korozję w roztworze wody i NaCl o stężeniu 0,9% oraz 3,5% NaCl wykazał się materiał ze stali 1.4923 po hartowaniu. Najniższą odporność na korozję posiadał materiał HS6-5-2c wytworzony w sposób klasyczny. Natomiast system warstwowy (napoina) z proszku HS6-5-2c wytworzony metodą LMD oraz materiał stali 1.4923 ulepszony cieplnie wykazały się zróżnicowaną odpornością na korozję, dla stężenia 0,9% NaCl wyższą odporność uzyskał materiał napoiny, a przy stężeniu 3,5% NaCl wyższą odporność uzyskał materiał stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym.

W wyniku odziaływania medium na próbki uzyskano obszary, na których stwierdzono zmiany na powierzchni (korozja ogólna powierzchni i wżerowa), efekt zmian jest uzależniony od rodzaju próbek. Powierzchnię próbek po badaniu odporności na korozję obserwowano na mikroskopie optycznym oraz wykonano pomiar chropowatości powierzchni. Wybrane charakterystyczne zdjęcia powierzchni po badaniach odporności na korozję przedstawiono na rys. 7.90 - 7.93, a wyniki pomiaru chropowatości powierzchni przedstawiono na rys. 7.96.



Rys. 7.90. Widok powierzchni próbki wykonanej ze stali 1.4923 (po ulepszaniu cieplnym) po badaniach odporności na korozję w 0,9% stężeniu NaCl





Rys. 7.91. Widok powierzchni próbki wykonanej ze stali 1.4923 (w stanie po hartowaniu) po badaniach odporności na korozję w 0,9% stężeniu NaCl



Rys. 7.92. Widok powierzchni próbki wykonanej ze stali 1.4923 (po ulepszaniu cieplnym) z systemem warstwowym (napoiną) z proszku HS6-5-2c wytworzonym metodą LMD po badaniach odporności na korozję w 0,9% stężeniu NaCl



Rys. 7.93. Widok obszarów powierzchni próbki wykonanej z materiału HS6-5-2c (wytworzony w sposób klasyczny) po badaniach odporności na korozję w 0,9% stężeniu NaCl

Z obserwacji powierzchni próbek po badaniach odporności na korozję prowadzonej organoleptycznie (rys. 7.85) oraz na mikroskopie optycznym (rys. 7.90 - 7.93) stwierdzono, że największe zmiany korozyjne występują na próbce z napoiną gdzie uwidocznione zostały poszczególne ściegi kolejnych przejść lasera, a najmniejsze zmiany wystąpiły dla próbek po hartowaniu. Na próbkach ze stali 1.4923 zarówno po ulepszaniu cieplnym jak i po hartowaniu występowały wżery (rys. 7.90 - 7.91). Ślady wżerów uwidoczniły się zwłaszcza podczas przygotowania próbek do kolejnych badań. Widok powierzchni próbek ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym oraz stali 1.4923 po hartowaniu (po badaniu odporności na korozję) poddanych szlifowaniu przedstawiono na rys. 7.94. Na powierzchni po szlifowaniu ujawniły się dobitnie liczne ślady po wżerach, które mogły powstać na granicy ziaren tj. w obszarach spiętrzenia naprężeń własnych materiału powstałych w wyniku obróbki cieplnej.



Rys. 7.94. Powierzchnia próbek ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym (a) oraz po hartowaniu (b) po badaniu odporności na korozję i szlifowaniu

Chropowatość powierzchni w obszarach po badaniach odporności na korozję mierzono na profilometrze Hommel - Etamic T1000 Basic z oprogramowaniem Turbo Detawin v1.34. Pomiary wykonywano na odcinkach o długości 4,8 mm w losowo wybranych miejscach. Na wykresach na rys. 7.95 i rys. 7.96 przedstawiono średnie wartości parametru Ra i Rt chropowatości uzyskane z 10 pomiarów. Na każdej z badanych próbek na powierzchni po badaniach odporności na korozję stwierdzono wzrost rozwinięcia powierzchni (m.in. wzrost parametru Ra i Rt). Najniższy wzrost parametru chropowatości Ra z wartości 0,55 do 1,05 µm dla badania w roztworze z 0,9% NaCl uzyskano dla materiału HS6-5-2c wytworzonego w sposób klasyczny, dla 3,5% roztworu NaCl chropowatości Ra dla powierzchni materiału wzrosła do wartości ponad 2 µm. Parametr chropowatości Ra dla powierzchni stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym, stali 1.4923 po hartowaniu oraz napoiny z proszku HS6-5-2c uległ wzrostowi z poziomu 0,055 µm do ponad 3µm po badaniu odporności na korozję w roztworze o stężeniu 0,9 i 3,5% NaCl. Najwyższą wartość rozwinięcia powierzchni uzyskano dla próbek z napoiną z proszku HS6-5-2c po badaniu w 3,5% NaCl.

Parametr chropowatości powierzchni Rt po badaniach odporności na korozję także uległ wzrostowi. Najmniejszy wzrost parametru chropowatości Rt z poziomu 0,2 μm (powierzchni przed badaniem odporności na korozję) do 0,4 μm uzyskano dla materiału HS6-5-2c wytworzonego w sposób klasyczny po badaniu w roztworze o stężeniu 0,9% NaCl. Dla stężenia 3,5% NaCl dla materiału HS6-5-2c wytworzonego w sposób klasyczny uzyskano wzrost chropowatości Rt do poziomu 0,6 μm. Materiał stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym w trakcie badania odporności na korozję wykazał się wzrostem chropowatości do poziomu

195

ponad 6 µm, dla materiału z napoiną z proszku HS6-5-2c stwierdzono wzrost parametru chropowatość powierzchni do ok. 8 µm. Dla materiału stali 1.4923 w stanie po hartowaniu stwierdzono po badaniach odporności na korozję wzrost wartości parametru chropowatości powierzchni z 0,4 µm do poziomu ponad 11 µm, co jest związane z występowaniem licznych wżerów na powierzchni.



Rys. 7.95. Rozkład średnich wartości parametru chropowatości Ra na powierzchniach próbek po badaniach odporności na korozję w środowisku roztworu wody i NaCl o stężeniu 0,9 i 3,5% NaCl



Rys. 7.96. Wykres rozkładu średnich wartości parametru chropowatości Rt na powierzchniach próbek po badaniach odporności na korozję w środowisku roztworu wody i NaCl o stężeniu 0,9 i 3,5% NaCl

8. Aplikacja praktyczna napawania fragmentu łopaty

Uzyskane wynika badań pozwalają na zaproponowanie procesu wytwarzania zmodyfikowanych/ulepszonych łopat turbin parowych. Proces wytwarzania łopat przebiegać będzie w sposób standardowy, a modyfikacja polega na wytworzeniu systemu warstwowego z proszku HS6-5-2c metodą LMD w obszarach o największym zużyciu erozyjnym łopat turbiny parowej zaznaczonym schematycznie na rys. 8.1 określonym na podstawie pracy [78]. Przekrój łopaty w obszarze przeznaczonym do napawania ulegnie zmniejszeniu o grubość wytworzonego systemu warstwowego. Widok łopaty w obszarze przewidzianym do napawania przed modyfikacją oraz po zmniejszeniu przekroju przedstawiono na rys. 8.2. Kształt łopaty turbiny parowej nie ulegnie zmianie, gdyż wytworzone technologią przyrostową LMD systemy warstwowe z proszku HS6-5-2c o grubości ok. 0,9 mm zostaną poddane obróbce mechanicznej.



Rys. 8.1. Widok łopaty po eksploatacji z zaznaczonym obszarem największego zużycia



Rys. 8.2. Widok obszaru zmniejszenia grubości łopaty w obszarze przewidzianym do napawania: a) przed zmianą, b) po zmniejszeniu przekroju

Uniwersalność zaproponowanej metody modyfikacji wytwarzania łopat może być bardzo łatwa do wdrożenia [112]. Schemat wykonania napawania łopaty zaprezentowano na rys. 8.3.



Rys. 8.3. Widok łopaty turbiny parowej i schematyczny sposób modyfikacji krawędzi natarcia

Przyjęto grubość warstwy/napoiny (po obróbce mechanicznej) 0,5 mm, dlatego łopata wytworzona w sposób konwencjonalny powinna mieć zmniejszoną grubość na krawędzi o 0,5 mm tak, aby po wytworzeniu napoin uzyskać finalny, niezmieniony kształt łopaty. W celu obniżenia naprężeń proponowany jest łagodny uskok kształtu łopaty przed napawaniem, w wykonanej próbce zastosowano krzywizne o promieniu 1 mm (rys. 8.4). W próbce pilotażowej do napawania wykorzystano łopatę wytworzoną w sposób klasyczny, a zmianę kształtu łopaty przed napawaniem uzyskano poprzez obróbkę elektroerozyjną (inną metodą zmiany kształtu może być obróbka mechaniczna). Przed napawaniem powierzchnię przeznaczoną do napawania piaskowano (rys. 8.4) i podgrzewano do temperatury 300°C. Napawanie wykonano z dobranymi w pracy parametrami tj. gęstość mocy wiązki laserowej 230 W/mm², prędkość napawania 12 mm/s, ilość podawanego proszku 5,7 g/min, stopień nachodzenia kolejnych ściegów na siebie 50%, stosowano 3 warstwy, obracając kolejne warstwy o 90°. Zaproponowaną metodę wzmacniania krawędzi natarcia łopaty przedstawiono na jej fragmencie. Fragment lopaty pochodził z obszaru największego zużycia erozyjnego. Zdjęcie fragmentu łopaty z wytworzonym systemem warstwowym przedstawiono na rys. 8.5. Wytworzony system warstwowy należy poddać jeszcze obróbce mechanicznej w celu nadania finalnego kształtu produkowanej łopaty. W produkowanych łopatach należy dobrać tak obróbkę mechaniczną, aby uzyskać nie tylko oczekiwany kształt, ale także topografię powierzchni zgodnie z dokumentacją konstrukcyjną.



Rys. 8.4. Przygotowana powierzchnia łopaty do wytworzenia systemu warstwowego – po zmniejszeniu przekroju oraz po piaskowaniu



Rys. 8.5. Widok fragmentu łopaty z wytworzonym technologią LMD systemem warstwowym (napoiną) z proszku HS6-5-2c na podłożu stali 1.4923

9. Podsumowanie i wnioski końcowe

Program niniejszej rozprawy oraz zakres przewidzianych badań eksperymentalnych został w pełni zrealizowany, zgodnie z przyjętym algorytmem realizacji pracy doktorskiej i badań przedstawionych w rozdziale 4. W ramach badań dobrano parametry wytwarzania przyrostową technologia laserową LMD systemu warstwowego z proszku HS6-5-2c na podłożu stali 1.4923. W trakcie doboru parametrów napawania stosowano gęstość mocy wiązki laserowej od 170 do 320 W/mm², prędkość napawania od 6 do 14 mm/s oraz ilość podawanego proszku od 3,6 do 9,3 g/min. Pojedyncze ściegi miały wysokość od 0,26 do 0,55 mm i szerokość od 0,9 do prawie 1,5 mm. Na wymiary pojedynczych ściegów wpływ miały parametry zastosowane podczas wytwarzania: wzrost gęstości wiązki laserowej powodował zwiększenie szerokości i wysokości napoiny, wzrost ilości podawanego proszku także zwiększał wysokości wytworzonych napoin, a w niewielkim stopniu wpływał na szerokość napoin. Zwiększanie prędkość napawania powodowało zmniejszenie wysokości napoin, a nie stwierdzono znaczącej zmiany szerokości uzyskanych napoin. W każdej z wykonanych napoin uzyskano wyższą twardość niż w materiale podłoża. Twardość w napoinach wynosiła od ok. 600 do ok. 670 HV0,1, a w materiale podłoża wynosiła ok. 300 HV0,1. Określono także: głębokość wtopienia w materiał podłoża (uzyskano wartości od 36 do ponad 200 µm), szerokość strefy wpływu ciepła (od 201 do 426 µm), udział materiału podłoża w napoinie (od ok. 5% do ponad 15%) oraz analizowano rozkład składu chemicznego i mikrostruktury. W wyniku analizy wyników napawania dla pojedynczych ściegów wytypowano do dalszych badań następujące parametry: gęstość mocy wiązki laserowej 230 W/mm², prędkość napawania 12 mm/s oraz ilość podawanego proszku 5,7 g/min. Po dobraniu parametrów wytwarzania pojedynczych ściegów zbadano wpływ stopnia nakładania kolejnych ściegów na poprzedni, na wymiary i jakość uzyskanych warstw. Wytypowano jako najlepszy 50% stopień nakładania kojonych ściegów na poprzedni i z tymi parametrami wytworzono systemy warstwowe składające się z jednej, dwóch i trzech warstw. Dla każdego z wytworzonych systemów warstwowych określono wymiary geometryczne, twardość, skład chemiczny, mikrostrukturę oraz wykonano badania nieniszczące. Określono, że przy dobranych parametrach grubość każdej kolejnej nakładanej warstwy wynosi ok. 0,3 mm. Do zastosowania na warstwę wierzchnią w łopacie turbiny parowej (w obszarze największego zużycia) wskazane jest zastosowanie systemu warstwowego (napoin) składającego się z trzech warstw tak, aby po obróbce mechanicznej grubość wytworzonej warstwy wynosiła nie mniej niż 0,5 mm. Wytworzone systemy warstwowe (napoiny) poddano badaniom

201

w przekrojach poprzecznych oraz badaniom nieniszczącym (za pomocą prądów wirowych) uzyskane wyniki wykazały, że zarówno na powierzchni napoin oraz w obszarze podpowierzchniowym nie występowały nieciągłości.

Dobranie parametrów napawania technologią laserowego przyrostowego wytwarzania (LMD) warstw wierzchnich z proszku HS6-5-2c na podłożu stali 1.4923 pozwoliło na wykonanie systemów warstwowych (napoin wielościegowych i wielowarstwowych) na próbkach płaskich i określenie wybranych właściwości napoin oraz materiału podłuża z systemem warstwowym. W pracy przedstawiono wyniki badań wybranych właściwości wytworzonych napoin oraz porównano je z właściwościami materiału podłoża, tj. stali 1.4923 w stanie "po hartowaniu" (hartowanie z temp. 1030°C i niskie odpuszczanie w temp. 190°C) oraz ze stali 1.4923 po "obróbce cieplnej" (hartowanie z temp. 1030°C i wysokie odpuszczanie w temp. 630°C w czasie 2h).

Wykonano następujące badania porównawcze:

 właściwości mechanicznych (statyczna próba rozciągania, próba trójpunktowego zginania, pomiar udarności),

- badania odporności na erozję,

- badania odporności na korozję.

Statyczna próba rozciągania zobrazowała właściwości wytrzymałościowe trzech badanych materiałów. Najwyższą granicę wytrzymałość na rozciąganie wynoszącą ponad 1400 MPa miały próbki z materiału stali 1.4923 po hartowaniu. Próbki z 0,5 mm napoiną uzyskały granicę wytrzymałości o ponad 300 MPa niższą. Najniższą granicę wytrzymałości wynoszącą ok. 1000 MPa miały próbki ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym. Próbki z materiału po hartowaniu oraz z napoiną ulegały zerwaniu przy wydłużeniu jednostkowym mniejszym niż 2%, natomiast próbki z materiału po ulepszaniu cieplnym ulegały zerwaniu po wydłużeniu wynoszącym ponad 8%. Największe wydłużenie badanych próbek przy przyłożeniu siły maksymalnej także występuje dla próbek ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym i wynosi ponad 5%. Dla próbek z napoiną uzyskano ok. 1% wydłużenie badanych próbek, a dla próbek z materiału 1.4923 po hartowaniu tylko ok. 0,5%.

Po stycznej próbie rozciągania uzyskana powierzchnia przełomu ze stali 1.4923 w stanie po ulepszaniu cieplnym jest typowa dla przełomu rozdzielczo - plastyczny. Powstałe przełomy dla stali 1.4923 ulepszonej cieplnie z napoiną były przełomem rozdzielczym - kruchym w obszarze napoiny i rozdzielczo - plastycznym w obszarze podłoża. Powierzchnia przełomu dla próbek ze stali 1.4923 po hartowaniu jest typowym przełomem rozdzielczo - kruchym.

Próba zginania trójpunktowego pozwoliła określić moduł sprężystości wzdłużnej przy zginaniu (E_f), uzyskane podczas badań wartości wynosiły od 133,5 (dla próbek ze stali 1.4923 po hartowaniu) do 137,75 GPa dla próbek z 0,5 mm napoina. Najwyższą wytrzymałość na zginanie (6fm) wynoszącą 2974 MPa uzyskano dla próbek ze stali 1.4923 po hartowaniu, dla próbek ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym uzyskano średnią wartość 2038 MPa oraz prawie 1500 MPa dla próbek ze stali 1.4923 ulepszonej cieplnie z 0,5 mm napoiną z proszku HS6-5-2c. Naprężenie zginające przy złamaniu (G_{fB}) dla próbek ze stali 1.4923 po hartowaniu wynosiło średnio ponad 3100 MPa, dla próbek ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym osiągnęły wartość prawie 2000 MPa, natomiast średnia wartość naprężenia niszczącego dla próbek ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym z 0,5 mm napoiną jest znacznie niższa i wynosi 1277 MPa. Najwyższą wartość odkształcenia zginającego odpowiadającego wytrzymałości na zginanie (ε_{fM}) uzyskano dla próbek ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym i wynosiło ponad 6,38%, dla próbek z materiału stali 1.4923 po hartowaniu wynosiło prawie 4%, a dla próbek z stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym z 0,5 mm napoiną otrzymano prawie 1,5%. Najwyższa wartość (ponad 12,5%) odkształcenia zginającego przy zniszczeniu (ε_{fB}) uzyskano dla stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym, 4,47% otrzymano dla próbek ze stali po hartowaniu, a dla próbek z napoiną wartość odkształcenia zginającego przy zniszczeniu wynosiła 3,18%. W trakcie próby tylko próbki z materiału stali 1.4923 po hartowaniu uległy złamaniu, pozostałe próbki uległy odkształceniu, występowały pęknięcia na grzbiecie próbek – zwłaszcza z napoiną, ale nie doszło do dekohezji próbek na dwie części.

Badanie udarności pozwoliło na określenie pracy łamania oraz udarności KCV dla próbek ze stali 1.4923 w stanie po ulepszaniu cieplnym, po hartowaniu oraz stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym z 0,5 mm napoiną z proszku HS6-5-2c wykonaną technologią LMD. Najwyższe wartości udarności uzyskano dla materiału po ulepszaniu cieplnym od 12.12 do 18,81 J/cm². Niższe wartości udarności tj. od 9,74 do 12,34 J/cm² uzyskano dla materiału po ulepszaniu cieplnym z napoina wykonaną metodą LMD z proszku HS6-5-2c. Najniższą wartość udarności uzyskano dla materiału po hartowaniu i wynosiła ona od 6,02 do 7,23 J/cm². Dla każdej z badanych próbek uzyskano przełom kruchy, powstający przy nagłym, katastroficznym pękaniu elementów konstrukcyjnych z tworzyw metalicznych. Na przełomach próbek po badaniu udarności nie stwierdzono udziału odkształceń plastycznych. Uzyskane przełomy cechują się wyglądem ziarnistym, wielkość ziaren największa jest dla próbek ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym i z napoiną wykonana metodą LMD z proszku HS6-5-2c. Próbki z materiału stali 1.4923 po hartowaniu

203

mają najwyższą gładkość powierzchni przełomu z badanych próbek, co może świadczyć o najwyższym stopniu przeciążenia materiału i jego najwyższej kruchości w warunkach badań. Bardzo gładka powierzchnia przełomu świadczy o dużej kruchości materiału, który w określonych warunkach może pękać z dużą prędkością rozprzestrzeniania się frontu pęknięcia.

Badania odporności na erozję wykazały ponad siedmio krotne zmniejszenie zużycia erozyjnego systemu warstwowego wykonanego technologią LMD z proszku HS6-5-2c w porównaniu z materiałem po ulepszaniu cieplnym oraz prawie trzy krotne zmniejszenie ubytku masy w stosunku do materiału stali 1.4923 w stanie po hartowaniu. Stwierdzono ok. 25% zwiększenie ubytku masy badanych próbek dla 45° kąta padania medium roboczego w stosunku do prostopadłego (90°) kąta podawania medium roboczego względem badanej powierzchni.

Najwyższą odporność na korozję podczas badania w roztworze wody i NaCl o stężeniu 0,9% i 3,5% NaCl wykazał się materiał ze stali 1.4923 po hartowaniu. Najniższą odpornością na korozję wykazał się materiał HS6-5-2c wytworzony w sposób klasyczny. System warstwowy (napoina) z proszku HS6-5-2c wytworzony technologia LMD oraz materiał ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym odznaczały się podobną odpornością na korozję. Dla stężenia 0,9% NaCl wyższą odpornością wykazał się materiał napoiny, a dla stężenia 3,5% NaCl wyższą odporność uzyskano dla materiału stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym. W trakcie obserwacji powierzchni próbek po badaniach odporności na korozję stwierdzono na próbkach ze stali 1.4923 zarówno w stanie po ulepszaniu cieplnym jak i po hartowaniu występowanie wżerów, które mogły powstać na granicy ziaren tj. w obszarach spiętrzenia naprężeń własnych materiału. Ślady wżerów uwidoczniły się zwłaszcza podczas przygotowania próbek do kolejnych etapach badań (szlifowania i polerowania).

W ostatnim etapie pracy (rozdział 8) zaproponowano sposób modyfikacji wykonania łopaty tak, aby wytworzona łopata miała system warstwowy z proszku HS6-5-2c wykonany technologią laserową LMD. Wykonano także pilotażowe wytwarzanie technologią przyrostową LMD systemu warstwowego na fragmencie łopaty z turbiny parowej strefy NP.

Realizacja pracy doktorskiej pozwoliła na opracowanie technologii wytwarzania warstw wierzchnich z materiału HS6-5-2c na łopaty turbin parowych stopnia NP wykonanych ze stali 1.4923 technologią laserową LMD (Laser Metal Deposition) oraz na zwiększenie odporności strefy krawędziowej łopaty części niskoprężnej turbiny parowej na erozję, a tym samym wydłużenie czasu eksploatacji ww. elementu w turbinie parowej stosowanej w energetyce.

Do najważniejszych, oryginalnych osiągnięć pracy można zaliczyć:

- dobranie parametrów wytwarzania napoin proszku HS6-5-2c wytworzonych przyrostową technologią laserową LMD (Laser Metal Deposition) na podłożu stali 1.4923,
- porównanie wybranych właściwości użytkowych stali 1.4923 z wytworzonym systemem warstwowym (napoiną) z proszku HS6-5-2c z właściwościami użytkowymi stali 1.4923 w stanie "po hartowaniu" (hartowanie z temp. 1030°C i niskie odpuszczanie w temp. 190°C) oraz stali 1.4923 po "ulepszaniu cieplnym" (hartowanie z temp. 1030°C i wysokie odpuszczanie w temp. 630°C w czasie 2h),
- zaproponowanie sposób modyfikacji wykonania łopaty turbiny parowej tak, aby wytwarzana łopata miała na krawędzi natarcia w obszarze najbardziej narażonym na zużycie erozyjne warstwę wierzchnią z proszku HS6-5-2c wykonaną technologią laserową LMD.

Zgromadzone wyniki badań skłaniają do stwierdzenia, że uzyskane warstwy wierzchnie (napoiny) z proszku HS6-5-2c wytworzone przyrostową technologia laserową LMD na podłożu stali 1.4923 wpłyną na poprawę trwałości łopat turbin parowych, a tym samym przyczynią się do poprawy bezpieczeństwa energetycznego i konkurencyjności gospodarki.

W wyniku przeprowadzonych badań oraz po analizie uzyskanych wyników jednoznacznie można wnioskować, ze cel naukowy i cel aplikacyjny został zrealizowany. Uzyskane wyniki dały szczegółową informację, że jest możliwe i celowe zastosowanie systemów warstwowych (napoin) z proszku HS6-5-2c wytworzonych przyrostową technologią laserową LMD na podłożu stali 1.4923 stosowanej m.in. do produkcji łopat turbiny parowej (w części niskoprężnej turbiny).

Uzyskane wyniki pozwalają na sformułowanie następujących szczegółowych wniosków końcowych:

 Skład chemiczny stali 1.4923 wykorzystanej na podłożę jest zgodny ze składem chemicznym podanym w normie PN-EN 10088-1: 2007, stwierdzono tylko nieznacznie zwiększoną o ok. 0,1% zawartość niklu. Analiza mikrostruktur materiału podłoża tj. stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym wykazała występowanie struktury martenzytycznej (w postaci sorbitu iglastego). Dla stali 1.4923 po hartowaniu z temperatury 1030°C uzyskano twardość od 470 do ponad 500 HV0,1. Po niskim odpuszczaniu uzyskano niewielkie zmniejszenie twardości do poziomu od 450 do 490 HV0,1. Wysokie odpuszczanie spowodowało dalsze zmniejszenie twardości do wartości od 285 do 330 jednostek HV0,1.

- 2. Regulując parametrami wytwarzania metodą LMD można uzyskać element/warstwę ("system warstwowy" składającą się z wielu napoin) z proszku HS6-5-2c o pożądanych wymiarach geometrycznych. W wyniku doboru parametrów napawania realizowanych dla pojedynczych ściegów stwierdzono, że najkorzystniejsze wyniki uzyskano dla następujących parametrów: gęstość mocy wiązki laserowej 230 W/mm², prędkość napawania 12 mm/s oraz ilość podawanego proszku 5,7 g/min.
- 3. Pojedyncze ściegi miały wysokość od 0,26 do 0,55 mm i szerokość od 0,9 do prawie 1,5 mm. Na wymiary pojedynczych ściegów wpływ miały parametr zastosowane podczas wytwarzania, tj. wzrost gęstości mocy wiązki laserowej powodował zwiększenie szerokości i wysokości napoiny. Wzrost ilości podawanego proszku w trakcie napawania także zwiększa wysokości wytworzonych napoin, a w niewielkim stopniu wpływa na szerokość napoin. Zwiększenie prędkość napawania spowodowało zmniejszenie wysokości napoin, nie zaobserwowano znaczącej zmiany szerokości uzyskanych napoin wraz ze zmianą szybkości napawania.
- 4. W każdej z wykonanych napoin stwierdzono wyższą twardość niż w materiale podłoża. Twardość w napoinach zawierał się w przedziale od ok. 600 do ok. 670 HV0,1. Głębokość wtopienia w materiał podłoża dla wytworzonych napoin wynosiła od 36 do ponad 200 µm. Od 201 do 426 µm miała szerokość strefy wpływu ciepła uzyskana podczas napawania. Udział materiału podłoża w napoinie zawierał się w przedziale od ok. 5 do ponad 15%.
- 5. Rozkład składu chemicznego wykonany na przekrojach poprzecznych materiału podłoża z napoiną charakteryzuje się łagodnym przejściem pomiędzy materiałem podłoża a napoiną, szerokość strefy przejściowej wynosiła od 10 do 40 μm. Analiza mikrostruktur wytworzonych napoin z proszku HS6-5-2c technologią LMD wykazała charakterystyczny układ dla napoin wykonanych podczas napawania laserowego. W obszarze przy materiale podłoża ma układ dendrytyczny w kierunku prostopadłym do podłoża (zgodnie z kierunkiem oddawania ciepła). Im dalej od podłoża mikrostruktura przybiera układ ziarnisty o zbliżonym kształcie i rozmiarze ziaren.
- 6. Z pośród trzech (25, 50 i 75%) przebadanych wariantów zachodzenia kolejnych ściegów na poprzedni pod kątem wymiarów i jakości uzyskanych napoin wytypowano jako najlepszy 50% stopień nakładania się kojonych ściegów na poprzedni. Z 50% stopniem nakładania kolejnych ściegów na poprzedni, gęstość mocy wiązki laserowej 230 W/mm², prędkość napawania 12 mm/s oraz ilość podawanego proszku 5,7 g/min, wytworzono system warstwowy składający się z jednej, dwóch i trzech warstw. Podczas obserwacji

wytworzonych systemów warstwowych stwierdzono, że każda z uzyskanych warstw jest równomierna i powtarzalna. Nie stwierdzono żadnych wad występujących na powierzchni wytworzonych warstw. Wysokość każdej kolejnej wytworzonej warstwy technologią LMD z proszku HS6-5-2c na podłożu stali 1.4923 przy dobranych parametrach wynosi ok. 0,3 mm. Określona wartość daje możliwość obliczenia liczby potrzebnych warstw do uzyskania zakładanej wysokości. W pracy przyjęto grubość końcową warstwy na poziomie nie mniejszym niż 0,5 mm, po uwzględnieniu naddatków na obróbkę mechaniczną określono, że próbki do badania wybranych właściwości użytkowych będą wykonane z 3 warstw.

- 7. W materiale stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym, po hartowaniu oraz w napoinie stwierdzono naprężenia ściskające. Najwyższą wartość naprężeń ściskających uzyskano dla materiału stali 1.4923 po hartowaniu i niskim odpuszczaniu (ok. 1000 MPa), w napoinie uzyskano naprężenia o ok. 100 MPa niższe. W stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym naprężenia były ok. dwukrotnie niższe niż w materiale po hartowaniu. Naprężenia w podłożu tj. stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym w odległości 2 mm od napoiny są na porównywalnym poziomie do materiału przed napawaniem, a niższą o ponad 100 MPa wartość naprężeń ściskających stwierdzono w odległości 5 mm od napoiny.
- 8. Analiza składu fazowego wykazała na badanych powierzchniach stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym oraz na powierzchni napoiny z proszku HS6-5-2c występowanie fazy żelazo α ' oraz żelazo γ . Na powierzchni stali 1.4923 w stanie po hartowaniu (hartowanie i niskie odpuszczanie) uzyskano tylko fazy martenzytyczne (żelazo α ').
- 9. Badanie napoin prądami wirowymi (badania nieniszczące) nie wykazały na powierzchni napoiny oraz w obszarze podpowierzchniowym występowania nieciągłości.
- 10. Najwyższą granicę wytrzymałość na rozciąganie wynoszącą ponad 1400 MPa mają próbki z materiału stali 1.4923 po hartowaniu. Próbki z 0,5 mm napoiną mają granicę wytrzymałości o ponad 300 MPa niższą. Najniższą granicę wytrzymałości wynoszącą ok. 1000 MPa mają próbki ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym. Próbki z materiału po hartowaniu oraz z napoiną ulegały zerwaniu przed wydłużeniem jednostkowym mniejszym niż 2%, natomiast próbki z materiału po ulepszaniu cieplnym ulegały zerwaniu po wydłużeniu wynoszącym ponad 8%. Największe wydłużenie badanych próbek przy sile maksymalnej występuje dla próbek ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym i wynosi ponad 5%. Dla próbek z 0,5 mm napoiną uzyskano wydłużenie

badanych próbek wynoszące ok. 1%, a dla próbek z materiału 1.4923 po hartowaniu tylko ok. 0,5%.

- 11. Próbki ze stali 1.4923 w trakcie statycznej próby rozciągania uległy przewężeniu, powstała tzw. szyjka, pozostałe próbki tj. z systemem warstwowym (0,5 mm napoiną) oraz z materiału stali 1.4923 po hartowaniu ulegały zerwaniu przy maksymalnej wartości siły bez poprzedzających je większych odkształceń plastycznych w trakcie rozciągania. W obszarze napoiny występuje przełom kruchy, powierzchnia przełomu napoiny wykazuje dużą jednorodność oraz drobną budowę krystaliczną materiału, w obszarze podłoża (stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym) występuje przełom rozdzielczo plastyczny. Powierzchnia przełomu dla próbek ze stali 1.4923 po hartowaniu jest typowym przełomem rozdzielczo kruchym, a dla próbek ze stali 1.4923 z materiału ulepszonego cieplnie wystąpił przełom rozdzielczo plastyczny. Na powierzchniach przełomów po statycznej próbie rozciągania nie stwierdzono obecności wad takich jak wtrącenia niemetaliczne, pęknięć, pęcherzy gazowych, tzw. płatków śnieżnych (biały lub matowy kolor występujący na powierzchni przełomu).
- 12. Wartości średnie modułu sprężystości wzdłużnej przy zginaniu (E_f) uzyskane podczas badań były na zbliżonym poziomie i wynosiły od 133,5 GPa (dla próbek ze stali 1.4923 po hartowaniu) do 137,75 GPa dla próbek z 0,5 mm napoiną z proszku HS6-5-2c. Najwyższą wytrzymałość na zginanie (G_{fM}) wynoszącą 2974 MPa uzyskano dla próbek ze stali 1.4923 po hartowaniu, dla próbek po ulepszaniu cieplnym uzyskano średnią wartość 2038 MPa. Dla próbek ze stali 1.4923 ulepszonej cieplnie z 0,5 mm napoiną z proszku HS6-5-2c wytrzymałość na zginanie wyniosła ok. 1500 MPa.
- 13. Naprężenie zginające przy złamaniu (G_{fB}) dla próbek ze stali 1.4923 po hartowaniu wynosiło średnio ponad 3100 MPa, dla próbek ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym wynosiło prawie 2000 MPa, a średnia wartość G_{fB} dla próbek ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym z systemem warstwowym (0,5 mm napoiną) jest niższa i wynosi 1277 MPa. Najwyższą wartość odkształcenia względnego odpowiadającego wytrzymałości na zginanie (ε_{fM}) uzyskano dla próbek ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym i wynosiło ponad 6,38%, dla próbek z materiału stali 1.4923 po hartowaniu uzyskano prawie 4%, a dla próbek z stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym z napoiną uzyskano prawie 1,5%. W trakcie próby trójpunktowego zginania próbki ze stali 1.4923 po hartowaniu uległy odkształceniu i złamaniu, a pozostałe próbki uległy tylko odkształceniu. Na grzbietach odkształconych próbek powstały pęknięcia. Na próbkach z systemem warstwowym pęknięcia powstały głównie w napoinie (w miejscu przyłożenia

obciążenia) i rozprzestrzeniały się w głąb materiału w kierunku materiału podłoża. Po powstaniu przełomu w napoinie pęknięcie rozprzestrzeniało się także w materiale podłoża.

- 14. Najwyższe wartości udarności uzyskano dla materiału po ulepszaniu cieplnym od 12.12 do 18,81 J/cm². Niższe wartości udarności tj. od 9,74 do 12,34 J/cm² uzyskano dla materiału po ulepszaniu cieplnym z 0,5 mm napoiną wykonaną metodą LMD z proszku HS6-5-2c. Najniższą wartość udarności otrzymano dla materiału po hartowaniu i wynosiła ona od 6,02 do 7,23 J/cm². Każda z badanych próbek po próbie udarności miała przełom kruchy, nie występowały odkształcenia plastyczne oraz rozwarstwienia. Uzyskane przełomy cechują się wyglądem ziarnistym, wielkość ziaren największa jest dla próbek ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym i z napoiną wykonaną metodą LMD z proszku HS6-5-2c. Próbki ze stali 1.4923 po hartowaniu posiadały znacznie mniej rozwinięta powierzchnię na przełomie.
- 15. Badania odporności na erozję wykazały ponad siedmio krotne zmniejszenie zużycia erozyjnego systemu warstwowego wykonanego technologią LMD z proszku HS6-5-2c w porównaniu z materiałem po ulepszaniu cieplnym oraz prawie trzy krotne zmniejszenie ubytku masy w stosunku do materiału stali 1.4923 po hartowaniu. Stwierdzono o ok. 25% większy ubytku masy badanych próbek dla 45° kąta padania medium roboczego w stosunku do prostopadłego (90°) podawania medium roboczego do badanej powierzchni.
- 16. Analizując wartości potencjału korozji (E_{kor}) i gęstości prądu korozji (j_{kor}) uzyskane podczas pomiarów odporności na korozję wynika, że najlepszą odporność na korozję w roztworze wody i NaCl o stężenia 0,9% i 3,5 NaCl wykazał się materiał ze stali 1.4923 po hartowaniu, a najgorszą odpornością na korozję wykazał się materiał HS6-5-2c wytworzony w sposób klasyczny. System warstwowy (napoina) z proszku HS6-5-2c oraz materiał ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym wykazał się porównywalną odpornością na korozję, dla stężenia 0,9% NaCl wyższą odporności wykazał się materiał napoiny, a dla stężenia 3,5% NaCl wyższą odporności na korozję na próbkach ze stali 1.4923 po ulepszaniu cieplnym. Po badaniu odporności na korozję na próbkach ze stali 1.4923 zarówno po ulepszaniu cieplnym jak i po hartowaniu występowały wżery. Ślady wżerów uwidoczniły się zwłaszcza podczas przygotowania próbek do kolejnych badań szlifowaniu.

17. W aplikacji praktycznej przedstawiono wskazówki do ukształtowania krawędzi natarcia łopaty strefy NP turbiny parowej w procesie technologicznym wytwarzania systemu warstwowego (napoin wielościegowych i wielowarstwowych) technologią LMD z proszku HS6-5-2c. Zmniejszenie grubości łopaty na krawędzi natarcia o 0,5 mm i ułożeniu trzech warstw z dobranymi w pracy parametrami napawania pozwalaj po końcowej obróbce uzyskać należyty kształt łopaty określony w dokumentacji technologiczno – konstrukcyjnej.

Literatura

- [1] Korpela Seppo A.: *Steam Turbines. Principles of Turbomachinery*. Chapter 5, John Wiley & Sons Inc. USA 2012.
- [2] Dobrzański J., Hernas A.: *Trwałość i niszczenie elementów kotłów i turbin parowych*. WPŚ, Gliwice 2003.
- [3] Tobota K., Chmielewski T.: *Napawanie laserowe powłok ochronnych na powierzchniach roboczych lopatek turbin parowych*. Przegląd Spawalnictwa Vol. 88 12/2016, str. 38-42.
- [4] Iwaniak A., Hetmańczyk M.: Zabezpieczanie lopatek turbin parowych przed niszczeniem erozyjnym powłokami ochronnymi napawanymi laserowo. Tribologia nr 2/2012 r. str. 31 39.
- [5] Liszewski M., Krupicz B.: *Badanie odporności erozyjnej wybranych materiałów*. Tribologia 4. 2010, str. 313-322.
- [6] Zbrowski A., Mizak W.: Analiza systemów wykorzystywanych w badaniach uderzeniowego zużycia erozyjnego. Instytut Technologii Eksploatacji – Państwowy Instytut Badawczy, Radom.
- [7] Jura S., Suchoń J.: Zużycie erozyjne stopów żelaza jedno i wielofazowych. Krzepnięcie Metali i Stopów, nr 34, 1997; PAN- Oddział Katowice.
- [8] Chrzanowski W., Napadłek W., Bogdanowicz Z.: Analiza wpływu parametrów napawania laserowego LMD na wybrane właściwości napoin wytworzonych z proszku HS6-5-2c na podłożu stali 1.4923. Biuletyn Wojskowej Akademii Technicznej 1/2023, str. 115-130.
- [9] Dobrzański L. A., Achtelik-Franczak A.: *Metalowe materiały mikroporowate i lite do zastosowań medycznych i stomatologicznych*. Open Access Library, Annal VII (1) 2017.
- [10] Siemiński P., Budzik G.: Techniki przyrostowe. Druk 3D. Drukarki 3D. Warszawa: OWPW, 2015.
- [11] Bogdanowicz Z., Grzelak K., Napadłek W.: Laserowe kształtowanie warstwy powierzchniowej elementów maszyn. Wydawnictwo WAT, Warszawa 2011 r.
- [12] http://additivemanufacturing.com/2013/06/06/exone-rapid-growth-of-additivemanufacturing-am-disrupts-traditional-manufacturing-process/.

- [13] https://www.trumpf.com/pl_PL/rozwiazania/zastosowania/produkcja-addytywna/ napawanie-laserowe/.
- [14] Tatarczak J., Krzysiak Z., Samociuk W., Kaliniewicz Z., Krzywonos L.: *Przegląd* nowoczesnych technologii druku 3D obiektów metalowych. MECHANIK NR 7/2017, str. 612-614.
- [15] Durejko T., Łazińska M., Przetakiewicz W.: *Wytwarzanie materiałów na osnowie fazy Fe3Al techniką LENS*. Inżynieria Materiałowa 5/2012, str. 353-357.
- [16] Wu G., Zhou B., Bi Y., Zhao Y.: Selective laser sintering technology for customized fabrication of facial prostheses. The Journal of Prosthetic Dentistry 100 (2008) str. 56-60.
- [17] Guo N., Leu M.C.: Additive manufacturing: technology, applications and research needs. Frontiers of Mechanical Engineering 8/3 (2013) str. 215-243.
- [18] Heinl P., Rottmair A., Korner C., Singer R. F.: Cellular titanium by selective electron beam melting. Advanced Engineering Materials 9/5 (2007) str. 360-364.
- [19] Dyla T., Koska K., Ziółkowski M.: *Technologie wytwarzania przyrostowego*. Uniwersytet Morski w Gdyni, 2022 r.
- [20] Herzog D., Seyda V., Wycisk E., Emmelmann C.: Additive manufacturing of metals. Acta Materialia 2016, str. 371–392.
- [21] Katalogi informacyjne producentów: 3DSystem, SLM-Solution, EOS, ExOne, Xjet Ltd., Arcam, Sciaky Inc., DMG MORI, TRUMPF, Optome, POM Group.
- [22] Michopoulos J. G., Lambrakos S., Iliopoulos A.: *Multiphysics challenges for controlling layered manufacturing*. 34th Computers and Information in Engineering Conference, New York, 2014.
- [23] Karpiński T.: Inżynieria produkcji. WNT, Warszawa 2015.
- [24] Kluczyński J. M.: Kształtowanie właściwości wytrzymałościowych elementów ze stali 316L wytworzonych przyrostową techniką SLM, Rozprawa doktorska, Warszawa 2020,
- [25] Burakowski T., Wierzchoń T.: Inżynieria Powierzchni Metali. WNT, Warszawa 1995.
- [26] Kusiński J.: Lasery i ich zastosowanie w inżynierii materiałowej. WNT "Akapit", Kraków 2000.
- [27] A. Plessis, C. Broeckhoven, I. Yadroitsava, I. Yadroitsev, C. H. Hands, R. Kunju, D. Bhate.: A Review of Biomimetic Design in Additive Manufacturing. Addit. Manuf. 27 (2019) str. 408–427.
- [28] https://www.renishaw.pl/pl/zastosowania-przemysowe-technologii-wytwarzaniaprzyrostowego-firmy-renishaw-15256.
- [29] wadim.com.pl/o/Drukarki-3D-do-metalu-SLM.
- [30] https://www.trumpf.com/es_ES/productos/maquinas-sistemas/sistemas-de-impresion-3d/truprint-serie-1000/.

- [31] Mahamood R. M.: Laser Metal Deposition Process of Metals, Alloys and Composite Materials. Springer International Publishing AG 2018.
- [32] Mazurkiewicz A., Poprzeczka A.: Ocena jakości warstw nakładanych metodą laserowego osadzania metalu w proszku LDT. Autobusy 6/2018 str. 591-596.
- [33] Tatarczak J. i inni: *Przegląd nowoczesnych technologii druku 3D obiektów metalowych*. "Mechanik" 2017, nr 7, str. 612-614.
- [34] Napadłek W., Chrzanowski W., Woźniak A.: Przyrostowe technologie 3D w odbudowie kształtu zużytych eksploatacyjnie lopat turbin parowych. Autobusy 12/2017, str. 1147-1152.
- [35] Nowotny S., Scharek S., Beyer E., Richter K. H.: Laser beam build-up welding: precision in repair, surface cladding, and direct 3D metal deposition. J Therm Spray Technol 16, 2007 r.
- [36] Levy G. N., Schindel R., Kruth J. P.: *Rapid manufacturing and rapid tooling with layer manufacturing (LM) technologies.* State of the art and future perspectives, CIRP Annals Manufacturing Technology 52/2 (2003) str. 589-609.
- [37] Senkara J.: *Modyfikacja powierzchni z wykorzystaniem wiązek energetycznych*. Przegląd Spawalnictwa 8-9, 2001, str. 23-26.
- [38] Jasionowski R., Przetakiewicz W., Zasada D., Grabian J.: *Wpływ nadtapiania laserowego na zużycie kawitacyjne wybranych stopów*. Inżynieria Materiałowa nr 5/2005, str. 338-341.
- [39] Klimpel A., Janicki D., Lisiecki A.: *Napawanie laserowe proszkowe walców z żeliwa sferoidalnego stopowego*. Biuletyn Instytutu Spawalnictwa, nr 6/2002, str. 43-48.
- [40] Klimpel A., Janicki D., Lisiecki A.: *Napawanie laserowe proszkowe narzędzi kuźniczych*. Przegląd Spawalnictwa 8-10, 2002, str. 127-130.
- [41] Grzelak K.: Właściwości użytkowe stali zaworowych napawanych laserowo proszkiem stellitowym. Rozprawa doktorska. WAT, Warszawa 2009.
- [42] Klimpel A., Janicki D., Pilczuk M., Lisiecki A.: *Napawanie laserowe proszkowe oraz* sterowanie układem pozycjonowania lasera. Przegląd Spawalnictwa 6/2002, str. 1-5.
- [43] Baraniecki T., Chlebus E., Dziatkiewicz M., Kędzia J., Reiner J., Wiercioch M.: System laserowego mikronapawania proszków metali. Przegląd spawalnictwa 9/2011, str. 22-26.
- [44] Bylica A., Dziedzic A.: *Wpływ parametrów obróbki laserowej i konwencjonalnej na strukturę i własności stali szybkotnącej SW7M*. Krzepnięcie Metali i Stopów, Rocznik 2, Nr 42, PAN-Katowice, 2000, str. 275-283.
- [45] Bylica A., Bochnowski W., Dziedzic A.: Badanie procesów odpuszczania stali szybkotnącej SW7M i SK5MC przetopionych laserowo. Krzepnięcie Metali i Stopów, Nr 31, PAN-Katowice 1997, str. 23-27.
- [46] Kapuścińska A., Borowski T., Drobek A., Trojanowski J., Wierzchoń T.: Analiza mikrostruktury i właściwości stali narzędziowej HS6-5-2 (SW7M) po procesie azotowania w niskotemperaturowej plazmie. Inżynieria Materiałowa 2/2015, str. 82-86.

- [47] Smoleńska H., Kończewicz W.: Morphology studies of the cobalt base clad layers produced by laser technology. Inżynieria Materiałowa nr 3, 2004, str. 493-496.
- [48] Tofail S. A.: Additive manufacturing scientific and technological challenges, market uptake and opportunities. Materials Today 2018, 21, 22–37.
- [49] Mizak W.: Metodyka badań zużycia erozyjnego materiałów konstrukcyjnych i funkcjonalnych. Praca Doktorska, Politechnika Poznańska, Wydział Maszyn Roboczych i Transportu Poznań 2017.
- [50] Grzesiczek, E., Trzeszczyński J., Rajca S.: Możliwości wydłużania czasu eksploatacji elementów części przepływowych turbin parowych. Energetyka, grudzień 2003, str. 831-842.
- [51] Chrzanowski W., Napadłek W., Bogdanowicz Z.: *Analiza procesów uszkodzeń lopat turbin parowych*. Biuletyn Wojskowej Akademii Technicznej 2/2023, str. 39-63.
- [52] Gireń B., Wardach I.: Modelowanie procesu kawitacyjnego niszczenia powłok wytworzonych wiązką laserową. Problemy Eksploatacji nr 1/2006, str. 173-179.
- [53] Klimpel A., Kik T.: *Sterowanie jakością napawania laserowego*. Inżynieria materiałowa Nr 3/2006, str. 436-440.
- [54] Chrzanowski W.: "Turbiny Parowe Biblioteki Dzieł Technicznych". Tom IV, Warszawa 1920.
- [55] Nikiel T.: "Turbiny Parowe". WNT, Warszawa 1989.
- [56] Korpela Seppo A.: *Steam Turbines. Principles of Turbomachinery.* Chapter 5, John Wiley & Sons Inc. USA 2012.
- [57] Badur J., Kornet S.: *Nierównowagowe przemiany fazowe*. Logistyka 4/2013, Poznań, str. 225-233.
- [58] Dobrzański J., Hernas A.: *Trwałość i niszczenie elementów kotłów i turbin parowych*. Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice 2003.
- [59] Chmielniak J. T.: *Maszyny przemysłowe*. Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice 1997.
- [60] Pilarczyk J.: *Poradnik inżyniera. Tom 1 Spawalnictwo.* Wydawnictwo naukowe PWN, Warszawa 2017.
- [61] https://www.youtube.com/watch?v=SPg7hOxFItI
- [62] http://www.energetykacieplna.pl/wiadomosci-i-komunikaty/skoda-power-dostarczyturbozespol-parowy-dla-elektrocieplowni-stalowa-wola-58494-10.
- [63] Dobosiewicz J.: *Niektóre przyczyny uszkodzeń lopatek roboczych turbin parowych*. Energetyka nr 1/2003 str. 395-400.
- [64] Przemysłowe środki smarne. Smarowanie turbin. Poradnik firmy Total, Warszawa 2003.
- [65] Bunkin W. I., tłumaczenie Smolaga K.: *Eksploatacja turbin parowych*. Państwowe Wydawnictwa Techniczne, Warszawa 1956.

- [66] reliableturbine.com/turbine-blade-manufacturing/.
- [67] Burakowski T., Napadłek W.: *Umacnianie udarowe metali*. Inżynieria Materiałowa, vol. 29, 6/2008, str. 1044÷1046.
- [68] zirpro.com/applications/surface-treatment-applications/shot-peening.
- [69] ctemag.com/news/articles/shot-peening-offers-cost-effective-way-make-stronger-metalproducts.
- [70] Nurbanasari M. A.: Crack of a first stage blade in a steam turbine. Case Studies in Engineering Failure Analysis 2, 2014.
- [71] Kathuria Y. P.: Some aspects of laser surface cladding in the turbine industry. Surface and Coatings Technology 132, 2000.
- [72] slideshare.net/aquratakurat/metody-natryskiwania-cieplnego.
- [73] softdis.pl/index.php?option=com_content&view=article&id=3052:sksad-chemiczny-iwsasnopci-wybranych-staliiarowytrzymasych&catid=258:materiasoznawstwo&Itemid=51.
- [74] Jura S., Suchoń J.: Zużycie erozyjne stopów żelaza jedno i wielofazowych. Krzepnięcie metali i stopów, nr 34 1997 r., str. 197-201.
- [75] Bober M., Senkara J.: *Mikrostruktura kompozytowych powłok Ni-ZrC napawanych plazmowo*. Przegląd Spawalnictwa, vol. 87 (10) 2015, str. 60-63.
- [76] Bober M., Tobota K.: *Badania istotności wpływu podstawowych parametrów napawania plazmowego na geometrię napoin.* Przegląd Spawalnictwa, vol. 87 (9), str. 24-28.
- [77] Napadłek W., Chrzanowski W., Woźniak A.: *Analiza procesów zużywania lopat w niskoprężnej strefie turbiny parowej*. Autobusy nr 12/2016, str. 1229-1234.
- [78] Stanisa B., Ivusic V.: *Erosion behaviour and mechanisms for steam turbine rotor blades.* Wear, Volumes 186-187, 1995, str. 394-400.
- [79] Dobosiewicz J.: *Niektóre przyczyny uszkodzeń lopatek roboczych turbin parowych*. Energetyka 2003, str. 395-400.
- [80] Projekt pt.: Innowacyjne laserowe metody diagnostyki oraz technologie naprawy lopatek turbin parowych projekt nr POIG.01.04.00-24-101/13. Kierownik projektu dr inż. Wojciech Napadłek.
- [81] Kimpel A.: *Napawanie i natryskiwanie cieplne*. Wydawnictwo Naukowo-Techniczne, Warszawa 2000.
- [82] Projektu pt. Innowacyjna technologia laserowego napawania, hartowania i ablacyjnego strukturyzowania w procesach wytwarzania elementów funkcjonalnych podzespołów parowych turbin energetycznych. Nr projektu PBS3/B5/37/2015. Kierownik projektu dr inż. Wojciech Napadłek.

- [83] Gosowski B., Kubica E.: *Badania laboratoryjne konstrukcji metalowych*. Wydanie IV zaktualizowane i rozszerzone. Wrocław, Oficyna Wydawnicza PWr, 2012.
- [84] https://www.google.com/search?q=MR-7+firmy+OPTOMEC&tbm.
- [85] https://www.lapromaw.pl/index.php?id=50&l=pl.
- [86] https://www.bruker.com/pl/products-and-solutions/diffractometers-and-x-raymicroscopes/x-ray-diffractometers/d8-advance-family/d8-advance-eco.html
- [87] Lewińska Romicka A.: *Badania nieniszczące. Podstawy defektoskopii.* Wydawnictwa Naukowo Techniczne, Warszawa 2001.
- [88] https://www.energodiagnostyka.pl/badania-nieniszczace/badanie-pradami-wirowymiet.html.
- [89] Lewińska Romicka A.: *Defektoskopia wiroprądowa*. Poradnik. Biuro Gamma, Warszawa 1997.
- [90] Kondej A., Babul T., Jończyk S.: *Aparatura i możliwości badań nieniszczących metodą* prądów wirowych w Instytucie Mechaniki Precyzyjnej. Badania Nieniszczące i Diagnostyka 3 (2017), str. 38-42.
- [91] Wocial A.: Badania prądami wirowymi połączeń spawanych wpływ doboru warunków i parametrów badania na czułość i wiarygodność metody – przykłady zastosowań. Badania Nieniszczące i Diagnostyka 4 (2019), str. 29-34.
- [92] Dobosiewicz J.: *Diagnostyka elementów układów przepływowych turbin*. Energetyka, grudzień 2003, str. 828-831.
- [93] Katarzyński S., Kocańda S., Zakrzewski M.: *Badanie własności mechanicznych metali*. Wydawnictwo Naukowo-Techniczne, Warszawa 1969.
- [94] Kocańda S.: *Zmęczeniowe niszczenie metali*. Wydawnictwo Naukowo-Techniczne, Warszawa 1972.
- [95] Sułowski M., Ciesielka M., Jurczak Kaczor P.: Analiza krzywych rozciągania w kształceniu technicznym. Zeszyty Naukowe Wydziału Elektrotechniki i Automatyki Politechniki Gdańskiej Nr 48, str. 85-92.
- [96] Norma PN-EN ISO 148-1:2017-02 "Metale Próba udarności sposobem Charpy'ego Część 1: Metoda badania".
- [97] Hejwowski T.: Wpływ mikrostruktury i składu chemicznego stopów na osnowie żelaza na ich odporność na zużycie ścierne oraz erozyjne. Inżynieria Materiałowa nr 2/2010, str. 127-131.
- [98] Liszewski M., Krupicz B.: *Badanie odporności erozyjnej wybranych materiałów*. Tribologia 4/2010, str. 313-322.
- [99] Zbrowski A., Mizak W.: Analiza systemów wykorzystywanych w badaniach uderzeniowego zużycia erozyjnego. Instytut Technologii Eksploatacji – Państwowy Instytut Badawczy, 2011 Radom, str. 235-250.

- [100] Kubiaczyk A.: *Określenie niepewności pomiarów*. Poradnik do Laboratorium Fizyki, Warszawa, luty 2019 r.
- [101] Ewaluacja danych pomiarowych. *Wyrażanie niepewności pomiaru. Przewodnik*, Główny Urząd Miar. Wydanie pierwsze poprawiona Warszawa 2010 r.
- [102] https://kalibracja-miernikow.pl/aktualnoci/informacje/niepewnosc-pomiaru.html.
- [103] Janas A.: *Opracowanie wyników pomiarów*. Katedra Inżynierii Stopów i Kompozytów Odlewanych, Wydział Odlewnictwa AGH.
- [104] Maile K.: *Evaluation of microstructural parameters in 9–12% Cr-steel*. International Journal of Pressure Vessels and Piping 84 (2007) str. 62–68.
- [105] Snehith M., Dheepa S., Raghavendra S., Jayaprakash K. N., Seam A., Dipankar B.: Additive Processing of a X22CrMoV12-1 Steel: Structure, Properties and Product. Of the Indian National Academy of Engineering, nr 6/2021, str. 283-295.
- [106] Tasak E., Ziewiec A.: Spawalność materiałów konstrukcyjnych. Tom 1: Spawalność stali. Kraków: Wydawnictwo "JAK", 2009.
- [107] Butnicki S.: Spawalność i kruchość stali. WNT, Warszawa 1991.
- [108] Blicharski M.: *Inżynieria materiałowa. Stal.* Wydanie II zmienione i rozszerzone. WNT Warszawa 2016.
- [109] Wnęk Z.: Stal. Przewodnik inżyniera. Katowice: Wydawnictwo ELAMED, 2010.
- [110] Napadłek W., Bogdanowicz Z., Trawiński G., Laber A.: *Badanie mikrostruktury napoin wykonanych ze stopów na bazie kobaltu*. Logistyka, tom 2, 2010, str. 1971-1979.
- [111] PN-EN ISO 4957:2018-09 "Stale narzędziowe", 2018.
- [112] Bondyra R.: Przepływowo dynamiczna modernizacja lopatki wirnikowej turbiny parowej. Rozprawa doktorska, GE Power Sp. Z o.o. w Warszawie, Oddział w Elblągu, Gdańsk 2022 r.
- [113] Budzik G.: Wytwarzanie modeli lopatek przyrostowymi metodami szybkiego prototypowania. Wydawnictwo PWSZ, Nowy Sącz 2009.