

Influence of laser and TIG cladding methods on microstructure morphology and hardness of Stellite 694 overlay deposited onto DS200+Hf alloy substrate

Wpływ metody napawania laserowego oraz TIG na mikrostrukturę i twardość napoiny Stellite 694 na podłożu z nadstopu DS200+Hf

NATALIA GANCARCZYK
ANDRZEJ GRADZIK
BARBARA KOŚCIELNIAK
KAMIL GANCARCZYK
MAREK GÓRAL*

DOI: <https://doi.org/10.17814/mechanik.2023.7.13>

In this paper the influence of cladding method – laser and TIG – on microstructure and properties of Stellite 694 coatings deposited onto DS200+Hf nickel based alloy substrate is presented. Manual TIG cladding process were carried out using LORCH V24 DC, laser cladding process was carried out using Yb:YAG, TruDisk 1000 TRUMPF. Cobalt alloy – Stellite 694 was used as a filler material. Effect of different cladding methods was examined based on chemical composition and microstructure analysis as well as hardness measurements of the deposited layers.

KEYWORDS: laser cladding, TIG cladding, DS200+Hf alloy, Stellite 694, microstructure, hardness

W niniejszej pracy prowadzono ocenę morfologii składników fazowych mikrostruktury i właściwości warstwy ochronnej Stellite 694 na podłożu z żarowytrzymałego nadstopu niklu DS200+Hf, wytworzonej w procesach napawania elektrycznego (TIG) i laserowego. Napawanie elektryczne metodą TIG przeprowadzono z użyciem spawarki LORCH V24 DC, natomiast laserowe – za pomocą lasera dyskowego Yb:YAG, TruDisk 1000 firmy TRUMPF. Materiałem dodatkowym był stop kobaltu Stellite 694. Określono stopień oddziaływania źródła ciepła i warunków procesu na skład chemiczny napoiny, jej mikrostrukturę oraz twardość w mikroobszarach.

SŁOWA KLUCZOWE: napawanie laserowe, napawanie TIG, nadstop DS200+Hf, napoina Stellite 694, morfologia mikrostruktury, twardość napoiny

Wprowadzenie

Łopatkami stacjonarnych turbin gazowych i silników lotniczych są wytwarzane z nadstopów niklu, kobaltu lub żelaza. Podczas pracy są poddawane oddziaływaniu trudnych warunków, m.in. wysokiej temperatury, dużych obciążeń mechanicznych oraz środowiska

gazów utleniających. Bardzo istotnym zagadnieniem jest więc trwałość łopatek w warunkach eksploatacji i sposoby jej zwiększania [1–4].

Łopatki turbiny gazowej pracują w warunkach sprzyjających ich degradacji w wyniku: korozji, erozji, pęczania, pęknięcia kruchego, zmęczeniowego i korozyjno-zmęczeniowego oraz z innych, drugorzędnych przyczyn [1–5]. Również przedwczesne zużycie warstw ochronnych na powierzchni łopatek turbiny może powodować konieczność ich wymiany [5]. Dlatego stale prowadzone są prace nad poprawą jakości warstw ochronnych wytwarzanych na powierzchni łopatek turbiny wysokiego i niskiego ciśnienia. Obecnie stosuje się powłokowe bariery cieplne (TBC – *thermal barrier coatings*), warstwy aluminidkowe dla ochrony przed erozją i korozją. Wytwarza się także warstwy napawane Co-Cr-W-C oraz natryskiwane cieplnie Ni-Cr/Cr₃C₂ do ochrony przed zużyciem ściernym i frettingiem [6].



Fig. 1. Turbine blades damaged by erosion [7]

Rys. 1. Łopatki turbiny uszkodzone w wyniku erozji [7]

* Mgr inż. Natalia Gancarczyk – d572@stud.prz.edu.pl – Szkoła Doktorska Politechniki Rzeszowskiej, Rzeszów, Polska; Safran Aircraft Engines Poland, Sędziszów Małopolski, Polska

Dr. inż. Andrzej Gradzik – andrzej_gradzik@prz.edu.pl, <https://orcid.org/0000-0003-0491-8890> – Katedra Nauki o Materiałach, Politechnika Rzeszowska im. Ignacego Łukasiewicza, Rzeszów, Polska

Dr inż. Barbara Kościelniak – b.koscielnia@prz.edu.pl, <https://orcid.org/0000-0002-1683-0354> – Katedra Nauki o Materiałach, Politechnika Rzeszowska im. Ignacego Łukasiewicza, Rzeszów, Polska

Dr inż. Kamil Gancarczyk – kamilgancarczyk@prz.edu.pl, <https://orcid.org/0000-0002-5938-6636> – Katedra Nauki o Materiałach, Politechnika Rzeszowska im. Ignacego Łukasiewicza, Rzeszów, Polska

Dr hab. inż. Marek Góral, prof. PRZ – mgoral@prz.edu.pl, <https://orcid.org/0000-0002-7058-510X> – Katedra Nauki o Materiałach, Politechnika Rzeszowska im. Ignacego Łukasiewicza, Rzeszów, Polska

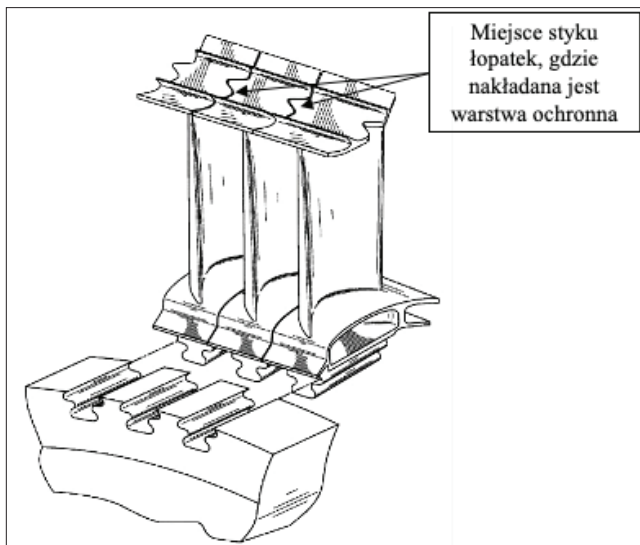


Fig. 2. The contact points of the turbine blade shrouds [11]
Rys. 2. Miejsca styku półek łopatek turbiny [11]

Z analizy literatury wynika, że największy wpływ na zużycie pióra łopatki ma erozja. Natomiast półki łopatek, tworzące pierścień zewnętrzny turbiny, ulegają zużyciu ściernemu (rys. 2). Ten proces prowadzi do spadku ciśnienia i zaburzenia strumienia przepływającego gazu, co skutkuje zmniejszeniem sprawności turbiny [1, 2, 8].

Materiały, z których wytwarza się łopatki turbiny wysokiego i niskiego ciśnienia, cechują się dobrą żarowytrzymałością i odpornością na utlenianie w wysokiej temperaturze. Jednocześnie odporność na zużycie łopatek podczas synergicznego oddziaływania wysokiej temperatury i środowiska gazów utleniających oraz tarcia współpracujących powierzchni łopatek wywołanego drganiami jest niedostateczna. Dodatkowo drgania powodują przemieszczanie się łopatek względem siebie ze znaczną częstotliwością (ok. 0,9 kHz), lecz na małe odległości < 1 mm [5, 9, 10]. Dlatego konieczne jest zastosowanie warstwy ochronnej o większej odporności na ścieranie w tych warunkach w porównaniu z materiałem podłoża.

Materiałem do wytworzenia warstwy ochronnej jest najczęściej stop kobaltu z wolframem i chromem (Stellit). Stosowane są również stopy kobaltu z molibdenem, chromem, wolframem i krzemem (np. Tribaloy). Stopy te charakteryzują się dużą twardością (45÷60 HRC) oraz dobrą odpornością na zużycie ścierne i korozję w wysokiej temperaturze [12, 13].

Warstwy ochronne na powierzchni styku półek łopatek są nakładane w procesach napawania. Stosuje się m.in. metody napawania plazmowego, elektrycznego lub laserowego. Najszersze zastosowanie przemysłowe ma obecnie napawanie elektryczne (metoda TIG – *tungsten inert gas*), które jest stopniowo zastępowane bardziej nowoczesną metodą – napawaniem laserowym [14]. W procesie napawania metodą TIG energia cieplna uwalniana podczas jarzenia się łuku pomiędzy elektrodą nietopliwą a materiałem napawanym w osłonie gazu obojętnego umożliwia stopienie powierzchni podłoża i materiału dodatkowego. Następuje ich wymieszanie w stanie ciekłym i krystalizacja utworzonego jeziora ciekłego metalu [15].

Proces napawania elektrodą nietopliwą w osłonie gazu obojętnego (TIG) cechują warunki technologiczne, z których najistotniejszą rolę odgrywiają: natężenie prądu – I [A]; średnica elektrody – d [mm]; natężenie przepływu gazu osłonowego \dot{m} [dm³/min]. Materiał dodatkowy w postaci drutu jest natomiast wprowadzany pod kątem 15°÷45° względem materiału podłoża.

Napawanie laserowe to nowoczesna metoda wykorzystująca absorpcję energii wiązki promieniowania laserowego do topienia warstwy wierzchniej podłoża wraz z materiałem dodatkowym. Proces prowadzi się z użyciem laserów na ciele stałym, np.: dyskowych, diodowych i światłowodowych, oraz gazowych CO₂. Wiązka promieniowania poszczególnych rodzajów laserów przemysłowych różni się m.in. długością fali oraz rozkładem jej energii. Warunki technologiczne najbardziej istotne dla przebiegu procesu napawania laserowego to: gęstość mocy (iloraz mocy wiązki i jej pola przekroju poprzecznego), czas oddziaływania wiązki oraz objętość materiału dodatkowego. Czas oddziaływania wiązki ciągłej promieniowania laserowego jest związany z prędkością jej przemieszczania względem powierzchni podłoża. Objętość materiału dodatkowego determinuje natomiast natężenie przepływu proszku lub prędkość wprowadzania drutu.

Równie istotne są właściwości fizyczne stosowanych w procesie napawania materiałów podłoża i dodatkowego. Cechuje je m.in. współczynnik absorpcji i odbicia promieniowania laserowego. Dla stopów metali ich suma wynosi 1 [16]. Wartość współczynnika absorpcji zależy w największym stopniu od: składu chemicznego stopu, długości fali, kąta padania wiązki, polaryzacji, a także od temperatury. Dodatkowo jego wartość zwiększa się po przejściu stopu w stan ciekły. Jednocześnie całkowita zaabsorbowana energia zależy również od innych czynników, np. chropowatości czy obecności warstwy tlenków. Czynnikiem technologicznym jest też energia zaabsorbowana przez cząstki proszku, której wartość zwiększa się wraz ze wzrostem natężenia jego przepływu.

Konwencjonalny proces napawania laserowego wymaga zastosowania wiązki promieniowania o średnicy ok. 0,5÷4 mm i gęstości mocy ok. 10²÷10⁶ W/cm² [17–19], prędkości przemieszczania wiązki (prędkości napawania) od 200 do 1500 mm/min i natężenia przepływu proszku 1÷50 g/min. Proszki stosowane w procesach napawania laserowego są wytwarzane w procesach rozpylania gazowego i mają najczęściej kształt kulisty oraz rozmiary 20÷120 μm. Są wprowadzane w obszar oddziaływania wiązki lasera za pomocą mechanicznych podajników proszku w strumieniu argonu lub helu. Natężenie przepływu gazu osłonowego, którym najczęściej jest argon, wynosi 12÷20 dm³/min [17, 18, 20].

Wiązka lasera tworzy napoinę poprzez jednoczesne przetapianie materiału dodatkowego i warstwy wierzchniej podłoża. Prawidłowe warunki napawania laserowego umożliwiają uzyskanie napoiny o prognozowanych wymiarach: wysokości, szerokości i głębokości przetopienia podłoża, jak również o małej liczbie pęcherzy gazowych, a jednocześnie o wymaganych właściwościach mechanicznych [21, 22].

Analiza danych literaturowych wskazuje na wpływ metody napawania – TIG lub laserowej – na twardość napoiny i mikrostrukturę [23, 24].

Wytwarzanie warstwy napawanej z trudno spawalnych nadstopów niklu wymaga skrupulatnego doboru metody i warunków prowadzenia procesu oraz należytego przygotowania powierzchni. Odlewnicze nadstopy niklu mają dużą skłonność do pęknięcia podczas napawania, czego przyczyną są znaczne różnice we właściwościach fizycznych składników fazowych ich mikrostruktury, a także złożony skład fazowy [25]. Dodatkowymi elementami mającymi wpływ na trudność prowadzenia procesu napawania są małe rozmiary strefy napawania (ok. $4 \div 10 \text{ mm}^2$) oraz skład chemiczny materiałów podłoża i dodatkowego. Skład chemiczny napoiny jest wyznaczany przez objętość względną przetopionego materiału podłoża, określającą stopień wymieszania materiału dodatkowego z przetopionym podłożem. Zależy on od przyjętych warunków procesu napawania: prędkości przemieszczania wiązki lasera, gęstości mocy, a także objętości materiału dodatkowego. Ustalono, że nierównomierne odprowadzanie ciepła ma wpływ na nadmierne topienie materiału podłoża oraz wysoki stopień wymieszania go z materiałem dodatkowym, co skutkuje obniżeniem twardości napoiny [17, 18, 20].

Celem badań było ustalenie wpływu zastosowanego źródła ciepła w procesie napawania – łuku elektrycznego (TIG) i wiązki lasera – na morfologię składników fazowych mikrostruktury warstwy ochronnej Stellite 694 na powierzchni żarowytrzymałego nadstopu niklu DS200+Hf oraz rozkład twardości w jej mikroobszarach.

Materiał i metodyka badań

W procesach napawania elektrycznego TIG i laserowego jako materiał podłoża stosowano nadstop niklu DS200+Hf o składzie chemicznym: Cr – 8,60% mas.; W – 11,80% mas.; Co – 9,50% mas.; Al – 4,90% mas.; Ti – 1,87% mas.; Nb – 0,85% mas.; Hf – 1,58% mas.; C – 0,13% mas.; B – 0,015% mas.; Zr – 0,01% mas.; Ni – reszta. Materiałem dodatkowym w procesie TIG był drut o średnicy $\varnothing 0,80 \text{ mm}$, natomiast w procesie napawania laserowego był to proszek nadstopu kobaltu – Stellite 694 o składzie chemicznym: Cr – 28,00% mas.; W – 18,60% mas.; Ni – 5,40% mas.; V – 0,80% mas.; C – 0,85% mas.; Co – reszta, w kształcie kulistym (rys. 3a) i o średnicy $25 \div 110 \mu\text{m}$ (rys. 3b).

Proces napawania metodą TIG na powierzchni półki łopatkki prowadzono ręcznie z użyciem spawarki LORCH V24 DC (Lorch Schweißtechnik GmbH, Auenwald, Niemcy). Stosowano natężenie prądu $19 \div 21 \text{ A}$, i przepływu gazu osłonowego argonu $20 \div 25 \text{ dm}^3/\text{min}$.

Napawanie metodą laserową prowadzono na maszynie TruLaser Cell 3008 (TRUMPF Laser GmbH+Co., Ditzigen, Niemcy) oraz laserem dyskowym Yb:YAG – TruDisk 1000 (TRUMPF Laser GmbH+Co., Ditzigen, Niemcy), o długości fali $\lambda = 1030 \text{ nm}$. Odległość dyszy głowicy laserowej od powierzchni podłoża wynosiła 12 mm . Materiał dodatkowy Stellite 694 wprowadzono trzema otworami dyszy głowicy laserowej.

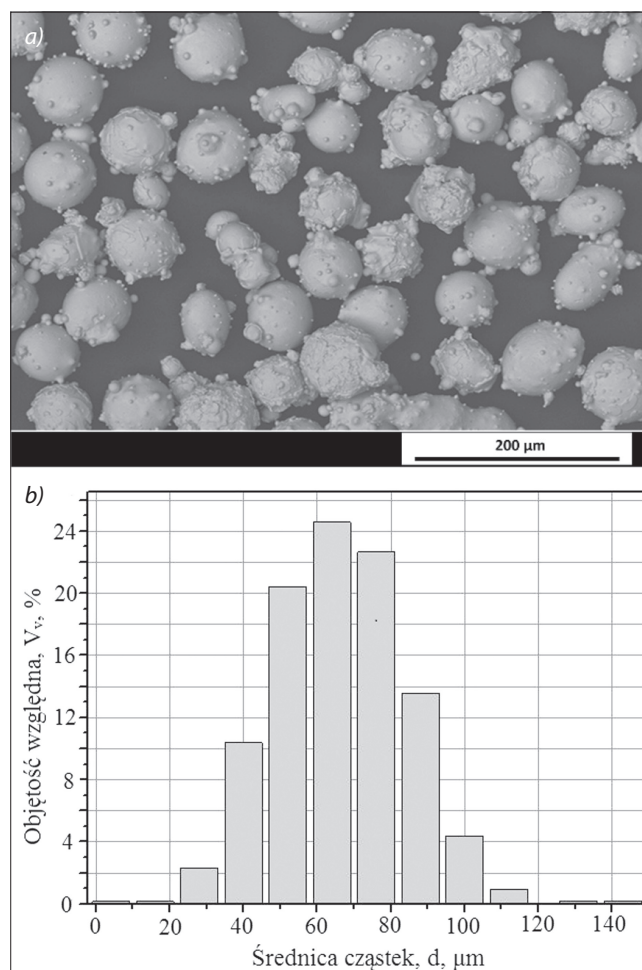


Fig. 3. Stellite 694 powder: a) morphology, b) particle diameter distribution

Rys. 3. Proszek Stellite 694: a) morfologia cząstek, b) rozkład średnicy cząstek

W procesie napawania zastosowano moc wiązki lasera $240 \div 530 \text{ W}$, średnicę wiązki $1,0 \div 1,5 \text{ mm}$, prędkość napawania $500 \text{ mm}/\text{min}$, natężenie przepływu proszku $5,48 \text{ g}/\text{min}$ oraz gazu osłonowego (argonu) $15 \text{ dm}^3/\text{min}$ i nośnego (helu) $5 \text{ dm}^3/\text{min}$. Czystość gazów technicznych wynosiła $99,999\%$.

Określono wpływ przyjętych zmiennych warunków napawania na kształt wytworzonej w procesie pojedynczej ścieżki. Poddano analizie wysokość i szerokość ścieżki oraz głębokość przetopionego materiału podłoża (rys. 4).

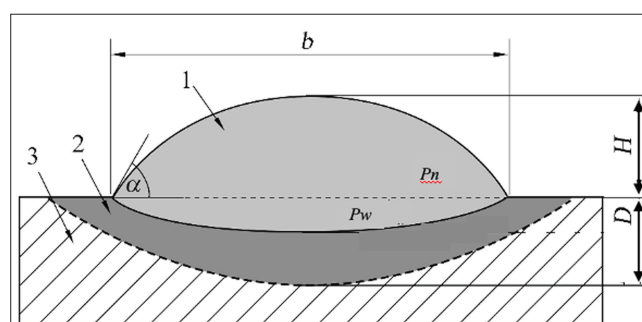


Fig. 4. Cross-section of a single overlay weld: 1 – overlay, 2 – heat affected zone, 3 – base material, b – overlay width, H – overlay height, D – penetration depth [26]

Rys. 4. Przekrój poprzeczny pojedynczej ścieżki napoiny, gdzie: 1 – napoina, 2 – strefa wpływu ciepła, 3 – materiał podłoża, b – szerokość napoiny, H – wysokość napoiny, D – głębokość wtopienia [26]

Przyjęto, że objętość względna materiału podłoża odpowiada wartości ilorazu powierzchni przekroju poprzecznego przetopionego podłoża i całkowitej powierzchni przekroju poprzecznego napoiny [20]:

$$V_V = \frac{P_W}{P_N + P_W} \cdot 100\%$$

gdzie: V_V – objętość względna materiału podłoża w napoinie, P_W – pole powierzchni przekroju przetopionego materiału podłoża, $P_N + P_W$ – pole powierzchni przekroju poprzecznego pojedynczej ścieżki napoiny.

Badania mikroskopowe prowadzono z zastosowaniem mikroskopu świetlnego Leica DMI 3000M (Leica Microsystems, Wetzlar, Niemcy) w jasnym polu widzenia. Powierzchnia przygotowanych zgładów metalograficznych była poddana trawieniu elektrolitycznemu z zastosowaniem odczynnika o składzie chemicznym: $12 \text{ cm}^3 \text{ H}_3\text{PO}_4 + 40 \text{ cm}^3 \text{ HNO}_3 + 48 \text{ cm}^3 \text{ H}_2\text{SO}_4$, przy napięciu $U = 2,5 \text{ V}$ i czasie $4 \div 5 \text{ s}$. Badania mikroskopowe metodą mikroskopii elektronowej oraz analizę składu chemicznego w mikroobszarach prowadzono za pomocą skaningowego mikroskopu elektronowego Hitachi S-3400N (Hitachi, Tokyo, Japonia) ze spektrometrem z dyspersji energii promieniowania rentgenowskiego (EDS) Thermo Noran (System Six) firmy Thermo Fisher Scientific (Thermo Fisher Scientific, Waltham, USA).

Wykonano analizę mikrostruktury napoiny z uwzględnieniem odległości między ramionami 1. i 2. rzędu dendrytów. Odległość pomiędzy ramionami 1. rzędu dendrytów wyznaczono na podstawie zależności [27]:

$$\lambda_1 = \sqrt{\frac{A}{N}} [\mu\text{m}]$$

gdzie: λ_1 – odległość między ramionami 1. rzędu dendrytów, A – pole powierzchni obszaru przyjętego do analizy, N – liczba rdzeni dendrytów w przyjętym obszarze mikrostruktury.

Odległość pomiędzy ramionami 2. rzędu dendrytów określono na podstawie zależności [28]:

$$\lambda_2 = \frac{L}{(n - 1)} [\mu\text{m}]$$

gdzie: λ_2 – odległość między ramionami 2. rzędu dendrytów, L – długość odcinka pomiarowego, n – liczba ramion 2. rzędu dendrytów przeciętych odcinkiem pomiarowym.

Wartości λ_1 i λ_2 wyznaczono na podstawie średniej arytmetycznej z pomiarów. Pomiar prowadzono zarówno dla napoiny wykonanej metodą TIG, jak i wiązką promieniowania laserowego. Wykonano po pięć pomiarów w celu wyznaczenia wartości średniej λ_1 i po 15 pomiarów dla wartości λ_2 .

Analizę składu fazowego napoiny wykonano metodą dyfrakcji rentgenowskiej za pomocą dyfraktometru Rigaku Miniflex 2 (Rigaku Corporation, Tokio, Japonia) z lampą rentgenowską z anodą miedzianą ($\lambda_{\text{CuK}\alpha} = 0,154 \text{ nm}$). Skład fazowy określono na pod-

stawie analizy wzorców identyfikacyjnych kartoteki ICDD z użyciem oprogramowania PDF 4+.

Pomiary twardości prowadzono metodą Vickersa, z użyciem mikrotwardościomierza Innovatest Nexus 4303 (Innovatest, Maastricht, Niemcy), przy obciążeniu $2,94 \text{ N}$ (HV0,3). Dla każdej warstwy wykonano po trzy ścieżki pomiarowe w linii prostej od powierzchni napoiny do materiału podłoża. Pierwszy pomiar wykonano w odległości $0,1 \text{ mm}$ od powierzchni napoiny, natomiast kolejne co $0,2 \text{ mm}$.

Wyniki badań i ich analiza

W prowadzonych badaniach ustalono wpływ warunków procesu napawania na rozmiary geometryczne napoiny oraz objętość względną materiału podłoża w napoinie [14, 27]. W przyjętym zakresie warunków procesu wzrost gęstości mocy wiązki lasera powoduje zawsze zwiększanie wymiarów pojedynczej ścieżki napoiny – jej wysokości i szerokości. Zwiększa się również głębokość przetopienia materiału podłoża, a przez to także objętość względną materiału podłoża w napoinie (rys. 5a, 5b).

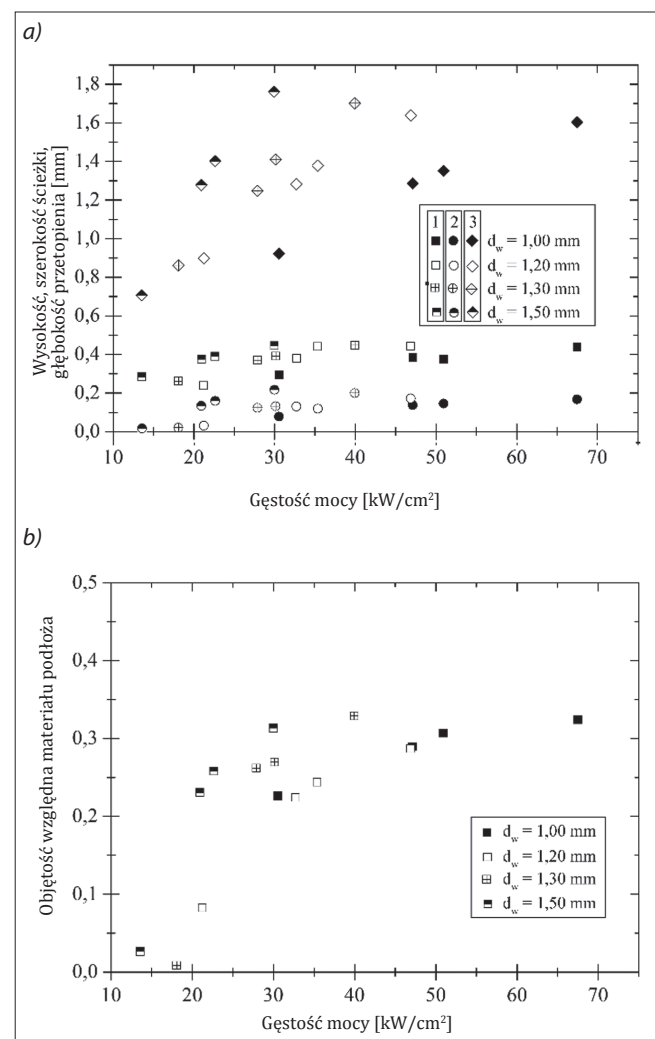


Fig. 5. Influence of the diameter of the laser beam and its power density on: a) the size of a single path, b) the relative volume of the base material in the Stellite 694 overlay

Rys. 5. Wpływ średnicy wiązki lasera i jej gęstości mocy na: a) rozmiary pojedynczej ścieżki, b) objętość względną materiału podłoża w napoinie Stellite 694

Stwierdzono, że w zależności od średnicy wiązki można uzyskać zbliżoną szerokość pojedynczej ścieżki przy różnej wartości gęstości mocy (rys. 5a). Największa szerokość ścieżki uzyskana dla przyjętych warunków procesu wynosiła 1,76 mm, przy gęstości mocy 30 kW/cm² i średnicy wiązki $d_w = 1,50$ mm. Wykazano mały wpływ gęstości mocy na wysokość pojedynczej ścieżki napoiwy. Jej wartość w przyjętych warunkach procesu zwiększa się od 0,24 do 0,45 mm. Dla każdej wartości średnicy wiązki lasera najmniejsza uzyskana gęstość mocy umożliwiła przetopienie niewielkiej warstwy podłoża < 0,1 mm. Objętość względna materiału podłoża wynosi wówczas < 0,1. Dla gęstości mocy > 20 kW/cm² głębokość przetopionego materiału podłoża – nadstopu DS200+Hf – zwiększa się w niewielkim stopniu i przyjmuje wartość od 0,1 do 0,2 mm. Na podstawie uzyskanych wyników do procesów wytwarzania warstw ochronnych Stellite 694 przyjęto gęstość mocy 28 kW/cm² i średnicę wiązki $d_w = 1,30$ mm.

Prowadzono badania mikroskopowe materiału podłoża – nadstopu DS200+Hf – oraz wytworzonych warstw napawanych Stellite 694 w celu określenia wpływu zastosowanego źródła ciepła na morfologię składników fazowych mikrostruktury.

Przyjęty do badań materiał podłoża – nadstop DS200+Hf – ma budowę dendrytyczną (rys. 6a) [28]. W przestrzeniach międzydendrytycznych stwierdzono obecność wydzielen eutektyki ($\gamma + \gamma'$) oraz węglików (rys. 6b, 7a). Wykazano również występowanie wydzielen trzeciorzędowych fazy γ' (Ni_3Al) (rys. 7b) [29].

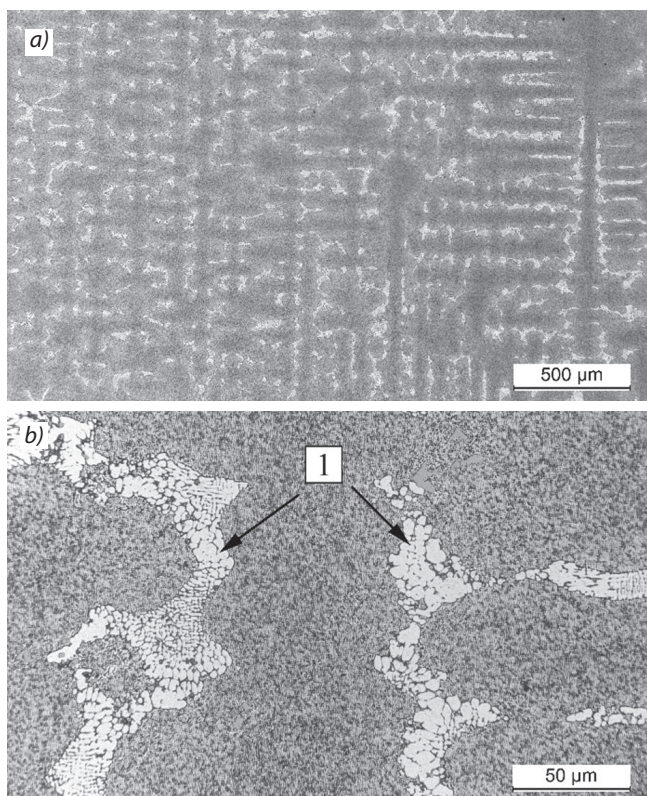


Fig. 6. Dendritic microstructure of the substrate material – DS200+Hf superalloy (a), visible eutectic precipitation in interdendritic spaces – 1 (b)

Rys. 6. Mikrostruktura dendrytyczna materiału podłoża – nadstopu DS200+Hf (a), widoczne wydzielenia eutektyki w przestrzeniach międzydendrytycznych – 1 (b)

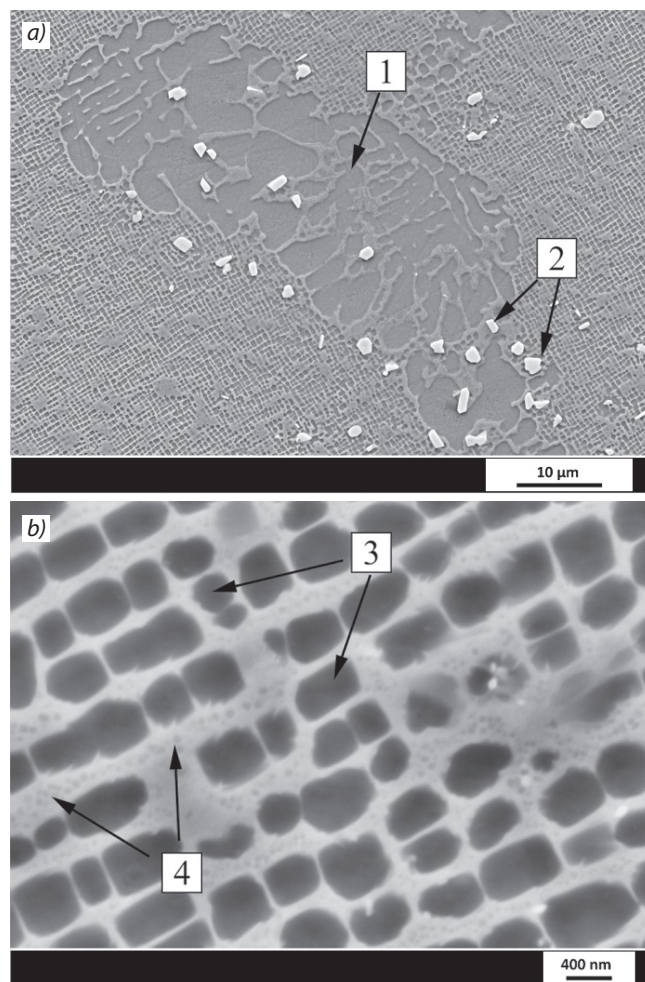


Fig. 7. Microstructure of the DS200+Hf superalloy substrate material: a) eutectic precipitations in the interdendritic space (1) and carbides (2), b) secondary precipitations (3) and tertiary γ' phases (4)

Rys. 7. Mikrostruktura materiału podłoża nadstopu DS200+Hf, widoczne: a) wydzielenia eutektyki w przestrzeni międzydendrytycznej (1) oraz węgliki (2), b) wydzielenia wtórne (3) i trzeciorzędowe fazy γ' (4)

Badania mikroskopowe napoiwy wytworzonej metodą TIG wykazały występowanie przy granicy wtopienia strefy o zwiększonej zawartości pierwiastków stopowych materiału podłoża – Ni, Al, Ti, Cr – o zasięgu do ok. 0,30 mm. Świadczy to o niedokładnym wymieszaniu materiału dodatkowego z materiałem podłoża w tej strefie (rys. 8).

Warstwy wytworzone z użyciem proszku Stellite 694 metodą napawania laserowego i TIG cechuje budowa dendrytyczna (rys. 9 i 10). Warstwa wytworzona w procesie napawania laserowego ma rozdrobnioną mikrostrukturę dendrytyczną. Ustalono, że średnia odległość między ramionami dendrytów 1. rzędu (λ_1) przyjmuje wartość 2,13-krotnie mniejszą w porównaniu z napoiwą wytworzoną metodą TIG (tabl. I). Również średnia odległość między ramionami 2. rzędu jest 2-krotnie mniejsza. Stwierdzono również w badaniach mikroskopowych zwiększoną liczbę wydzielen trzeciorzędowych fazy γ' – Ni_3Al w strefie wpływu ciepła (rys. 11) w porównaniu z materiałem podłoża – nadstop DS200+Hf (rys. 7b).

Stwierdzono, że warstwę Stellite 694 wytworzoną w procesie napawania laserowego cechuje zwiększona zawartość: Co, Cr, W i V oraz mniejsza: Ni, Al i Ti w porównaniu z materiałem podłoża (tabl. II). Duża

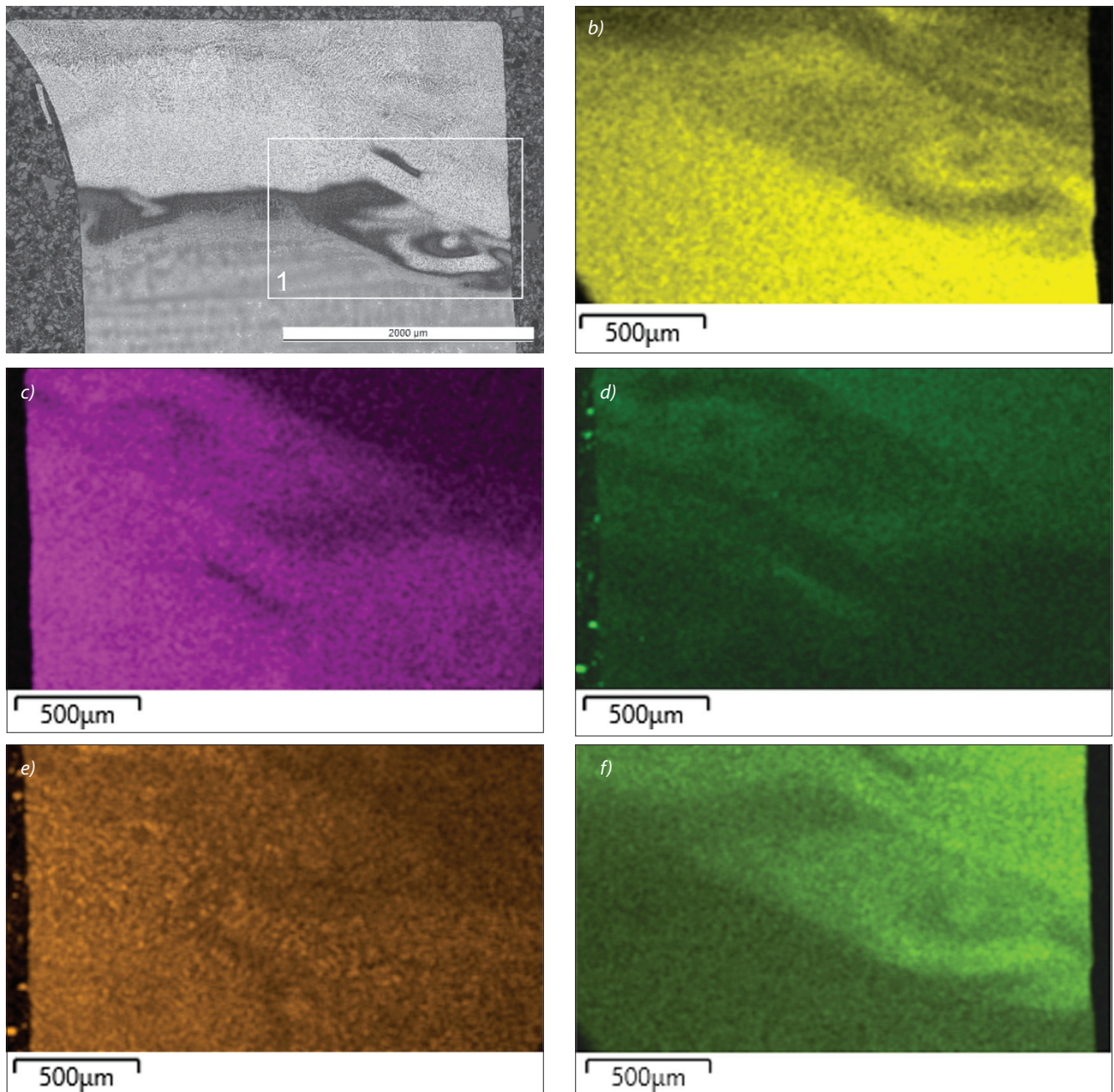


Fig. 8. Microstructure of the cross-section of the Stellite 694 weld overlay produced with the TIG method on the blade surface (a) and the distribution of the content of alloying elements in area 1: Ni, Co, Al, W, Cr (b-f)

Rys. 8. Mikrostruktura przekroju poprzecznego napoiny Stellite 694 wytworzonej metodą TIG na powierzchni łopatki (a) i rozkład zawartości pierwiastków stopowych w obszarze 1: Ni, Co, Al, W, Cr (b-f)

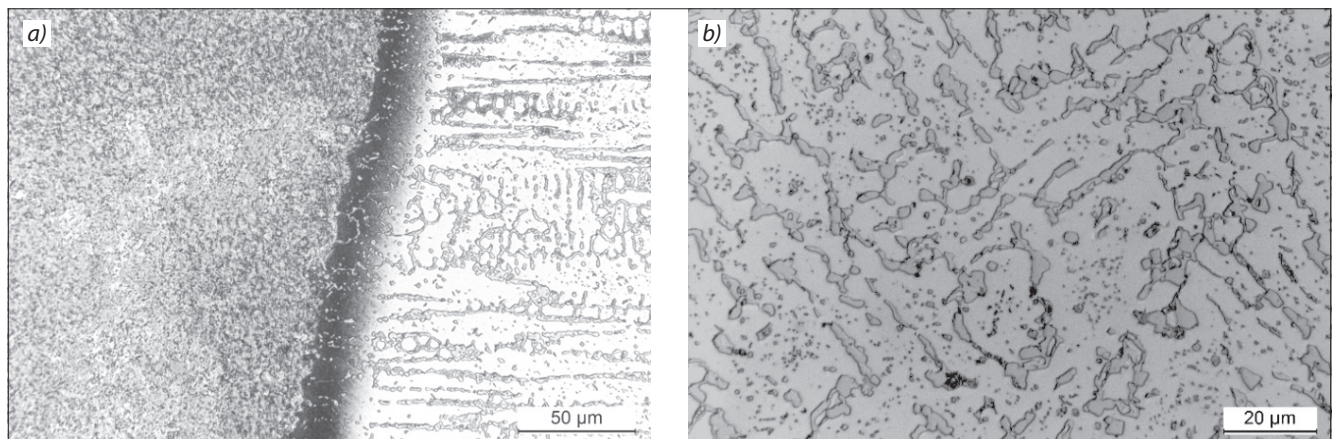


Fig. 9. Microstructure of the Stellite 694 weld overlay produced by the TIG method: a) in the area at the fusion border, b) in its central part

Rys. 9. Mikrostruktura napoiny Stellite 694 wytworzonej metodą TIG: a) w obszarze przy granicy wtopienia, b) w jej środkowej części

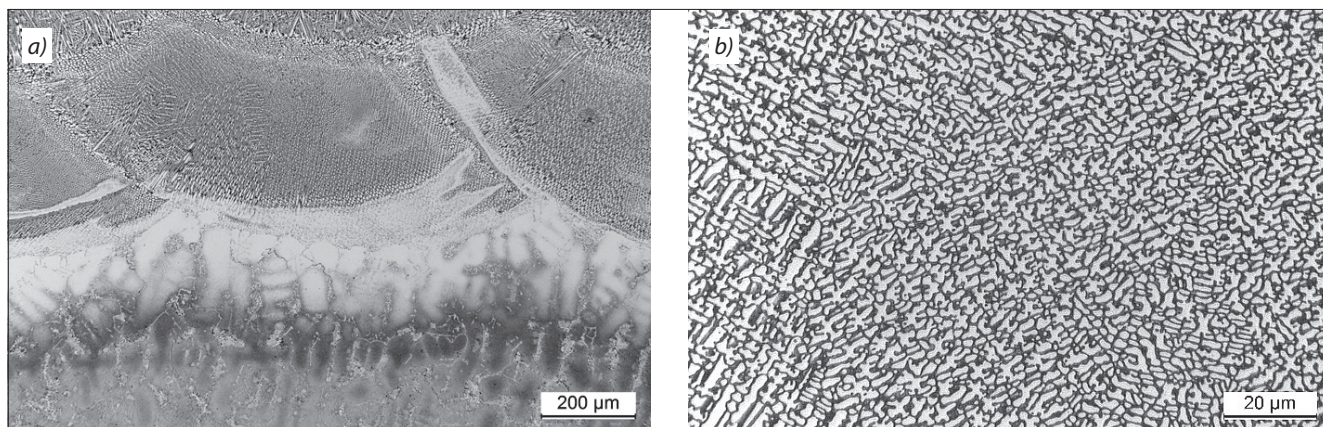


Fig. 10. Microstructure of the Stellite 694 overlay weld produced in the laser cladding process: a) in the area at the fusion border, b) in its central part

Rys. 10. Mikrostruktura napoiny Stellite 694 wytworzonej w procesie napawania laserowego: a) w obszarze przy granicy wtopienia, b) w jej środkowej części

TABLE I. The average value of the distance between the primary and secondary dendrite arm spacing – λ_1 and λ_2 in the Stellite 694 weld deposit made by laser and TIG cladding, σ – standard deviation

TABLICA I. Średnia wartość odległości między ramionami dendrytów 1. i 2. rzędu – λ_1 i λ_2 , w napoinie Stellite 694 wytworzonej metodą napawania laserowego i TIG, σ – odchylenie standardowe

Metoda napawania	$\lambda_1, \mu\text{m}$	$\sigma, \mu\text{m}$	$\lambda_2, \mu\text{m}$	$\sigma, \mu\text{m}$
TIG	11,19	2,42	4,05	1,10
Laser	5,24	0,45	2,02	0,49

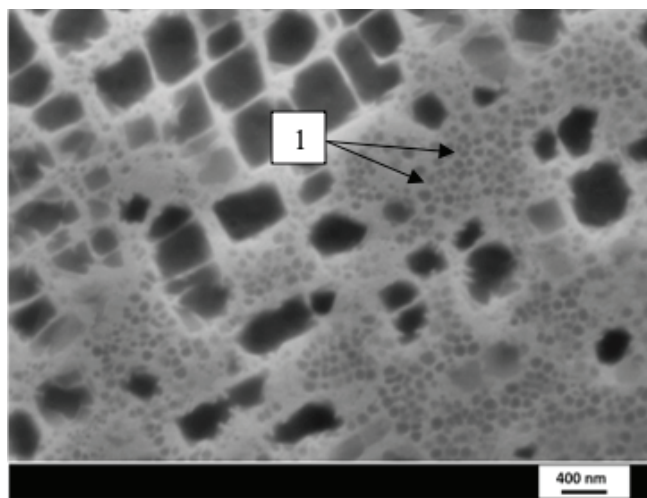


Fig. 11. Microstructure of the heat affected zone of the Stellite 694 weld overlay produced by the TIG method, a significant number of tertiary precipitations of the phase $\gamma' - 1$

Rys. 11. Mikrostruktura strefy wpływu ciepła napoiny Stellite 694 wytworzonej metodą TIG; widoczna znaczna liczba wydzieli trzeciorzędowych fazy $\gamma' - 1$

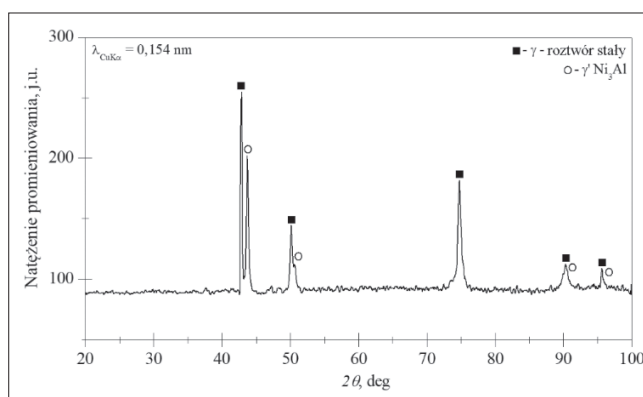


Fig. 12. X-ray diffraction pattern of the base material – DS200+Hf
Rys. 12. Dyfraktogram rentgenowski materiału podłoża – nadstop DS200+Hf

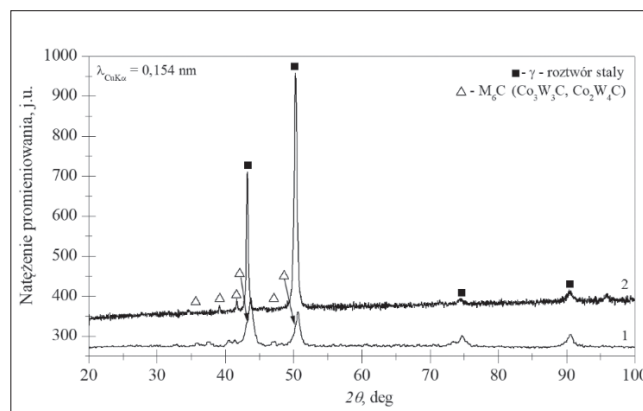


Fig. 13. X-ray diffractogram of the Stellite 694 overlay weld made with the TIG method (1) and the laser beam (2)

Rys. 13. Dyfraktogram rentgenowski napoiny Stellite 694 wykonanej metodą TIG (1) i wiązką lasera (2)

TABLE II. Chemical composition of the base material and the Stellite 694 overlay layer determined by the EDS
TABLICA I. Skład chemiczny materiału podłoża i warstwy napawanej Stellite 694 określony metodą EDS

Metoda napawania	Zawartość pierwiastków stopowych, % mas,									
	Ni	Co	Cr	W	Al	Ti	Fe	V	Nb	Hf
TIG	22,0	34,2	22,7	16,6	1,4	0,5	1,7	0,7	0,1	0,1
Laser	9,1	42,4	27,5	19,0	0,3	0,1	0,3	0,9	0,0	0,3
Podłoże DS200+Hf	61,4	9,6	8,4	11,3	4,7	2,0	0,0	0,0	0,7	1,9

zawartość W, V i Cr sprzyja tworzeniu się warstwy ochronnej węglików, zwiększających jej twardość i odporność na zużycie [30, 31]. Wykazano, że zawartość Co, Cr i W w warstwie Stellite 694 wytworzonej w procesie napawania laserowego przewyższa znacznie odpowiadające wartości uzyskane przy napawaniu metodą TIG [14, 22, 24]. Uzyskane wyniki wskazują zatem na mniejszy stopień wymieszania materiału podłoża z materiałem dodatkowym w procesie napawania laserowego.

Na podstawie analizy składu fazowego przeprowadzonej metodą dyfrakcji rentgenowskiej określono składniki fazowe materiału podłoża, materiału dodatkowego i napoiny (rys. 12 i 13). Głównym składnikiem fazowym materiału podłoża jest roztwór stały na osnowie z niklu – γ , oraz faza umacniająca – γ' (Ni_3Al) [28]. Ustalono, że napoina wytworzona zarówno metodą TIG, jak i wiązką lasera składa się przede wszystkim z roztworu stałego na osnowie z kobaltu oraz węglików typu M_6C ($\text{W}_2\text{Co}_4\text{C}$, $\text{Co}_3\text{W}_3\text{C}$).

Analiza wyników pomiaru twardości wskazuje na możliwość znaczącego zwiększenia twardości warstwy wierzchniej elementu poprzez napawanie z zastosowaniem stopu kobaltu Stellite 694 (rys. 14 i 15). Twardość warstwy napawanej metodą TIG i wiązką lasera przekracza 500 HV_{0,3}. Jednocześnie zastosowanie procesu napawania laserowego po-

zwoliło uzyskać twardość o ok. 30÷50 HV_{0,3} większą w porównaniu z metodą TIG. Jest to związane z mniejszym stopniem wymieszania materiału podłoża z materiałem dodatkowym – mniejszą objętością względną materiału podłoża w procesie napawania laserowego (rys. 15).

Podsumowanie

Analiza wyników badań wskazuje na istotny wpływ zastosowanego źródła ciepła – łuku elektrycznego lub wiązki lasera – na właściwości napoiny Stellite 694 na podłożu z nadstopu DS200+Hf.

Kształt, rozmiary oraz objętość względną materiału podłoża w pojedynczej ścieżce napoiny w dużym stopniu zależą od zastosowanej mocy wiązki lasera i jej średnicy (gęstości mocy). Zarówno szerokość, wysokość, jak i głębokość pojedynczej ścieżki napoiny zwiększają się nieliniowo wraz z gęstością mocy w badanym zakresie. Jednocześnie zastosowanie większej średnicy wiązki umożliwia zwiększenie szerokości pojedynczej ścieżki napoiny bez zmiany gęstości mocy wiązki lasera.

Materiał podłoża – nadstop DS200+Hf – oraz warstwy ochronne Stellite 694 wytworzone w procesach napawania laserowego i TIG cechują się budową dendrytyczną. Mniejsza energia zużytkowana w procesie napawania laserowego do stopienia materiału podłoża i materiału dodatkowego umożliwia rozdrobnienie mikrostruktury dendrytycznej. W przyjętych warunkach procesu napawania laserowego uzyskuje się ok. 2-krotne zmniejszenie odległości między ramionami 1. i 2. rzędu dendrytów w porównaniu z napawaniem metodą TIG.

W badaniach mikroskopowych wykazano występowanie wydzielen trzeciorzędowych fazy γ' (Ni_3Al) w materiale podłoża oraz strefie wpływu ciepła warstwy napawanej. Wydzielenia trzeciorzędowe są niekorzystne, ponieważ przyczyniają się do pogorszenia ciągliwości oraz obniżenia odporności na zmęczenie cieplno-mechaniczne. Rozpuszczenie wydzielen trzeciorzędowych i tym samym ujednorodnienie rozkładu wtórnych wydzielen fazy γ' uzyskuje się poprzez przeprowadzenie procesu starzenia w temperaturze w zakresie 850÷875°C przez 16÷48 godzin [29].

Napoina wytworzona w procesie napawania laserowego osiągnęła większą twardość – do 550 HV – w porównaniu z warstwą wytworzoną metodą TIG – 509 HV. Różnica wartości wynikała m.in. z mniejszego stopnia wymieszania materiału dodatkowego (Stellite 694) z materiałem podłoża oraz większego rozdrobnienia składników fazowych mikrostruktury napoiny w procesie napawania laserowego.

LITERATURA

- [1] Sieniawski J., „Kryteria i sposoby oceny materiałów na elementy lotniczych silników turbinowych”. Rzeszów: Oficyna Wydawnicza Politechniki Rzeszowskiej (1995).
- [2] Fałęcki J., Jachimowicz J., Karliński W., Szachnowski W., „Analiza przyczyn zniszczenia łopatek turbiny lotniczej”. *Zeszyty Naukowe Politechniki Białostockiej. Mechanika*. 25 (2003): 15–23.

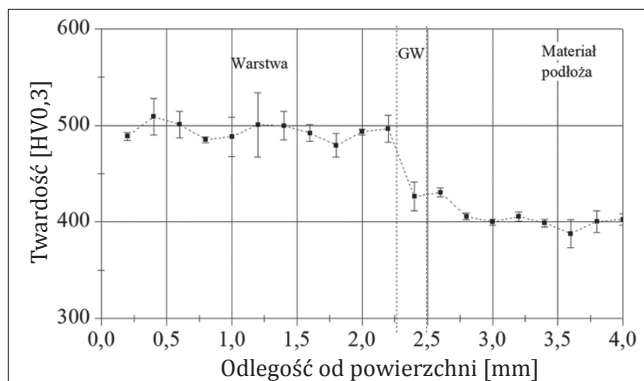


Fig. 14. Hardness distribution in the Stellite 694 layer produced in the TIG process

Rys. 14. Rozkład twardości w warstwie Stellite 694 wytworzonej w procesie napawania elektrycznego – TIG

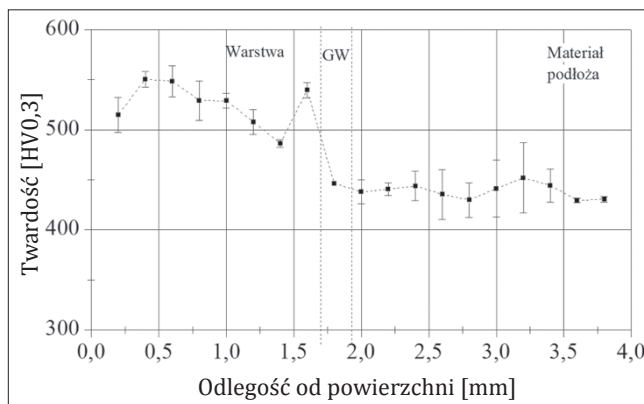


Fig. 15. Hardness distribution in the Stellite 694 layer produced in the laser cladding process

Rys. 15. Rozkład twardości w warstwie Stellite 694 wytworzonej w procesie napawania laserowego

- [3] Adamiec J., Łyczkowska K. „Przetapianie laserowe i łukiem plazmowym odlewów precyzyjnych ze stopu Inconel 713C”. *Przegląd Spawalnictwa*. 89, 5 (2017): 11–16, [bwmeta1.element.baztech-de895f78-b184-401e-86b0-514245d4a2cc](https://doi.org/10.7862/rm.2018.26).
- [4] Vennard J. *“Aircraft Gas Turbine Engines – Operation, Components & Systems (Jet Propulsion)”*. Wexford: Wexford College Press (2008).
- [5] Reed C.R. *“The Superalloys Fundamentals and Applications”*. Cambridge: Cambridge University Press (2006).
- [6] Tamarin Y. *“Protective coatings for turbine blades”*. Ohio: ASM International (2002).
- [7] Żurek Z.H., Jasiński T. „Identyfikacja zakresu rozrzutu fizycznych parametrów eksploatacyjnych łopatek wirnika turbiny stopnia WP ze stali X22CrMoV12-1+QT2”. *Materiały 20. Konferencji Energetyki i Innowacji dla Energetyki* (wrzesień, 2017).
- [8] Tobota K., Chmielewski T. „Napawanie laserowe powłok ochronnych na powierzchniach roboczych łopatek turbin parowych”. *Przegląd Spawalnictwa*. 88, 12 (2016): 38–42, [bwmeta1.element.baztech-171693d9-babe-4422-a22e-abdbe51edcfd](https://doi.org/10.7862/rm.2016.22e-abdbe51edcfd).
- [9] Witek L., Bednarz A. „Wpływ prędkości obrotowej na częstotliwości i postacie drgań własnych łopatki sprężarki silnika lotniczego”. *Logistyka*. 4 (2015): 6689–6698, [bwmeta1.element.baztech-129f7a92-1ebb-4b27-a0a6-05716ad172d6](https://doi.org/10.7862/rm.2015.6689-6698).
- [10] Davis J.R. *“ASM Specialty Handbook – Nickel, Cobalt and their Alloys”*. Ohio: ASM International (2000).
- [11] Pandey V.S., Lee C.P., Wadia A.R., Clements J.D. *“Patent US 2012/005193: Shrouded turbine blade with contoured platform and axial dovetail”* (2012).
- [12] Szczepankowski A., Szymczak J. „Uszkodzenia eksploatacyjne lotniczych silników turbinowych (LST)”. *Przegląd Spawalnictwa*. 86, 10 (2014): 40–44, [bwmeta1.element.baztech-5290b97e-7250-4c03-9979-a0d8ca1cdcbe](https://doi.org/10.7862/rm.2014.40-44).
- [13] Szczepankowski A., Szymczak J. „Identification of operational damages of Air-Turbine Engines using visual diagnostics”. *Solid State Phenomena*. 199 (2013): 33–42, <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.199.33>.
- [14] Gradzik A., Mrówka-Nowotnik G., Nawrocki J., Sieniawski J. „Wpływ warunków procesu napawania laserowego na mikrostrukturę i twardość napoiny Stellite 694 na podłożu z nadstopu niklu Inconel 738LC”. *Mechanik*. 4 (2016): 276–281, <http://dx.doi.org/10.17814/mechanik.2016.4.36>.
- [15] „Poradnik inżyniera. 2 Spawalnictwo”. Pilarczyk J. (ed.). Warszawa: Wydawnictwo WNT (2021).
- [16] Toyserkani E., Khajepour A., Corbin S. *“Laser Cladding”*. Boca Raton: CRC Press LLC (2005).
- [17] Klimpel A. *“Technologie laserowe – spawanie, napawanie, stopowanie, obróbka cieplna i cięcie”*. Gliwice: Wydawnictwo Politechniki Śląskiej (2012).
- [18] Ion J.C. *“Laser Processing of Engineering Materials”*. Oxford: Elsevier (2005).
- [19] Nowotny S., Scharek S., Beyer E., Richter K.H. „Laser Beam Build-Up Welding: Precision in Repair, Surface Cladding, and Direct 3D Metal Deposition”. *Journal of Thermal Spray Technology*. 16, 3 (2007): 345–348, <https://doi.org/10.1007/s11666-007-9028-5>.
- [20] Hugel H., Graf T. *“Laser in der Fertigung. Strahlquellen, Systeme, Fertigungsverfahren 3 Auflage”*. GWV Fachverlage GmbH, Springer Vieweg (2014).
- [21] Godzimirski J. „Nowe technologie lotniczych silników turbinowych”. *Prace Instytutu Lotnictwa*. 213 (2011): s. 22–36.
- [22] Gradzik A., Nawrocki J., Mrówka-Nowotnik G., Sieniawski J. „Napawanie laserowe stopu Stellite 694 na podłożu nadstopu Inconel 738LC – wady napoiny”. *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa*. 61, 4 (2017): 12–15, <https://biuletyn.institutu.spawalnictwa.pl/biuletyn/napawanie-laserowe-stopu-stellite-694-na-podlozu-nadstopu-inconel-738lc-wady-napoiny>.
- [23] Koruba P., Boratyński T., Jurewicz P., Koenig G., Szaroleta M., Reiner J., Chlebus E., Dworak A. „Projektowanie i analiza zastosowań technologii napawania laserowego dla branży lotniczej”. *Zeszyty Naukowe Politechniki Rzeszowskiej. Mechanika*. 35 (2018): 309–321, <https://doi.org/10.7862/rm.2018.26>.
- [24] Gradzik A., Gancarczyk K., Mrówka-Nowotnik G., Sieniawski J. „Morfologia mikrostruktury napoiny Stellite 694 na podłożu nadstopu Inconel 713C wytworzonej w procesie napawania laserowego”. *Materiały XVII Międzynarodowej Konferencji Naukowej Nowe Technologie i Osiągnięcia w Metalurgii, Inżynierii Materiałowej i Inżynierii Produkcji*. Wydawnictwo Wydziału Inżynierii Produkcji i Technologii Materiałów. 56 (2016): 386–395.
- [25] Bayraktar E., Hashmi M.S.J. *“Comprehensive materials processing. Vol. 6: Welding and bonding technologies”*. Amsterdam: Elsevier (2014).
- [26] Steen W.M. *“Laser material processing”*. London: Springer-Verlag (1991).
- [27] Szeliga D., Kubiak K., Burbelko A., Motyka M., Sieniawski J. „Modeling of directional solidification of columnar grain structure in CMSX-4 nickel-based superalloy castings”. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 23, 3 (2014): 1088–1095, <https://doi.org/10.1007/s11665-013-0820-8>.
- [28] Martin G.M., Mitonneau A., Mircea A. “Electron traps in bulk and epitaxial GaAs crystals”. *Electronics Letters*. 13, 7 (1977): 191–193, <https://doi.org/10.1049/el:19770140>.
- [29] El-Batahry A-M. “Effect of laser welding parameters on fusion zone shape and solidification structure of austenitic stainless steels”. *Material Letters*. 32 (1997): 155–163, [https://doi.org/10.1016/S0167-577X\(97\)00023-2](https://doi.org/10.1016/S0167-577X(97)00023-2).
- [30] Fernández M.R., García A., Cuetos J.M., González R., Noriega A., Cadenas M. “Effect of actual WC content on the reciprocating wear of a laser cladding NiCrBSi alloy reinforced with WC”. *Wear*. 324, 15 (2015): 80–89, <https://doi.org/10.1016/j.wear.2014.12.021>.
- [31] Weng Z., Wang A., Wu X., Wang Y., Yang Z. “Wear resistance of diode laser-clad Ni/WC composite coatings at different temperatures”. *Surface and Coatings Technology*. 304, 21 (2016): 283–292, <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2016.06.081>. ■