

Leszek UŁANOWICZ, Andrzej DUDZIŃSKI, Paweł SZCZEPANIAK,
Mirosław NOWAKOWSKI
Air Force Institute of Technology (Instytut Techniczny Wojsk Lotniczych)

APPLYING PROTECTIVE COATING ON THE TURBINE ENGINE TURBINE BLADES BY MEANS OF PLASMA SPRAYING

Nanoszenie powłoki ochronnej na łopatkę turbiny silnika turbinowego metodą natryskiwania plazmowego

Abstract: *The tendency to increase the temperature of gases and the desire to extend the service life forces the use of a protective coating on the blade. The publication presents the technology of applying a heat-resistant protective coating onto the jet engine turbine blade by means of plasma thermal spraying, taking into account the process of aluminizing and heat treatment after aluminizing. The paper presents the results of work on the possibilities of shaping the thickness of the protective coating on the blade by changing the parameters of the spraying process, such as spraying distance, amount of hydrogen, amount of argon and the number of torch passes.*

Keywords: turbojet engine, engine turbine, turbine blade, protective coating

Streszczenie: *Tendencja do zwiększania temperatury gazów oraz dążenie do przedłużenia czasu eksploatacji wymusza stosowanie na łopatkach turbiny silnika odrzutowego powłoki ochronnej. W publikacji przedstawiono technologię nanoszenia żaroodpornej powłoki ochronnej na łopatkę turbiny silnika odrzutowego metodą natryskiwania cieplnego plazmowego z uwzględnieniem procesu aluminowania oraz obróbki cieplnej. Przedstawiono wyniki prac w zakresie możliwości kształtowania grubości powłoki ochronnej na łopatkę zmieniając parametry procesu natryskiwania takie jak: odległość natryskiwania, ilość wodoru, ilość argonu oraz liczba przejść palnika.*

Słowa kluczowe: silnik turboodrzutowy, turbina silnika, łopatkę turbiny, powłoka ochronna

1. Introduction

The maximum temperature of a gas stream on the turbine of a modern air turbine engine reaches the value of 1200-1350°C. One of the engine turbine parts most exposed to this temperature are its blades. For the manufacture of the engine turbine blades, heat-resistant alloys based on nickel are used. The composition of the heat-resistant nickel alloys, determining all the necessary mechanical characteristics of monocrystalline blades in the operating conditions, does not ensure sufficient durability of blades to the impact of a stream of aggressive gases [2-4]. In order to achieve the required durability and high reliability of the engine turbines, the blade leaves must be plated with a protective coating guaranteeing protection against oxidation at a temperature of 1200°C. The protective coating usually consists of a bonding metal layer (based on heat-resistant aluminides or NiCrAlY type alloys) protecting the blade surface from oxidation and corrosion and an outer layer with low thermal conductivity that provides thermal protection against a high-temperature stream of aggressive fuel combustion products.

The operating conditions and the conditions of fuel supply to the combustion chamber upstream the turbine result in the occurrence of local overheating zones on the blade leaf surface. Overheating results in damage to heat-resistant protective coatings and degradation of the blade material structure. The practice of operating the blades with protective coatings indicates that in the overheating zone, there are: oxidation of the protective coating with its diffusion interaction with parent metal, "raft" structure formation, dissolution and globular coagulation of the γ phase in the nickel alloy, degradation of the structure of the blade walls, an intensive decrease in the aluminium content that is responsible for heat resistance. In total, the above phenomena limit a service life resource between repairs of blades, and in many cases, during operation, they cause damage to the blade as a result of generation and propagation of thermal-fatigue cracks in it. It causes premature decommissioning of engines and the necessity to perform the repair operation.

The aircraft engine manufacturers, e.g. Pratt & Whitney in the USA and in Canada, General Electric, Rolls Royce, MTU in Munich and Hanover, SNECMA in France, Praxair, Lufthansa Technik in Hamburg, AvioAero in Italy, AvioAero in Poland, Sulzer Metco (Oerlicon) in the Netherlands, have their own approved technological processes for the production of the protective coatings on the turbine blades [1, 5-7, 11-13]. The protective coating selection depends on the engine operation conditions. Various methods of producing the protective coatings and the entire protective systems for a particular type and construction of blades are applied. The most popular applications were aluminide coatings due to special properties of the nickel alloys of the NiAl phases formed on the surface. As the alloys of the blade construction are developed, the coating types by the aluminide coating modification with elements, such as Cr, Pt, Y and new coating types marked as Me(Co)CrAlY (M=Ni or Co), the chemical composition of which depends on the conditions in which they were to be operated, are developed. In the field of diffusion aluminide coatings, platinum-modified coatings were particularly widely applied. The aluminide coatings on the turbine blades have been produced for many years with the use of three

methods: pack cementation, e.g. CODEP (General Electric), gas method, e.g. SVPA (Snecma Vapour Phase Aluminizing) or CVD (Chemical Vapour Deposition) method [8,10,14]. Each of the diffusion methods has advantages and drawbacks. The CVD method, which allows to produce the coating in cooling channels, is the most advanced in terms of technology. The diffusion platinum-modified aluminide coatings produced with the use of the CVD method are widely used as interlayers under the thermal barrier coatings produced with the use of the EB-PVD method. In Poland, two foreign companies conduct the processes of aluminising the aircraft engine blades with the use of the VPA (Vapour Phase Aluminizing) method. All these processes share common features usually consisting in the chemical removal of the diffusion coatings and hydro-abrasive removal of corrosion products and ceramic coatings in case of the thermal barrier coatings [6, 9]. However, the details of these technologies are protected, and the cost of regeneration is very high. There is a number of limitations as to the methods for qualifying the blades for regeneration and non-destructive methods of assessing the blade surface state.

A tendency to increase the temperature of gases, the frequent use of contaminated fuel, striving for extending the service life, as well as the necessity to increase the engine repair quality constitute an incentive to develop new technologies for regeneration of a surface layer of the engine turbine blades. It is important to emphasise the fact that the surface layer structure and composition depends on the substrate, which means that the coatings must be adapted to a given alloy, which the blade is made of.

The essence of the article is to present the regeneration technology of the turbine blade of the turbine engine increasing its heat resistance, thermal insulation and resistance to erosion. The proposed regeneration of the blades consists in: removal of the protective coating with the use of a blasting method followed by chemical dissolution of the aluminide coating in specially selected solutions, application of a new heat-resistant protective coating of Me(Co)CrAlY type on the blade leaf with the use of a plasma thermal spraying method and its diffusion aluminising, and carrying out the heat and mechanical treatment processes of the blade with a produced heat-resistance coating.

2. MeCrAlY coating production technology with a plasma spraying method

The MeCrAlY type coatings are coatings with an adhesive or adhesive and diffusion bonding with the substrate. The advantage of the MeCrAlY coatings is that it is possible to change the aluminium and chromium content in them and to introduce other elements, among others, yttrium and silicon, and the fact that their properties do not depend on the chemical composition of the blade material. In addition, these coatings are characterised by a low temperature of transition from the brittle state to the ductile one (DBTT) of 200-300°C. The presence of a considerable amount of Cr provides the MeCrAlY coatings with excellent corrosion resistance combined with good resistance to oxidation.

The heat-resistant protective coating on the turbine blade leaf has a double layer structure. It consists of the Ni(Co)CrAlY layer and the NiAl type diffusion layer. At the first stage, the Ni(Co)CrAlY type coating, and then, the NiAl type diffusion coating, are produced. After deposition, the heat treatment is carried out at the high temperature in the vacuum in order to allow for mutual diffusion, and thus for adhesion improvement.

One of the methods for applying the MeCrAlY coatings is plasma thermal spraying (APS). The plasma thermal spraying involves the consumable material melting (usually powder) and throwing it onto the surface as molten particles. After hitting the substrate, the molten particle flattens and solidifies very quickly. A schematic illustration of a plasma torch was presented in fig. 1.

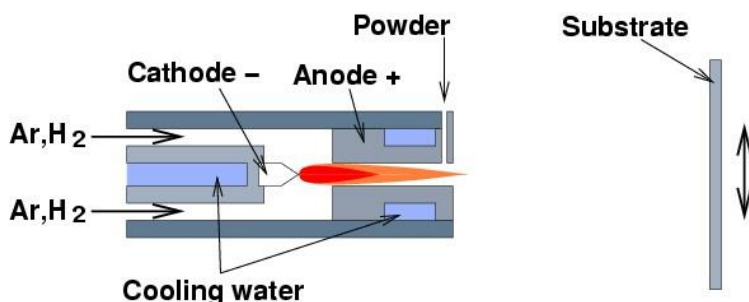


Fig. 1. Schematic illustration of a plasma torch [4]

The protective coating adhesion is primarily mechanical. Therefore, the sprayed MCrAlY coatings are subject to the thermal diffusion treatment in order to obtain good adhesion.

Performance tests of processes of producing the coatings with the use of the atmospheric plasma spraying (APS) method were implemented in the Sulzer Metco system (fig. 2a) equipped with the F4-MB gun (fig. 2b) with the use of AMDRY and AMPERIT type powders.

For technological processes with the use of the APS plasma spraying method, rectangular samples with the dimensions of 20x20x2 mm made of a nickel superalloy (fig. 3a) were used. The surface of samples before the spraying process was subject to the process of preparation with the use of blasting treatment methods. The samples were mounted on a metal tube using straps (fig. 3b). The whole was on a rotating table that allows to carry out the spraying process on several samples at the same time.

The spraying process parameters for the selected AMDRY powders were chosen on the basis of the Oerlikon Metco manufacturer of start cards, and the AMPERIT powders based on start cards of the H.C. Strack company manufacturer.

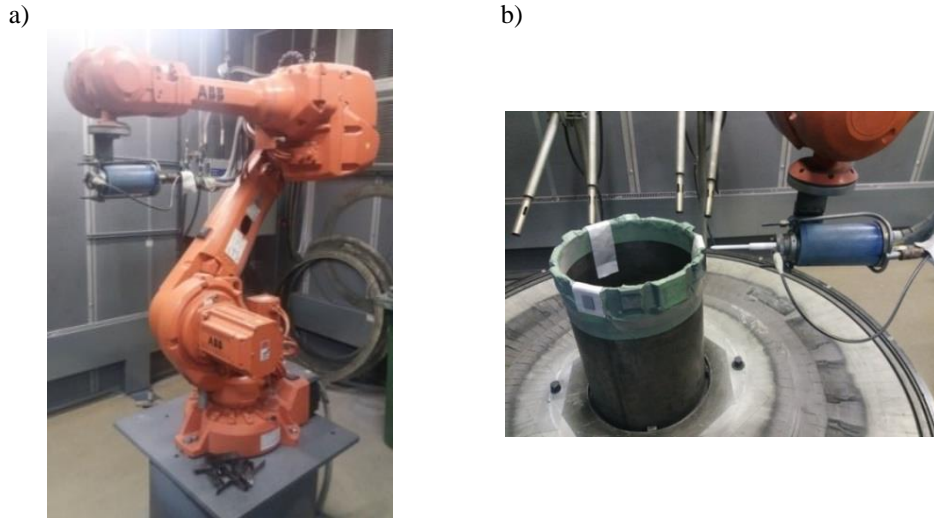


Fig. 2. The Sulzer Metco system for the production of coatings with the use of the APC method (a) and the F4-MB gun for the plasma spraying method APS (b)

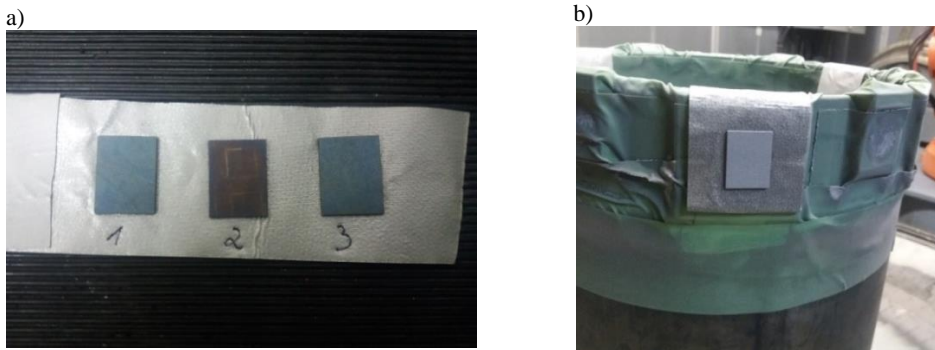


Fig. 3. Rectangular samples after the blasting treatment process (a) and samples during the thermal spraying process with the use of the APS method

3. Selection of the plasma spraying process parameters (APS)

In order to obtain the assumed thickness and microstructure of the protective coating, the plasma spraying process parameters (APS) were changed. The changed spraying process parameters included: spraying distance, hydrogen flow amount, argon flow amount and the number of the torch passes.

On the basis of the carried out tests of samples with the protective coatings produced with the use of the APS plasma thermal spraying method in the process of spraying with the AMDRY 365-2 and AMDRY 962-1 powder, the dependence of the protective coating thickness increase on the sample on the hydrogen flow in the process, as well as the gun distance from the sample and on the number of the torch passes through the sample surface was determined. The results are shown in tab. 1.

Table 1

Parameters of the AMDRY 365-2 and AMDRY 962-1 powder spraying process using the APS plasma thermal spraying method

Operation	Coating material	Gun distance from the sample	The hydrogen flow	The argon flow	Thickness of the coating	Roughness
		[mm]	[dm ³ /min]	[dm ³ /min]	[μm]	[μm]
APS 1.1	AMDRY 365-2	145	5	65	130,78	10,7
APS 2.1		120	5	65	132,20	10,27
APS 3.1		100	5	65	170,56	10,34
APS 4.1		145	6	65	244,44	10,33
APS 5.1		120	6	65	141,11	10,26
APS 6.1		100	6	65	170,00	10,0
APS 7.1		145	4	65	207,33	11,43
APS 8.1		120	4	65	142,00	11,72
APS 9.1		100	4	65	135,22	12,40
APS 10.1		145	5	80	95,67	10,91
APS 11.1		120	5	80	74,44	10,75
APS 12.1		100	5	80	36,67	8,64
APS 13.1		120	14	65	130,44	9,24
APS 14.1		145	14	65	230,0	9,15
APS 2.1.1	AMDRY 962-1	145	14	65	243,3	12,2
APS 2.2.1		120	14	65	155,89	11,44
APS 2.4.1		145	12	65	244,44	12,34
APS 2.5.1		120	12	65	153,89	12,56
APS 2.7.1		145	10	65	208,00	13,09
APS 2.8.1		120	10	65	148,56	11,94
APS 2.10.1		145	14	80	186,56	13,39
APS 2.11.1		120	14	80	127,56	12,45

The dependence of the hydrogen flow amount on the coating thickness increase for various spraying distances of the AMDRY 365-2 powder was presented in fig. 4, and the dependence of the spraying distance on the coating thickness increase for a different hydrogen flow was shown in fig. 5. A comparison of the thickness of the coatings obtained with the use of 2, 4 and 6 passes of the plasma gun and with a hydrogen flow of 14, 16 and 18 l/min was presented in fig. 6.

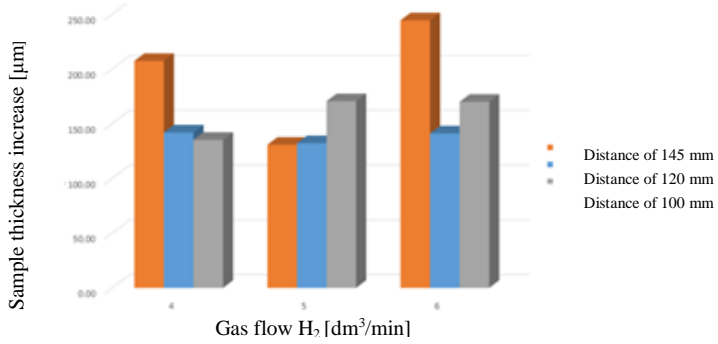


Fig. 4. The dependence of the hydrogen flow increase on the protective coating thickness increase for different spraying distances of the AMDRY 365-2 powder

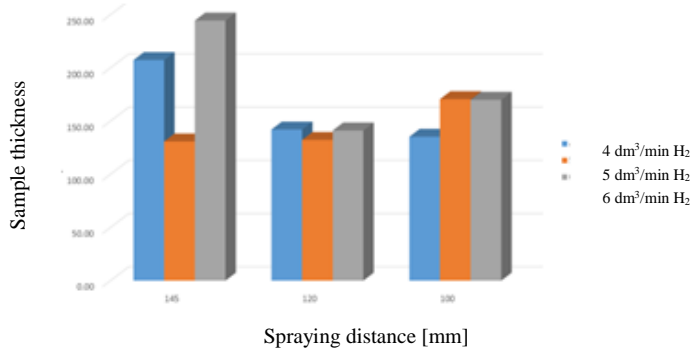


Fig. 5. The dependence of the AMDRY 365-2 powder spraying distance on the protective coating thickness increase for a different hydrogen flow

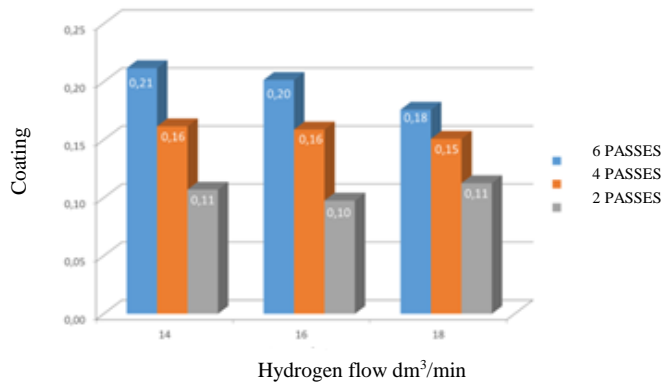


Fig. 6. A comparison of the thickness of the coatings obtained with the use of 2, 4 and 6 passes of the plasma gun and with a hydrogen flow of 14, 16 and 18 dm³/min

On the produced protective coatings in the plasma spraying processes, a heat treatment process was made. The thermal treatment processes of the protective coatings were performed in the Balzers vacuum furnace. The process was conducted at the temperature of 950°C, time of 4 hours, heating speed of 10°C/min. The processes were carried out in a protective atmosphere of argon. A comparison of the measurement results of the thickness of the coatings subject to plasma spraying in the initial state and after heat treatment was presented in fig. 7.

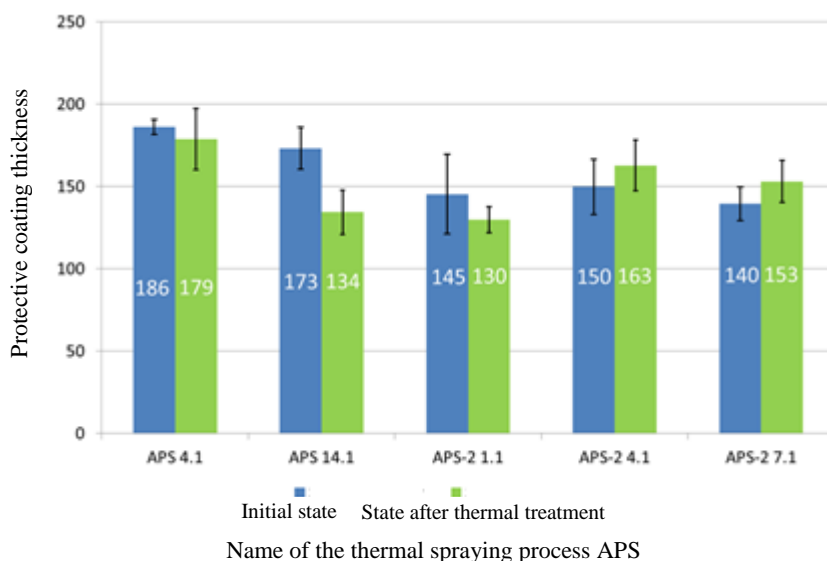


Fig. 7. A comparison of the measurement results of the thickness of the coatings subject to plasma spraying in various processes in the initial condition and after heat treatment

4. Conclusion

On the high pressure turbine blade of the engine, it is possible to produce the protective coating of the Me(Co)CrAlY type with the APS plasma spraying method with a thickness of 240 µm. By changing the spraying parameters such as the spraying distance, hydrogen amount in the process, argon amount in the process and the number of the plasma gun passes, we can shape the protective coating microstructure, in particular, thickness, roughness, the amount of oxides and adhesion.

The hydrogen flow increase in the APS process, while maintaining the spraying distance and the argon amount in the process, allows to obtain a coating with a greater thickness, better homogeneity, lower porosity and greater adhesion of the coating to the

substrate material. The argon amount increase in the APS process, while maintaining the spraying distance and the hydrogen amount, results in deterioration of the coating quality.

The heat treatment of the protective coating does not result in significant changes in the thickness of the protective coating. The heat treatment of the coating leads to homogenisation of its microstructure.

Thickness of the protective coating produced by plasma spraying (distance 145 mm, hydrogen flow 14 dm³/min, argon flow 65 dm³/min) after heat treatment (temperature 1050°C, time 4 hours, heating speed 10°C/min) and shot peening (pressure 4 bar, abrasive: glass beads, granulation: 230 mesh) is shown in fig. 8, and its structure in fig. 9.

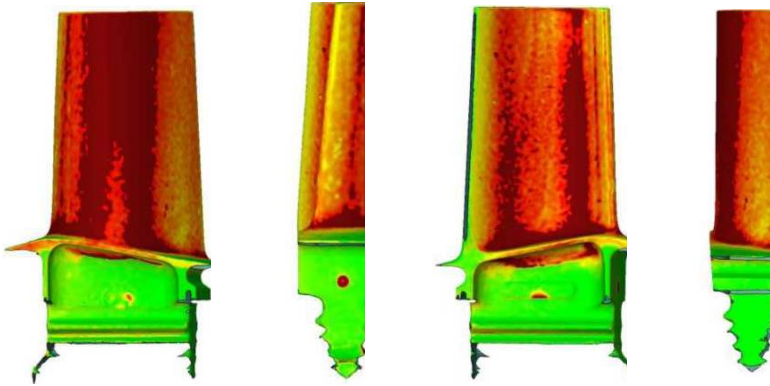


Fig. 8. Thickness of protective coating produced by plasma spraying after heat and mechanical treatment (shot peening)

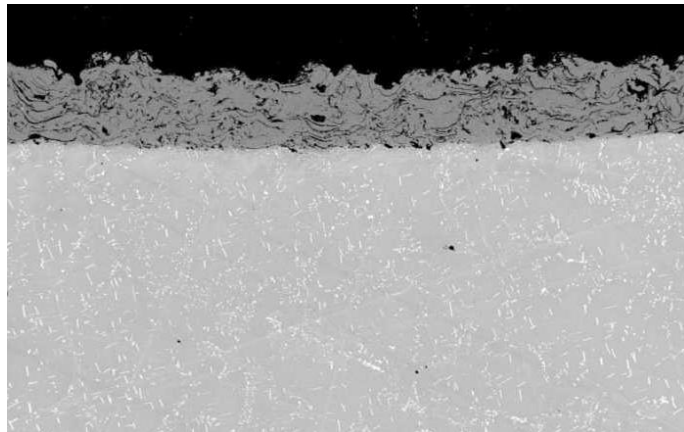


Fig. 9. The structure of the paddle type 940 No. 5A182A with the NiCoCrAlYHfSi coating produced by plasma spraying (APS)

Acknowledgement

The work was performed within the framework of the project No. DOB-BIO8/04/01/2016 entitled “Coatings with increased heat resistance on the high pressure turbine blades of the RD-33 engines”, financed by the National Centre for Research and Development.

5. References

1. Anthony K.C., Goward G.W.: Aircraft Gas Turbine Blade and Vane Repair. Superalloys, ed.: S. Reichman D.N. Duhl, The Metallurgical Society, 1988.
2. Bogdan M., Błachnio J., Kułaszka A., Derlatka M.: Assessing the Condition of Gas Turbine Rotor Blades with the Optoelectronic and Thermographic Methods. Metals – Open Access Metalurgy Journal, 8079, 2019.
3. Bogdan M., Błachnio J., Spychała J., Zasada D.: Assessment of usability of the exploited gas turbine blade heat resistant coatings. Engineering Failure Analysis, Vol. 105, 2019.
4. Chen W.J.: Degradation of a TBC with HVOF-CoNiCrAlY bond coat. Journal of Thermal Spray Technology, Vol. 23, No. 5, 2014.
5. Jalowiecka A., Naumenko D., Ernsberger M., Herzog R., Quadackers W.J.: Alumina formation and microstructural changes of aluminized CoNiCrAlY coating during high temperature exposure in the temperature range 925°C–1075°C. Materials at High Temperatures, Vol. 35, Issue 1-3, 2018.
6. Kumar D., Pandey K.N., Das D.K.: Thermal cyclic resistance behavior of Inconel 800 super alloy substrate with thermal barrier coatings by plasma spraying, Material Today Proceedings, Vol. 2, No. 4-5, 2015.
7. Kumar D., Pandey K.N., Das D.K.: Microstructure studies of air-plasma-spray-deposited CoNiCrAlY coatings before and after thermal cyclic loading for high-temperature application. International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials, Vol. 23, 2016.
8. Khanna A.S., Rathod W.S.: Development of CoNiCrAlY oxidation resistant hard coatings using high velocity oxy fuel and cold spray techniques. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, Vol. 49, 2015.
9. Mrowec S.: New generation of nanocrystalline coating materiale resiatant to high temperature corrosion, High Temperature materiale and Processes, Vol. 22(1), 2003.
10. Mo Ch., Yoshikawa K., Song Z., Zhu S.: Development of Evaluation Method for Damage of Oxidation CoNiCrAlY Coating. Key Engineering Materials, Vol. 804, 2019.
11. Mercier D., Kaplin C., Goodall G., Kim G., Brochu M.: Parameters influencing the oxidation behavior of cryomilled CoNiCrAlY. Surface and Coatings Technology, Vol. 205, No. 7, 2010.

12. Saeidi S., Voisey K.T., McCartney D.G.: The effect of heat treatment on the oxidation behavior of HVOF and VPS CoNiCrAlY coatings. *Journal Thermal Spray Technology*, Vol. 18, No. 2, 2009.
13. Swadźba L.: Corrosion Damage and Regeneration of Aluminide Coatings on Aircraft Turbine blades, *Materials Science and Engineering*, A121, 1989.
14. Zhixin X. et al: Substructure formation mechanism and high temperature performance in CoNiCrAlY seal coating by laser melting deposition with inside-laser coaxial powder feeding. *Surface and Coatings Technology*, Vol. 367, 2019.

NANOSZENIE POWŁOKI OCHRONNEJ NA ŁOPATKĘ TURBINY SILNIKA TURBINOWEGO METODĄ NATRYSKIWANIA PLAZMOWEGO

1. Wprowadzenie

Maksymalna temperatura strumienia gazów na turbinie nowoczesnego lotniczego silnika turbinowego osiąga wartość 1200–1350°C. Jednymi z najbardziej narażonych na tę temperaturę części turbiny silnika są jej łopatki. Do wyrobu łopatek wykorzystuje się żarowytrzymałe stopy na osnowie niklu. Kompozycja żarowytrzymałych stopów niklu, determinująca ogół niezbędnych charakterystyk mechanicznych monokrystalicznych łopatek w warunkach eksploatacji, nie zapewnia wystarczającej trwałości łopatek na oddziaływanie strumienia agresywnych gazów [2-4]. W celu osiągnięcia wymaganej trwałości i wysokiej niezawodności turbiny silnika pióra łopatki trzeba pokrywać powłoką ochronną, gwarantującą ochronę przed utlenianiem w temperaturze 1200°C. Powłoka ochronna składa się zazwyczaj z wiążącej metalowej warstwy (na bazie żaroodpornych aluminidków albo stopów typu NiCrAlY), chroniącej powierzchnię łopatki przed utlenianiem i korozją, oraz zewnętrznej warstwy z niską przewodnością cieplną, zapewniającej ochronę termalną przed wysokotemperaturowym strumieniem agresywnych produktów spalania paliwa.

Warunki eksploatacji oraz warunki zasilania paliwem komory spalania przed turbiną powodują powstanie stref lokalnego przegrzania na powierzchni pióra łopatek. Przy przegrzaniu dochodzi do uszkodzenia żaroodpornych powłok ochronnych i degradacji struktury materiału łopatki. Praktyka eksploatacji łopatek z powłokami ochronnymi wskazuje, że w strefie przegrzania występuje: utlenianie ochronnego powłoki i jego dyfuzyjna interakcja z rodzimym metalem, rozpuszczanie i globularna koagulacja fazy γ' w stopie niklu, degradacja struktury ścianek łopatek, intensywny spadek zawartości aluminium, które odpowiada za żaroodporność. Sumarycznie, powyższe zjawiska ograniczają międzyremontowy ресурс łopatek i w wielu wypadkach powodują zniszczenie łopatki w eksploatacji wskutek wytworzenia i propagacji w niej ciepło-zmęczeniowych pęknięć. Powoduje to przedwczesne wycofywanie silników z eksploatacji i konieczność wykonania remontu.

Producenci silników lotniczych, np. Pratt & Whitney w USA i w Kanadzie, General Electric, Rolls Royce, MTU w Monachium i Hanowerze, SNECMA we Francji, Praxair, Lufthansa Technik w Hamburgu, AvioAero we Włoszech, AvioAero w Polsce, Sulzer

Metco (Oerlicon) w Holandii, posiadają własne zatwierdzone procesy technologiczne wytwarzania powłok ochronnych na łopatkach turbin [1, 5-7, 11-13]. Dobór powłoki ochronnej uzależniony jest od warunków eksploatacji silnika. Stosowane są różne metody wytwarzania powłok i całych systemów ochronnych dla określonego typu i konstrukcji łopatek. Największe zastosowanie znalazły powłoki aluminidkowe ze względu na szczególne właściwości powstających na powierzchni stopów niklu faz NiAl. W miarę rozwoju stopów konstrukcji łopatek rozwijane są zarówno typy powłok poprzez modyfikację powłoki aluminidkowej pierwiastkami takimi jak Cr, Pt, Y, jak również nowe typy powłok oznaczane $Me(Co)CrAlY$ ($M=Ni$ lub Co), których skład chemiczny dobiera się w zależności od warunków, w jakich miały być eksploatowane. W zakresie dyfuzyjnych powłok aluminidkowych szczególnie szerokie zastosowanie znalazły powłoki modyfikowane platyną. Powłoki aluminidkowe na łopatkach turbin wytwarzane są od wielu lat trzema metodami: w proszkach aktywowanych (*pack cementation*), np. CODEP (General Electric), metodą gazową, np. SVPA (Snecma Vapour Phase Aluminizing) bądź metodą CVD (Chemical Vapour Deposition) [8,10,14]. Każda z metod dyfuzyjnych ma zalety i wady. Najbardziej zaawansowana pod względem technologicznym jest metoda CVD, pozwalająca na wytwarzanie powłoki w kanałach chłodzących. Dyfuzyjne powłoki aluminidkowe modyfikowane platyną, wytwarzane metodą CVD stosowane są szeroko jako międzywarstwy pod powłokowe bariery cieplne wytwarzane metodą EB-PVD. W Polsce dwie firmy zagraniczne prowadzą procesy aluminiowania łopatek silników lotniczych metodą VPA (Vapour Phase Aluminizing). Wszystkie te procesy mają wspólne cechy polegające zwykle na chemicznym usuwaniu powłok dyfuzyjnych oraz hydrościernym usuwaniu produktów korozji oraz nanoszeniu powłok ceramicznych w przypadku powłokowych barier cieplnych [6,9]. Szczegóły tych technologii są jednak chronione, a koszt wykonania regeneracji bardzo wysoki. Istnieje bowiem szereg ograniczeń w zakresie metod kwalifikacji łopatek do regeneracji oraz nieniszczących metod oceny stanu powierzchni łopatek.

Tendencja do zwiększenia temperatury gazów, niejednokrotnie stosowanie zanieczyszczonego paliwa, dążenie do przedłużenia czasu eksploatacji, jak również konieczność zwiększania jakości remontu silnika, stanowi asumpt do opracowywania nowych technologii regeneracji powłoki ochronnej łopatek turbiny silnika. Należy tu uwypuklić fakt, że struktura i skład powłoki ochronnej zależy od podłoża, co oznacza, że powłoki muszą być dostosowane do danego stopu, z którego wykonana jest łopaska.

Istotą artykułu jest przedstawienie technologii regeneracji łopatki turbiny silnika turbinowego zwiększającej jej żaroodporność, termiczną izolację i odporność na erozję. Proponowana regeneracja łopatek polega na: usuwaniu powłoki ochronnej metodą strumieniowo-ścierną z następnym chemicznym rozpuszczaniem powłoki aluminidkowej w specjalnie dobranych roztworach, naniesieniu nowej żaroodpornej powłoki ochronnej typu $Me(Co)CrAlY$ na pióro łopatki metodami natryskiwania cieplnego plazmowego oraz jej aluminiowaniu dyfuzyjnym, przeprowadzeniu procesu obróbki cieplnej i mechanicznej łopatki z wytworzoną powłoką żaroodporną.

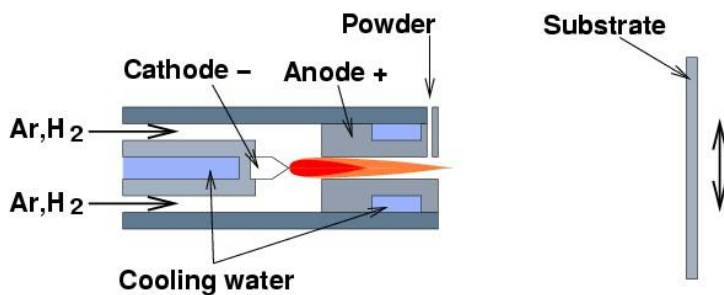
2. Technologia wytwarzania powłoki ochronnej typu MeCrAlY metodą natryskiwania cieplnego plazmowego

Powłoki ochronne typu MeCrAlY są to powłoki o adhezyjnym lub adhezyjno-dyfuzyjnym połączeniu z podłożem. Zaletą powłok MeCrAlY jest to, że istnieje możliwość zmiany w nich zawartości aluminium i chromu oraz wprowadzania innych pierwiastków, m.in. itru, krzemu oraz to, że ich właściwości nie zależą od składu chemicznego materiału łopatki. Ponadto powłoki te charakteryzują się niskim poziomem temperatury przejścia ze stanu kruchego w stan plastyczny (DBTT), wynoszącym 200–300°C. Obecność znacznej ilości Cr nadaje powłokom typu MeCrAlY doskonałą odporność na korozję w połączeniu z dobrą odpornością na utlenianie.

Żaroodporna powłoka ochronna na piórze łopatki turbiny ma strukturę dwuwarstwową. Składa się z warstwy Ni(Co)CrAlY i dyfuzyjnej warstwy typu NiAl. W pierwszym etapie wytworzona jest powłoka typu Ni(Co)CrAlY, a następnie dyfuzyjna powłoka typu NiAl. Po osadzeniu następuje obróbka cieplna w wysokiej temperaturze w próżni, aby umożliwić wzajemną dyfuzję, a zatem poprawić przyczepność.

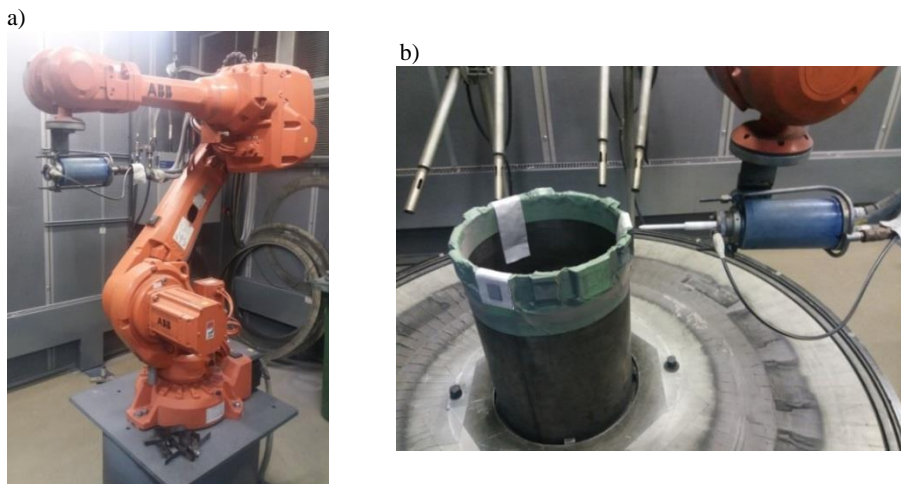
Jedną z metod nanoszenia powłok MeCrAlY jest natryskiwanie cieplne plazmowe (APS). Polega na stopieniu materiału zużywalnego (najczęściej proszku) i wyrzuceniu go na powierzchnię jako stopione cząstki. Po uderzeniu w podłoże stopiona cząstka spłaszcza się i zestala bardzo szybko. Schematyczną ilustrację palnika plazmowego przedstawiono na rys. 1.

Przyczepność powłoki ochronnej jest przede wszystkim mechaniczna. Z tego powodu natrykiwane powłoki MeCrAlY poddawane są obróbce cieplnej dyfuzyjnej w celu uzyskania dobrej przyczepności.



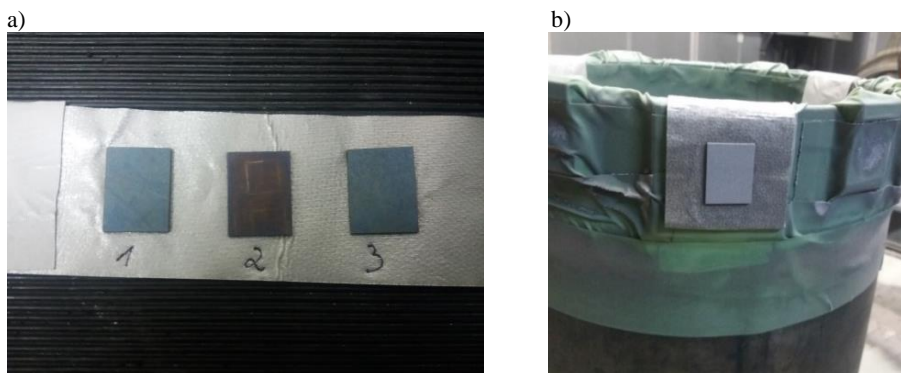
Rys. 1. Schematyczna ilustracja palnika plazmowego [4]

Próby technologiczne procesów wytwarzania powłok metodą natryskiwania plazmowego (APS) wykonywano na instalacji Sulzer Metco (rys. 2a) wyposażonej w pistolet F4-MB (rys. 2b). Do procesów technologicznych natrykiwana metodą plazmową APS używano próbek prostopadłościennych o wymiarach 20×20×2 mm wykonanych z nadstopu niklu (rys. 3a).



Rys. 2. Instalacja Sulzer Metco do wytwarzania powłok metodą APS (a) oraz pistolet F4-MB do natryskiwania metodą plazmową APS (b)

Powierzchnia próbek przed procesem natryskiwania była poddana procesowi przygotowania metodami obróbki strumieniowo-ścierniej. Próbki zamontowano na metalowej rurze za pomocą taśm (rys. 3b). Całość znajdowała się na obrotowym stole umożliwiającym prowadzenie procesu natryskiwania na kilku próbkach jednocześnie. Parametry procesu natryskiwania dla wytypowanych proszków AMDRY dobrane zostały na podstawie kart startowych producenta firmy Oerlikon Metco.



Rys. 3. Próbkę prostokątne do procesu obróbki strumieniowo ścierniej (a) oraz próbki podczas procesu natryskiwania cieplnego metodą APS

3. Dobór parametrów procesu natryskiwania plazmowego

Dla uzyskania założonej grubości i mikrostruktury powłoki ochronnej zmieniane były parametry procesu natryskiwania plazmowego (APS). Zmienianymi parametrami procesu natryskiwania były: odległość natryskiwania, ilość przepływu wodoru, ilość przepływu argonu oraz liczba przejść palnika.

Na podstawie przeprowadzonych badań próbek z powłokami ochronnymi wytworzonymi metodą plazmowego natryskiwania cieplnego APS w procesie natryskiwania proszkiem AMDRY 365-2 i AMDRY 962-1 określono zależności przyrostu grubości powłoki ochronnej na próbce od przepływu wodoru w procesie, odległości pistoletu od próbki oraz od liczby przejść palnika przez powierzchnię próbki. Wyniki przedstawiono w tab. 1.

Tabela 1

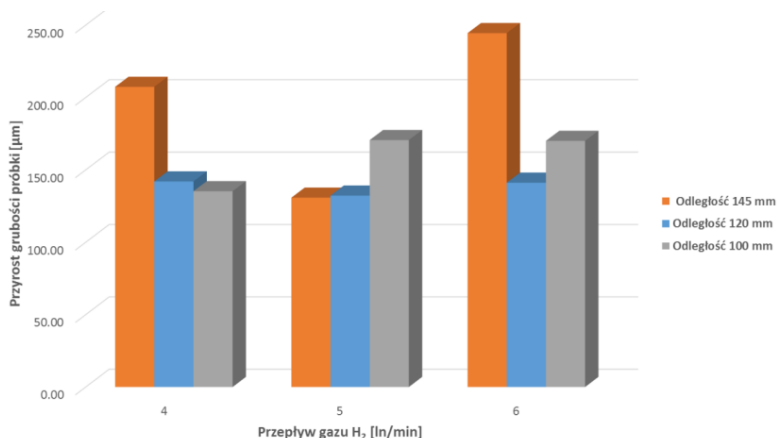
Parametry procesu natryskiwania proszkiem AMDRY 365-2 i AMDRY 962-1 metodą plazmowego natryskiwania cieplnego APS

Operacja	Materiał powłokowy	Odległość natryskiwania	Przepływ wodoru	Przepływ argonu	Grubość powłoki	Chropowatość
		[mm]	[dm ³ /min]	[dm ³ /min]	[μm]	[μm]
APS 1.1	AMDRY 365-2	145	5	65	130,78	10,7
APS 2.1		120	5	65	132,20	10,27
APS 3.1		100	5	65	170,56	10,34
APS 4.1		145	6	65	244,44	10,33
APS 5.1		120	6	65	141,11	10,26
APS 6.1		100	6	65	170,00	10,0
APS 7.1		145	4	65	207,33	11,43
APS 8.1		120	4	65	142,00	11,72
APS 9.1		100	4	65	135,22	12,40
APS 10.1		145	5	80	95,67	10,91
APS 11.1		120	5	80	74,44	10,75
APS 12.1		100	5	80	36,67	8,64
APS 13.1		120	14	65	130,44	9,24
APS 14.1		145	14	65	230,0	9,15
APS 2.1.1	AMDRY 962-1	145	14	65	243,3	12,2
APS 2.2.1		120	14	65	155,89	11,44
APS 2.4.1		145	12	65	244,44	12,34
APS 2.5.1		120	12	65	153,89	12,56
APS 2.7.1		145	10	65	208,00	13,09
APS 2.8.1		120	10	65	148,56	11,94
APS 2.10.1		145	14	80	186,56	13,39
APS 2.11.1		120	14	80	127,56	12,45

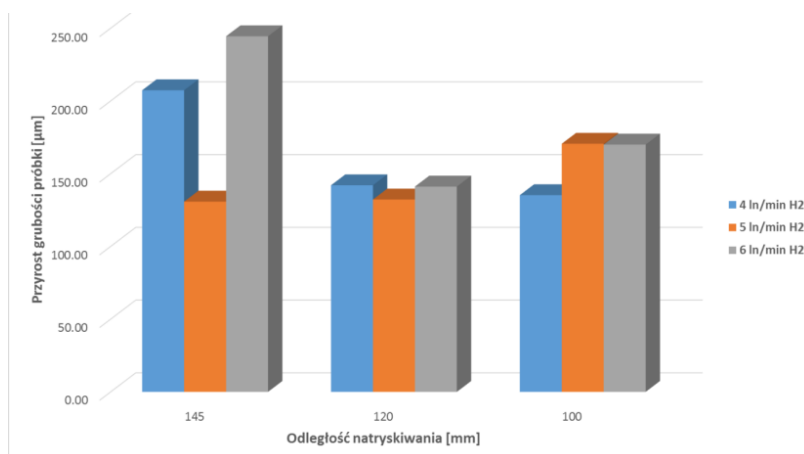
Wpływ ilości przepływu wodoru na przyrost grubości powłoki dla różnych odległości natryskiwania proszku AMDRY 365-2 przedstawiono na rys. 4, zaś wpływ odległości natryskiwania na przyrost grubości powłoki dla różnego przepływu wodoru na rys. 5.

Zestawienie grubości powłok otrzymanych przy wykorzystaniu 2, 4 oraz 6 przejść pistoletu plazmowego oraz przy przepływie wodoru 4, 5 i 6 dm³/min przedstawiono na rys. 6.

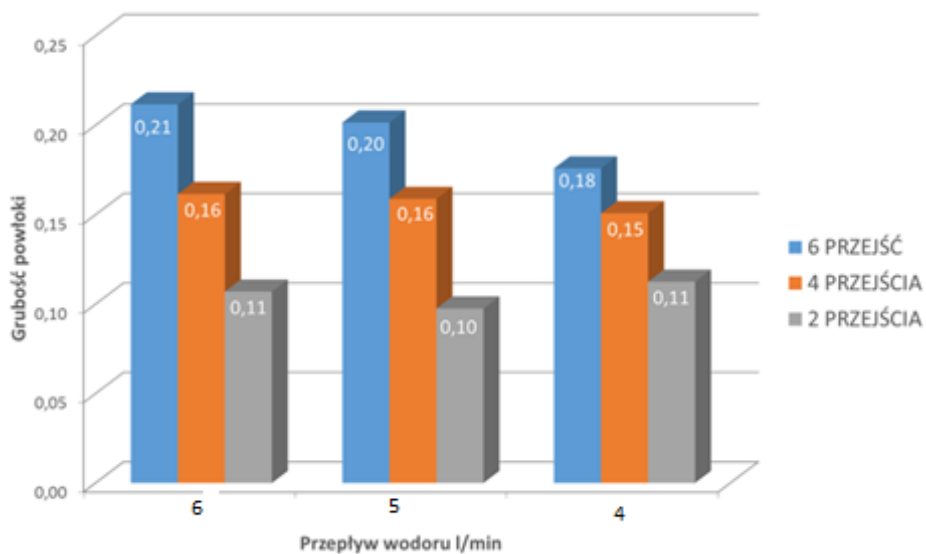
Wytworzone powłoki ochronne w procesach natryskiwania plazmowego poddano obróbce cieplnej w piecu próżniowym firmy Balzers, w temperaturze 950°C, przez 4 godziny, z prędkością nagrzewania 10°C/min. Procesy prowadzone były w atmosferze ochronnej argonu. Zestawienie wyników pomiarów grubości powłok natryskiwanych plazmowo w stanie wyjściowym oraz po obróbce cieplnej przedstawiono na rys. 7.



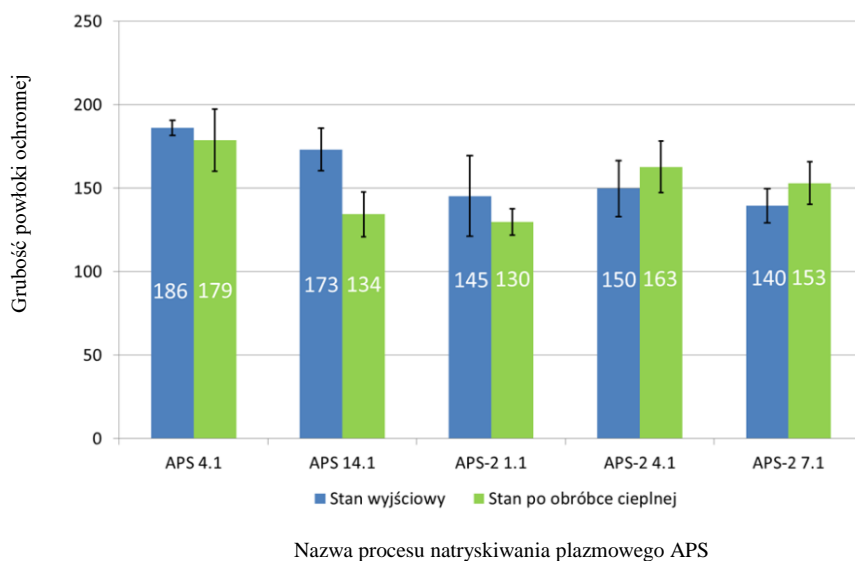
Rys. 4. Zależności ilości przepływu wodoru na przyrost grubości powłoki ochronnej dla różnych odległości natryskiwania proszku AMDRY



Rys. 5. Zależność odległości natryskiwania proszku AMDRY na przyrost grubości powłoki ochronnej dla różnego przepływu wodoru



Rys. 6. Zestawienie grubości powłok otrzymanych przy wykorzystaniu 2, 4 oraz 6 przejść pistoletu plazmowego oraz przepływie wodoru 14,16,18 dm³/min

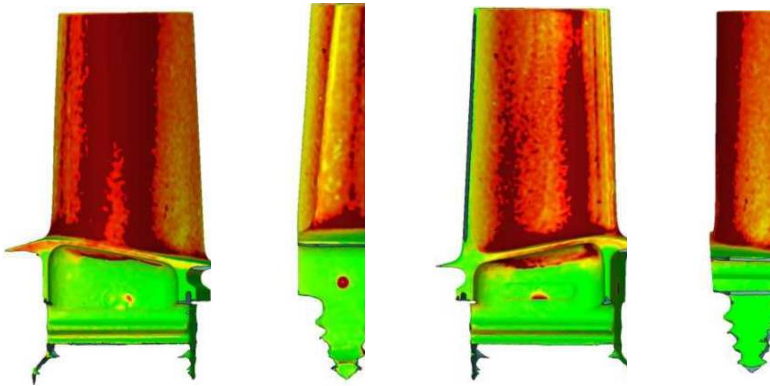


Rys. 7. Zestawienie wyników pomiarów grubości powłok ochronnych natrykiwanych plazmowo w stanie po procesie natryskiwania oraz po obróbce cieplnej

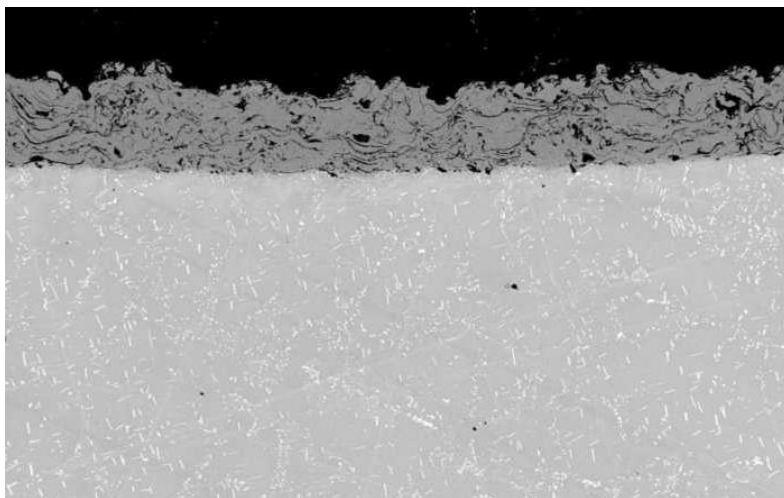
4. Podsumowanie

Możliwe jest wytwarzanie na łopatkę turbiny wysokiego ciśnienia silnika powłoki ochronnej typu Me(Co)CrAlY metodą plazmowego natryskiwania cieplnego APS o grubości do 240 μm . Zmieniając parametry natryskiwania, takie jak odległość natryskiwania, ilość wodoru w procesie, ilość argonu w procesie oraz liczba przejść pistoletu plazmowego, mamy możliwość kształtowania mikrostruktury powłoki ochronnej w szczególności grubości. Zwiększanie przepływu wodoru w procesie APS przy zachowaniu odległości natryskiwania i ilości argonu pozwala na uzyskanie powłoki o większej grubości. Zmiana ilości argonu przy zachowaniu odległości natryskiwania i ilości wodoru nie skutkuje znaczącymi zmianami grubości powłoki. Obróbka cieplna powłoki ochronnej nie skutkuje znaczącymi zmianami grubości powłoki ochronnej.

Grubość powłoki ochronnej wytworzonej metodą natryskiwania plazmowego (odległość 145 mm, przepływ wodoru 14 dm^3/min , przepływ argonu 65 dm^3/min) po obróbce cieplnej (temperatura 1050°C, czas 4 godziny, prędkość nagrzewania 10°C/min) i kulowaniu (ciśnienie 4 bary, ścierniwo: kulki szklane, granulacja: 230 mesh) przedstawiono na rys. 8, zaś jej strukturę na rys. 9.



Rys. 8. Grubość powłoki ochronnej wytworzonej metodą natryskiwania plazmowego po obróbce cieplnej i mechanicznej (kulowaniu)



Rys. 9. Struktura łopatki typ 940 nr 5A182A z wytworzoną powłoką typu NiCoCrAlYHfSi metodą natryskiwania plazmowego (APS)

Podziękowanie

Praca została wykonana w ramach projektu nr DOB-BIO8/04/01/2016 pt. „Powłoki o podwyższonej żaroodporności na łopatkach turbin wysokiego ciśnienia silników RD-33” finansowanego przez Narodowe Centrum Badań i Rozwoju.

5. Literatura

1. Anthony K.C., Goward G.W.: Aircraft Gas Turbine Blade and Vane Repair. Superalloys, ed.: S. Reichman D.N. Duhl, The Metallurgical Society, 1988.
2. Bogdan M., Błachnio J., Kułasza A., Derlatka M.: Assessing the Condition of Gas Turbine Rotor Blades with the Optoelectronic and Thermographic Methods. Metals – Open Access Metallurgy Journal, 8079, 2019.
3. Bogdan M., Błachnio J., Spychała J., Zasada D.: Assessment of usability of the exploited gas turbine blade heat resistant coatings. Engineering Failure Analysis, Vol. 105, 2019.
4. Chen W.J.: Degradation of a TBC with HVOF-CoNiCrAlY bond coat. Journal of Thermal Spray Technology, Vol. 23, No. 5, 2014.
5. Jalowiecka A., Naumenko D., Ernsberger M., Herzog R., Quadackers W.J.: Alumina formation and microstructural changes of aluminized CoNiCrAlY coating during high temperature exposure in the temperature range 925°C–1075°C. Materials at High Temperatures, Vol. 35, Issue 1-3, 2018.

6. Kumar D., Pandey K.N., Das D.K.: Thermal cyclic resistance behavior of Inconel 800 super alloy substrate with thermal barrier coatings by plasma spraying, *Material Today Proceedings*, Vol. 2, No. 4-5, 2015.
7. Kumar D., Pandey K.N., Das D.K.: Microstructure studies of air-plasma-spray-deposited CoNiCrAlY coatings before and after thermal cyclic loading for high-temperature application. *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*, Vol. 23, 2016.
8. Khanna A.S., Rathod W.S.: Development of CoNiCrAlY oxidation resistant hard coatings using high velocity oxy fuel and cold spray techniques. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, Vol. 49, 2015.
9. Mrowec S.: New generation of nanocrystalline coating materials resistant to high temperature corrosion, *High Temperature Materials and Processes*, Vol. 22(1), 2003.
10. Mo Ch., Yoshikawa K., Song Z., Zhu S.: Development of Evaluation Method for Damage of Oxidation CoNiCrAlY Coating. *Key Engineering Materials*, Vol. 804, 2019.
11. Mercier D., Kaplin C., Goodall G., Kim G., Brochu M.: Parameters influencing the oxidation behavior of cryomilled CoNiCrAlY. *Surface and Coatings Technology*, Vol. 205, No. 7, 2010.
12. Saeidi S., Voisey K.T., McCartney D.G.: The effect of heat treatment on the oxidation behavior of HVOF and VPS CoNiCrAlY coatings. *Journal Thermal Spray Technology*, Vol. 18, No. 2, 2009.
13. Swadźba L.: Corrosion Damage and Regeneration of Aluminide Coatings on Aircraft Turbine blades, *Materials Science and Engineering*, A121, 1989.
14. Zhixin X. et al: Substructure formation mechanism and high temperature performance in CoNiCrAlY seal coating by laser melting deposition with inside-laser coaxial powder feeding. *Surface and Coatings Technology*, Vol. 367, 2019.

