

# Badania porównawcze napawanych plazmowo warstw niklowych z węglnikami Ti i Cr

Plasma surfaced nickel layers with chromium and titanium carbides – comparative research

## Streszczenie

W artykule przedstawiono wyniki badań struktury kompozytowych powłok na osnowie stopu NiSi<sub>2</sub>B z dodatkiem węglników Ti i Cr, napawanych plazmowo z mieszaniny proszków na podłoża ze stali niskostopowej. Określono udział i rozmieszczenie fazy umacniającej w osnowie. Wykazano, iż odmienny charakter oddziaływania węglników Ti i Cr z ciekłym stopem Ni wpływa istotnie na proces formowania się napoin kompozytowych oraz na rozmieszczenie i udział cząstek fazy umacniającej w matrycy.

## Abstract

The results of structure investigation of composite layers based on NiSi<sub>2</sub>B alloy with Cr and Ti carbides dopands are presented in the article. The layers were previously deposited by plasma powder transferred arc welding method onto low alloy steel substrates. The content and distribution of strengthening phase particles in the layer's matrix were determined. It was proved that formation of composite overlays along with refractory particles distribution are significantly affected by Ti and Cr carbides interaction of different character with liquid nickel alloy.

## Wstęp

Napawanie plazmowe proszkowe PPTAW (*Plasma Powder Transferred Arc Welding*) należy do ważnych spawalniczych metod stosowanych w modyfikacji i regeneracji powierzchni części maszyn. W metodzie tej łuk plazmowy charakteryzuje się dużą koncentracją energii i wysoką temperaturą, co zapewnia nanoszenie powłoki z dużą prędkością przy stosunkowo niewielkim nadtopieniu materiału rodzimego, a krótki czas oddziaływania strumienia energii nie powoduje nadmiernych zmian w strefie wpływu ciepła podłoża [1÷3]. Do ważnych cech tej metody należy zaliczyć również możliwość otrzymywania napoin o różnym składzie chemicznym, w tym warstw o strukturze kompozytowej. Napoiny kompozytowe łączą w sobie właściwości odpornej na ścieranie i jednocześnie stosunkowo plastycznej osnowy oraz twardej ceramiki. Powłoki

kompozytowe otrzymywane są na ogół z proszków technikami napawania plazmowego, laserowego, przetapiania wiązką elektronów bądź natryskiwania termicznego [4, 5]. Powłoki kompozytowe uzyskane przez natryskiwanie nie mogą przenosić dużego obciążenia ściernego z powodu mechanicznego charakteru połączenia warstwy z materiałem podłoża oraz porowatości obecnej w tych warstwach. W warunkach eksploatacyjnych znacznie lepsze właściwości wykazują powłoki napawane, które są metalurgicznie związane z materiałem podłoża. Wykorzystanie do napawania warstw kompozytowych wysokoenergetycznych wiązek, tj. elektronowej i laserowej, może powodować rozpuszczanie twardych cząstek fazy umacniającej, co prowadzi do obniżenia właściwości tych powłok. Ponadto znaczny koszt urządzeń ogranicza przemysłowe zastosowanie napawania laserowego i wiązką elektronów. W związku z tym napawanie plazmowe proszkowe jest najczęściej stosowaną techniką otrzymywania powłok kompozytowych [1, 4, 6÷10].

Materiał osnowy stanowią z reguły stopy na bazie niklu, a uzyskane napoiny mają gładkie lico, wysoką twardość i dobrą odporność na zużycie ściernie

Dr inż. Mariusz Bober, prof. dr hab. inż. Jacek Senkara – Politechnika Warszawska.

[2, 11÷13]. Dla warunków dużego obciążenia ściernego właściwości tych powłok są podwyższane przez dodatek do osnowy cząstek fazy umacniającej, często w postaci węglików metali IVB-VIB grup układu okresowego pierwiastków, z uwagi na ich właściwości [14].

Na proces formowania się powłok kompozytowych oraz rozmieszczenie i udział cząstek fazy umacniającej w osnowie ma wpływ wiele czynników, a fundamentalnym z nich jest rodzaj i intensywność oddziaływania materiału cząstek z ciekłą osnową, którego miarą jest ich zwilżalność. Jeśli cząstki fazy umacniającej są dobrze zwilżalne ciekłą osnową, są wówczas zatrzymywane w ciekłym jeziorce, napoiny formują się poprawnie, a rozmieszczenie cząstek jest zbliżone do równomiernego. Gdy cząstki fazy umacniającej nie są bądź są słabo zwilżalne ciekłą osnową, następuje ich wypieranie z ciekłego jeziorca i nierównomierne rozmieszczenie, zwykle tylko w okolicy lica warstwy. Niedostateczna zwilżalność cząstek umocnienia cieczą metaliczną jest również przyczyną powstawania różnych niezgodności spawalniczych.

Dobra zwilżalność występuje dla układów osnowa – umocnienie charakteryzujących się występowaniem tego samego rodzaju wiązań chemicznego. Z analizy literatury wynika, że węgliki metali przejściowych IVB – VIB grupy układu okresowego pierwiastków mają wiązania mieszane, w których obok metalicznego występuje udział wiązań kowalencyjnych, a nawet jonowych, przy czym nie ma zgodności poglądów w kwestii ich ewentualnych udziałów [15, 16].

W artykule przedstawiono wyniki badań modelowych oddziaływania cieczy metalicznej – stopu Ni – z węglkami Ti i Cr w zestawieniu z analizą struktury w realnych napoinach kompozytowych z udziałem tych węglików.

## Przygotowanie próbek, materiały i urządzenia

Badania modelowe obejmowały przeprowadzenie testów rozplywności stopu na bazie Ni na podłożach z węglików Ti i Cr. Komercyjnie węgliki te występują w postaci proszków, natomiast do wymienionych badań niezbędne były lite, płaskie makroskopowe podłoża. Opracowano specjalną metodę wykonania warstw z węglików Ti i Cr na neutralnym podłożu. Na odpowiednio przygotowaną powierzchnię szlifowanych płytek Mo zostały naniesione powłoki węglików Ti i Cr metodą magnetronową. Kawałki materiału w formie cylindrów o jednakowych wymiarach i składzie podanym poniżej, odpowiadającym osnowie powłok kompozytowych do testów rozplywności, uzyskano wykonując wytop w indukcyjnym piecu próżniowym z czystych składników. Testy rozplywności wykonano przy zastosowaniu specjalnego urządzenia zaprojektowanego i wykonanego w Zakładzie Inżynierii Spajania Politechniki Warszawskiej. Pole rozplywu ciekłego stopu Ni na

**Tablica I.** Stałe parametry napawania plazmowego  
**Table. I.** Constant parameters of plasma surfacing

Parametr	Wartość
Natężenie prądu łuku wewnętrznego	40 A
Napięcie łuku plazmowego	25 V
Wydatek proszku	6 g/min
Prędkość napawania	50 mm/min
Wydatek gazu (argon): plazmotwórczego osłonowego transportującego	1,5 l/min 8 l/min 5 l/min
Amplituda oscylacji	8 mm
Prędkość ruchu oscylacyjnego	450 mm/min
Odległość plazmotronu od przedmiotu napawanego	15 mm
Średnica dyszy zwężającej	4 mm

podłożach węglkowych określano za pomocą programu do analizy obrazów metalograficznych AnalySIS.

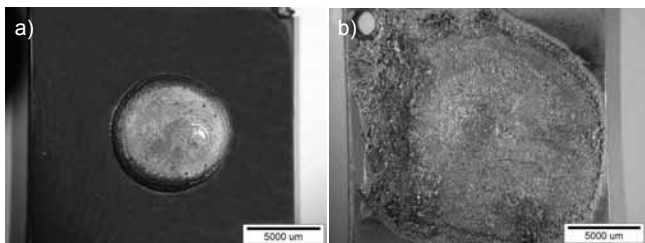
W ramach badań aplikacyjnych wykonano kompozytowe powłoki zawierające TiC lub  $Cr_3C_2$  na podłożach ze stali niskostopowej S355J0. Powłoki te uzyskano przez napawanie plazmowe odpowiednich mieszanin proszków. Osnowę mieszanin stanowił proszek na bazie niklu firmy Deloro Stellite GmbH o symbolu DA 22. Według atestu producenta skład tego proszku był następujący: 0,03% C, 2,4% Si, 1,4% B oraz 0,4% Fe, Ni – reszta. Ziarnistość zawiera się w przedziale 50÷150  $\mu m$ . Proszek osnowy mieszano z proszkami węgla tytanu lub węgla chromu o tej samej ziarnistości w stosunku objętościowym 60:40.

Proces napawania plazmowego prowadzono przy pomocy urządzenia PTA 301 Control M firmy Hettiger Stellite. Próby napawania wykonano dla zakresu natężenia prądu łuku głównego 60÷120 A. Pozostałe parametry procesu, ustalone na podstawie wcześniejszych badań, były stałe, przedstawiono je w tablicy I. Proces prowadzono bez podgrzewania wstępnego, a długość wszystkich ściegów wynosiła 60 mm.

Otrzymane próbki poddano badaniom makroskopowym i mikroskopowym. Badania makroskopowe polegały na obserwacji okiem nieuzbrojonym i przy niewielkim powiększeniu. Próbki do badań mikroskopowych, dla zapewnienia poprawności wnioskowania, pobrano z jednakowej odległości 20 mm od początku ściegu. Z uwagi na znaczną twardość powłok, cięcie materiału było wykonywane za pomocą wycinarki elektroerozyjnej. Zgłady metalograficzne przygotowano wg standardowej procedury w płaszczyźnie prostopadłej do osi napoiny. Do określenia rozmieszczenia i udziału fazy umacniającej zaadaptowano komputerowy program do analizy obrazów metalograficznych MultiScanBase.

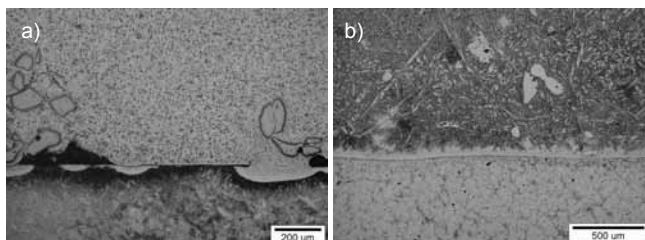
## Wyniki badań

Testy rozplywności stopu Ni na podłożach z węglików Ti i Cr prowadzono w atmosferze argonu o czystości 99,999%. Wykonano po dwie serie doświadczeń dla każdego układu węgl-osiowa, podnosząc



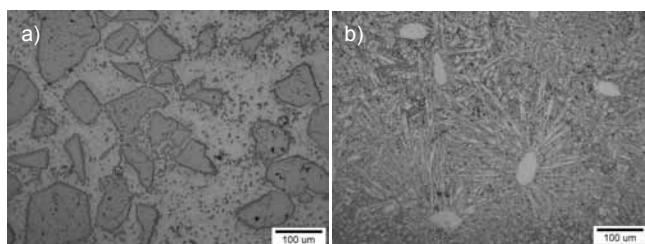
**Rys. 1.** Kropla stopu Ni na podłożu z węglika po teście rozplywności: a) TiC, b) Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>

**Fig. 1.** Liquid droplet of nickel alloy over carbide substrate after the spreading test: a) TiC, b) Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>



**Rys. 2.** Granica międzyfazowa podłoża – powłoka: a) widoczne przyklejenia powłoki umacniającej TiC (I = 80 A), b) ciągła linia wtopienia powłoki umacniającej Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> (I = 60 A)

**Fig. 2.** Substrate – overlay interface: a) incomplete wetting in the sample with TiC strengthening (I = 80 A); b) continuous fusion line in case of Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> strengthening (I = 60 A)



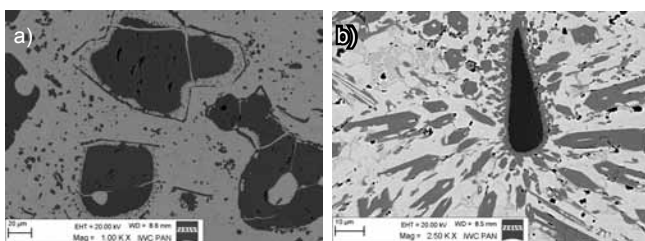
**Rys. 3.** Morfologia fazy umacniającej osnowę napoin z: a) TiC, b) Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>

**Fig. 3.** Strengthening phase particles' shapes and distributions: a) TiC, b) Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>

**Tablica II.** Pole powierzchni zajęte przez krople stopu Ni na podłożach węglkowych

**Table II.** Surface area of carbide substrate wetted by nickel alloy droplet

Rodzaj podłoża	TiC	Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>
Pole powierzchni, mm <sup>2</sup>	48,9	249,5
Temperatura zakończenia procesu, °C	1350	1310



**Rys. 4.** Mikrostruktura kompozytowej powłoki o osnowie stopu Ni umacnianej węglkami: a) TiC, b) Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>

**Fig. 4.** Microstructure of composite nickel alloy overlays strengthened by: a) TiC, b) Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>

stopniowo temperaturę podłoża. Na rysunku 1 pokazano widok z góry próbek po testach rozplywności, a w tablicy II wyniki pomiarów pola powierzchni rozplywu stopu Ni. Są to wartości średnie z dwóch niezależnych doświadczeń.

Otrzymane wyniki wskazują, że rozplywność stopu Ni na podłożu z TiC jest wyraźnie mniejsza niż na powierzchni Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>, pomimo wyższej temperatury zakończenia procesu.

W wyniku oględzin makroskopowych stwierdzono, iż otrzymane powłoki mają poprawny wygląd bez istotnych wad geometrycznych kształtu i pęknięć. Jedynie napoiny z dodatkiem TiC otrzymane przy małych wartościach natężenia prądu (60÷70A) charakteryzowały się nieregularnym kształtem lica.

Badania mikroskopowe w powłokach umacnianych TiC wykonanych przy małym natężeniu prądu, tj. 60, 70 i 80 A ujawniły niezgodności spawalnicze w postaci braku metalurgicznego połączenia warstwy z materiałem podłoża (rys. 2a). Powłoki kompozytowe umacniane Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> formowały się poprawnie w całym zakresie stosowanych parametrów (rys. 2b).

Badania mikroskopowe ujawniły różną morfologię węglików w osnowie napoin (rys. 3). W otrzymanych warstwach obserwowano różny kształt i wielkość cząstek umocnienia. Na rysunku 3a widoczne są duże, nieregularne cząstki TiC, a także znaczący udział drobnej frakcji tego węglika. Pojawienie się drobnych ziaren TiC w osnowie jest spowodowane rozpadem dużych ziaren umocnienia pod wpływem oddziaływania łuku plazmowego bądź na skutek ich reakcji z ciekłą osnową Ni. W napoinach umacnianych Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> obserwowano duże i nieregularne oraz mniejsze wydłużone cząstki fazy umacniającej (rys. 3b). Wydłużony kształt i usytuowanie sugerują krystalizację z przesyconego roztworu. Cząstki te tworzą charakterystyczne figury w kształcie gwiazdy.

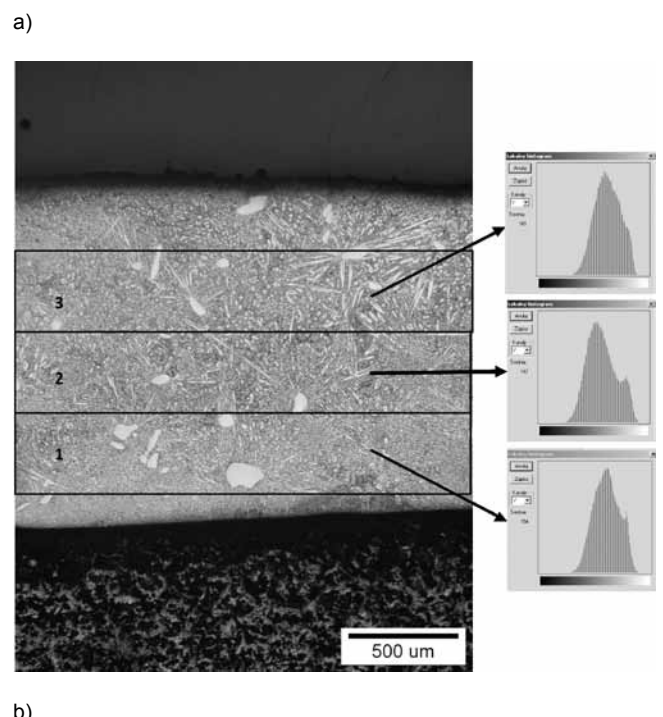
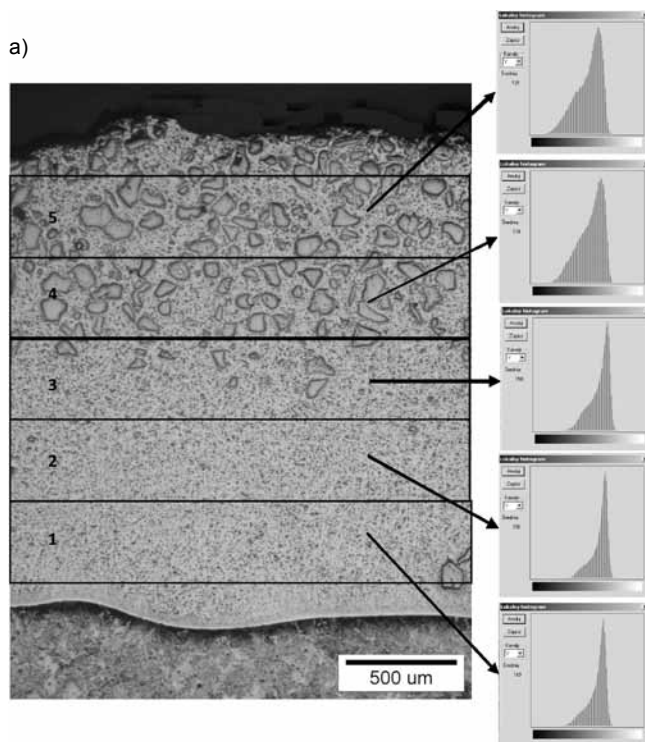
Mikrostruktury powłok kompozytowych przy większym powiększeniu pokazano na rysunku 4. W obu przypadkach granica międzyfazowa węglík-osnowa jest ciągła. W napoinach umacnianych TiC widoczna jest dezintegracja dużych cząstek węglika spowodowana penetracją ciekłej osnowy po granicach ziaren (rys. 4a). Obserwowano także dezintegrację warstwy powierzchniowej dużych cząstek TiC, wskutek której powstaje znaczna ilość drobnej frakcji węglika. Nie ujawniono natomiast warstwy przejściowej na granicy międzyfazowej TiC–osnowa. Inny charakter oddziaływania osnowy z fazą umacniającą obserwowano w napoinach umacnianych Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>. Na rysunku 4b widoczne są ciemne cząstki węglika na tle jasnej osnowy, a wokół nich sytuują się iglaste wydzielania ciemniejszej fazy, zorientowane prostopadle do powierzchni macierzystej węglika (rys. 4b). Na granicy międzyfazowej węglík-osnowa wyraźnie widać strefę przejściową.

Równomierne rozmieszczenie cząstek fazy umacniającej w osnowie warunkuje powtarzalne właściwości eksploatacyjne napoin. Podjęto próbę ilościowej charakterystyki tego rozmieszczenia, wykorzystując



różnicę intensywności kolorów ziaren węglików i osnowy napoin. Do tego celu zaadaptowano komputerowy program do analizy obrazów metalograficznych MultiScanBase. Badane obrazy mikroskopowe dzielono na równe obszary i dla każdego z nich wykonano histogram lokalny stopnia szarości oraz określano średnią jasność całego obrazu. Wobec znacznego kontrastu pomiędzy osnową i ziarnami węglików, rozkład jasności i średnia jasność obrazu mogą być miarą rozmieszczenia węglików w osnowie. W histogramie rzędna y pokazuje, ile jest obszarów o jasności wizualizowanej w postaci paska pod osią x. Na rysunkach 5 i 6 przedstawiono przykładowe wyniki obliczeń dla napoin umacnianych odpowiednio TiC i  $Cr_3C_2$ . Otrzymane wyniki wskazują, iż rozmieszczenie cząstek fazy umacniającej w osnowie różni się znacznie w poszczególnych próbkach.

W powłokach umacnianych TiC cząstki fazy umacniającej lokują się głównie w obszarze bliskim licu napoiny, natomiast przy linii wtopienia jest ich znacznie mniej. Wobec tego na histogramach lokalnych widoczna jest rosnąca ilość obszarów o ciemniejszej barwie od linii wtopienia w kierunku lica powłoki (rys. 5a), a średnia jasność badanych obszarów obrazu zmniejsza się w kierunku lica (rys. 5b). W napoinach kompozytowych z  $Cr_3C_2$  cząstki fazy umacniającej są jaśniejsze od osnowy, co oznacza że im większa jest ilość jasnych obszarów na histogramach lokalnych, tym udział węglików jest większy. W powłokach tych duże cząstki lokują się przy linii wtopienia, natomiast mniejsze występują przy licu warstwy, przy czym ich udział wzrasta (rys. 6a). W części środkowej napoiny dominują małe, jasne cząstki w kształcie igieł na tle ciemnej osnowy, toteż średnia jasność z tego obszaru jest najmniejsza (rys. 6b).

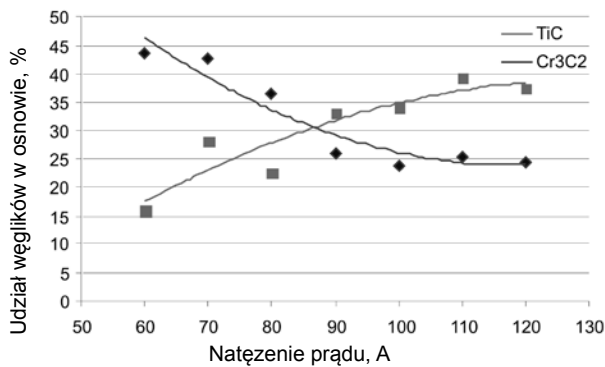


**Rys. 5.** Rozmieszczenie TiC w osnowie napoiny otrzymanej przy natężeniu prądu łuku plazmowego 90 A: a) histogramy rozkładu jasności punktów w zaznaczonych obszarach, b) średnia jasność obszarów funkcji odległości od linii wtopienia

**Fig. 5.** TiC particles distribution in the matrix in the overlay deposited by 90 A plasma arc current: a) bar charts of brightness in the marked areas; b) average brightness of areas as function of the distance from the fusion line

**Rys. 6.** Rozmieszczenie  $Cr_3C_2$  w osnowie napoiny otrzymanej przy natężeniu prądu łuku plazmowego 90 A: a) histogramy rozkładu jasności punktów w zaznaczonych obszarach, b) zmiana średniej jasności w funkcji odległości od linii wtopienia

**Fig. 6.**  $Cr_3C_2$  particles distribution in the overlay deposited by 90 A plasma arc current: a) brightness bar charts in the marked areas; b) average brightness of areas as function of the distance from the fusion line



**Rys. 7.** Udział objętościowy TiC i Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> w osnowie powłok kompozytowych w funkcji prądu napawania

**Fig. 7.** TiC and Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> volume content in the matrix of composite overlays versus plasma arc current

Obliczenia udziału objętościowego cząstek fazy umacniającej w powłokach kompozytowych wykonano, stosując również program MultiScanBase. Korzystając z zasady Cavalieriego – Hacquerta, analizę prowadzono na przekrojach poprzecznych. Do badań przygotowano zdjęcia mikrostruktur w formie binarnej, a obliczenia wykonano z całego pola powierzchni przekroju napoin. Otrzymane wyniki udziału fazy umacniającej w funkcji natężenia prądu napawania przedstawiono na rysunku 7.

Na podstawie uzyskanych wyników można ogólnie stwierdzić, iż udział objętościowy TiC zwiększa się wraz ze wzrostem natężenia prądu, natomiast Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> maleje.

## Dyskusja wyników badań

Na podstawie przeprowadzonych badań można stwierdzić, że różny charakter i intensywność oddziaływania TiC i Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> z osnową stopu Ni podczas procesu napawania plazmowego wpływa istotnie na formowanie się powłok kompozytowych, a następnie na rozmieszczenie i udział fazy umacniającej w osnowie. Istotną rolę odgrywają procesy oddziaływania międzyfazowego pomiędzy cieczą i fazą umacniającą, co dokumentują badania modelowe oraz aplikacyjne realnych napoin.

Badania modelowe wykazały, że rozplywność stopu na bazie Ni na podłożach Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> jest znacznie większa niż na TiC. Świadczy to także o lepszej zwilżalności Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> stopem Ni. Ponieważ lepsza zwilżalność wynika z większego udziału wiązań metalicznych w węglu, stąd wniosek, że udział wiązań metalicznych w węglach metali przejściowych zwiększa się w grupach od IVB do VIB.

Badania aplikacyjne potwierdzają odmienny charakter oddziaływania ciekłego stopu Ni z węglkami tytanu i chromu. Z badań tych wynika, że warunkiem

otrzymywania poprawnych napoin z udziałem TiC jest stosowanie odpowiednio wysokiego natężenia prądu napawania (≥ 90 A), natomiast powłoki z Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> formowały się poprawnie w całym zakresie stosowanych parametrów. Słabsza zwilżalność cząstek TiC ciekłą osnową negatywnie wpływa na proces formowania się powłok i jest przyczyną powstawania niezgodności spawalniczych (rys. 2a). Wzrost natężenia prądu podnosi temperaturę ciekłego jeziora oraz wydłuża czas kontaktu z ciekłą osnową, a to sprzyja lepszym zwilżaniu cząstek fazy umacniającej. Toteż poprawne powłoki uzyskuje się, stosując większą energię liniową procesu.

Analiza granicy międzyfazowej węglík-osnowa wykazała, iż w TiC zachodziła penetracja ciekłej osnowy po granicach ziarn i wskutek tego dezintegracja dużych aglomeratów węgliku na mniejsze cząstki (rys. 4a). Granica międzyfazowa węglík-osnowa jest ciągła bez wyraźnych stref przejściowych. W napoinach kompozytowych umacnianych Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> cząstki fazy umacniającej ulegały całkowitemu bądź częściowemu rozpuszczeniu i ponownie krystalizowały z przesyconego roztworu (rys. 4b). Wzdłuż ciągłej granicy międzyfazowej węglík-osnowa widoczna jest strefa przejściowa.

Charakter oraz intensywność oddziaływania węglików z ciekłą osnową jest podstawowym czynnikiem wpływającym na ich rozmieszczenie w napoinach kompozytowych. Gdy cząstki węglików są gorzej zwilżane, istnieje tendencja do wypierania ich z ciekłego jeziora, gdy zwilżalność jest dobra wówczas są utrzymywane w cieczy. Wyniki badań wykazują, że rozmieszczenie węglików tytanu i chromu w osnowie napoin istotnie się różni. Cząstki TiC mają tendencję do lokowania się przy licu powłoki a w napoinach z Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> duże cząstki lokują się przy linii wtopienia i strefie środkowej.

Wyniki obliczeń udziału objętościowego TiC i Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> w osnowie powłok kompozytowych wykazują wyraźne różnice. Wraz ze wzrostem natężenia prądu udział TiC w osnowie napoin zwiększa się, mimo większego rozcieńczenia powłoki materiałem podłoża i zwiększenia objętości ciekłego jeziora, podczas gdy w warstwach z Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> zależność ta jest odwrotna. Można to wyjaśnić słabszym oddziaływaniem TiC z ciekłym stopem Ni (gorszą zwilżalnością), co początkowo utrudnia wprowadzenie go do ciekłej osnowy. Wzrost natężenia prądu poprzez aktywację cieplną procesu zwilżania powoduje zatrzymywanie coraz większej ilości cząstek TiC w ciekłej osnowie, kompensując nawet wzrost jej objętości. Należy też pamiętać, iż węglík tytanu ma wyższą temperaturę topnienia i jest stabilniejszy termodynamicznie, a więc trwalszy w strumieniu plazmy, niż węglík chromu.

W powłokach kompozytowych z węglikiem chromu wzrost natężenia prądu skutkuje większym rozcieńczeniem napoiny materiałem podłoża oraz intensyfikuje proces rozpuszczania cząstek węgliku, toteż całkowity udział Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> zmniejsza się.

## Wnioski

Węgliki tytanu i chromu wykazują oddziaływanie z cieczą metaliczną na bazie Ni, przy czym intensywniejsze oddziaływanie, którego miarą może być rozpląwność, występuje w układzie  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ – stop Ni.

Metoda napawania plazmowego pozwala na otrzymywanie powłok kompozytowych o osnowie Ni umacnianych węglnikami Ti i Cr z mieszaniny proszków na podłożu ze stali S355J0.

Podczas napawania cząstki węglika tytanu ulegają dezintegracji w wyniku penetracji cieczy po granicach ziarn, przez co powstaje znaczna ilość drobnej frakcji. Natomiast w powłokach z udziałem węglika chromu cząstki fazy umacniającej mają tendencję do rozpuszczania się w ciekłej osnowie. Podczas chłodzenia krystalizują nowe fazy z przesyconego roztworu.

Na granicy międzyfazowej TiC–osnowa Ni nie tworzą się warstwy przejściowe, w odróżnieniu od jej granic z  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ .

W napoinach kompozytowych cząstki TiC mają tendencję do sytuowania się przy licu powłoki, natomiast rozmieszczenie  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  jest zbliżone do równomiernego.

Ze wzrostem natężenia prądu napawania udział objętościowy TiC w osnowie wzrasta pomimo większego nadtapiania materiału podłoża, w wyniku intensyfikacji oddziaływania z cieczą poprzez aktywację termiczną. Natomiast w powłokach z  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  udział cząstek fazy umacniającej zmniejsza się w miarę wzrostu energii liniowej, wskutek procesu ich rozpuszczania.

## Literatura

- [1] Liu Y. F., Xia Z. Y., Han J. M., Zhang G. L., Yang S. Z.: Microstructure and wear behavior of  $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$  reinforced composite coating produced by plasma transferred arc weld-surfacing process, *Surface & Coatings Technology*, 2006, No. 201, 863-867.
- [2] Ozel S., Kurt B., Somunkiran I., Orhan N.: Microstructural characteristic of NiTi coating on stainless steel by plasma transferred arc process, *Surface & Coatings Technology*, 2008, No. 202, 3633-3637.
- [3] Klimpel A.: *Technologie napawania i natryskiwania cieplnego*, Wyd. P. Śl., Gliwice 1999.
- [4] Huang Z., Hou Q., Wang P.: Microstructure and properties of  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  – modified nickel – based alloy coating deposited by plasma transferred arc process, *Surface & Coatings Technology*, 2008, No. 202, 2993-2999.
- [5] Deuis R.L., Yellup J.M., Subramanian C.: Metal-matrix composite coatings by PTA surfacing. *Composite Science & Technology*, 58, 1998, 299-309.
- [6] Liu Y. F., Han J. M., Li R. H., Li W. J., Xu X. Y., Wang J. H., Yang S. Z.: Microstructure and dry-sliding wear resistance of PTA cald  $(\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3/\gamma$  – Fe ceramal composite coating, *Applied Surface Science*, 2006, No. 252, 7539-7544.
- [7] Liu Y. F., Mu J. S., Xu X. Y., Yang S. Z.: Microstructure and dry-sliding wear properties of TiC-reinforced composite coating prepared by plasma-transferred arc weld-surfacing process, *Materials Science and Engineering A*, 2007, No 458, 366-370.
- [8] Aoh J. N., Jeng Y. R., Chu E. L., Wu L. T.: On the wear behavior of surface clad layers under high temperature, *Wear*, 1999, No 225 – 229, 1114-1122.
- [9] Kim H. J., Yoon B. H., Lee Ch. H.: Sliding wear performance in molten Zn–Al bath of cobalt-based overlayers produced by plasma-transferred arc weld-surfacing, *Wear*, 2003, No. 254, 408-414.
- [10] Deuis R.L., Subramanian C., Yellup J. M.: Abrasive wear of composite coatings in a saline sand slurry environment, *Wear*, 1997, No. 203-204, 119-128.
- [11] Hou Q. Y., He Y. Z., Zhang Q. A., Gao J. S.: Influence of molybdenum on the microstructure and wear resistance of nickel – based alloy coating obtained by plasma transferred arc process, *Materials and Design*, 2007, No. 28, 1982-1987.
- [12] Gurumoorthy K., Kamaraj M., Prasad Rao K., Sambasiva Rao A., Venugopal S.: Microstructural aspects of plasma transferred arc surfaced Ni-based hardfacing alloy, *Materials Science and Engineering A*, 2007, No. 456, 11-19.
- [13] Wu J. B. C., Redman J. E.: Hardfacing with Cobalt and Nickel Alloys, *Welding Journal*, 1994, September, 63-68.
- [14] Toth L. E.: *Transition Metal Carbides and Nitrides*, Academic Press, New York and London, 1971.
- [15] Wendler B.G.: Wykorzystanie reakcyjnej odrzdeniowej dyfuzji węgla w procesach uszlachetniania powierzchni. *Zesz. Nauk. PŁ Nr 873, Łódź*, 2001.
- [16] Oyama S. T.: *The chemistry of transition metal carbides and nitrides*, Balckie Academic & Professional, Chapman & Hall, London, 1996.