

Władysław Włosiński¹, Wiesława Olesińska², Andrzej Jagoda³
Instytut Technologii Materiałów Elektronicznych, ul. Wólczyńska 133, 01-919 Warszawa

SPAJANIE CERAMIKI SiC I KOMPOZYTÓW Al₂O₃-SiC Z METALAMI

Przedstawiono wyniki badań nad spajaniem ceramiki SiC i kompozytów korundowo-węglkowych, których powierzchnię aktywowano tytanem, chromem i miedzią. Tytan i chrom nakładano techniką sputteringu, miedź nakładano metodą elektrochemiczną. Badano mikrostrukturę wytworzonych warstw i złączy SiC-Mo i Al₂O₃-SiC/FeNi42 spajanych lutem CuMn12Ni3 i miedzią w atmosferze azotu oraz wytrzymałość mechaniczną. Badania złączy, w których powierzchnia ceramiki aktywowana była również chromem, nie wykazały defektów mechanicznych powstających w procesie spajania, powierzchnia ceramiki pokryta była ciągłą warstwą lutu. Analiza fazowa powierzchni złączonej wykonana metodą dyfrakcji rentgenowskiej wykazała obecność faz MeSiC. Wytrzymałość mechaniczna złączy lutowanych z ceramiką, której powierzchnia była modyfikowana warstwami Ti, Cr i Cu, jest wystarczająca dla aplikacji elektronicznych.

Słowa kluczowe: złącza ceramika-metal, spajanie SiC/Mo and Al₂O₃-SiC/FeNi42, warstwy barierowe

THE JOINING CERAMIC SiC AND COMPOSITE Al₂O₃-SiC TO METALS

The paper presents the results of studies on joining SiC ceramics and Al₂O₃-SiC with the ceramic surface being activated by titanium, chromium or copper. Titanium and chromium were deposited by the sputtering technique, and copper - by the electrochemical method. The microstructures of the SiC/Mo and Al₂O₃-SiC/FeNi42 joints brazed with the CuMn12Ni3 solder and copper in a nitrogen atmosphere were examined and the results discussed. The presented paper includes the results:

- diffraction pattern of sintered layers (Tab. 1, Fig. 1),
- microstructures of the joints SiC/Mo and Al₂O₃-SiC/FeNi42 (Figs. 3-5, 7),
- mechanical strength of the joints (Tab. 2, Fig. 6).

The joints, in which the ceramic surface was activated in addition with chromium, do not contain mechanical defects caused by the joining process, and the ceramic surface is covered with a continuous layer of the solder. A phase analysis of the interface surface identified a MeSiC phase. The lowest number of new phases was observed in the case of SiC ceramics with chromium and titanium layers. Besides TiC, Ti₃SiC₂ and Cr₂C phases were identified. The amount of the new dispersive phases is rising in the presence of manganese. High mechanical strength was obtained only for joints with the layers containing chromium and titanium. SiC/Mo and Al₂O₃-SiC/FeNi42 joints soldered by the layers with chromium and titanium have continuous and compact microstructures on all the length of the joint. There was obtained a barrier layer in the SiC ceramics (Fig. 2). The thickness of the barrier of Ti₃SiC₂ was about 1 μm. The ternary of Ti₃SiC₂ compound shows a combination of properties that is unparalleled among ceramic materials (Fig. 9). In the joining processes, it is advantageous when the interface formed on the ceramics contains high plasticity phases, since they enable relaxing the thermal stresses generated when joining the materials with greatly differing thermal properties. There were no new phases on the surface of composite ceramics. The surface with a chromium layer was wetted very well by the solder, which was similar to the behaviour of silicon nitride ceramics (Fig. 8). For electronic application the mechanical strength of the joints is sufficient.

Key words: ceramic coatings, joining SiC/Mo and Al₂O₃-SiC/FeNi42, active metal braze

WPROWADZENIE

Brak zwilżalności ceramiki przez ciekłe metale stanowi znaczną trudność przy spajaniu tych materiałów. Spajanie ceramik tlenkowych najczęściej wykonuje się przez fazy tlenkowe wprowadzone lub syntetyzowane w procesie wytwarzania. Zapewniają one zwilżalność ceramiki i w określonych warunkach fizykochemicznych zwilżają również metale. Fazy tlenkowe dodatkowo w wyniku reakcji mogą tworzyć struktury wbudowane w sieć krystalograficzną korundu (spinele). Ciągła i zwarta mikrostruktura warstw granicznych spajanych materiałów gwarantuje dobre właściwości złącza (próchnioszczelność, wytrzymałość mechaniczną, przewodzenie ciepła) [1].

Zwilżalność ceramiki przez ciekłe metale uzyskuje się w procesach reakcyjnych zachodzących podczas spajania. Jednak procesy te mogą powodować w warstwie granicznej dekompozycję składników podłoża. Zjawisko to jest niekorzystne szczególnie dla ceramik nietlenkowych: azotkowych, węglkowych. W tym przypadku problem spajania z metalami dotyczy nie tylko uzyskania zwilżalności ceramiki przez luty, ale również wiązania produktów dekompozycji składników podłoża. Zadanie ograniczania dekompozycji i wiązania produktów wytworzonych w wyniku tego procesu spełniają tzw. warstwy barierowe, powstające w procesie łączenia. Dla ceramiki z AlN warstwą barierową stanowi

¹ prof. dr hab. inż., ² dr inż., ³ mgr inż.

TiN, powstający podczas spajania aktywnego bądź wysokotemperaturowego spiekania warstw metalicznych zawierających Ti [1, 2]. Dla ceramiki SiC węglík tytanu TiC, zdaniem autorów [2, 3], nie stanowi warstwy barierowej, ponieważ nie zabezpiecza przed dyfuzją aktywnych produktów spajania do powierzchni ceramiki, tym samym nie chroni jej przed dalszą dekompozycją przez aktywne składniki stopów.

Poza tytanem, który jest szeroko stosowany w celu poprawy zwilżalności materiałów ceramicznych, również inne aktywne pierwiastki, m.in. B, Cr, Mn, V i Zr, dodane do metali korzystnie wpływają na zwilżalność ceramiki. Autorzy pracy [4] stwierdzili, że dodatek chromu do stopów Cu, Cu-Ni, Cu-Si i Cu-Ni-Si powoduje obniżenie kąta zwilżania przez te luty ceramiki z azotku krzemu. Chrom w ilości 7% wprowadzony do miedzi i do stopu CuNi10, wg [4], powoduje spadek kąta zwilżania w funkcji czasu do wartości 40°, na powierzchni ceramiki identyfikowano cienką warstwę Cr₂N. W przypadku stopu CuNi20Si5 dodatek 3% chromu obniżał kąt zwilżania do 20°, natomiast na ceramice identyfikowano fazę Cr₂Si. Wyniki tych badań są zgodne z diagramem fazowym układu Cu-Cr, z którego wynika, że maksymalna rozpuszczalność Cr w ciekłej miedzi w temperaturze 1323 K (1150°C) wynosi 1,5% wag. Poprawa zwilżalności ceramiki z Si₃N₄ przez ciekłe metale pozwala ograniczyć czas spajania reaktywnego, tym samym umożliwia ograniczenie procesu dekompozycji ceramiki.

W pracy badano wpływ tytanu i chromu na spajalność ceramiki SiC i kompozytu Al₂O₃-SiC z metalami z wykorzystaniem lutów wysokotemperaturowych.

WYKONANIE PRÓBEK DO BADAŃ

Badania wykonano na płytkach SiC i na płytkach z kompozytów ceramiki korundowej z SiC. Stosowano dwa rodzaje kompozytów: ceramika korundowa typu lukaloks L-30%SiC oraz ceramika korundowa z dodatkiem ZrO₂ K10-30%SiC. Na powierzchnie płytek nałożono techniką sputteringu warstwy tytanu i warstwy podwójne chromu i tytanu o grubości po 0,35 μm. Dodatkowo na powierzchnię tytanu nakładano warstwę miedzi metodą elektrochemiczną o grubości 2,5 μm. Badano zwilżalność tych warstw przez luty: Cu i CuMn10Ni2 po spajaniu w atmosferze azotu o zawartości tlenu 1,5 ppm. Złącza spajano ze stopem FeNi42 (kompozyty) i z molibdenem (SiC). Próby rozpląwności lutów Cu i CuMn12Ni3 oraz lutowanie złączy wykonano w piecu taśmowym BTU w atmosferze azotu.

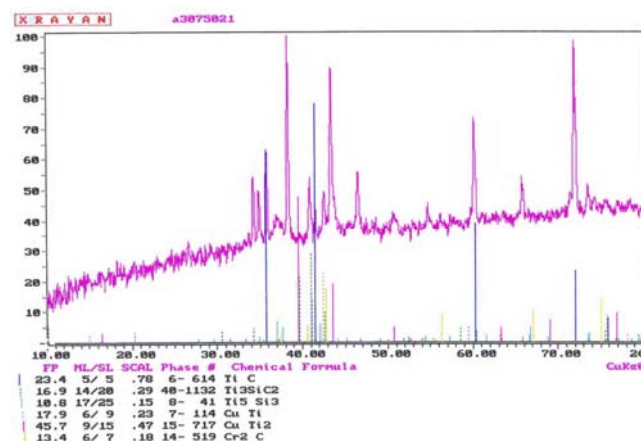
WYNIKI BADAŃ METODĄ DYFRAKCYJ RENTGENOWSKIEJ

Powierzchnie płytek z SiC i z kompozytu Al₂O₃-30%SiC z warstwami Ti,Cu; Cr,Ti i Cr,Ti,Cu po badaniu rozpląwności lutów: Cu i CuMn12Ni3 badano metodą dyfrakcji rentgenowskiej. Badanie wykonano na dyfraktometrze rentgenowskim PW 1840 f-my Philips. Wyniki badań przedstawiono w tabeli 1 i na rysunku 1.

TABELA 1. Wyniki badań identyfikacyjnych
TABLE 1. X-ray examination results

| Ceramika | Warstwa | Lut | Wyniki badań |
|------------|----------|----------|--|
| SiC | Ti,Cu | Cu,Mn,Ni | C,TiSi, TiSi ₂ , TiC, NiTi, Ni ₄ Ti ₃ , Cu ₄ Si, Cu ₃ Ti, Ti ₂ Cu ₃ , CuNi ₂ Ti, NiTiSi, TiSi ₂ , MnTi, Mn ₅ Ti, Mn ₅ Si ₂ |
| SiC | Cr,Ti | Cu | C,TiC, Ti ₃ SiC ₂ , Ti ₅ Si ₃ , CuTi, CuTi ₂ , Cr ₂ C |
| SiC | Cr,Ti,Cu | Cu,Mn,Ni | C,TiSi, TiSi ₂ , Ti ₃ SiC ₂ , Ti ₅ Si ₃ , TiC, Cr ₂ C, Cu ₄ Si, Cu ₃ Ti, Cu ₄ Ti, CuTi ₃ , CuNi ₂ Ti, NiTiSi, NiTi, MnTi, Mn ₅ Ti, Mn ₅ Si ₂ , Mn ₅ SiC, CrSi ₂ , Mn ₆ Si |
| K10-30%SiC | Ti,Cu | Cu,Mn,Ni | Na powierzchni identyfikowana tylko miedź |
| L-30%SiC | Cr,Ti,Cu | Cu,Mn,Ni | Jak wyżej |

Najmniejszą ilość nowych faz zarejestrowano dla SiC z warstwami Cr,Ti, na których stopiono miedź. Na powierzchni płytek kompozytowych zawierających 30%SiC (reszta Al₂O₃) nie zidentyfikowano żadnych nowych faz.



Rys. 1. Dyfraktogram z powierzchni SiC/Cr,Ti po stopieniu Cu

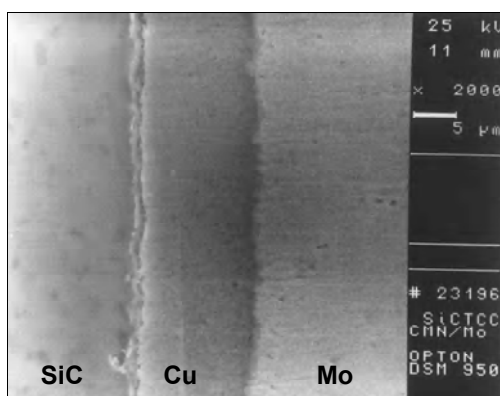
Fig. 1. Diffraction pattern of surface SiC/Cr,Ti after sintering Cu

Wolny węgiel zidentyfikowano na wszystkich badanych próbkach. Najwyższą intensywność miały piki grafitu na tych próbkach SiC, na których w preparowanych warstwach nie było chromu (intensywność 20 do 40), nieco mniejszą intensywność (15 do 35) zarejestrowano dla warstw Cr,Ti ze stopioną miedzią, a najniższą intensywność (5 do 10) na próbkach z warstwami

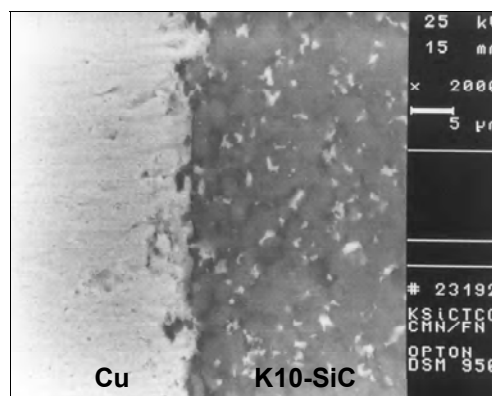
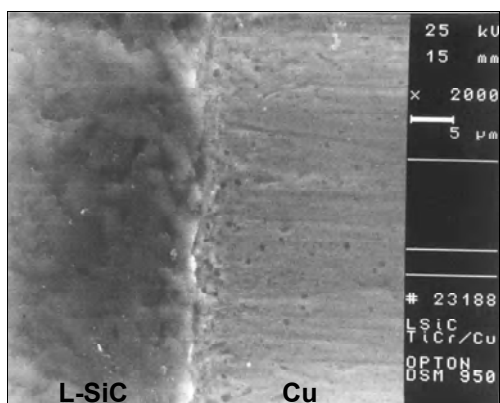
Cr, Ti, Cu i stopionym lutem CuMnNi. Na płytkach zawierających Cr zidentyfikowano fazę Ti₃SiC₂. W próbkach lutowanych stopem zawierającym mangan zidentyfikowano również fazę Mn₅SiC, obecność Mn znacznie zwiększa reaktywność ciekłego stopu.

WYNIKI BADAŃ MIKROSTRUKTURY ZŁĄCZY SiC/Mo I K-SiC/FeNi42

Mikrostrukturę przekroju poprzecznego złącza SiC/Mo przedstawiono na rysunku 2. Na powierzchni SiC nakładano warstwy: Cr, Ti, Cu, płytki z molibdenu lutowano stopem CuMn12Ni3. Temperatura spajania złącza w atmosferze azotu wynosiła 1393 K (1120°C). Złącze ma spójną strukturę warstwową, zarówno od strony ceramiki, jak i molibdenu. Na powierzchni SiC widoczna jest warstwa nowych wydzieleni fazowych o grubości ok. 1 μm.



Rys. 2. Mikrostruktura złącza: SiC/Mo lutowanych Cu, SEM
Fig. 2. Microstructure of joints SiC/Mo brased using Cu solder, SEM



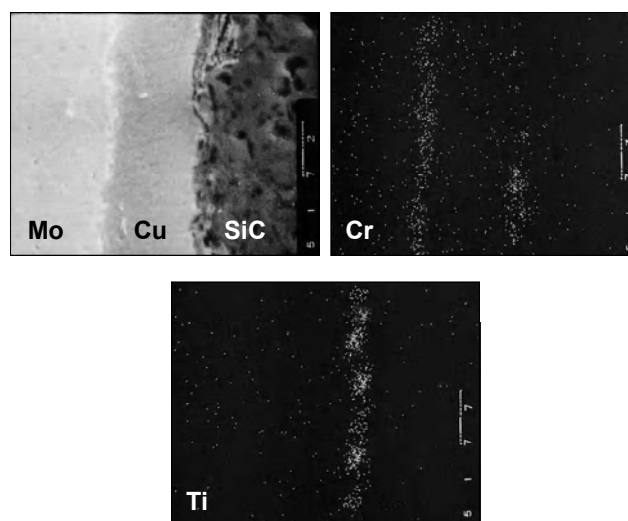
Rys. 3. Mikrostruktura złącza stop FeNi42 - kompozyt korundowo-węglkowy: a) kompozyt L-30%SiC-lut Cu, b) kompozyt K10-SiC-lut Cu, SEM

Fig. 3. Microstructure of composite joints: a) L-30%SiC/FeNi42 brased using the Cu solder, b) K10-SiC/FeNi42 brased using the Cu solder, SEM

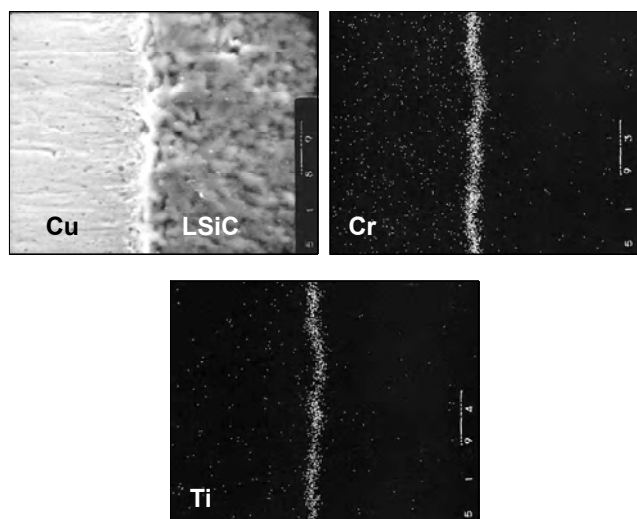
Mikrostrukturę złącza kompozyt Al₂O₃-SiC przedstawiono na rysunku 3.

W przypadku materiałów kompozytowych nie stwierdzono powstawania warstwy barierowej na ceramice.

Mapy rozkładów powierzchniowych wykonane z wykorzystaniem sondy elektronowej dla obu rodzajów ceramiki przedstawiono na rysunkach 4 i 5.



Rys. 4. Mapy rozkładów chromu i tytanu w złączu SiC/Mo, SEI
Fig. 4. Maps of the Cr and Ti surface distributions in joint SiC/Mo, SEI



Rys. 5. Mapy rozkładów Cr i Ti na powierzchni materiału kompozytowego ceramika korundowa typu L-30%SiC po stopieniu miedzi, SEI

Fig. 5. Surface distribution Cr and Ti in the layer: composite L-30%SiC-Cu

Chrom w złączu obecny był na powierzchniach lutu - na granicy z ceramiką i od strony molibdenu, natomiast tytan zidentyfikowano tylko na powierzchni ceramiki.

BADANIE WYTRZYMAŁOŚCI NA ŚCINANIE ZŁĄCZY

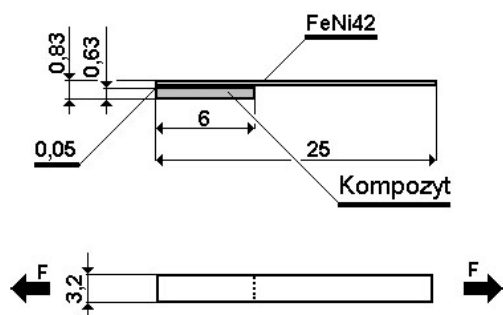
Lutowano złącza jak na rysunku 6:

- SiC/warstwy Cr,Ti,Cu/lut Cu lub CuMnNi płytki z Mo,
- kompozyt K10-SiC lub L-SiC/warstwy Cr,Ti/lut Cu lub CuMnNi/stop FeNi42.

Lutowanie wykonano w piecu tunelowym BTU w atmosferze azotu. Temperatura lutowania wynosiła 1393 K (1120°C).

Badania wytrzymałości mechanicznej na ścinanie wykonano na maszynie wytrzymałościowej FP-100 Heckert, szybkość obciążania wynosiła 3 mm/min.

Wyniki badań (średnie z trzech próbek po odrzuceniu dwóch skrajnych wartości) przedstawiono w tabeli 2.



Rys. 6. Próbkę do badań wytrzymałości

Fig. 6. Samples used for shear test

TABELA 2. Wyniki badań wytrzymałości na ścinanie złączy
TABLE 2. Results of the mechanical strength

| Ceramika/warstwa met. | Lut | Wytrzymałość na ścinanie kG/cm ² | Uwagi |
|-----------------------|------------|---|---|
| K10-30%SiC/Ti,Cu | CuMn12 Ni3 | 146 | Złącze zerwane na powierzchni ceramiki, duże ilości węgla |
| L-30%SiC/Ti,Cu | Cu | 120 | Jak wyżej |
| K10-30%SiC/Cr,Ti,Cu | CuMn12 Ni3 | Pow. 253 | Zerwany pasek FeNi |
| L-30%SiC/Cr,Ti,Cu | Cu | Pow. 160 | Złącze zerwane na powierzchni ceramiki |
| K10/Cr,Ti,Cu | Cu | Pow. 280 | Jak wyżej |
| SiC/Cr,Ti | Cu | Pow. 300 | Jak wyżej |

Obserwuje się zależność wytrzymałości mechanicznej od rodzaju ceramiki (ceramika tlenkowa K10, kompozyt korundowy K10-SiC lub L-SiC), od sposobu przygotowania jej powierzchni oraz od rodzaju lutu.

Najwyższą wytrzymałość miały złącza z ceramiki K10 bez dodatku SiC, nieco niższą złącza ceramiki kompozytowej K10 z dodatkiem 30%SiC, której powierzchnie modyfikowano tytanem i chromem. Zniszczeniu ulegał przylutowany pasek ze stopu FeNi42.

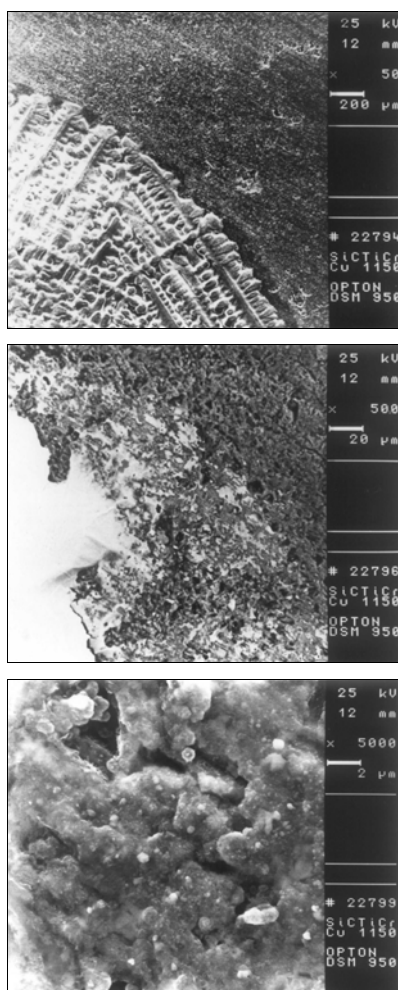
Zdecydowanie niższą wytrzymałość miały złącza lutowane z ceramiką, na którą nałożono warstwy Ti i Ti,Cu oraz złącza kompozytu L-30%SiC. Złącza zrywały się na granicy z ceramiką, na powierzchni ceramiki obecne były duże ilości wolnego węgla.

Złącza SiC, warstwy Cr,Ti lutowane miedzią i stopem CuMn12Ni3 z molibdenem przy odrywaniu ulegają zniszczeniu przez ceramikę w dużej odległości od powierzchni spajania.

Podobnie jak w przypadku ceramik kompozytowych nie można było oznaczyć ich wytrzymałości na ścinanie przyjętą metodą stosowaną do oceny złączy ceramika-metal do aplikacji elektronicznych.

DYSKUSJA WYNIKÓW

Wykonano porównawcze badania spajania materiałów kompozytowych Al₂O₃-SiC i ceramiki SiC. W celu uzyskania zwilżalności powierzchni badanych ceramik przez luty wysokotemperaturowe Cu, CuMn12Ni3 na powierzchnie badanych materiałów nakładano techniką sputteringu warstwy Ti i Cr,Ti. Grubość warstw wynosiła ok. 0,35 μm. W atmosferze azotu na tak przygotowanej powierzchni luty Cu i CuMn12Ni3 topiły się w półkulę, na powierzchni widoczne były nieznaczne zmiany spowodowane rozplywaniem się lutu (rys. 8).

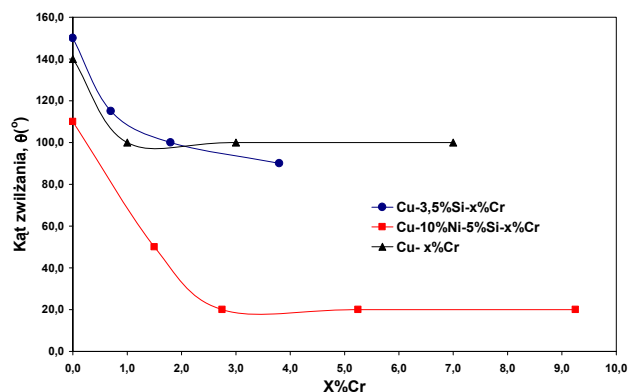


Rys. 7. Mikrostruktura stopionej miedzi na powierzchni SiC/Cr,Ti, SEM
Fig. 7. Microstructure of the copper layer sintered on SiC/Cr,Ti, SEM

Aby poprawić rozpląwność lutów w atmosferze azotu (zawartość tlenu 1,5 ppm), na powierzchnie płytek z warstwami Ti i Cr,Ti nałożono metodą galwaniczną warstwę miedzi. Na warstwach Ti,Cu wykonanych na ceramice SiC i kompozytach lut CuMn12Ni3 rozpląwał się po całej powierzchni, ale stopiona warstwa metaliczna łatwo oddzielała się od podłoża. Na powierzchni ceramiki widoczne były różnorodne wydzielenia fazowe i wolny grafit.

Warstwy Cr,Ti,Cu były bardzo dobrze zwilżane przez Cu i CuMn12Ni3 (lut rozpląwał się po całej powierzchni), warstwy metaliczne były spójne z podłożem, a złącza materiałów kompozytowych ze stopem FeNi42 i złącza SiC z Mo lutowane miedzią i lutem CuMn12Ni3 miały bardzo wysoką wytrzymałość mechaniczną.

W literaturze nie ma szczegółowych danych dotyczących zwilżalności ceramiki z SiC przez luty. Opisana jest zwilżalność ceramiki z azotku krzemu, zależność kąta zwilżania tej ceramiki przez luty w zależności od ilości chromu przedstawiono na rysunku 8 [5].



Rys. 8. Wpływ dodatku chromu na kąt zwilżania ceramiki z azotku krzemu

Fig. 8. Experimental contact angle θ values of Cu-Ni-Si alloys on Si₃N₄ as a function of x%Cr

Powierzchnię SiC i materiałów kompozytowych z nałożonymi warstwami po stopieniu lutów poddano badaniom mikrostrukturalnym i identyfikacyjnym.

Najmniejszą ilość wydzieleni fazowych zaobserwowano dla warstw Cr,Ti po stopieniu Cu. We wszystkich warstwach stwierdzono obecność grafitu w ilościach większych niż w próbkach wyjściowych oraz TiC, a w warstwach zawierających chrom: Cr₂C, Ti₃SiC₂ oraz Mn₅SiC. Stwierdzono również różnice intensywności wolnego węgla w zależności od składu warstwy metalicznej. Najwyższą intensywność miały piki grafitu na tych próbkach SiC, na których w preparowanych warstwach nie było chromu (20 do 40), nieco mniejszą intensywność (15 do 35) zarejestrowano dla warstw Ti,Cr ze stopioną miedzią, a najniższą intensywność (5 do 10) na próbkach z warstwami Ti,Cr,Cu ze stopionym lutem CuMn12Ni3. Intensywność pików TiC i Ti₃SiC₂ we wszystkich próbkach była zbliżona. W warstwach zawierających mangan występują dwa związki z węglikiem krzemu Ti₃SiC₂ i Mn₅SiC.

Nie uzyskano czytelnych dyfraktogramów dla materiałów kompozytowych Al₂O₃-30%SiC. W tym przypadku zarejestrowano jedynie przesunięte piki miedzi.

W warstwach niezawierających chromu wytworzony węgiel tytanu nie zabezpieczał przed dekompozycją ceramiki z SiC, po stopieniu lutów na powierzchni obserwuje się znaczne ilości wolnego węgla. Podobne zjawisko zauważyli autorzy pracy [2], zidentyfikowana przez nich warstwa TiC wytworzona w procesie aktywnego lutowania stopem CuTi5 w próżni nie ograniczała dyfuzji miedzi do powierzchni SiC i nie zabezpieczała powierzchni ceramiki przed dalszą dekompozycją.

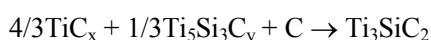
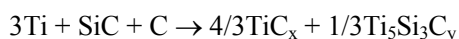
Mapy rozkładów powierzchniowych pierwiastków potwierdziły, że poprawa zwilżalności ceramiki przez stopy metaliczne zawierające chrom związana jest, jak podają autorzy [5], z segregacją skupisk niestechiometrycznych związków Cr na granicy fazy stałej i ciekłej. W przypadku badanych złączy stwierdzono niezależnie

od rodzaju ceramiki określoną segregacją chromu i tytanu: chrom gromadził się na powierzchni lutu (rys. 4), natomiast tytan tylko na powierzchni ceramiki.

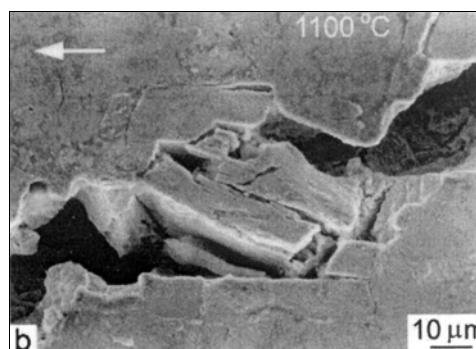
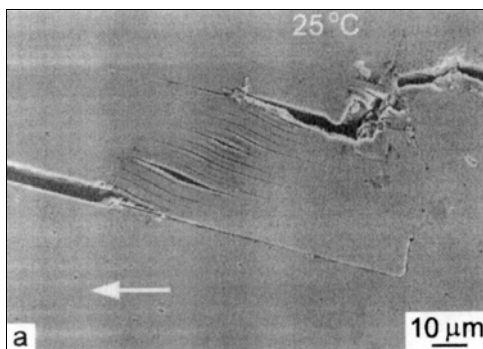
W stopionych na płytkach SiC warstwach metalicznych zawierających chrom i lut z manganem metodą dyfrakcji rentgenowskiej stwierdzono występowanie faz Ti_3SiC_2 oraz Mn_5SiC . Przyczepność warstw metalicznych zawierających te fazy była wysoka, wysoka była również wytrzymałość mechaniczna spajanych z nimi złączy. Z dyfraktogramów wynika, że w obecności Mn w stopie metalicznym ilość wolnego węgla na badanej powierzchni jest najniższa.

Należy przypuszczać, że fazy Me-SiC odgrywają decydującą rolę przy spajaniu ceramiki SiC z metalami. Otrzymane wyniki są zgodne z badaniami autorów [5, 6] nad układami Me-Si-C i Me-Si-N. W pracy [5] podczas dyfuzyjnego spajania wysokociśnieniowego ceramiki SiC-SiC przez warstwę Ti w temperaturze $1523 \div 1723$ K ($1250 \div 1500^\circ\text{C}$) przy ciśnieniu 30 MPa uzyskano ciągłą warstwę składającą się w 90% z Ti_3SiC_2 i TiC_{1-x} , Ti_5Si_3 i $TiSi_2$.

Warunki syntezy związku Ti_3SiC_2 w układzie trójskładnikowym Ti,Si,C badali również autorzy [6, 7], prawdopodobny przebieg reakcji w atmosferze argonu autorzy pracy [7] opisali równaniami:



Wykonane badania fazowe wykazały, że synteza Ti_3SiC_2 przebiega w obecności TiC, Ti_5Si_3 i grafitu. Tym można tłumaczyć zmniejszenie ilości C w warstwach zawierających Mn, w warstwach tych ilość faz Me-Si-C jest największa. W warstwie granicznej obecny jest również $TiSi_2$, zdaniem autorów [5] faza ta jest krucha. Węgliokrzemek tytanu ma bardzo dobre właściwości plastyczne: moduł elastyczności ok. 320 MPa, K_C powyżej $8 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$, gęstość ok. $4,5 \text{ g/cm}^3$, twardość ok. 4 GPa [8], spełnia zatem nie tylko rolę warstwy barierowej, ale również może przenosić naprężenia termiczne towarzyszące procesowi spajania z metalami.



Rys. 9. Charakter propagowanych pęknięć w warstwie Ti_3SiC_2 w temperaturze 25 i 1100°C wg [8], SEM

Fig. 9. SEM images of the profiles of fatigue cracks propagating at: a) 25°C and b) 1100°C in the coarse-grained Ti_3SiC_2 microstructure [8]

Związek ten posiada również bardzo wysoką odporność na szoki termiczne oraz jest odporny na utlenianie. Te właściwości również podwyższają jakość złączy z metalem.

W stosowanych warunkach spajania (niskie ciśnienie, atmosfera azotu) na ceramice z węglika krzemu

powstaje warstwa barierowa Ti_3SiC_2 zwilżana przez luty wysokotemperaturowe. Zabezpiecza ona warstwę wierzchnią ceramiki SiC przed dalszą dekompozycją aktywnymi składnikami lutów oraz ułatwia relaksację naprężeń własnych termicznych generowanych w procesie spajania.

LITERATURA

- [1] Włosiński W., Olesińska W., Properties of AlN-metal joints depending on the chemical composition of interlayers, *Advances in manufacturing science and technology*, Polish Academy of Sciences 2002, 26, 1.
- [2] Tillman W., Lugscheider E., Xu R., Indacochea J.E., Kinetic and microstructural aspects of the reaction layer at ceramic/metal braze joints, *J. Mater. Sci.* 1996, 31, 45-452.
- [3] Jian-Guo Li, Wetting of Ceramic Materials by Liquid Silico, Aluminium and Metallic Melts Containing Titanium and other Reactive Elements: A Review, *Ceramics International* 1994, 20, 391-412.
- [4] Gottseling B., Gyarmati E., Naoumidis A., Nickel H., Joining of ceramics Demonstrated by the Example of SiC/Ti, *J. Euro-pen Ceram. Soc.* 1990, 6, 153-160.
- [5] Xiao P., Derby B., The wetting of silicon nitride by chromium-containing alloys, *J. Mater. Sci.* 1995, 30, 5915-5922.
- [6] Park C.S., Zheng F., Salamone S., Bordia R.K., Processing of composites in the Ti-Si-C system, *J. Mater. Sci.* 2001, 38, 3313-3322.
- [7] Wu E., Kisi E.H., Kennedy S.J., Studer A.J., In situ neutron powder diffraction study of Ti_3SiC_2 synthesis, *J. Am. Ceram. Soc.* 2001, 84, 2281-88.
- [8] Da Chen, Shirato K., Barsoum M.W., El-Raghy T., Ritchie R.O., Cyclic fatigue-crack growth and fracture properties in Ti_3SiC_2 ceramics at elevated temperatures, *J. Am. Ceram. Soc.* 2001, 84, 12, 2914-2920.

Stanisław Mazurkiewicz

Recenzent