

Analiza porównawcza rozkładu temperatury i naprężeń podczas uderzenia cząstki Ti w podłoże metalowe i ceramiczne podczas natryskiwania detonacyjnego

Comparative analysis of temperature and stress distribution upon Ti particle impingement into the metal and ceramic substrates during detonation gun thermal spraying

Streszczenie

W pracy przedstawiono wyniki badań rozkładu naprężeń i temperatury podczas procesu natryskiwania powłoki metalicznej Ti na podłoże ceramiczne Al_2O_3 oraz metalowe w postaci żelaza Armco. Zbudowano model MES dynamicznego uderzenia cząstki Ti w podłoże i analizowano przemieszczenie cząstki w głąb podłoża. Podczas zagłębiania się cząstki analizowano zmiany czasowe naprężeń i temperatury w wybranych punktach z obszaru cząstki oraz podłoża. Porównano otrzymane wyniki analizy dla cząstek padających na podłoże z prędkością 500 oraz 800 m/s.

Słowa kluczowe: natryskiwanie cieplne, analiza dynamiczna, naprężenie, temperatura, uderzenie cząstki

Abstract

The paper presents the results of stress and temperature distributions during thermal spraying of Ti particle onto Al_2O_3 and Armco substrate. The finite element model of dynamic impingement of Ti particle has been built and the displacement and penetration of the particle into the substrate material analyzed. The time dependent variation of stress and temperature were analyzed in points selected from the particle and substrate regions. The calculations have been performed for the two different particle speeds equalled 500 and 800 m/s. The results comparison analysis have been discussed.

Keywords: thermal spraying, dynamic analysis, stress, temperature, particle impingement

Mgr inż. Piotr Kowalczyk; dr hab. inż. Dariusz Golański, prof. nzw. PW; dr hab. inż. Tomasz Chmielewski, prof. nzw. PW – Politechnika Warszawska, prof. dr hab. inż. Władysław Włosiński – Polska Akademia Nauk.

Autor korespondencyjny/Corresponding author: dgol@wip.pw.edu.pl

Wstęp

Metoda nanoszenia termicznego powłok jest jedną z najbardziej uniwersalnych technik nanoszenia materiałów powłokowych na materiał podłoża. Daje możliwość wytwarzania zarówno warstw metalicznych, ceramicznych, jak i kompozytowych na podłożach metalicznych i ceramicznych. W procesach natryskiwania podgrzane lub zimne cząstki materiału powłokowego wyrzucane są z dużą prędkością w kierunku podłoża. Uderzenie rozprzeczonych cząstek w pokrywającą powierzchnię powoduje ich deformację, tworzą się wtedy tzw. *lamelle*, które „zakotwiczą się” w podłożu, formując warstwowo powłokę o określonej grubości [1÷3]. W końcowym etapie procesu następuje schłodzenie podłoża wraz z utworzoną powłoką do temperatury otoczenia.

Jednym z ważniejszych problemów badawczych towarzyszących procesom natryskiwania termicznego jest zagadnienie powstających naprężeń własnych w układzie powłoka-podłoże. Naprężenia te w zależności od zastosowanej metody natryskiwania mają różny charakter pod względem rozkładu czy skali oddziaływania, ale prawie zawsze mają znaczący wpływ na właściwości powstającej powłoki. Mogą one wpływać m.in. na odporność powłoki na ścieranie czy zmęczenie, czy też na jej skłonność do powstawania pęknięć.

Z tego względu ocena stanu oraz rozwoju naprężeń własnych w powłokach nanoszonych metodami natrysku termicznego jest ważnym zagadnieniem badawczym, którym zajmuje się wiele ośrodków naukowych. Na podstawie wyników prowadzonych badań wielu autorów sugeruje, że w procesie natryskiwania termicznego naprężenia własne powstają w jego dwóch zasadniczych etapach [4]. W pierwszym z nich cząstki natryskwanego materiału uderzają w podłoże i spłaszczają się, tworząc na nim *lamelle*, a następnie ulegają stygnięciu do temperatury podłoża w bardzo krótkim czasie rzędu milisekund. W tym samym czasie materiał podłoża hamuje skrócenie termiczne powstałych *lameli*, czego efektem jest rozwój naprężeń rozciągających w powstałej powłoce [5]. W drugiej fazie następuje jednoczesne schłodzenie powstałej na podłożu powłoki do temperatury otoczenia, które prowadzi do narastania naprężeń własnych w całym układzie powłoka-podłoże.

Przedstawiony mechanizm powstawania naprężeń odnosi się do przypadku natryskiwania, w którym w pełni roztopione cząstki materiału powłokowego nanoszone są przy stosunkowo niskich prędkościach. Przykładem takiego procesu może być natryskiwanie plazmowe. Stosując inne metody natryskiwania, jak np. natryskiwanie płomieniowe naddźwiękowe (HVOF) czy natryskiwanie detonacyjne (D-Gun), możemy mówić o procesach, w których cząstki materiału nanoszonego mają z jednej strony znacznie niższą temperaturę, a z drugiej osiągają znacznie wyższe prędkości. Dzięki temu wysoka energia kinetyczna rozprzeczonych cząstek (roztopionych lub częściowo roztopionych)

proceedzi do obróbki powierzchni podłoża zbliżonej do śrutowania, co również znacząco wpływa na naprężenia własne powstające podczas natryskiwania. Można więc w tym przypadku przyjąć, że proces natrysku cząstek prowadzi do powstania naprężeń mechanicznych pochodzących od uderzenia poszczególnych cząstek w powierzchnię podłoża. Tu również powstają naprężenia własne podczas stygnięcia do temperatury podłoża utworzonych na powierzchni *lameli*. W dalszej kolejności powstała na podłożu powłoka ulega schłodzeniu do temperatury otoczenia i powstają w niej naprężenia własne wywołane głównie różnicą współczynników rozszerzalności cieplnej pomiędzy powłoką i podłożem.

Zatem w procesach natryskiwania termicznego stan naprężeń własnych w układzie powłoka-podłoże może być uwarunkowany od:

- naprężeń mechanicznych wywołanych uderzeniem padających na podłoże cząstek materiału powłokowego,
- naprężeń od stygnięcia cząstek zakleszczanych na podłożu i tworzących *lamelle*,
- naprężeń powstających przy chłodzeniu do temperatury otoczenia całej powstałej powłoki wraz z podłożem, a wynikających ze zróżnicowanego skurczu termicznego obu materiałów.

Końcowy rozkład naprężeń własnych w układzie powłoka-podłoże wynikać będzie z superpozycji wymieszanych poszczególnych rodzajów naprężeń.

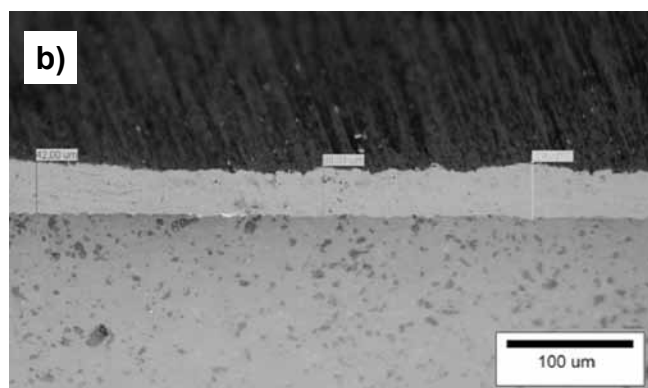
W niniejszej pracy podjęto próbę analizy rozkładu temperatury oraz naprężeń własnych, jakie powstają w pierwszej fazie procesu natryskiwania – podczas uderzenia cząstki metalowej (Ti) w podłoże ceramiczne (Al_2O_3) w procesie natryskiwania detonacyjnego z wysokimi prędkościami. Zasadniczym celem pracy była budowa modelu obliczeniowego do oceny rozkładu i wartości naprężeń własnych powstałych w procesie termicznego nakładania powłok na podłoża oraz wyznaczenie tych rozkładów na przykładzie powłoki tytanowej naniesionej na podłożu ceramicznym Al_2O_3 .

Natryskiwanie detonacyjne

Natryskiwanie detonacyjne (D-Gun) jest metodą umożliwiającą nanoszenie cienkich powłok z materiałów metalicznych na podłoża metali i niemetali, m.in. na ceramikę konstrukcyjną. Wybór tej metody do wytwarzania tytanowych powłok metalizacyjnych na powierzchni ceramiki Al_2O_3 podyktowany został tym, że metoda ta generuje bardzo wysoką energię kinetyczną przenoszonych na podłoże cząstek metalu, dzięki czemu możliwe jest uzyskanie wysokiej adhezji cząstek Ti do podłoża o wielkości nawet do 80 MPa [6].

Natryskiwanie detonacyjne oparte jest na kontrolowanej detonacji mieszaniny gazów (głównie tlenu i acetylenu) przez zapłon iskrowy. Detonacja gazów powoduje powstanie fali uderzeniowej, która nagrze-

wa i przyspiesza cząstki materiału powłokowego do prędkości dochodzących do 1200 m/s [7]. Dyskretny charakter procesu natryskiwania, w którym cząstki nanoszone są na podłoże sprawia, że powstająca powłoka wraz z podłożem nagrzewane są do znacznie niższej temperatury niż w innych stosowanych metodach natryskiwania cieplnego. Metoda D-Gun umożliwia nanoszenie powłok o grubościach poniżej 0,1 mm, zapewniając dobrą szczelność powłoki. Na rysunku 1 przedstawiono mikrostrukturę powłoki tytanowej o grubości 40 μm , naniesioną na podłoże z ceramiki Al_2O_3 .



Rys. 1. Próbkę (a) oraz mikrostrukturę powłoki Ti, naniesioną na podłoże Al_2O_3 metodą detonacyjną (b)

Fig. 1. Pictures of Ti coating microstructure deposited onto Al_2O_3 substrate by the D-Gun method

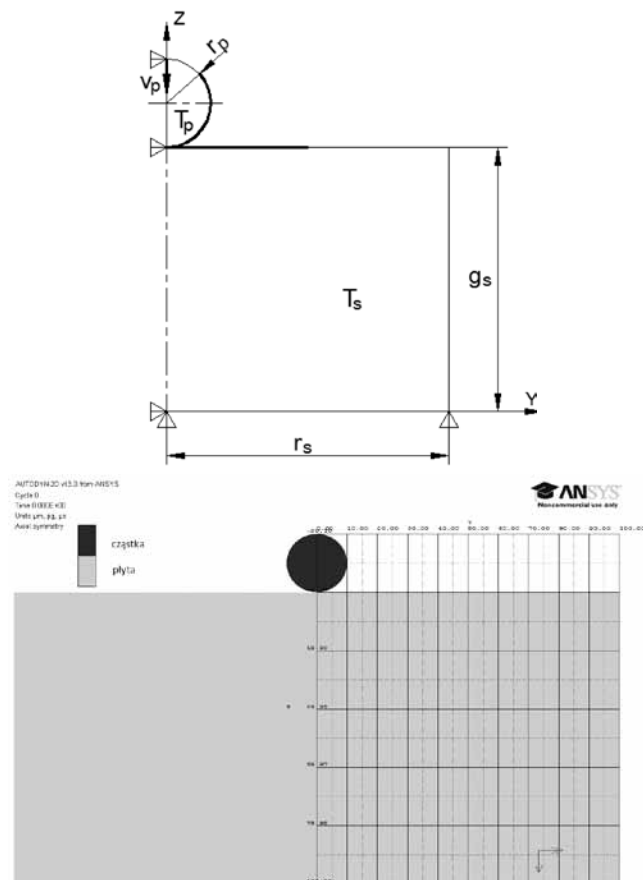
W procesie natryskiwania wykorzystano czysty proszek tytanu o wielkości ziarna $30\pm 50 \mu\text{m}$ oraz podłoże z ceramiki Al_2O_3 w postaci płytek o wymiarach $30\times 20 \text{ mm}$ i grubości $0,65 \text{ mm}$. Natryskiwanie wykonano z częstotliwością 4 Hz , z użyciem mieszanki $\text{C}_2\text{H}_2+\text{O}_2$, przy odległości działa od podłoża 160 mm oraz przy orientacyjnej prędkości cząstek w granicach $600\div 700 \text{ m/s}$. Uzyskano powłoki zwarte i dobrze przylegające do podłoża o grubości $0,04\div 0,35 \text{ mm}$. Przedstawione w pracy modelowanie numeryczne uderzenia cząstki Ti w podłoże Al_2O_3 odnosi się do powłok otrzymywanych metodą detonacyjną.

Modelowanie uderzenia cząstki w podłoże

Opis modelu

Jak wykazano w [8], w czasie lotu cząstki nie zachodzi koagulacja proszku i może być ona rozważana jako indywidualna, izolowana od pozostałych. Modelowane jest więc uderzenie pojedynczej cząstki proszku formującej powłokę w podłoże. Deformacja pojedynczej cząstki zależna jest od prędkości uderzenia, jej kierunku, stanu powierzchni podłoża oraz właściwości termomechanicznych łączonych materiałów. Dla uproszczenia zadania zostało ono początkowo potraktowane jako osiowosymetryczne, co ogranicza rozważania do obciążenia cząstki prędkością prostopadłą do podłoża.

Zaproponowany model geometryczny 2D osiowosymetryczny z zaznaczeniem warunków początkowych i brzegowych przedstawiono na rysunku 2. Założono, że uderzająca cząstka jest w kształcie kuli, o średnicy $r_p = 50 \mu\text{m}$, a podłoże walcem o promieniu r_s i grubości t_s . Odebrano przemieszczenie w kierunku Y na płaszczyźnie symetrii dla cząstki i podłoża oraz przemieszczenie w kierunku Z dla dolnej czołowej powierzchni walcowego podłoża. Przyjęto temperaturę cząstki równą temperaturze podłoża, czyli temperaturze otoczenia $T_p = T_s = T_o$, a uderzająca cząstka ma nadaną prędkość początkową V_p .



Rys. 2. Osiowosymetryczny model geometryczny do symulacji numerycznej uderzenia cząstki w podłoże

Fig. 2. The axisymmetric model used for numerical simulations of the single particle impingement into the substrate material

Do symulacji numerycznych uderzenia wykorzystano specjalistyczny program ANSYS-AUTODYN, a analizę potraktowano jako dynamiczną typu *explicit*, z kontaktem między stykającymi się powierzchniami, z termiczno-mechanicznym sprzężeniem efektów. Mechanizm przepływu ciepła zawiera w modelowaniu przewodzenie cząstki i podłoża oraz przewodzenie przez powierzchnię kontaktu. W symulacji numerycznej korzysta się z zasad zachowania: masy, pędu i energii. Obliczenia przeprowadzane są przy założeniu procesu adiabatycznego. Należy zaznaczyć, że w analizie *explicit* wymagany jest stabilny przyrost czasu w kolejnych iteracjach [9÷11].

$$\Delta t = \frac{l_e}{c_d} \quad (1)$$

gdzie:

l_e – wymiar najmniejszego elementu w siatce MES,

c_d – prędkość rozchodzenia się fali w materiale.

Prędkość rozchodzenia się fali w materiale o module sprężystości E i gęstości ρ wynosi:

$$c_d = \sqrt{\frac{E}{\rho}} \quad (2)$$

Takie wymagania powodują, że w obliczeniach, w kolejnych iteracjach konieczny jest bardzo mały przyrost czasu, co znacznie wydłuża czas obliczeń.

W rozważanych procesach uderzeniu pojedynczej cząstki towarzyszą duże deformacje i duża prędkość odkształcenia cząstki lub podłoża (w zależności od przyjętych rodzajów par łączonych materiałów). Dla materiałów metalicznych przyjęto plastyczny model materiału zdefiniowany przez Johnsona-Cooka [12].

Model materiału Johnsona-Cooka uzależnia zredukowane plastyczne naprężenie (wg hipotezy Hubera) jako funkcję zredukowanego plastycznego odkształcenia, bezwymiarowej prędkości plastycznego płynięcia $\dot{\epsilon}_p$ oraz temperatury homologowanej T_H . Równanie konstytutywne dla tego modelu przedstawia się następująco:

$$\sigma_y = \left[A + B \epsilon_p^n \right] \left[1 + C \cdot \ln \left(\frac{\dot{\epsilon}_p}{\dot{\epsilon}_0} \right) \right] \left[1 - (T_H)^m \right] \quad (3)$$

gdzie:

σ_y – dynamiczna granica plastyczności,

A – statyczna granica plastyczności,

B – moduł umocnienia,

ϵ_p – zredukowane odkształcenie plastyczne,

n – wykładnik umocnienia,

$\dot{\epsilon}_p/\dot{\epsilon}_0$ – normalizowana efektywna prędkość odkształcenia plastycznego,

C – współczynnik prędkości odkształcenia,

T_H – temperatura homologowana,

m – wykładnik temperatury.

Do opisu właściwości materiałów kruchych, takich jak ceramika, przyjęto model Johnsona-Holmquista. Model oparty jest na zestawie dwóch krzywych naprężeń uplastyczniających pod wpływem ciśnienia. Pierwsza krzywa charakteryzuje nienaruszony materiał, podczas gdy druga odpowiada za stan materiału uszkodzonego. Wytrzymałość kruchego materiału jest

opisana jako płynne przejście zmiennych funkcji w stanie nieodkształconym, wytrzymałości na zniszczenia (pęknięcia), szybkości odkształcania oraz uszkodzenia przez bezwymiarową wielomianową funkcję [13].

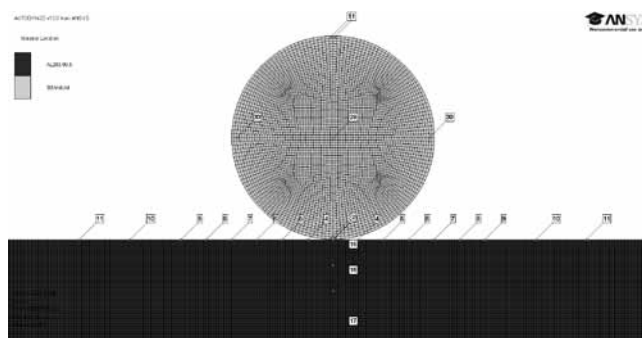
Określenie właściwości materiałów zawartych w drugim członie równania (3) wymaga przeprowadzenia odpowiednich eksperymentów w warunkach dynamicznych. Testy te są bardzo kosztowne i wymagają specjalistycznej aparatury pomiarowej. Dlatego dla materiałów zastosowanych w symulacji przyjęto właściwości z bazy materiałowej zamieszczonej w programie AUTODYN.

Rozwiązanie zagadnienia uderzenia z zadaną prędkością pojedynczej cząstki w podłożu będzie podstawą do określenia wstępnej fazy procesu nakładania warstw oraz pozwoli na lepsze zrozumienie mechanizmu tworzenia połączenia. Uzyskane z rozwiązania tego zagadnienia wielkości: rozkład temperatury spowodowany zamianą energii kinetycznej na energię odkształcenia plastycznego i jej zamianę w energię cieplną, rozkład przemieszczeń w podłożu, deformacje podłoża i cząstki (wielkość jej spłaszczenia) posłużą do przyjęcia wstępnych założeń do przeprowadzenia drugiej fazy symulacji procesu nakładania powłok jako pojedynczych warstewek przyrastających w czasie.

Założenia do modelu

Układ geometryczny modelu natrykiwania przedstawiono na rysunku 3. Siatka elementów skończonych wykonana została w formie regularnej, z zagęszczeniem w spodziewanym miejscu kontaktu. W obszarze 100x50 μm wielkość elementu wynosi 0,5x0,5 μm , poza tą strefą elementy stopniowo się zwiększają. W celu zebrania szczegółowej historii układu wyznaczono węzły pomiarowe (30 punktów).

Modelowanie wykonano dla cząstki tytanowej o średnicy $d = 40 \mu\text{m}$, która uderza w podłożę z ceramiki Al_2O_3 oraz w podłożę metalowe (żelazo Armco) wymiarach 400x650 μm . Wobec braku znajomości temperatury cząstki w momencie uderzenia w podłożę przyjęto, że ma ona temperaturę 300 K, co oznacza, że ciepło powstające w momencie uderzenia cząstki w podłożę pochodzi w całości z przekształcenia energii kinetycznej uderzającej w podłożę cząstki. W badaniach porównano wyniki modelowania dla dwóch prędkości cząstki Ti: 500 m/s oraz 800 m/s.



Rys. 3. Model geometryczny z siatką elementów skończonych oraz z naniesionymi punktami pomiarowymi

Fig. 3. The geometric finite element model with measuring points marked

Wyniki modelowania

Deformacja cząstki

W wyniku przeprowadzonych obliczeń numerycznych otrzymano rozkłady pola temperatury, naprężeń oraz deformacji cząstki w kolejnych czasach od momentu jej uderzenia w podłoże metalowe oraz ceramiczne. Z uwagi na bardzo dynamiczny charakter zmian, jakie powstawały od chwili uderzenia cząstki w podłoże, wszelkie wyznaczone przebiegi charakteryzowały się dużą zmiennością w bardzo krótkim czasie rzędu ns od chwili kontaktu cząstki z podłożem. Na rysunku 4 przedstawiono obraz deformacji cząstki Ti tuż po uderzeniu jej w podłoże ceramiczne po czasie 10 ns oraz po 60 ns od momentu uderzenia.

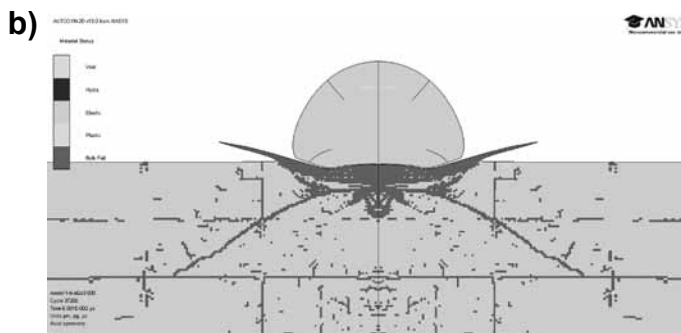
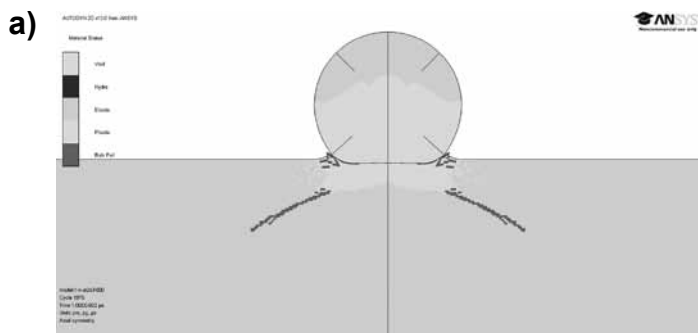
Na przedstawionych rysunkach widoczne jest niewielkie spłaszczenie cząstki Ti oraz linie wskazujące miejsce powstających w podłożu ceramicznym pęknięć wywołanych przekroczeniem naprężeń dopuszczalnych w ceramice. W przypadku zastosowania podłoża miękkiego w postaci żelaza Armco deformacja cząstki

Ti przedstawiona jest na rysunku 5 – Ti dla czasów 10 ns oraz 60 ns od momentu uderzenia w podłoże.

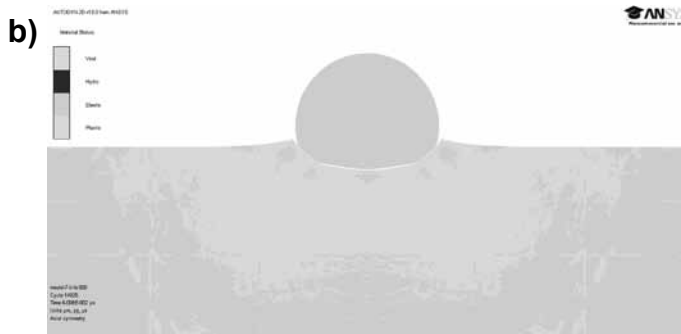
Na rysunku 5 widać, że odkształcenia plastyczne podłoża metalowego obejmuje cały obszar wokół cząstki, zarówno w kierunku poziomym, jak i w głąb materiału. Ponadto, porównując deformację cząstki Ti na podłożu ceramicznym (rys. 4) oraz na podłożu metalowym (rys. 5), można zauważyć mniejszą deformację występującą przy podłożu metalowym, w którym dość łatwo powstają odkształcenia plastyczne.

Rozkłady temperatury

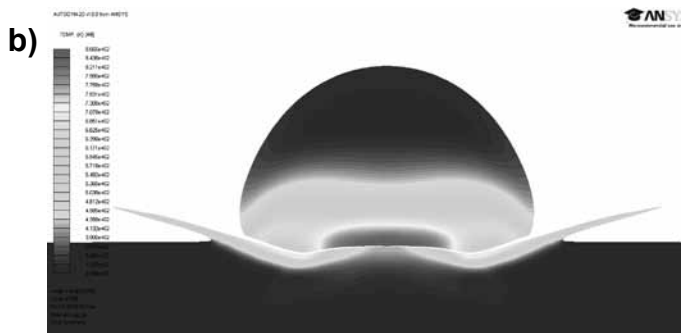
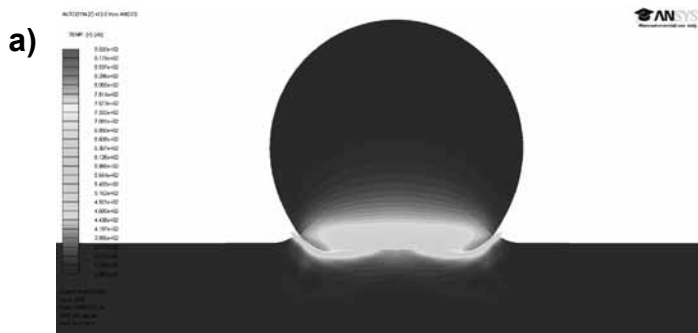
W wyniku uderzenia cząstki w podłoże następuje zamiana energii kinetycznej na ciepło, które nagrzewa zarówno cząstkę, jak i podłoże do określonej temperatury w bardzo krótkim czasie, po czym temperatura zaczyna wyrównywać się na skutek przewodzenia ciepła w materiale. Na rysunku 6 przedstawiono pole temperatury w układzie cząstka-podłoże wyznaczone dla czasu 10 oraz 60 ns od chwili uderzenia w podłoże.



Rys. 4. Deformacja cząstki Ti po: a) 10 ns oraz b) 60 ns od chwili jej uderzenia w podłoże Al_2O_3
 Fig. 4. The deformation of Ti particle after: a) 10 ns, b) 60 ns from the impact into the Al_2O_3 substrate



Rys. 5. Deformacja cząstki Ti po: a) 10 ns oraz b) 60 ns od chwili jej uderzenia w podłoże metalowe (Armco)
 Fig. 5. The deformation of Ti particle after: a) 10 ns, b) 60 ns from the impact into the Armco substrate



Rys. 6. Pole temperatury wyznaczone w cząstce Ti oraz podłożu Al_2O_3 po: a) 10 ns oraz b) 60 ns od chwili uderzenia
 Fig. 6. The temperature field calculated in Ti particle and in Al_2O_3 substrate after: a) 10 ns and b) 60 ns from the impact

Widoczny jest wzrost temperatury głównie w obszarze kontaktu cząstki z podłożem do temperatury 628 °C (punkt 5) w przypadku prędkości cząstki 500 m/s oraz 1015 °C (punkt 5) dla prędkości uderzenia 800 m/s. W przypadku podłoża z żelaza Armco wyznaczone rozkłady temperatury były podobne jakościowo do tych z podłożem ceramicznym, natomiast maksymalne wartości temperatury na granicy kontaktu osiągały wartości odpowiednio 358 °C (punkt 6) oraz 386 °C (punkt 4).

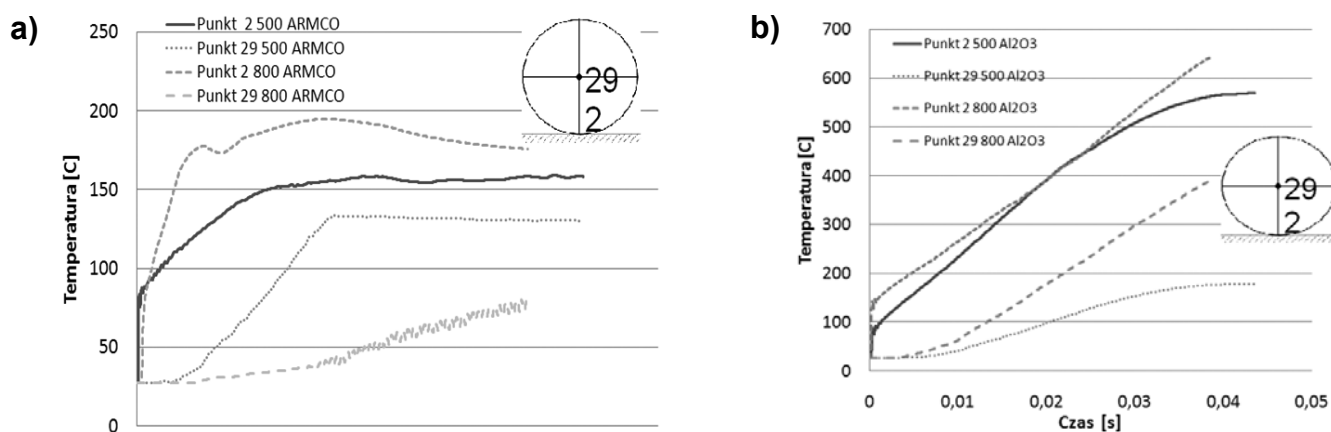
Na wykresie zmiany temperatury cząstki w funkcji czasu (rys. 7) widoczny jest w przypadku podłoża Armco bardzo szybki przyrost temperatury w czasie pierwszych 20÷30 ns, po upływie których temperatura zarówno w środku cząstki Ti, jak i w punkcie kontaktu z podłożem ulega stabilizacji. Dla podłoża ceramicznego obserwuje się niemal liniowy wzrost temperatury do wartości maksymalnej po czasie ok. 35÷60 ns od chwili uderzenia w podłoże.

Z uzyskanych wyników można wyciągnąć wniosek, że występuje wzrost temperatury od momentu styku cząstki Ti z materiałem podłoża aż do ustabilizowania się deformacji cząstki, po czym następuje powolny spadek temperatury. Cząstka Ti na podłożu Al₂O₃ osiągnęła znacząco wyższą maksymalną temperaturę niż

na podłożu Armco, przy czym wzrost ten następował w dłuższym czasie od chwili uderzenia w podłoże. W przypadku analizowanego podłoża zarówno dla ceramiki Al₂O₃, jak i dla żelaza Armco maksymalne temperatury, do jakich podłoże ulegało nagrzewaniu, nie przekraczały w Al₂O₃ 230 °C w odległości 5 μm od powierzchni oraz 60 °C w odległości 20 μm od powierzchni podłoża przy prędkości uderzenia 800 m/s. Przy prędkości uderzenia 500 m/s wartości te nie przekraczały temperatury na poziomie 30 °C.

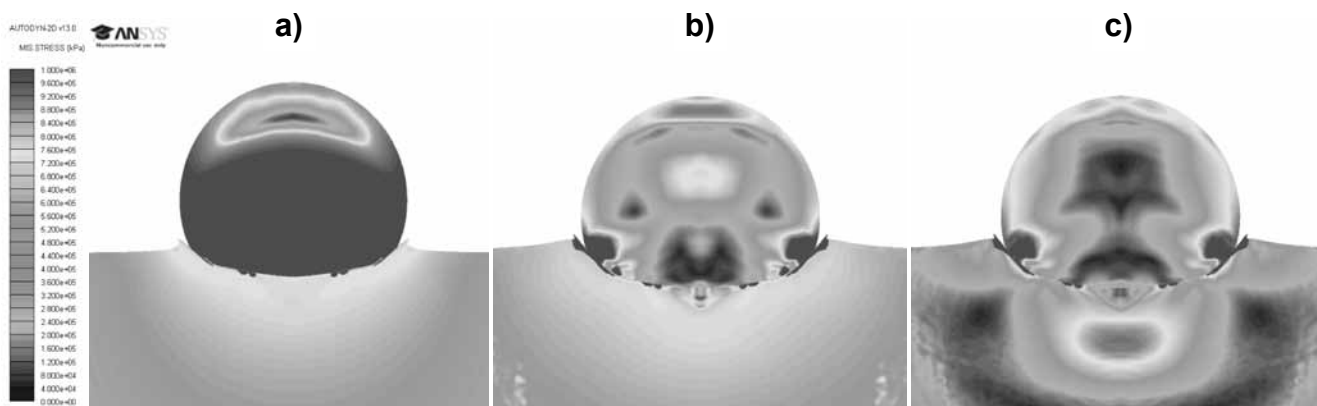
Rozkłady naprężeń

Ze względu na złożony stan naprężeń analizowano rozkład naprężeń zredukowanych σ_{red} wg hipotezy Hubera. Przykładowe czasowe rozkłady naprężenia dla modelu z cząstką Ti uderzającą w podłoże metalowe (Armco) z prędkością 500 m/s pokazano na rysunku 8. Uderzenie padającej z wysoką prędkością cząstki Ti w podłoże generuje chwilowe wysokie wartości naprężeń. Osiągają one w bardzo krótkim czasie, rzędu kilku ns od uderzenia, wartości dochodzące do 1,1÷1,2 GPa w punkcie kontaktu zarówno dla podłoża metalowego, jak i ceramicznego (rys. 9).



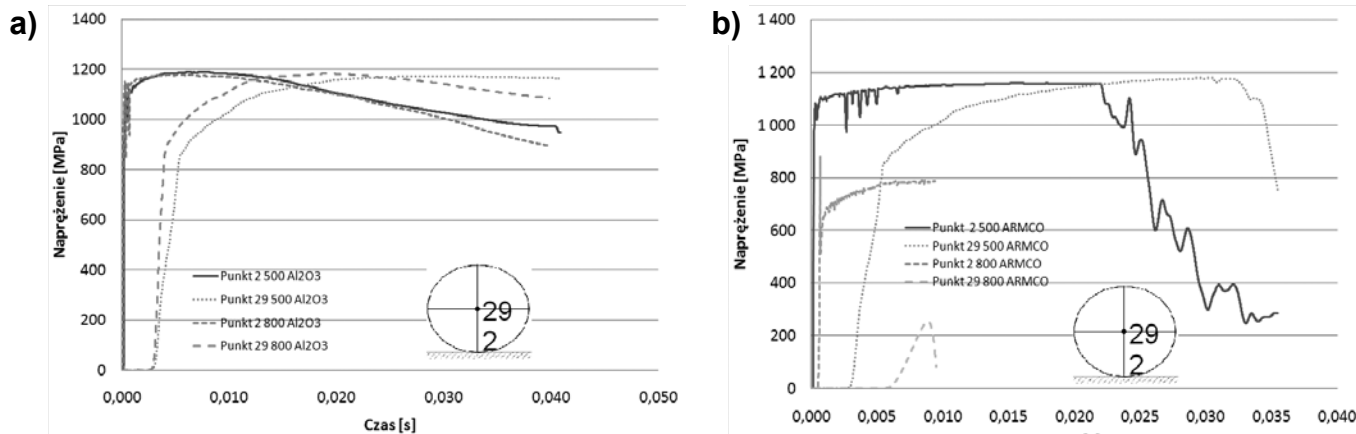
Rys. 7. Czasowy rozkład temperatury w środku cząstki Ti oraz w punkcie kontaktu z podłożem Armco (a) oraz Al₂O₃ (b) wyznaczony dla prędkości 500 oraz 800 m/s

Fig. 7. The temperature time history for Ti particle in center and contact point with the metal (a) and ceramic (b) substrate calculated for 500 and 800 m/s particle speed



Rys. 8. Rozkład naprężenia zredukowanego w cząstce Ti uderzającej z prędkością 500 m/s w podłoże metalowe: a) 20 ns, b) 40 ns, c) 50 ns od chwili uderzenia

Fig. 8. The reduced stress distribution in Ti particle impacting at 500 m/s speed into the metal substrate after: a) 20 ns, b) 40 ns, c) 50 ns from the impingement



Rys. 9. Rozkłady naprężeń w funkcji czasu dla cząstki Ti po uderzeniu w podłoże ceramiczne (a) oraz metalowe (b) z dwoma różnymi prędkościami uderzenia

Fig. 9. The stress time history in the Ti particle after the impact into ceramic (a) and metal (b) substrates calculated at the two different impact speeds

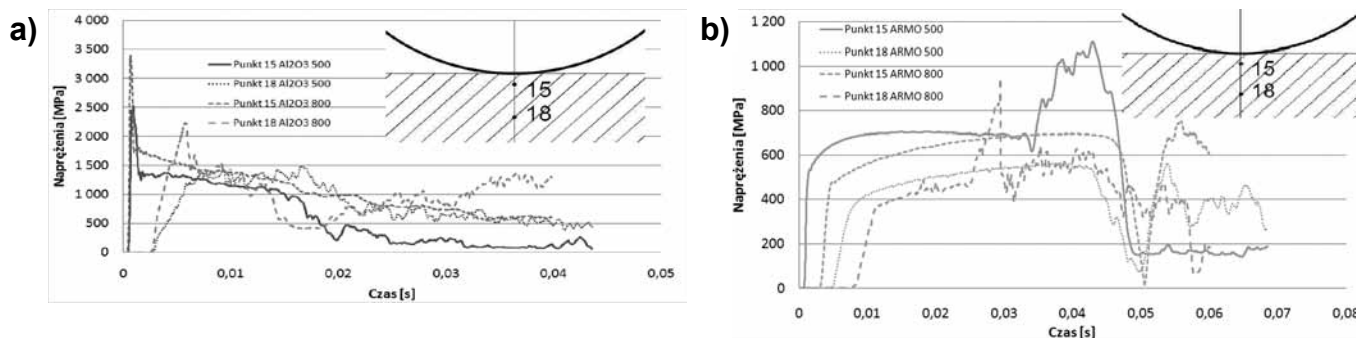
W przypadku podłoża ceramicznego, które wykazuje cechy materiału sprężystego bez odkształceń trwałych, praktycznie nie zanotowano znaczącej różnicy w wielkościach oraz rozkładzie czasowym naprężenia przy dwóch różnych prędkościach uderzenia cząstki: 500 i 800 m/s. W przypadku miękkiego podłoża (Armco) te różnice są już widoczne. Większa prędkość uderzenia cząstki Ti w podłoże metalowe generuje znacząco niższe (750÷800 MPa) wartości naprężenia w punkcie kontaktu w stosunku do prędkości 500 m/s (ok. 1100 MPa). Wynika to prawdopodobnie z faktu, że wzrost prędkości uderzenia cząstki prowadzi do większego odkształcenia plastycznego zarówno cząstki, jak i podłoża, co sprzyja redystrybucji powstających naprężeń. Poziom naprężenia maksymalnego utrzymuje się przez ok. 5÷10 ns dla układu z podłożem ceramicznym, po czym powoli, niemal liniowo obniża się przez kolejne 30÷40 ns. W przypadku podłoża metalowego wartość maksymalna naprężenia utrzymuje się stosunkowo długo na stałym poziomie przez kolejne 20 ns, po czym gwałtownie spada w ciągu następnych 5÷10 ns. Z pewnością mają na to wpływ występujące znaczne deformacje plastyczne podłoża oraz jego szybsze odprowadzanie ciepła.

W stosunku do materiału podłoża naprężenia mają różny przebieg czasowy dla podłoża ceramicznego oraz metalowego (rys. 10). Jak widać z wykresów, naprężenie w podłożu ceramicznym w pierwszej chwili uderzenia osiąga bardzo wysokie wartości dochodzące do 3,5 GPa, które po chwili spada niemal o połowę. Dalej naprężenie spada znacznie wolniej i po ok. 40 ns osiąga wartość

ok. 500 MPa. Im dalej od powierzchni styku, tym naprężenie w podłożu ma niższe wartości (p. 18 na rys. 10). W przypadku podłoża Al_2O_3 wzrost prędkości uderzenia z 500 do 800 m/s prowadzi do wzrostu naprężenia w podłożu o ok. 40% w odległości 5 μm od powierzchni podłoża.

W przypadku podłoża metalicznego (Armco) nie obserwuje się wysokiego wzniesienia naprężenia w podłożu w początkowej chwili uderzenia. Naprężenie narasta bardzo szybko do wartości ok. 700 MPa (p. 15, prędkość 500 m/s), po czym stabilizuje się w kolejnych 30 ns i dalej widoczny jest ponowny skok naprężenia do ok. 1100 MPa (p. 15) w ciągu 10 ns. Podobny przebieg widoczny jest dla prędkości wyższej – 800 m/s, gdzie wyraźnie dostrzec można występowanie oscylacji naprężeń po ok. 40 ns od uderzenia. Zmiany naprężeń w czasie charakteryzują się generalnie złożonym przebiegiem w pierwszych 60 ns od uderzenia, dopiero później następuje wyraźne obniżenie oraz pewna stabilizacji poziomu naprężenia. Taki charakter zmian prawdopodobnie wynika z powstających odkształceń plastycznych zarówno cząstki Ti, jak i podłoża metalowego w strefie kontaktu.

Z rozkładów naprężenia na rysunku 8 widać, że ich koncentracja występuje nie tylko w płaszczyźnie osi pionowej cząstki, ale również w pewnej odległości od niej (15 μm), gdy cząstka Ti większą powierzchnią zagłębia się w plastyczny materiał podłoża. Wielkości naprężenia w tych miejscach osiągają bardzo wysokie chwilowe wartości, które oprócz deformacji plastycznej cząstki i podłoża mogą prowadzić do lokalnego rozdzielania materiału.



Rys. 10. Rozkłady czasowe naprężenia w podłożu ceramicznym (a) oraz metalowym (b) dla dwóch różnych prędkości uderzenia

Fig. 10. The stress time history in the ceramic (a) and metal (b) substrates calculated for the two different particle impact speeds

Podsumowanie

W pracy przedstawiono wybrane wyniki modelowania związanego z dynamicznym uderzeniem cząstki Ti w podłoże metalowe (Armco) oraz ceramiczne (Al_2O_3) reprezentującego fragment procesu natryskiwania termicznego metodą detonacyjną. Zbudowano model numeryczny pojedynczej cząstki padającej na analizowane podłoża z dwoma różnymi prędkościami: 500 oraz 800 m/s. Przeprowadzone obliczenia numeryczne pozwoliły zobrazować i porównać wyniki rozkładu temperatury, naprężeń oraz deformacji badanych materiałów w początkowym czasie od chwili uderzenia cząstki w podłoże, który obejmować może pierwsze 60 ns.

Otrzymane wyniki wskazują, że zjawiska występujące na granicy cząstka-podłoże mają charakter bardzo dynamiczny, któremu towarzyszą gwałtowne zmiany temperatury oraz naprężeń w bardzo krótkim czasie rzędu ns. Wyraźnie widoczna jest różnica pomiędzy podłożem ceramicznym – charakteryzującym się praktycznie czysto sprężystym zachowaniem materiału, oraz podłożem metalowym, miękkim i plastycznym. Znacznie niższa przewodność cieplna ceramiki wpływa na nagrzewanie się cząstki Ti do znacznie wyższej temperatury w stosunku do układu z podłożem metalowym. Pomimo tego wartości naprężeń, jakie powstają w płaszczyźnie pionowej osi cząstki w punkcie kontaktu, nie różnią się znacząco dla obydwu analizowanych podłoży.

Widoczne deformacje cząstki w kolejnych czasach od momentu uderzenia w podłoże pokazują, że w niektórych miejscach podłoża ceramicznego pojawiać się mogą mikro-pęknięcia, co wpływać może na uwolnienie części naprężeń. W przypadku podłoża metalowego cząstka Ti penetruje w podłoże, wywołując deformacje oraz odkształcenie plastyczne zarówno cząstki, jak i podłoża. W miarę zagłębiania się cząstki Ti w podłoże metalowe wzajemna powierzchnia kontaktu obu materiałów zwiększa się, co z kolei przekłada się na przeniesienie koncentracji naprężeń z obszaru osi cząstki na jej obrzeże i wywołuje powstanie wysokich naprężeń rozciągających. Podobnej zależności nie obserwuje się w przypadku podłoża ceramicznego, przy którym cząstka Ti nie zagłębia się znacząco w podłoże i nie ma tak dużej powierzchni styku jak przy podłożu metalowym.

Wpływ prędkości uderzenia cząstki nie jest jednakowy w przypadku podłoża ceramicznego oraz metalowego. Wzrost prędkości uderzenia cząstki z 500 do 800 m/s prowadzi do osiągnięcia nieznacznie wyższej temperatury cząstki o ok. 20% w przypadku podłoża ceramicznego oraz o ok. 30% dla podłoża metalowego. Większe różnice obserwuje się w rozkładzie naprężeń zredukowanych. Zmiana naprężenia w układzie cząstka-podłoże od momentu uderzenia ma charakter dynamiczny, objawiający się szybkim wzrostem naprężeń w osi pionowej cząstki w punkcie kontaktu, a następnie stabilizacją i łagodnym spadkiem tego naprężenia w czasie ok. 25÷30 ns. W przypadku podłoża ceramicznego wzrost prędkości uderzenia bardzo nieznacznie wpływa na wielkość powstających naprężeń. Dla podłoża metalowego widoczny jest wyraźny spadek wielkości naprężenia ze wzrostem prędkości uderzenia, co należałoby tłumaczyć zwiększonym obszarem deformacji i odkształceń plastycznych powstających w cząstce tytanowej oraz w miękkim podłożu. Widoczny jest także dość złożony przebieg naprężenia w podłożu metalowym, gdzie po początkowej stabilizacji następuje dalszy chwilowy wzrost naprężeń. Z pewnością ma na to wpływ odkształcenie bocznych zewnętrznych powierzchni cząstki Ti, które zagłębiają się coraz bardziej w podłoże, efektem czego jest rejestrowany znaczący wzrost naprężenia w tych obszarach w późniejszej fazie (po ok. 20 ns od uderzenia) mechanicznego zakleszczania cząstki w metalowym podłożu.

Przedstawiony model obliczeniowy zawiera wiele uproszczeń, jak choćby to, że dotyczy uderzenia pojedynczej cząstki bez uwzględnienia, że w procesie natryskiwania występują jednoczesne uderzenia wielu cząstek, pod różnymi kątami, wzajemnie na siebie zachodzące tworzące tzw. lamelle i z których powstaje powłoka.

Niemniej, przedstawione wyniki modelowania dla pojedynczej cząstki wskazują na złożoność charakteru formowania się powłoki w procesie natryskiwania termicznego, a otrzymane wyniki pokazują dynamiczne zmiany temperatury, naprężenia oraz deformacji materiałów zachodzące w bardzo krótkim czasie od kontaktu cząstki z podłożem.

Literatura

- [1] Gan Z., Ng H. W.: Deposition-induced residual stress in plasma-sprayed coatings, *Surf. and Coat. Technol.* 187 (2004), s. 307-319.
- [2] Wenzelburger M., Escribano M., Gadow R.: Modeling of thermally sprayed coatings on light metal substrates: – layer growth and residual stress formation. *Surface and Coatings Technology* 180-181 (2004), 429-435.
- [3] Li M., Christofides P.: Multi-Scale Modelling and Analysis of an Industrial HVOF Thermal Spray Process, *Chem. Eng. Sci.* 60 (2005), s. 3649-3669.
- [4] Pawłowski L.: *The Science and Engineering of Thermal Spray Coatings*. John Wiley & Sons, Ltd, 2008.
- [5] Kesler O., Matejicek J., Sampath S., Suresh S. et. al: Measurement of residual stress in plasma-sprayed metallic, ceramic and composite coatings. *Materials Science and Engineering A257* (1998) s. 215-224.
- [6] Davis J.R.: *Handbook of Thermal Spray Technology*, ASM International, 2004.
- [7] Babul T.: *Zjawiska fizyczne w procesie natryskiwania detonacyjnego powłok*. Instytut Mechaniki Precyzyjnej, Warszawa 2006.
- [8] Li M., Christofides P.: Multi-Scale Modelling and Analysis of an Industrial HVOF Thermal Spray Process, *Chem. Eng. Sci.*, 2005, 60, 3649-3669.
- [9] ANSYS AUTODYN Theory Manual. Electronic Document Library.
- [10] Kuroda S., Kawakita J., Watanabe M., Katanoda H., Warm spraying – a novel coating process based on high velocity impact of solid particles, *Sci. Technol. Adv. Mater.* 9, 2008.
- [11] Basnal P., Shipway P. H., Leen S. B.: Effect of particle impact on residual stress development in HVOF sprayed coatings, *Sci. Technol. Adv. Mater.* 9 (2008), 033002.
- [12] Zukas J.A.: *High Velocity Impact Dynamics*. 1990, John Wiley & Sons, Inc.
- [13] Johnson G. R. and Holmquist T. J.: 1992, A Computational constitutive model for brittle materials subjected to large strains, Shock-wave and High Strain-rate Phenomena in Materials, ed. M. A. Meyers, L. E. Murr and K. P. Staudhammer, Marcel Dekker Inc., New York, s. 1075-1081.

Praca finansowana z projektu Narodowego Centrum Nauki nr N N519 652840.