

Nagniatanie dynamiczne kompozytów o osnowie metalowej

Shot peening on metal-matrix composites

STANISŁAW BŁAWUCKI
KAZIMIERZ ZALESKI *

Przedstawiono metody obróbki nagniataniem dynamicznym. Opisano nagniatanie dynamiczne stopów lekkich niezbrojonych oraz wybranych stopów lekkich zbrojonych cząstkami ceramicznymi. Zaprezentowano stan obecny i perspektywy rozwoju nagniatania dynamicznego kompozytów o osnowie metalowej.

SŁOWA KLUCZOWE: nagniatanie dynamiczne, kompozyty o osnowie metalowej, warstwa wierzchnia

The article presents shot peening (or dynamic burnishing) process methods. Described are the shot peening operations applied to plain light metal alloys and to the light metal alloys reinforced with ceramic particles (whiskers). Also presented is the current state of the art and development prospects for application of the shot peening process on metal-matrix composites.

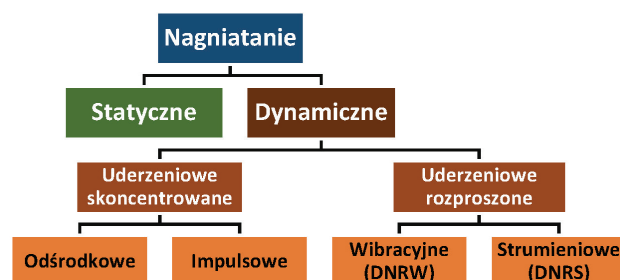
KEYWORDS: shot peening, metal-matrix composites, surface layer

W zależności od charakteru oddziaływania narzędzia na przedmiot obrabiany nagniatanie podzielono na statyczne i dynamiczne (rys. 1). Podczas nagniatania statycznego narzędzie znajduje się w ciągłym kontakcie z przedmiotem obrabianym – tę metodę stosuje się głównie w obróbce części osiowo-symetrycznych typu wały czy tuleje. W trakcie nagniatania dynamicznego narzędzie oddziałuje okresowo z przedmiotem obrabianym, a siła tego oddziaływania jest zmienna. W przypadku nagniatania uderzeniowego rozproszonego nie występują żadne ograniczenia co do geometrii części, które można poddawać tego rodzaju obróbce, i właśnie dlatego jest ono najbardziej rozpowszechnioną metodą obróbki umacniającej przez zgniot [1+3].

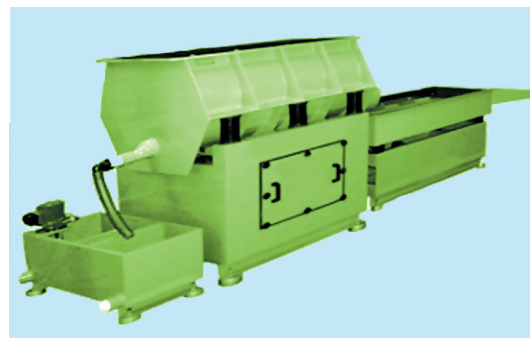
Nagniatanie dynamiczne uderzeniowe rozproszone wibracyjne (DNRW) opracowano w Rosji w latach 70. ubiegłego wieku i wdrożono w produkcji lotniczej, gdzie jest stosowane do dziś. DNRW jest modyfikacją obróbki wykończeniowej wibracyjnej i odbywa się w komorze wibracyjnej (rys. 2). Pierwszy etap procesu stanowi obróbka wibracyjna prowadzona w środowisku ceramicznego konglomeratu erozyjno-ściernego. Drugi etap jest właściwą obróbką umacniającą, którą realizuje się z użyciem stalowych kulek łożyskowych o średnicy 3÷15 mm. Innymi ważnymi parametrami są: częstotliwość (zwykle do 80 Hz) i amplituda (najczęściej w zakresie 2÷3 mm) drgań wibratora oraz czas obróbki (na ogół nieprzekraczający 60 min). Niezwykle istotne jest odprowadzanie produktów ubocznych powstających w czasie nagniatania DNRW [3÷5].

Ze względu na swoją uniwersalność wiodącą techniką nagniatania dynamicznego jest **nagniatanie dynamiczne uderzeniowe rozproszone strumieniowe (DNRS)**. W za-

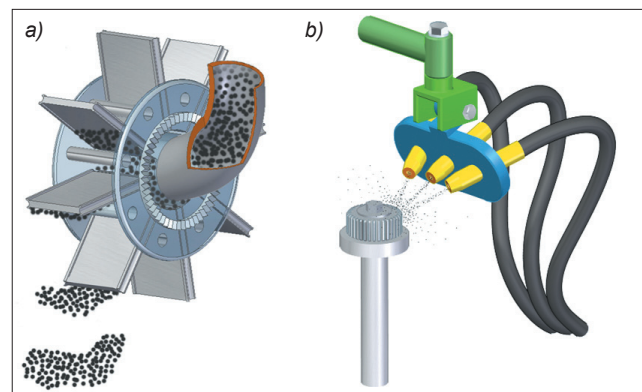
leżności od metody czynnik roboczy – w postaci śrutu lub kulek – jest tu przyspieszany na łopatkach obracającego się wirnika (rys. 3a) bądź wewnątrz dyszy pneumatycznej (rys. 3b) [2, 3].



Rys. 1. Uproszczona klasyfikacja obróbki nagniataniem [2]



Rys. 2. Maszyna wibracyjna do nagniatania DNRW [6]

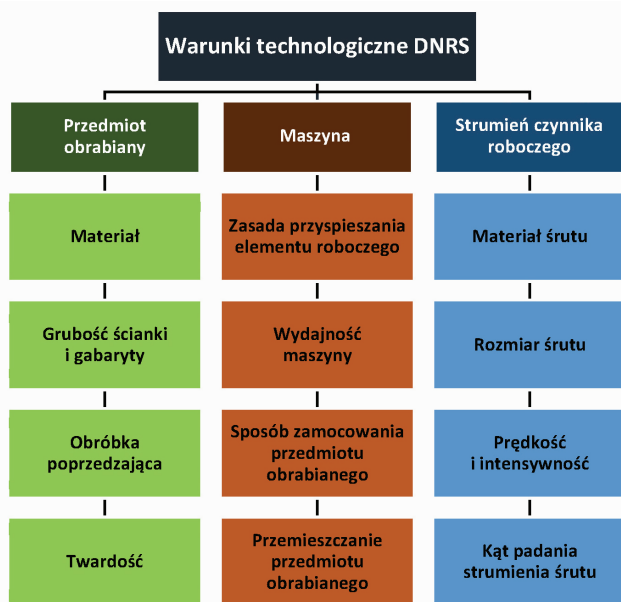


Rys. 3. Zasada nagniatania DNRS: a) metoda wirnikowa, b) pneumatyczne nagniatanie [7]

* Mgr inż. Stanisław Bławucki (blawucki.stanislaw@pollub.edu.pl), dr hab. inż. Kazimierz Zaleski, prof. PL (k.zaleski@pollub.pl) – Katedra Podstaw Inżynierii Produkcji, Wydział Mechaniczny Politechniki Lubelskiej

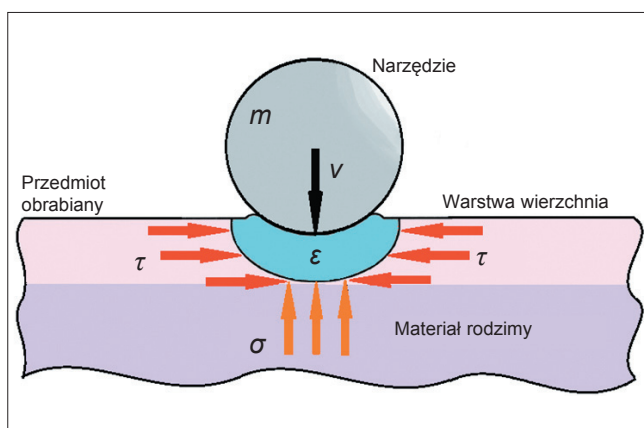
Operację pneumatyzacji dzieli się na trzy etapy. W pierwszym stadium procesu następuje dostarczenie do dyszy strumienia powietrza pod ciśnieniem. Na drugim etapie do strumienia gazu wprowadza się czynnik nagniatający (najczęściej kulki, śrut). Na ostatnim etapie elementy nagniatające ulegają przyspieszeniu w strumieniu sprężonego powietrza i uzyskują zdolność do obróbki. Urządzenie (rys. 3b) zazwyczaj działa w układzie zamkniętym, co pozwala na wielokrotne wykorzystanie czynnika roboczego [3].

Dobór warunków technologicznych DNRS jest zależny od cech przedmiotu obrabianego, dostępnej maszyny obróbkowej i parametrów fizycznych czynnika roboczego (rys. 4).



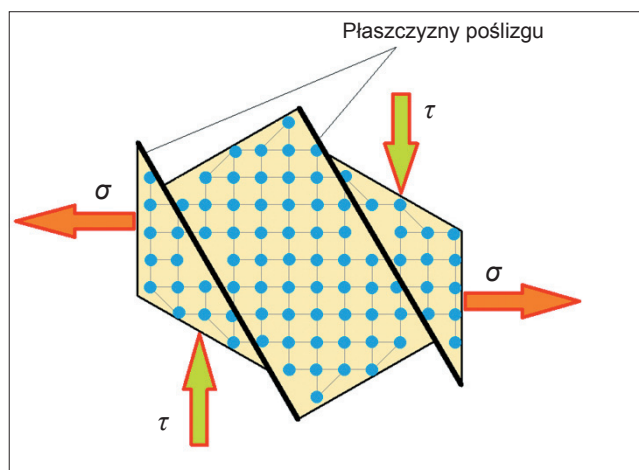
Rys. 4. Warunki technologiczne DNRS

Medium w postaci śrutu stalowego, szklanego czy ceramicznego, uderzając w czasie obróbki w obrabiany materiał, powoduje powstawanie wgnieceń na jego powierzchni (rys. 5). Obszar znajdujący się pod wgnieceniami nosi nazwę strefy plastycznego odkształcenia, którego głębokość zazwyczaj nie przekracza 1 mm [8].



Rys. 5. Schemat oddziaływania elementu nagniatającego (narzędzia) na warstwę wierzchnią przedmiotu obrabianego [8]: m – masa narzędzia, v – prędkość narzędzia, σ – naprężenia normalne, τ – naprężenia styczne, ϵ – odkształcenia w strefie deformacji

W strefie deformacji istnieje ściskający stan naprężeń własnych. Następuje też wzrost mikrotwardości i zamykanie przypowierzchniowych porowatości. Zwiększa się gęstość dyslokacji i dochodzi do przebudowy fragmentu sieci krystalicznej w obrębie każdego z kryształów warstwy wierzchniej (rys. 6) [3, 9].



Rys. 6. Wzajemny ruch fragmentów kryształu w strefie deformacji wskutek ruchu dyslokacji w płaszczyznach poślizgu: σ – naprężenia normalne, τ – naprężenia styczne

Nagniatanie dynamiczne stopów lekkich niezbrojonych

Badania pokazują, że **stopy magnezu** gwałtownie reagują na wzrost intensywności obróbki umacniającej. Tylko w przypadku bardzo niskiej intensywności nagniatania (wg testu Almena), tj. rzędu $0,05 \pm 0,1$ mm (dla próbki kontrolnej typu N), odnotowuje się dziesięciokrotny wzrost trwałości zmęczeniowej [11], natomiast wzrost mikrotwardości warstwy wierzchniej sięga nawet 40%. Gdy intensywność nagniatania przekracza 0,4 mm (dla próbki kontrolnej typu N), następuje silny spadek właściwości mechanicznych materiału [10, 11].

Biorąc pod uwagę intensywność nagniatania, **stopy aluminium** są bardziej podatne na obróbkę umacniającą przez zgmiot, ponieważ nie obserwuje się tu efektu powierzchniowego zmęczenia obróbkowego. Dla intensywności obróbki 0,5 mm (dla próbki kontrolnej typu N) uzyskuje się prawie dziesięciokrotny wzrost trwałości zmęczeniowej [11] i podniesienie mikrotwardości warstwy wierzchniej o 20%. Interesujący jest fakt, że stopy z kategorii obróbki cieplnej T4 (stopy przesycone i poddane starzeniu naturalnemu) reagują na śrutowanie bardziej korzystnie niż stopy z kategorii T6 (stopy przesycone i poddane starzeniu sztucznemu) [11].

Reakcja **stopów tytanu** na śrutowanie jest silnie uzależniona od ich struktury. Stopy tytanu α reagują bardzo korzystnie – wykazują ponaddziesięciokrotny wzrost trwałości zmęczeniowej [11] oraz wzrost mikrotwardości warstwy wierzchniej o 25%. Metastabilne stopy tytanu ($\alpha + \beta$), a zwłaszcza β , mogą zaś wykazywać pewną utratę trwałości zmęczeniowej po nadmiernie intensywnym śrutowaniu [11, 12].

Kompozyty o osnowie metalowej

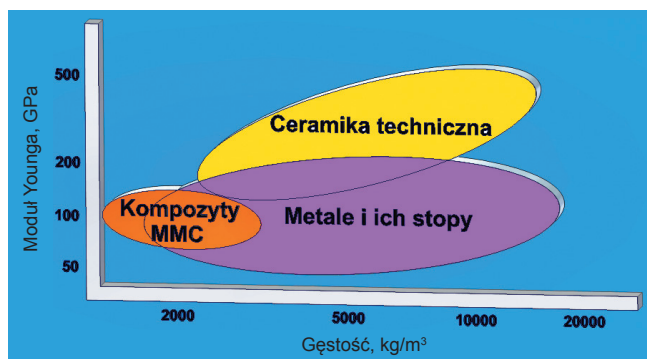
Kompozyty o osnowie metalowej MMC (*metal-matrix composites*) są materiałami inżynierskimi o szczególnych właściwościach fizycznych (takich jak: niska masa właściwa, wysoki moduł Younga, dobra odporność na kruche pękanie, bardzo dobra przewodność cieplna i elektryczna), wynikających z połączenia właściwości metalowej fazy osnowy i ceramicznej fazy zbrojącej. Dzięki temu kompozyty wypełniły niszę występującą do niedawna między stopami metali i ceramiką techniczną [13].

Składnikami osnowy kompozytów typu MMC są metale lekkie: aluminium, magnez, tytan, niob, srebro, beryl, kobalt. Jako zbrojenie wykorzystuje się najczęściej związki chemiczne: Al_2O_3 , TiC, SiC, TaC, TiB₂, TaN, TaB₂, WC, WB, B₄C, BeO, Si₃N₄, ZrO₂ [13].

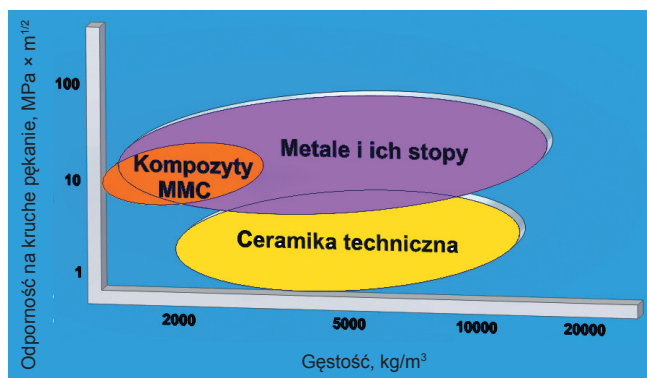
Kompozyty z metalową osnową otrzymuje się przez odlewanie stopionego metalu, do którego dodaje się cząstki ceramiczne, stanowiące fazę zbrojenia. Inne metody polegają na zmieszaniu proszku metalu z proszkami ceramicznymi, a następnie ich sprasowaniu i spiekaniu [14].

Poddając analizie rys. 7 i 8, można zauważyć, że w przeciwieństwie do stopów metali i ceramiki technicznej, kompozyty MMC wykazują niezmiennie dobre własności mechaniczne przy swojej niskiej masie właściwej [14]. Dzięki korzystnej gęstości, izotropowości struktury i odporności na ekstremalne temperatury tworzywa te znalazły zastosowanie w przemyśle motoryzacyjnym, lotniczym i kosmicznym, a zwłaszcza w produkcji części silników spalinowych – tłoków, pierścieni, zaworów i elementów układów hamulcowych pojazdów lądowych [15, 16].

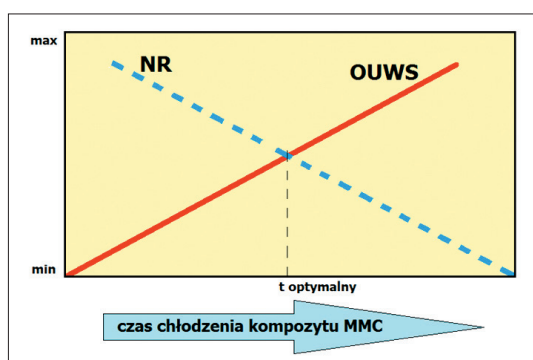
Powaznym problemem występującym podczas eksploatacji części wykonanych z kompozytów o osnowie metalowej jest różnica pomiędzy współczynnikami rozszerzalności cieplnej materiału osnowy i zbrojenia. Różna wartość przyrostu wydłużenia na skutek szybkich zmian temperatury prowadzi do pojawienia się silnych naprężeń rozciągających na etapie produkcji i późniejszej obróbki termicznej. Podczas produkcji kompozytów MMC dąży się do szybkiego schłodzenia ciekłej mieszaniny, aby zapobiec niekorzystnym rozwarstwieniom i powstawaniu obszarów pozbawionych warstwy zbrojącej. Prowadzi to do wystąpienia niepożądanych naprężeń rozciągających w objętości kompozytu na etapie jego produkcji i późniejszej obróbki termicznej (rys. 9) [17].



Rys. 7. Moduł sprężystości wybranych materiałów w funkcji gęstości



Rys. 8. Odporność na (kruche) pękanie wybranych materiałów w funkcji gęstości



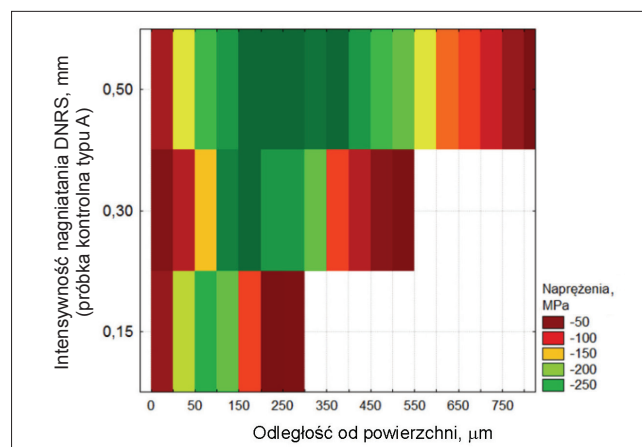
Rys. 9. Wykres zależności udziału wad oraz naprężeń rozciągających w kompozycie MMC od czasu jego chłodzenia: NR – naprężenia rozciągające, OUWS – objętościowy udział wad struktury

Wylimitowanie tego problemu jest możliwe dzięki dodatkowej obróbce, mającej na celu podniesienie granicy wytrzymałości zmęczeniowej gotowego kompozytu. Dobrym rozwiązaniem jest np. wykorzystanie nagniatania dynamicznego, które z powodzeniem redukuje niepożądane naprężenia rozciągające w elementach maszyn wykonanych ze stali i stopów lekkich.

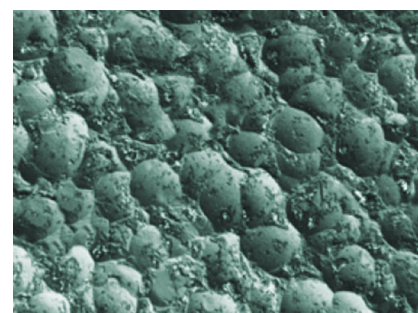
Nagniatanie dynamiczne kompozytów o osnowie z Al zbrojonych włóknami SiC

Kompozyty o osnowie ze stopu Al zawierają w swojej strukturze fazę zbrojenia ceramicznego SiC, które stanowi 10÷15% objętości kompozytu. Podczas badań polegających na strumieniowym nagniataniu dynamicznym próbek SiC_(w)/Al strumieniem kulek ceramicznych o średnicy 0,2 mm, pod ciśnieniem 0,4÷0,6 MPa, w czasie 30÷60 s i w odległości 100 mm od dyszy, uzyskano przyrost mikrotwardości o ok. 15% na głębokości do 500 μm. Odnotowano także zmianę znaku naprężeń, co w praktyce oznacza poprawę odporności zmęczeniowej kompozytów o osnowie metalowej badanych w warunkach laboratoryjnych. Wiadomo jednak, że naprężenia ściskające mogą szybko zaniknąć pod wpływem późniejszych obciążeń cieplno-mechanicznych występujących w trakcie eksploatacji. Właśnie dlatego stabilność pola naprężeń ściskających, uzyskiwana przez nagniatanie, jest bardzo ważna z punktu widzenia późniejszej wytrzymałości zmęczeniowej i odporności powierzchni kompozytów na kruche pękanie [18, 19].

Można zauważyć (rys. 10), że wraz ze wzrostem intensywności nagniatania zwiększa się głębokość strefy ściskającego stanu naprężeń własnych, ale ich maksymalna wartość w warstwie wierzchniej pozostaje prawie niezmienna. Dla intensywności nagniatania rzędu 0,5 mm (dla próbki kontrolnej typu A) głębokość strefy naprężeń ściskających w MMC wynosi ok. 820 μm, a maksymalna wartość naprężeń – nawet –300 MPa. Gdy intensywność nagniatania maleje, zmniejsza się także energia kinetyczna elementów roboczych, które wywołują mniejszą deformację plastyczną w pobliżu powierzchni (rys. 11).



Rys. 10. Wykres zależności naprężeń ściskających σ w funkcji intensywności nagniatania [19]



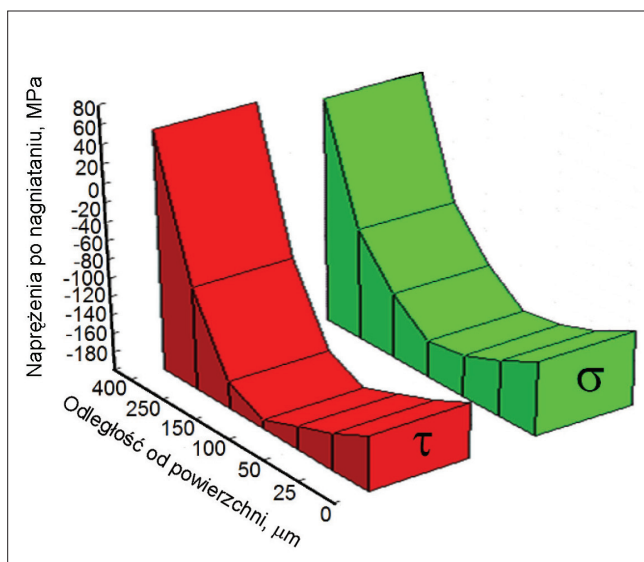
Rys. 11. Wgniecenia widoczne na powierzchni kompozytu SiC_(p)/Al po obróbce DNRS (obraz SEM, pow. 75x) [20]

Reasumując: dzięki zwiększeniu intensywności śrutowania możliwe jest przede wszystkim zwiększenie głębokości zalegających naprężeń, natomiast ich wartość maksymalna zmienia się w bardzo małym stopniu [18÷20].

Nagniatanie dynamiczne kompozytów o osnowie z Al zbrojonych włóknami TiB₂

Struktura kompozytów TiB₂/Al zawiera fazę zbrojenia w ilości 10% objętości kompozytu. Podczas badań polegających na nagniataniu dynamicznym próbek strumieniem kulek ceramicznych o średnicy 0,25 mm, pod ciśnieniem 0,3 MPa, w czasie 60 s i w odległości 100 mm od dyszy, uzyskano przyrost mikrotwardości o ok. 50% na głębokości do 200 μm. Ponadto odnotowano zmianę znaku naprężeń normalnych i stycznych – z rozciągających na ściskające [21].

Jak pokazano na rys. 12, naprężenia ściskające po nagniataniu dynamicznym uderzeniowym rozproszonym strumieniowym, zbadane metodą dyfrakcji promieniowania rentgenowskiego, wzrastają w kierunkach σ i τ , osiągając swoje wartości szczytowe na głębokości 100 μm, a następnie szybko spadają i na głębokości ok. 400 μm przechodzą w naprężenia rozciągające [22, 23].



Rys. 12. Wykres wartości naprężeń normalnych σ i stycznych τ nagniatanego kompozytu TiB₂/Al w funkcji odległości od powierzchni [22]

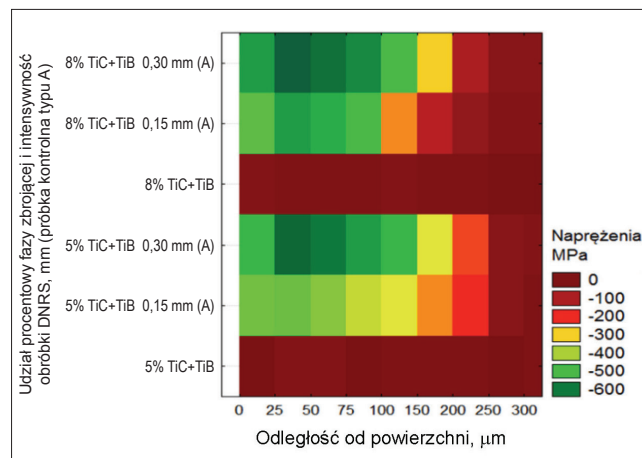
W przypadku nagniatanych dynamicznie kompozytów TiB₂/Al udaje się uzyskać kilkukrotną poprawę trwałości zmęczeniowej, podobnie jak dla opisanych wcześniej stopów aluminium. Świadczy to o dobrej podatności tej grupy kompozytów MMC na dodatkową powierzchniową obróbkę umacniającą [12, 22].

Nagniatanie dynamiczne kompozytów o osnowie z Ti-6Al-4V zbrojonych włóknami TiB+TiC

Kompozyty TiB+TiC/Ti-6Al-4V zawierają fazę zbrojenia TiB+TiC (1:1), które stanowi 5÷8% objętości kompozytu. Podczas badań polegających na rozproszonym nagniataniu dynamicznym próbek strumieniem kulek stalowych o średnicy 0,6 mm, pod ciśnieniem 0,2÷0,3 MPa, w czasie 30 s i w odległości 100 mm od dyszy, osiągnięto przyrost mikrotwardości o ok. 40÷50% na głębokości do 160 μm, w zależności od masy udziału fazy zbrojącej w kompozycie oraz intensywności prowadzonej obróbki [24÷26].

Nagniatanie dynamiczne kompozytu TiB+TiC/Ti-6Al-4V powoduje wyraźny wzrost naprężeń ściskających w warstwie wierzchniej – do głębokości ok. 300 μm. Zwiększenie intensywności obróbki ma korzystny wpływ na rozwój dyslokacji,

będących przyczyną ściskających naprężeń własnych. Nie odnotowano przy tym niekorzystnego zjawiska zmęczenia obróbkowego warstwy wierzchniej w zakresie intensywności obróbki 0,15÷0,3 mm (dla próbki kontrolnej typu A) (rys. 13). Zmęczenie obróbkowe prowadzi zwykle do nagłej utraty właściwości wytrzymałościowych całego przedmiotu obrabianego [26, 27].



Rys. 13. Wykres zależności naprężeń ściskających w funkcji udziału fazy zbrojącej i intensywności nagniatania DNRS [25]

Lepsze efekty obróbkowe uzyskuje się wraz ze wzrostem udziału fazy zbrojącej. Zwiększenie samej intensywności śrutowania pozwoliło wprowadzić na osiągnięcie nieznacznego wzrostu głębokości zalegania ściskających naprężeń własnych, jednak nie spowodowało to wzrostu ich maksymalnej wartości [27, 28].



Mimo dużej liczby publikacji na temat nagniatania dynamicznego stali i stopów lekkich niewiele jest prac z dziedziny umacniania powierzchniowego kompozytów o osnowie metalowej. Przede wszystkim brakuje publikacji krajowych. Powodem takiego stanu rzeczy może być niewystarczająco szybki rozwój materiałów MMC w ostatnich dwóch dekadach i tym samym utrudniony dostęp do tych materiałów.

Kompozyty o osnowie metalowej wykazują dobrą podatność na obróbkę DNRS, jednak maksymalne graniczne parametry nagniatania nie są znane. Uzasadnione wydaje się prowadzenie dalszych badań w tym zakresie, a także prób nagniatania DNRW, aby móc dokonać analiz porównawczych z dotychczasowym stanem wiedzy. Warto też przyjąć się innym metodom nagniatania, takim jak:

- obróbka suchym lodem (*dry ice blasting*),
- nagniatanie wysokociśnieniowym strumieniem wody (*waterjet peening*),
- nagniatanie kawitacyjne (*waterjet cavitation peening*),
- młoteczkowanie (*stress peening*),
- nagniatanie ultradźwiękowe (*ultrasonic peening*).

Te metody mogą się okazać bardzo skuteczne i ekonomicznie opłacalne.

LITERATURA

1. Kolman R. „Mechaniczne wzmacnianie powierzchni części maszyn”. Warszawa: WNT, 1965.
2. Przybylski W. „Obróbka nagniataniem. Technologia i oprzyrządowanie”. Warszawa: WNT, 1979.
3. Bhuvaraghan B., Sivakumar M.S., Prakash O. „Overview of the Effects of Shot Peening on Plastic Strain, Work Hardening and Residual Stresses”. In: Oster W.U., ed. „Computational Materials”. New York: Nova Science Publishers, 2009: pp. 49÷117.
4. Zaleski K. „Kształtowanie wybranych właściwości warstwy wierzchniej elementów metalowych w procesie dynamicznego nagniatania rozproszonego”. Lublin: Wyd. Uczelniane PL, 2008.

5. Sangid M.D., Stori J.A., Ferriera P.M. "Process characterization of vibrostrengthening and application to fatigue enhancement of aluminum aerospace components – part I. Experimental study of process parameters". *The Int. J. of Adv. Manuf. Techn.* Vol. 53 (2011) 5-8: pp. 545-560.
6. http://www.vibrochips.com.br/v3/vst_equipamento.aspx?cd_or-dem=7
7. Balan K. "The Shot Peening Operator's Checklist". *The Shot Peener*. (2010) 3: pp. 6-8.
8. Bławucki S. „Nagniatanie dynamiczne elementów cienkościennych”. Praca dyplomowa WM, PL 2014.
9. Cammett J. "Shot Peening.Getting It Right". *The Shot Peener*. (2007) 2: pp. 8-14.
10. Zhang P., Lindemann J. "Influence of shot peening on high cycle fatigue properties of the high-strength wrought magnesium alloy AZ80". *Scripta Materialia*. (2005) 52: pp. 485-490.
11. Wagner L., Wollmann M. "Shot Peening Of Non-Ferrous Alloys to Enhance Fatigue Performance". *Conf. Proc. ICSP-10*. Tokyo 2008: pp. 1-8.
12. Dorr T., Hilpert M., Beckmerhagen P., Kiefer A., Wagner L. "Influence of Shot Peening on Fatigue Performance of High-Strength Aluminum- and Magnesium Alloys". *Conf. Proc. ICSP-7*: pp. 153-160.
13. Requena G., Garcés G., Fernández R., Schöbel M. "Determination of internal stresses in lightweight metal matrix composites". In: Khidirov I., ed. "Neutron Diffraction". Rijeka: InTech, 2012: pp. 257-286.
14. Su Y., Ouyang Q., Zhang W., Li Z., Guo Q., Fan G., Zhang D. "Composite structure modeling and mechanical behavior of particle reinforced Metal Matrix Composites". *Material Science and Engineering*. Vol. 597 (2014): pp. 359-369.
15. Rawal S. "Metal-matrix composites for space applications". *Chemical Business*. Vol. 28 (2014) 2: pp. 40-45.
16. <http://ipp.nasa.gov/innovation/Innovation54/complic.htm>
17. Dyzia M., Dolata-Grosz A., Śledziona J., Wieczorek J. „Struktura kompozytów AK12–cząstki ceramiczne otrzymanych w różnych warunkach studzenia”. *Archives of Foundry*. Vol. 1 (2001) 1: pp. 1-6.
18. Huang J., Wang Z., Bian K., Jiang C. "Investigation for Different Peening Techniques on Residual Stress Field of SiCw/Al Composite". *Journal of Materials Engineering and Performance*. Vol. 22 (2013) 3: pp. 782-786.
19. Huang J., Wang Z., Bian K., Jiang C. "Thermal Relaxation of Residual Stress in Shot Peened Surface Layer of SiCw/Al Composite". *Journal of Materials Engineering and Performance*. Vol. 21 (2012) 6: pp. 915-919.
20. Rotundo F., Korsunsky A.M. "Synchrotron XRD study of residual stress in a shot peened Al/SiCp composite". *Procedia Engineering* (2009) 1: pp. 221-224.
21. Luan W., Jiang C., Ji V., Wang H. "Effect of shot peening on surface mechanical properties of TiB₂/Al composite". *Journal of Materials Science*. Vol. 44 (2009) 10: pp. 2454-2458.
22. Luan W., Jiang C., Ji V. "Residual Stress Relaxation in Shot Peened Surface Layer on TiB₂/Al Composite under Applied Loading". *Materials Transactions*. Vol. 50 (2009) 1: pp. 158-160.
23. Luan W., Jiang C., Wang H., Panardie J., Chen D. "XRD investigation of thermostability of TiB₂/Al deformation layer introduced by shot peening". *Material Science and Engineering: A*. (2008) 480: pp. 1-4.
24. Xie L., Wang L., Jiang C., Lu W. "The variations of microstructures and hardness of titanium matrix composite (TiB+TiC)/Ti-6Al-4V after shot peening". *Surface & Coatings Technology*. (2014) 244: pp. 69-77.
25. Xie L., Jiang C., Lu W. "The influence of shot peening on the surface properties of (TiB+TiC)/Ti-6Al-4V". *Applied Surface Science* (2013) 280: pp. 981-988.
26. Xie L., Jiang C., Lu W., Feng Q., Wu X. "Investigation on the surface layer characteristics of shot peened titanium matrix composite utilizing X-ray diffraction". *Surface & Coatings Technology*. (2011) 206: pp. 511-516.
27. Xie L., Jiang C., Lu W., Zhan K., Chen Y. "Investigation on the residual stress and microstructure of (TiB+TiC)/Ti-6Al-4V composite after shot peening". *Material Science and Engineering: A*. (2011) 528: pp. 3423-3427.
28. Xie L., Jiang C., Lu W., Chen Y., Huang J. "Effect of stress peening on surface layer characteristics of (TiB+TiC)/Ti-6Al-4V composite". *Materials and Design*. (2012) 33: pp. 64-68. ■