

# Nanokrystaliczne metale wielowarstwowe jako materiały konstrukcyjne: własności i proces wytwarzania

## *Nanocrystallised multilayered metallic materials for structural applications: properties and processing*

Szymon BAJDA\*, Marcin KWIECIEŃ\*, Jakub SROKA\*, Michał KRZYŻANOWSKI\*

\*Akademia Górniczo-Hutnicza im. Stanisława Staszica w Krakowie,

Wydział Inżynierii Metali i Informatyki Przemysłowej, al. Adama Mickiewicza 30, 30-059 Kraków

W artykule przedstawiono charakterystykę procesu wytwarzania nanokrystalicznych wielowarstwowych materiałów konstrukcyjnych. Omówiono zalety i wady poszczególnych rozwiązań technologicznych, a także potencjalne zastosowania wyrobów gotowych. Przeprowadzono analizę numeryczną procesu „duplex” z wykorzystaniem metody elementów skończonych i modelowania wieloskalowego oraz uzyskano rozkład naprężeń i odkształceń wokół utleniających się powierzchni rozdziału. Uwzględniono obecność klastrów zgorzelinowych o różnych wymiarach. Wyniki numeryczne są zbliżone z wynikami badań doświadczalnych.

Processing of the nano-crystallised multilayered metallic materials designed for structural applications is discussed in the work. Advantages and disadvantages of different technological approaches as well as the potential product applications are discussed. As an example, numerical analysis of a duplex technique is presented. The analysis is based on application of the finite element multi-level methodology. The stress and strain distributions around the oxidised interface of the multilayered metallic material are analysed. Numerical results show good agreement with available experimental data.

**Słowa kluczowe:** wielowarstwowe materiały nanokrystaliczne, modelowanie numeryczne, powierzchnie rozdziału, utlenianie, stal nierdzewna, proces duplex

**Key words:** nanocrystallised multilayered materials, numerical modelling, interfaces, oxidation, stainless steel, duplex process

### **Wprowadzenie**

Rozwój metod projektowania oraz kontrolowanie procesów wytwarzania nowoczesnych materiałów o budowie nanokrystalicznej stały się bardzo popularne w ostatnich dwóch dekadach [1-2]. Ich cechą charakterystyczną są wysokie własności mechaniczne, takie jak naprężenie uplastyczniające, wytrzymałość na rozciąganie czy twardość. Przykładowo, dla stali 316L, własności te są wyższe odpowiednio o 141, 50 i 225% w stosunku do ich gruboziarnistego odpowiednika [3]. Jednakże, plastyczność materiałów nanokrystalicznych jest znacznie niższa w porównaniu z plastycznością nierozdrobnionych struktur [4]. Dodatkowo, często ograniczony do warstw przypowierzchniowych obszar występowania struktury nanokrystalicznej (do kilkudziesięciu

mikrometrów głębokości) wytwarzanej z wykorzystaniem technik SPD (Severe Plastic Deformation) jest przyczyną silnej niejednorodności materiałowej. W konsekwencji, obniża to zdolność do plastycznego kształtowania uzyskiwanych tą drogą wyrobów gotowych, np. blach, taśm, drutów, prętów. Problem ten można rozwiązać poprzez połączenie charakterystycznej dla procesów SPD rekrytalizacji in situ z przeróbką termomechaniczną. Pozwoli to na wytworzenie wielowarstwowych, jednorodnych struktur nanokrystalicznych lub ultradrobnoziarnistych o wytrzymałości przewyższającej kilkakrotnie wytrzymałość materiałów gruboziarnistych.

Przedstawione w artykule rozwiązania technologiczne przyczyniają się do pogłębienia istniejącej wiedzy na temat współdziałania mechanizmów rozwoju mikrostruktury, odkształcania oraz umocnienia wielowarstwowych materiałów nanokrystalicznych. Mogą zostać one wykorzystane jako materiały konstrukcyjne lub implanty biomedyczne. Przewidywane jest szerokie wykorzystanie tych materiałów na implanty biomedyczne, gdyż dowiedziono, że wielkość ziarna ma znaczący wpływ na interakcje między żywą tkanką a podłożem metalicznym [5]. Uważa się, że powierzchnia materiału rozdrobiona do poziomu „nano” zmienia sposób absorpcji białek, które pośredniczą w adhezji komórkowej, kontrolują i poprawiają funkcje komórek oraz regulują mechanizm wzrostu tkanki łącznej [6].

### **Procesy typu „duplex”**

Tak zwany proces „duplex” zazwyczaj jest połączeniem jednej z metod SPD z następującą przeróbką termomechaniczną. Najczęściej wykorzystywaną metodą SPD w procesie „duplex” jest powierzchniowa obróbka mechaniczno-ścierna SMAT (Surface Mechanical Attrition Treatment) [7]. Z kolei najefektywniejszą metodą SMAT jest kulowanie ultradźwiękowe USSP (Ultrasonic Shot Peening), którego główną przewagą nad konwencjonalnym kulowaniem SP (Shot Peening) jest to, że kulki „uderzają” w materiał pod różnymi kątami. Dzięki temu w wyniku intensywnego odkształcenia plastycznego uzyskuje się silne rozdrobnienie ziaren, czasem do zakresu nanometrycznego. Głównymi czynnikami, które odpowiadają za tak silne rozdrobnienie ziaren są: bliźniakowanie mechaniczne, rekrytalizacja dynamiczna oraz duża gęstość dyslokacji aktywnych [8]. Ziarna rozmiarów nanometrycznych otrzymuje się maksymalnie do głębokości kilkudziesięciu mikrometrów pod powierzchnią materiału [7]. Tak mała objętość nie pozwala na polepszenie własności mechanicznych całego materiału. Problem ten można rozwiązać poprzez zwiększenie objętości nanoziaren w strukturze, co jest możliwe dzięki drugiemu etapowi metody „duplex”.

Przeróbkę termomechaniczną w metodzie „duplex” najczęściej realizuje się poprzez proces walcowania pakietowego ARB (Accumulative Roll Bonding). Polega on na wielokrotnym walcowaniu „pakietów” blach wcześniej poddanych obróbce SMAT [9]. W trakcie walcowania dochodzi do zespolenia blach. Następnie otrzymany pakiet jest przecinany, jego powierzchnię są odtłuszczane i czyszczone, po czym materiał jest składany, nagrzewany i poddawany ponownemu walcowaniu. Proces „duplex” łączący obróbkę SMAT i proces walcowania pakietowego ARB jest

schematycznie przedstawiony na rys 1. Warstwy przejściowe zawierają ziarna o średnicach większych niż 100 nm, ale mniejszych niż średnice ziaren w materiale gruboziarnistym.

Dzięki kombinacji powyższych operacji możliwe jest uzyskanie wielowarstwowego materiału o zwiększonym udziale objętościowym struktury nanokrystalicznej. Jednakże, podczas nagrzewania materiału, przed walcowaniem, na jego powierzchniach (również wewnętrznych) pojawia się warstwa tlenków. Warstwa ta utrudnia łączenie się blach w trakcie walcowania, gdyż oddziela jedną blachę od drugiej, przez co nie dochodzi do bezpośredniego kontaktu metal-metal. Mimo to, pod pewnymi warunkami, wciąż możliwe jest zespolenie blach. Warstwa tlenkowa w trakcie procesu walcowania może zachować się w dwojaki sposób. Jeśli będzie stosunkowo plastyczna, to odkształci się wraz z metalem nie dopuszczając do kontaktu metal-metal. Jeśli z kolei będzie krucha, to naprężenia ściskające wraz z rozciągającymi spowodują jej pękanie, a metal wpłynie między powstałe luki tworząc wiązanie między blachami (rys. 2).

Proces „duplex” wymaga dodatkowych badań, gdyż nie są dokładnie poznane mechanizmy zachowania się obszarów materiału na granicach podziału w trakcie odkształcania. Aktualnie, w przemyśle proces walcowania na gorąco wykorzystuje się m.in. do nakładania różnego rodzaju powłok na wyroby metalowe (tzw. platerowanie). Często stosowanymi powłokami są aluminium, tytan i stal nierdzewna. Ta ostatnia zdobywa coraz większą popularność, gdyż jest stosunkowo tania i zapewnia wysoką odporność na korozję i ścieranie. Najczęściej wykorzystuje się austenityczną stal nierdzewną, np. AISI 304L, 309, 310, 316L, 317, 347 [10]. Z kolei metal, na który jest nakładana (najczęściej stal węglowa lub niskostopowa, np. ASTM A285, A201, A212), charakteryzuje się wysoką wytrzymałością i dobrym przewodnictwem cieplnym. Powłokę nakłada się na jedną lub obie powierzchnie materiału bazowego. Grubość powłok wynosi od 5 do 50% grubości całego kompozytu w zależności od zastosowania, przy czym najczęściej te wartości wynoszą od 10 do 20%. Taka kombinacja materiałów pozwala na otrzymywanie kompozytów, które znajdują szerokie zastosowanie przede wszystkim w przemyśle motoryzacyjnym, są wykorzystywane m.in. jako: progi, listwy boczne, elementy tapicerki czy elementy wykończeniowe.

Do nakładania powłok można również wykorzystać proces walcowania na zimno. Składają się na niego trzy podstawowe etapy: czyszczenie powierzchni materiału, walcowanie z gniosem 50-80% w jednym przepuszczeniu oraz wyżarzanie. W trakcie przepustu tworzy się wiązanie pomiędzy warstwami, jednakże nie jest ono trwałe. Obróbka cieplna ma na celu utwalenie tego wiązania. W wysokiej temperaturze zachodzi dyfuzja na poziomie atomowym wzdłuż powierzchni rozdziału, co może skutkować powstaniem wiązania o wytrzymałości większej niż wytrzymałość każdego materiału z osobna. X. K. Peng i inni [11] stwierdzili, że po wyżarzeniu kompozytu miedzi i aluminium, siła wiązania wzrasta nawet czterokrotnie w stosunku do siły uzyskanej w procesie walcowania. Dowiedli również, że w odpowiednich warunkach warstwa zgorzeliwy może się rozpuścić w trakcie wyżarzania, co dodatkowo umocni wiązanie między metalami.

Kompozyty z powłokami stalowymi wytworzone poprzez proces walcowania na zimno charakteryzują się podobnymi własnościami jak te otrzymywane po walcowaniu na gorąco. Proces walcowania na zimno wymaga stosowania maszyn o dużej mocy, dlatego wykorzystuje się go głównie do wytwarzania kompozytów, w których materiałem bazowym jest aluminium. Są one wykorzystywane jako elementy wykończeniowe samochodu.

Opisany wcześniej proces „duplex” ma pewne cechy wspólne z platerowaniem, jednakże występują między nimi różnice. W procesie „duplex”:

- 1) wiązane warstwy zawierają w swojej objętości strukturę nanokrystaliczną;
- 2) wiążą się ze sobą warstwy tego samego materiału;
- 3) początkowe grubości poszczególnych warstw są identyczne;

Powyższe różnice (w szczególności obecność struktury nanokrystalicznej) wpływają na rozwój mikrostruktury wokół powierzchni rozdziału w trakcie procesu walcowania.

Rys. 2 przedstawia granice podziału blach po obróbce SMAT i walcowaniu pakietowym stali 316L. Gdy temperatura nagrzewania przed procesem walcowania wynosiła 550°C (rys. 2a), nacisk walców spowodował pęknięcie zgorzeliny i powstanie klastrów tlenkowych. Metal płynąc wokół tych klastrów utworzył tzw. pasma ścinania, które prowadzą do niejednorodności odkształcenia, co wpływa na końcowe własności materiału. W przypadku gdy temperatura nagrzewania wynosiła 650°C (rys. 2b), zgorzelina zachowała wysokie własności plastyczne i pozostała ciągła.

### **Analiza numeryczna**

Modelowanie procesu kulowania jest złożonym problemem. Wymaga wykorzystania modelu 3D, w którym trzeba jednocześnie uwzględnić zależność umacniania się materiału od prędkości odkształcania oraz efekt obciążenia cyklicznego (cyclic loading effect) [13]. Celem badań jest identyfikacja zachowania się materiału w pobliżu granicy rozdziału blach podczas walcowania pakietowego. W celu opracowania modelu walcowania pakietowego wykorzystano istniejące dane materiałowe po obróbce SMAT [14].

W celu identyfikacji zachowania się materiału na granicy podziału blach opracowano wieloskalowy termomechaniczny model numeryczny w oparciu o metodę elementów skończonych (MES). Zastosowano modelowanie z założeniem płaskiego stanu odkształcenia. Wykorzystano oprogramowanie Abaqus/Standard, a rozpatrywanym materiałem jest stal nierdzewna 316L.

Grubość zgorzeliny w stosunku do grubości metalu jest relatywnie mała, dlatego umieszczenie jej w pojedynczym modelu reprezentującym proces walcowania powodowałoby problemy numeryczne podczas obliczeń. Z tego powodu zastosowano modelowanie wieloskalowe, które łączy ze sobą dwa poziomy modelowania: poziom makro oraz meso (rys. 3).

Pierwszy z nich reprezentuje proces walcowania, w którym redukcji poddawana jest próbka przedstawiająca dwie nałożone na siebie blachy zbudowane z elementów reprezentujących warstwy gruboziarniste oraz przejściowe. Po wykonaniu obliczeń numerycznych modelu makro otrzymano

rozkłady naprężeń, odkształceń oraz temperatur w próbce. Następnie przeniesiono warunki brzegowe do modelu meso, reprezentującego obszar obejmujący utleniającą się granicę podziału blach. W modelu meso umieszczone zostały warstwy przejściowe, nanokrystaliczne oraz warstwa reprezentująca zgorzelinę. Badania wstępne wskazują na to, że do utraty spójności zgorzeliny może dochodzić podczas odkształcenia w kotlinie walcowniczej [15]. Wykorzystanie modelowania numerycznego pozwala m.in. na lepsze zrozumienie ewolucji materiału wielowarstwowego wokół utleniających się granic rozdziału.

Rys. 4 przedstawia etapy odkształcania warstw metalu na granicy podziału blach w trakcie procesu walcowania pakietowego z gniotem 50% i temperaturą początkową 550°C. Etap I przedstawia stan początkowy materiału przed wejściem pakietu w kotlinę walcowniczą. Następnie (Etap II) materiał zaczyna się odkształcać wypełniając pustki pomiędzy klastrami zgorzeliny. Powstają lokalizacje odkształceń w warstwie nanokrystalicznej, głównie w miejscach kontaktu z klastrami zgorzeliny. Podczas trzeciego etapu dochodzi do kontaktu górnej i dolnej warstwy nanokrystalicznej. Są to potencjalne miejsca rozłożone na długości powierzchni rozdziału poszczególnych warstw, w których może dojść do ich zespolenia. Ponadto pojawiają się lokalizacje odkształceń. Badania doświadczalne wskazują na możliwość powstania w tych miejscach również pasm ścinania [12]. Występują one przeważnie wokół klastrów zgorzeliny, a także wokół obszarów zetknięcia się warstw nanokrystalicznych. Rys. 2a przedstawia zbliżone zachowanie się materiału w warunkach rzeczywistych. W etapie czwartym następuje intensyfikacja powyżej opisanego zjawiska, czyli kumulacja lokalizacji odkształceń w pasmach. Obszary styku warstw nanokrystalicznych z bocznymi obszarami klastrów zgorzeliny charakteryzują się najwyższymi wartościami intensywności odkształceń. Nieznacznie zwiększa się obszar potencjalnego miejsca zespolenia blach. Piąty etap przedstawia końcową postać obszaru granicy rozdziału. Można zauważyć, że w trakcie procesu obszary o niewielkich lokalizacjach odkształceń występują w klastrach zgorzelinowych oraz w warstwach metalu wokół nich. Ponadto niewielkie odkształcenia występują również wokół miejsc styku warstw nanokrystalicznych, a także pomiędzy pasmami okalającymi zgorzelinę i potencjalne miejsce zespolenia blach. Siły rozciągające w trakcie procesu nie pozwalają na całkowite wypełnienie pustek. Szczeliny znajdujące się w pobliżu klastrów zgorzelinowych pozostają niezmienione.

Rys. 5 przedstawia rozkład naprężeń w obszarze powierzchni rozdziału po walcowaniu pakietowym z redukcją 50% i temperaturą początkową materiału 550°C. Najwyższe naprężenia są zlokalizowane w objętości warstw nanokrystalicznych. W warstwach przejściowych również występują obszary zwiększonych naprężeń, szczególnie wokół pustek znajdujących się między klastrami zgorzeliny a stykającymi się warstwami nanokrystalicznymi. Punkty P1 i P2 na rys. 5 oznaczają miejsca odpowiednich węzłów siatki elementów skończonych w warstwie przejściowej i nanokrystalicznej. Natomiast zmiany wartości intensywności naprężeń w czasie w trakcie przebiegu procesu dla tych punktów przedstawione na rys. 6. Po wejściu rozpatrywanej części materiału do kotliny walcowniczej następuje znaczny wzrost naprężeń w węzłach P1 i P2. Wyniki

przeprowadzonej analizy numerycznej świadczą o tym, że naprężenia w warstwie nanokrystalicznej mogą osiągać wartości ok. 250% wyższe niż w warstwie przejściowej.

Rys. 7 przedstawia porównanie dwóch przykładów obliczeń, w których zdefiniowano różne długości klastrów zgorzelinowych, a tym samym odległości między klastrami również są inne. Rys. 7b prezentuje wyniki obliczeń w przypadku w którym długość wydzielen tlenkowych jest o 20% mniejsza, a odległość między nimi o 40% większa, niż w przypadku pokazanym na rys. 7a. Można zauważyć, że wzrost odległości między wydzieleniami skutkuje zwiększeniem powierzchni kontaktu warstw nanokrystalicznych, czyli miejsca potencjalnego zespolenia poszczególnych blach. Ponadto, wartości naprężeń w tym obszarze są znacznie wyższe niż w przypadku klastrów zgorzelinowych o niezmienionej długości. Kombinacja powyższych zjawisk sugeruje możliwość powstania znacznie silniejszego wiązania między blachami w przypadku zwiększonych odległości między klastrami zgorzelinowy.

### **Podsumowanie**

W artykule omówiono proces wytwarzania nanokrystalicznych wielowarstwowych materiałów konstrukcyjnych. Przedstawiono zalety i wady niektórych rozwiązań technologicznych, a także potencjalne zastosowania wyrobów gotowych. Przedstawiono przykład analizy numerycznej procesu „duplex” z wykorzystaniem metody elementów skończonych i modelowania wieloskalowego. Analizie poddano rozkłady naprężeń i odkształceń wokół utleniających się powierzchni rozdziału. Stwierdzono, że:

- odkształcenia lokalizują się wokół klastrów zgorzelinowych, a także wokół potencjalnych miejsc zespolenia blach;
- odległości między klastrami zgorzelinowy mają wpływ na siłę wiązania blach – im większe, tym mocniejsze wiązanie;
- największe naprężenia pojawiają się w warstwie nanokrystalicznej, w miejscu jej styku z bocznymi częściami wydzielen tlenkowych;
- wyniki analizy numerycznej są zbliżone do wyników uzyskanych drogą badań doświadczalnych;
- procesy typu „duplex” mogą być z powodzeniem wykorzystywane do produkcji wielowarstwowych nanokrystalicznych materiałów konstrukcyjnych.

**Praca zrealizowana w ramach pracy statutowej nr 11.11.110.292.**

### **"Literatura"**

[1] Gleiter Herbert. 1989. Nanocrystalline materials. *Progress in Materials Science* 33: 223-315.

- [2] Suryanarayana Challapalli. 1995. Nanocrystalline materials. *International Materials Reviews* 40: 41-64.
- [3] Roland Thierry,, Delphine Reira, Ke Lu, Jian Lu. 2007. Enhanced mechanical behavior of a nanocrystallised stainless steel and its thermal stability. *Materials Science and Engineering A* 445-446: 281-288.
- [4] Muszka Krzysztof, Janusz Majta, Peter Hodgson. 2007. Study of The Grain Size Effect on the Deformation Behavior of Microalloyed Steels. *Proceedings of Materials Science And Technology*. Detroit MI USA: 493-504.
- [5] Bagherifard Sara, Ramin Ghelichi, Ali Khademhosseini and Mario Guagliano. 2014. Cell response to nanocrystallized metallic substrates obtained through severe plastic deformation. *ACS Applied Materials & Interfaces* 6: 7963-7985.
- [6] Webster Thomas, Celaletdin Ergun, Robert Doremus, Richard Siegel, Rena Bizios. 2000. Specific proteins mediate enhanced osteoblast adhesion on nanophase ceramics. *Journal of Biomedical Materials Research Part A* 51: 475-483.
- [7] Tao Rong Nai, Jian Lu and Ke Lu. 2008. Surface Nanocrystallization by Surface Mechanical Attrition Treatment. *Materials Science Forum* 579: 91-108.
- [8] Valiev Ruslan, Yuri Estrin, Zenji Horita, Terence Langdon, Michael Zechetbauer and Yuntian Zhu. 2006. Producing bulk ultra-fine-grained materials by severe plastic deformation. *The Journal of The Minerals* 58: 33-39.
- [9] Waltz Laurent, Delphine Reira, Arjen Roos and Patrick Olier. 2009. Combination of surface nanocrystallization and co-rolling: Creating multilayer nanocrystalline composites. *Scripta Materialia* 60: 21-24.
- [10] J. R. Davis, Davis & Associates. 1994. Stainless Steel Cladding and Weld Overlays, *ASM Specialty Handbook: Stainless Steels*. ASM International: 107-119.
- [11] X. K. Peng, Greg Heness, Wing Yiu Yeung. 1999. Effect of rolling temperature on interface and bond strength development of roll bonded copper/aluminium metal laminates. *Journal of Materials Science* 34: 277-281.
- [12] Waltz Laurent, Delphine Reira, Arjen Roos, Claude Garnier and Patrick Olier. 2011. Effect of interfacial oxidation occurring during the duplex process combining surface nanocrystallisation and co-rolling. *Surface & Coatings Technology* 205: 4608-4613.
- [13] Sanjurjo Pedro, Cristina Rodriguez, Ines Penuelas, Tomas Eduardo Garcia, Francisco Javier Belzunce. 2014. Influence of the target material constitutive model on the numerical simulation of a shot peening process. *Surface & Coatings Technology* 258: 822-831.
- [14] Petit Jean-Jacques, Laurent Waltz, Guillaume Montay, Delphine Reira, Arjen Roos, Manuel François. 2012. Multilayer modelling of stainless steel with a nanocrystallised superficial layer. *Materials Science and Engineering A* 536: 124-128.

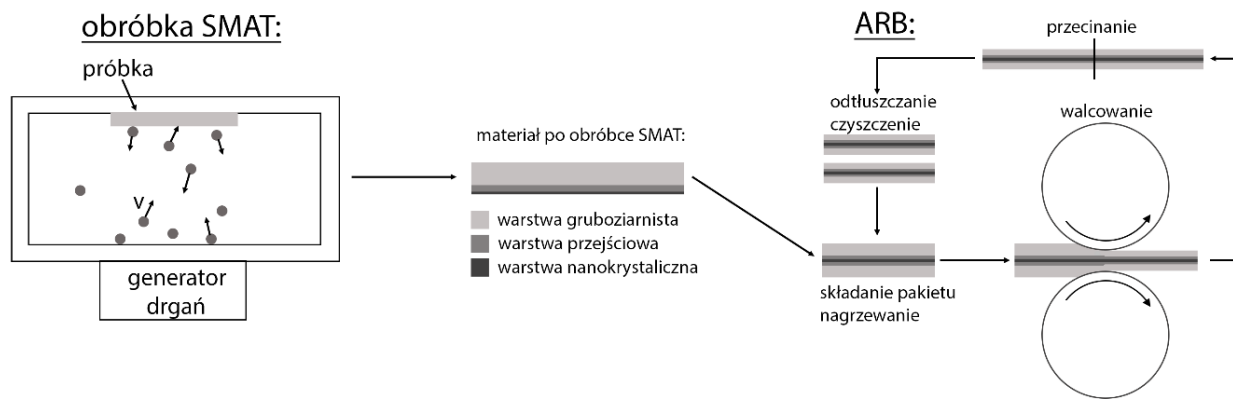
[15] Bajda Szymon, Michał Krzyżanowski, Krzysztof Muszka, Mark Rainforth. 2015. Numerical analysis of highly reactive interfaces in processing of nanocrystallised multilayered metallic materials by using duplex technique. *Surface & Coatings Technology* 277: 170-180.

**Mgr inż. Szymon BAJDA, Mgr inż. Marcin KWIECIEŃ, Mgr inż. Jakub SROKA, Prof. dr hab. inż.**

**Michał KRZYŻANOWSKI**

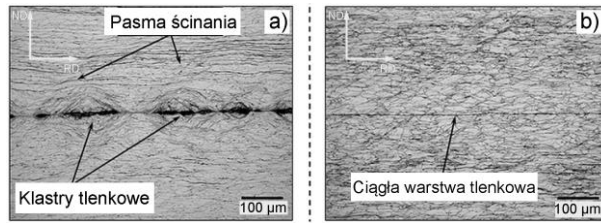
e-mail korespondencyjny: sbajda@agh.edu.pl





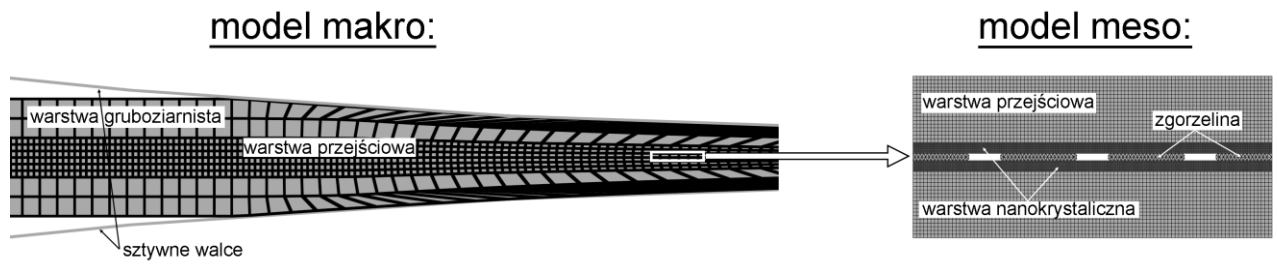
**Rys. 1. Schemat procesu „duplex”.**

*Fig. 1. The „duplex” process scheme.*



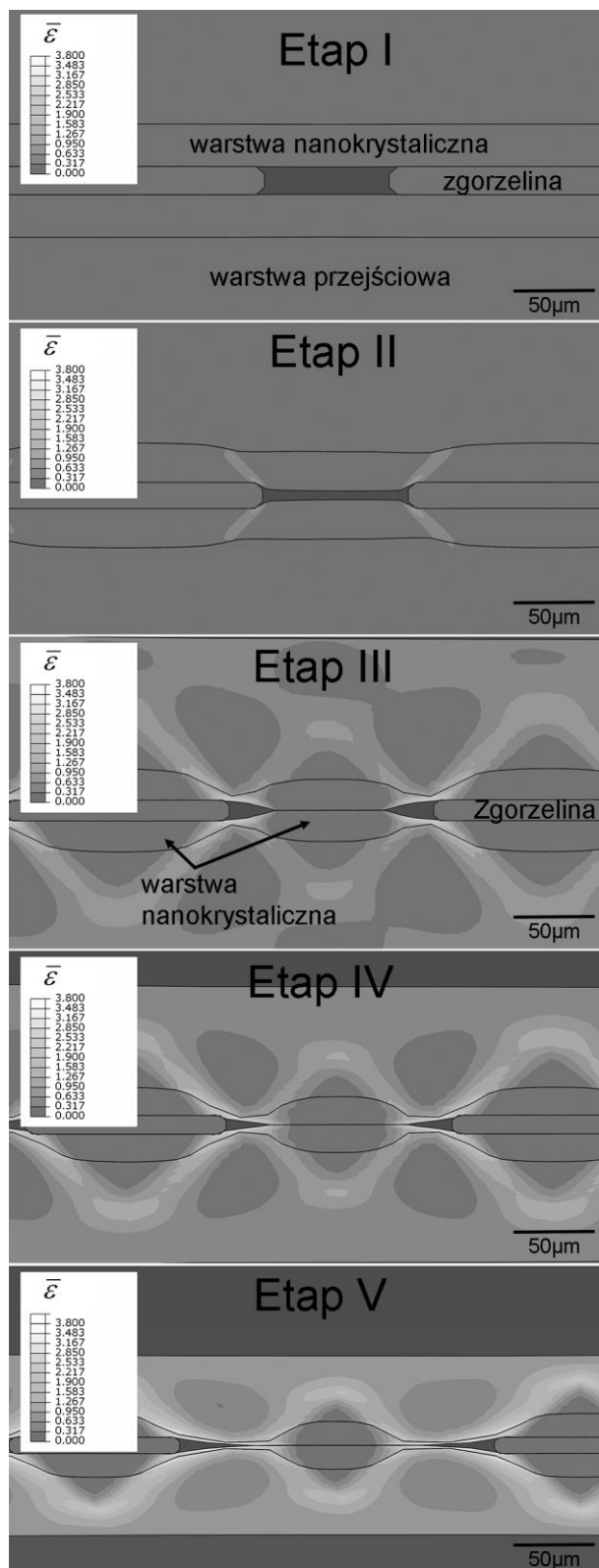
**Rys. 2. Przekrój wzdłużny wielowarstwowego materiału nanokrystalicznego ze stali nierdzewnej 316L przedstawiający: a) klastry tlenkowe (oxide islets) wraz z otaczającymi je pasmami ścinania (shear bands), b) ciągłą warstwę tlenkową, na granicy podziału metal-metal po procesie „duplex”. ND – kierunek normalny do kierunku walcowania, RD – kierunek walcowania [12].**

*Fig. 2. Optical micrograph of the longitudinal section of the nanocrystallised multilayered materials of 316L stainless steel showing: a) oxide islets surrounding by shear bands, b) continuous oxide scale on the metal-metal interface after the “duplex” process. ND – normal direction, RD – rolling direction [12].*



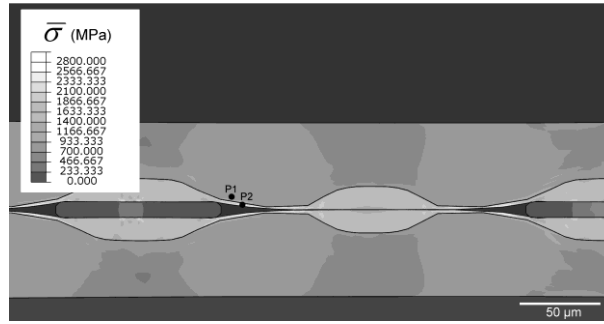
**Rys. 3. Schemat modelu walcowania materiału wielowarstwowego.**

*Fig. 3. Schematic representation of the model set up.*



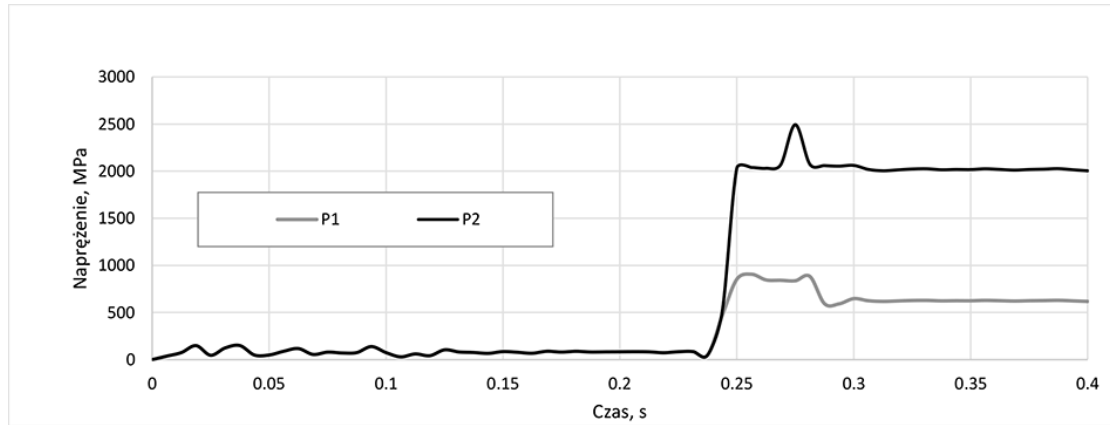
**Rys. 4. Rozkład intensywności odkształcenia przewidywany w warstwach metalu wokół utlenionej granicy rozdziału w trakcie procesu walcowania pakietowego z gniotem 50% i temperaturą początkową 550°C.**

*Fig. 4. The equivalent strain distribution predicted in the multilayer material at the oxidized interface during co-rolling with 50% reduction and 550°C initial temperature.*



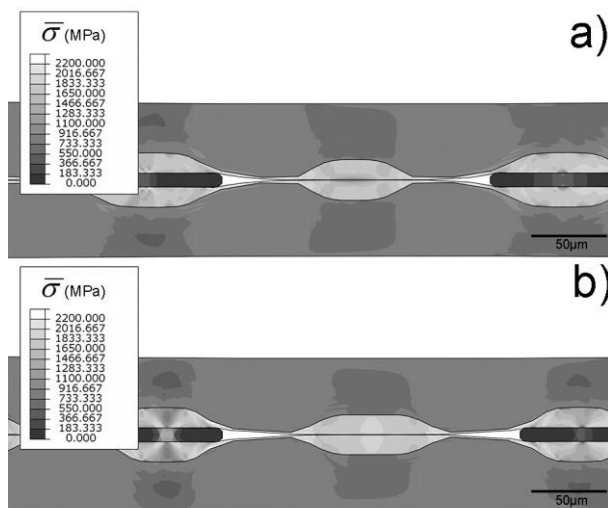
**Rys. 5. Rozkład naprężeń w warstwach metalu przewidywany wokół utlenionej granicy rozdziału po procesie walcowania pakietowego z gniotem 50% przy temperaturze początkowej materiału 550°C.**

*Fig. 5. The equivalent stress distribution predicted in the multilayer material at the oxidized interface after co-rolling with 50% reduction and 550°C initial temperature.*



**Rys. 6. Zależność wartości intensywności naprężeń od czasu przebiegu procesu przewidywana dla węzłów modelu umiejscowionych w warstwie przejściowej (P1) i nanokrystalicznej (P2).**

*Fig. 6. Changes in the strain intensity with time predicted for nodes located correspondingly in transition (P1) and nanocrystallised layer (P2).*



**Rys. 7. Rozkład intensywności naprężeń przewidywany wokół utlenionej granicy rozdziału po walcowaniu w przypadku większej długości klastrow zgorzelinowych (a) oraz dłuższych szczelin między nimi (b).**

*Fig. 7. The equivalent stress distribution predicted in the multilayer material at the oxidized interface after co-rolling with greater oxide scale lengths (a) and greater void length between them (b).*