Nauka i Technika

Miłosz P. WNUK	
Kwantowa teoria propagacji quasi-statycznych szczelin w ośrodkach niesprężystych	
Quantum theory of quasistatic fracture propagating in nonelastic solids	6
Mariusz ANTOL	
Wpływ wieku samochodu osobowego z silnikiem ZS na zadymienie spalin	
Influence of passenger car with diesel engine age on smoke emission	15
Marcin BOGUCKI, Paweł STĄCZEK	
Zastosowanie metody największego spadku w optymalizacji procesu wtryskiwania	
An application of the method of steepest descent in the optimization of injection molding process	
Gabriel BOROWSKI	
Scalanie łożyskowych odpadów poszlifierskich w aspekcie ich utylizacji w hutnictwie	
Integrating post-grinding bearing balls waste to utilize in metallurgy trade	21
Kazimierz DROZD	
Analiza możliwości wykazania przyczyn uszkodzeń piór resorowych	
Causes of leaf spring's damages verifiable analysis	
Walenty JASIŃSKI, Paweł ZAWADA	
Badanie nieciągłości w materiale rur katalitycznych metodą prądów wirowych	
The investigation of discreteness in material of catalytic pipes by the eddy current method	
Tomasz KAMIŃSKI, Przemysław FILIPEK	
Światłowodowy, interferencyjny czujnik ciśnienia jako źródło informacji o przebiegu procesu spalania w silniku spalinowym o zapłonie iskrowym	
Fiber optic, interferometric pressure sensor as source of information about an combustion process of internal combustion engine with spark ignition	31
Tomasz KAPUŚNIAK	
Wpływ średnicy dyszy głowicy wytłaczarskiej na wybrane właściwości charakteryzujące proces wytłaczania autotermicznego	
Extrusion head die diameter influence on chosen properties characterizing an autothermal extrusion process	
Agnieszka KOCHMAŃSKA, Paweł KOCHMAŃSKI	
Struktura wielowarstwowych powłok aluminiowo-krzemowych	
Structure of multilayer aluminium-silicon coatings	37
Paweł KOCHMAŃSKI	
Azotowanie gazowe stali nierdzewnych utwardzanych wydzieleniowo	
Gas nitriding of precipitation-hardening stainless steels	41
Tomasz MIŁEK	
Zmiany grubości ścianki w przekrojach czwórników rozpęczonych hydromechanicznie z miedzi	
Variations of walls thickness in the sections of hydromechanically bulged copper cross-joints	45

SPIS TREŚCI

Tomasz NASTAJ	
Badanie odporności na zużycie ścierne powłok napawanych stopami na bazie niklu	
Investigations of abrasive wear resistance of nickel based coatings	49
Jacek POLESZAK	
Koncepcja adaptacyjnego sterowania kątem wyprzedzenia wtrysku w silniku o zapłonie samoczynnym	
The adaptive control of the injection timing in the diesel engine	52
Grzegorz SAMOŁYK	
Podstawy analizy procesu kucia matrycowego z wykorzystaniem metody linii poślizgu i charakterystyk	
Basis of the closed-die forging analysis using the slip-line field method	56
Jacek ŚWIĆ	
Warunki eksploatacji narzędzi do obróbki plastycznej na gorąco	
Exploitation conditions of tools for hot working	59
Piotr THOMAS	
Badanie i analiza zmian siły nacisku przy wyciskaniu przeciwbieżnym wyprasek z miedzi	
The examination and analysis of the change of the force pressure in the process of Backward can extrusion	
of copper die stampings	63
Lesław TOSZEK	
Modelowanie rozpływu ciepła, naprężeń termicznych i mechanicznych w wiertle krętym metodą elementów skończony	′ch
Simulation of heat distribution in twist drill taking chips and workpiece into consideration	66
Mariusz WALCZAK, Mariusz WAŚKOWICZ, Jarosław BIENIAŚ	
Charakterystyka mikrostrukturalna wybranych materiałów tytanowych stosowanych w protetyce stomatologicznej	
Profile microstructural of chosen materials titanic practical in prosthetics the dentist's	70
Roman WENGERSKI	
Badania modelowe osłon wykonanych z tworzyw sztucznych pod kątem odporności na uderzenia impulsowe	
Investigation of shield model made from composite from the point of view of resistance onto impact hitting	75
Maciej ZWIERZCHOWSKI	
Zagadnienia zużycia wybranych elementów silników ZS i próba podwyższenia ich trwałości	
Selected diesel engine wear problems and wear resistance improvement test	79

Wnuk M. P.: Kwantowa teoria propagacji quasi-statycznych szczelin w ośrodkach niesprężystych; EiN nr 2/2003, s. 6-14.

W ciałach niesprężystych w każdym elementarnym procesie dekohezji, który prowadzi do pęknięcia w skali makroskopowej, zachodzi interesujące "współzawodnictwo" między rozwojem uszkodzeń ("damage") oraz innych procesów nieodwracalnej deformacji uwieńczonych pęknięciem ("fracture"), spowodowanych plastycznością lub też lepkością materiału. Próbę ilościowego opisania takich zjawisk, poprzedzających katastrofalny rozwój szczeliny, przedstawia tutaj teoria kwantowa, oparta na kryterium Wnuka, tak zwanym kryterium "rozwarcia końcowego", zaproponowanym w 1972 roku, zob. Wnuk (1972, 1974, 1977). Należy podkreślić, że zjawiska, o których tu mowa, nie mogą być adekwatnie reprezentowane przez kontunualną mechanikę zniszczenia, liniową czy też nieliniową.

Nasza teoria zakłada dwufazową strukturę strefy nieliniowej poprzedzającej front szczeliny. Model ten dotyczy zarówno szczelin stacjonarnych jak też poruszających się w zakresie poniżej progu naprężenia krytycznego (propagacja podkrytyczna). Najważniejszym elementem takiego zmodyfikowanego modelu kohezyjnego szczeliny jest przyjęcie istnienia cząstki Neubera w bezpośrednim sąsiedztwie wierzchołka szczeliny. Jest to tak zwana "strefa delta", w odróżnieniu od "nieliniowej strefy R". Wewnątrz strefy delta zachodzą intensywne procesy odkształcenia, których nie sposób opisać przy pomocy mechaniki ciał ciągłych. Dla ciał ciągliwych "delta" jest bardzo mała w porównaniu z długością strefy kohezyjnej, natomiast dla ciał kruchych obydwa parametry skali zlewają się w jeden obszar, którego rozmiar zmierza do zera.

W literaturze anglosaskiej stretę delta nazywa się "process zone". Nazwa taka implikuje, że ostateczna faza intensywnej deformacji poprzedzającej zjawisko zniszczenia zachodzi właśnie w tej strefie. Ponieważ cząsteczka Neubera ma skończone wymiary, proces zniszczenia ma charakter kwantowy. Także akumulacja nieodwracalnego odkształcenia, czas niezbędny dla doprowadzenia stanu odkształceń do stanu nasycenia (krytycznego) wewnątrz cząstki Neubera oraz sama propagacja szczeliny mają charakter kwantowy.

W granicy, dla ciał idealnie sprężystych, obowiązuje "zasada odpowiedniości", znana w mechanice kwantowej, kiedy to opis kwantowy staje się równoważny opisowi kontynualnemu. Wynikiem takiego przejścia granicznego jest powrót do klasycznej teorii Griffitha. Teoria Griffitha jest zatem szczególnym przypadkiem opisanego tu modelu procesów dekohezji, obserwowanych w ciałach niesprężystych.

Antol M.: Wpływ wieku samochodu osobowego z silnikiem ZS na zadymienie spalin; EiN nr 2/2003, s. 15-17.

W artykule opisano wpływ wieku samochodu osobowego z silnikiem ZS na zadymienie spalin w warunkach pomiaru metodą swobodnych przyśpieszeń. Analiza obejmuje wyniki badań prowadzonych w latach 1994-2002 na terenie miasta Lublina, podczas rutynowej kontroli policyjnej stanu technicznego pojazdów w ruchu drogowym. Wyniki badań 554 pojazdów wskazują na znaczny wpływ wieku samochodu z silnikiem ZS na zadymienie spalin mierzone metodą swobodnych przyśpieszeń. Duży rozrzut wyników pomiarowych wskazuje na istnienie dużego zróźnicowania stanu technicznego, w tej samej grupie wiekowej.

Bogucki M., Stączek P.: Zastosowanie metody największego spadku w optymalizacji procesu wtryskiwania; EiN nr 2/2003, s. 18-20.

Praca przedstawia eksperymentalne podejście do problemu optymalizacji procesu wtryskiwania tworzyw termoplastycznych. W badaniach optymalizacyjnych wykorzystano programy statyczne dwuwartościowe-frakcyjne oraz metodę najwikszego spadku, łącznie stanowiące sekwencyjną procedurę badań doświadczalnych. W uzyskanym rozwiązaniu uwzględniono pięć czynników badanych oraz jeden czynnik wynikowy jakim był skurcz wtórny wyprasek. W artykule przedyskutowano wyniki poszczególnych etapów badań optymalizacyjnych.

Borowski G.: Scalanie lożyskowych odpadów poszlifierskich w aspekcie ich utylizacji w hutnictwie; EiN nr 2/2003, s. 21-23.

W publikacji przedstawiono wyniki badań procesu zagęszczania i scalania odpadów poszlifierskich ze szlifowania łożysk tocznych. Odpady te po odpowiednim przetworzeniu mogą być wykorzystane jako złom do przetopu w hutnictwie. Określono i zbadano czynniki oraz parametry wpływające na jakość wyprasek otrzymywanych z surowca odpadowego.

W wyniku przeprowadzonych prób badawczych uzyskano wypraski o dużej wytrzymałości mechanicznej oraz spełniające pozostałe wymogi hutnictwa dla materiałów do przetopu w piecach elektrycznych.

Drozd K.: Analiza możliwości wykazania przyczyn uszkodzeń piór resorowych; EiN nr 2/2003, s. 24-27.

W pracy przedstawiono wyniki badań wybranych właściwości materiału piór resorowych. Badania miały na celu przeanalizowanie problematyki określania przyczyn uszkodzeń piór. Najczęściej obserwowaną, bezpośrednią, przyczyną przełomu, było występowanie mikropęknięć. Wyniki analizy składu chemicznego, badań makroi mikroskopowych oraz badań twardości nie zawsze pozwalają wskazać jednoznaczne przyczyny powstawania mikropęknięć w materiale.

Wnuk M. P.: Quantum theory of quasistatic fracture propagating in nonelastic solids; EiN nr $2/2003,\,s.\,6\text{-}14.$

Higher demands on reliability of high performance structures require a better understanding of damage and failure processes that evolve in the nonelastic material prior to the critical state leading to a catastrophic fracture. To account for these time-dependent pre-fracture stages of damage and strain evolution, such as a slow stable, or subcritical, crack growth, occurring in dissipative materials, a quantum model is proposed.

The essential assumption underlying the theory concerns the existence of the Neuber particle, the so-called "process zone", adjacent to the crack tip. This particle is of size Δ , and it is embedded within a larger cohesive zone, R. The near-tip stress field is modeled by a cohesive zone concept modified by the structured nature of the cohesive zone. A two-phase zone is assumed to be associated with any crack, whether it is stationary one or a moving one. Both plasticity and viscoelasticity are incorporated in the material representation. It is shown how the variations in the ratio R/D lead to a transition from ductile to brittle fracture. An equation of motion for a slowly moving crack, which remains in equilibrium with the applied load, is established through application of the "final stretch" criterion proposed by Wnuk in 1972, cf. Wnuk (1972, 1974).

Growth of a quasistatic crack is viewed as a sequence of local instability states, while the transition from stable to unstable crack extension is considered to represent a global instability case. Equations predicting occurrence of such transition are derived from the quantum model. In the limit case, when the quantum variables approach zero, one recovers the classic case of the Griffith theory.

Antol M.: Influence of passenger car with diesel engine age on smoke emission; EiN nr $2\prime 2003,\,s.$ 15-17.

This paper deals with the influence of passenger car with diesel engine on age smoke emission in conditions, exhaust opacity was measured in test on free accelerations. The analysis hugs the results of investigations led in summers 1994-2002 on terrain of city Lublin, during routine police control of technical state of vehicles in traffic. The results of research 554 vehicles show on considerable influence of age of car with diesel engine on measured with method fogging the exhaust smoke free the accelerations. The large dispersion of measuring results shows on existence large differentiations technical state, in the same age group.

Bogucki M., Stączek P.: An application of the method of steepest descent in the optimization of injection molding process; EiN nr 2/2003, s. 18-20.

This paper presents an experimental approach to optimization of the injection molding process. The performed researches were based on designed experiments such as: the 2^{np} fractional and composite design as well as the method of steepest descent. There were five independent and one response variable involved in the optimization process. Results of the particularly experimental stages were discussed. An attention was paid to practical aspects of research.

Borowski G.: Integrating post-grinding bearing balls waste to utilize in metallurgy trade; EiN nr 2/2003, s. 21-23.

In the paper were presented the results of research work connected with condensation and integrating of post-grinding industry's bearing balls waste. Waste after performing can be valuable material to utilize in metallurgy trade.

The research work proceed to designate the all parameters influenced for the quality of compacts. In the results of research there were made a hard resistant compacts, which might be used as a scrap in metallurgical engineering.

Drozd K.: Causes of leaf spring's damages verifiable analysis; EiN nr 2/2003, s. 24-27.

Results of chosen proprieties research of material of leaf spring are introduced in this paper. The research was in view the recognition of determination problems of damages causes. Micro-cracks occurrence was the most often observed, direct, cause of fractures. Chemical analysis, macro- and microscopic examination and hardness research not always makes possible to indicate reasons of formation micro-cracks in material.

Jasiński W., Zawada P.: **Badanie nieciągłości w materiale rur katalitycznych metodą prądów wirowych;** EiN nr 2/2003, s. 28-30.

W artykule przedstawiono wyniki badań prądami wirowymi i badań metalograficznych przeprowadzonych na odlewanych odśrodkowo rurach \$156 x 16 wykonanych z austenitycznej stali IN 519 po długotrwałej eksploatacji. Badania wykazały zmiany strukturalne i fazowe w materiale rur. Zmiany te zależne są od temperatury i czasu eksploatacji wpływając na własności mechaniczne rur. Na wewnętrznej powierzchni rur obserwowano wady odlewnicze.

Kamiński T., Filipek P.: Światłowodowy, interferencyjny czujnik ciśnienia jako źródło informacji o przebiegu procesu spalania w silniku spalinowym o zapłonie iskrowym; EiN nr 2/2003, s. 31-33.

W pracy przedstawione zostały cele i sposób pozyskiwania informacji dotyczących procesu roboczego silnika spalinowego o zapłonie iskrowym. Omówiona została budowa, zastosowanego do tego celu po raz pierwszy, światłowodowego czujnika interferencyjnego typu "side-hole", jak również sposób przetwarzania danych pomiarowych. Całość wieńczą wnioski.

Kapuśniak T.: Wpływ średnicy dyszy głowicy wytłaczarskiej na wybrane właściwości charakteryzujące proces wytłaczania autotermicznego; EiN nr 2/2003, s. 34-36.

Wyniki badań przedstawione w pracy dotyczą wpływu zmiany średnicy dyszy wytłaczarskiej, przy różnych prędkościach obrotowych ślimaka, na wybrane właściwości charakteryzujące proces wytłaczania autotermicznego. Parametrami tymi są: masowe natężenie przepływu, moc całkowita pobierana przez układ napędowy wytłaczarki, sprawność procesu wytłaczania, a także rozkład temperatury tworzywa w układzie uplastyczniającym i głowicy wytłaczarskiej. Do badań wykorzystano polietylen małej gęstości. Zmiana prędkości obrotowej ślimaka odbywała się w zakresie 3,7-5,17 s⁻¹, średnice kanału dyszy wynosiły: 1,5; 2,0; 2,5 i 3 mm.

Kochmańska A., Kochmański P.: **Struktura wielowarstwowych powłok aluminiowokrzemowych;** EiN nr 2/2003, s. 37-40.

W pracy przedstawiono rezultaty badań nad strukturą powłok aluminiowo-krzemowych wytworzonych na powierzchni odlewów ze staliwa żarowytrzymałego. Powłoki te wytwarzano zanurzając próbki w mieszaninie zawierającej proszki aluminium i krzemu oraz topnik i lepiszcze, a następnie wygrzewano w piecu w temp. 900°C. Wytworzone powłoki posiadają zwartą trójstrefową budowę.

Kochmański P.: Azotowanie gazowe stali nierdzewnych utwardzanych wydzieleniowo; EiN nr 2/2003, s. 41-44.

Poddano azotowaniu gazowemu nierdzewną stal utwardzaną wydzieleniowo 17–4PH. Jako metodę aktywacji zastosowano dodatek do atmosfery chlorowodoru, będącego produktem dysocjacji chlorku amonowego. Wytworzone warstwy charakteryzowały się wysoką twardością, niewielką kruchością, przy czym zarówno twardość jak i grubość warstwy są funkcją temperatury azotowania. Określono optymalny zakres temperatur obróbki cieplno – chemicznej. Potwierdzono wpływ zachodzących podczas obróbki cieplnej procesów wydzieleniowych na przebieg azotowania oraz na strukturę i właściwości wytwarzanych warstw.

Miłek T.: Zmiany grubości ścianki w przekrojach czwórników rozpęczonych hydromechanicznie z miedzi; EiN nr 2/2003, s. 45-48.

W pracy przedstawiono analizę rozkładu grubości ścianek w różnych przekrojach czwórników równo- oraz różnoprzelotowych rozpęczonych hydromechanicznie z miedzi. Proces ten polega na osiowym spęczaniu odcinka rury wewnątrz dzielonych półmatryc oraz równoczesnym działaniu ciśnienia cieczy wewnątrz. Porównano i wykazano zgodność wyników modelowania numerycznego z rezultatami doświadczalnymi.

Nastaj T.: Badanie odporności na zużycie ścierne powłok napawanych stopami na bazie niklu; EiN nr 2/2003, s. 49-51.

W pracy przedstawiono wyniki badań nad zużyciem ściernym powłok wykonanych stopami na osnowie niklu, metodą napawania gazowo-proszkowego. Badania zużycia ściernego przeprowadzono z wykorzystaniem mieliwa kwarcowego, korundu oraz węglika krzemu. Odporność powłok na zużycie ścierne zależy od ich twardości oraz mikrostruktury. Rankingi badanych powłok zależą od użytego w teście ścierniwa.

Poleszak J.: Koncepcja adaptacyjnego sterowania kątem wyprzedzenia wtrysku w silniku o zaplonie samoczynnym; EiN nr 2/2003, s. 52-55.

Podstawową funkcją celu w sterowaniu wysokopręźnym silnikiem spalinowym jest osiągnięcie maksymalnego momentu użytecznego dla zadanej dawki paliwa z zachowaniem odpowiednio niskiego poziomu toksyczności spalin. Postulat ten zrealizować można dobierając odpowiednią chwilę podania dawki paliwa definiowaną jako kąt wyprzedzenia wtrysku. W artykule przedstawiono koncepcję budowy układu sterowania pozwalającego na ciągłe dopasowywanie się kąta wyprzedzenia wtrysku w silniku ZS do zmieniających się charakterystyk obiektu sterowania, jakim jest silnik. Wskaźnik jakości procesu roboczego zdefiniowany jako moment użyteczny silnika, szacowany jest w oparciu o pomiar chwilowego kąta skręcenia wału korbowego silnika.

Jasiński W., Zawada P.: The investigation of discreteness in material of catalytic pipes by the eddy current method; EiN nr 2/2003, s. 28-30.

The paper presents the results of eddy current and metallographic investigations of centrifugal casted pipe ϕ 156 x 16 made from cast steel IN 519 after long time operating. The investigations of the pipe samples shows the structural and phase changes in the material of tube. These changes depended on the temperature and time of exploitation and had influence on the mechanical properties of the pipe. At inner surface of the tube the casting defects were observed.

Kamiński T., Filipek P.: Fiber optic, interferometric pressure sensor as source of information about an combustion process of internal combustion engine with spark ignition; EiN nr 2/2003, s. 31-33.

This paper describes aim and way to obtain information about working process of internal combustion engine with spark ignition. Paper present construction's of fiber optic pressure sensor side-hole and method of measured data processing.

Kapuśniak T.: Extrusion head die diameter influence on chosen properties characterizing an autothermal extrusion process; EiN nr 2/2003, s. 34-36.

The paper sets out to present the results concerning the influence of an extruder die rolling passage diameter change, at various rotational speed values of the screw, on chosen properties characterizing an autothermal extrusion process. The parameters are: mass flow rate, total power taken by an extruder motive unit, extruder energy efficiency, temperature distribution along the plasticating system and extrusion head. Low density polyethylene was used in the experiment. The screw rotational speed change was within the range of $3.7 - 5.17 \text{ s}^{-1}$, the extruder die diameters were: 1.5; 2.0; 2.5 and 3 mm.

Kochmańska A., Kochmański P.: Structure of multilayer aluminium-silicon coatings; EiN nr 2/2003, s. 37-40.

This paper presents results of research of multilayer aluminium-silicon coatings. Aluminium-silicon coatings created on high-temperature creep resist cast iron were manufactured by immersion in active mixture containing aluminium and silicon powder, flux and binder. The samples were prepared in this way and annealed at temperature of 900°C. The structure of these coatings is compact and triple zonal.

Kochmański P.: Gas nitriding of precipitation-hardening stainless steels; EiN nr2/ 2003, s. 41-44.

In this paper investigation results of nitrided layers on 17–4PH stainless steel have been presented. Addition of ammonia chloride to nitriding atmosphere was applied as activation method. Microhardness of created layers reaches 1300 HV. Plastic properties were also satisfactory. Both hardness and thickness depend on nitriding temperature. Optimum temperature range of thermo - chemical treatment was determined. Influence of precipitate processes taking place during heat treatment on nitriding kinetics and layer properties was proved.

Miłek T.: Variations of walls thickness in the sections of hydromecha-nically bulged copper cross-joints; EiN nr 2/2003, s. 45-48.

In the paper the analysis of variations of wall thickness in different sections of hydromechanically bulged copper cross-joints has been presented. The process consists in placing a tube segment in a die-cavity, pouring some liquid over it and sealing the faces. As a result the liquid pressure rises and the pipe is upset. The experimental results are in very good agreement with the results of numerical simulation.

Nastaj T.: Investigations of abrasive wear resistance of nickel based coatings; EiN nr 2/2003, s. 49-51.

The paper presents results of experiments on abrasive wear of flame deposited coatings. Tests were carried out with SiO_2 , Al_2O_3 and SiC. Abrasive nickel-based alloys wear resistance of coatings depends on their hardness and microstructure. Rankings of coatings depend on abrasives used in tests.

Poleszak J.: The adaptive control of the injection timing in the diesel engine; EiN nr 2/2003, s. 52-55.

The basic aim in controlling the diesel engine is to obtain a maximal effective moment for given fuel dose with keeping of a minimum amount of toxic exhaust compounds. This postulate can be realized by matching the appropriate fuel injection commencement timing. In this paper the concept of the control system is presented, which allows the constant matching of the injection advance in the CI engine to varying characteristics of the controlled object, that is the engine. Quality factor of working process which is defined as a effective engine torque, is estimated on the bases of the instantaneous crankshaft torsion measurement.

Samolyk G.: Podstawy analizy procesu kucia matrycowego z wykorzystaniem metody linii poślizgu i charakterystyk; EiN nr 2/2003, s. 56-58.

Artykul przedstawia podstawy analizy procesu kucia w matrycach otwartych z wykorzystaniem metody linii poślizgu i charakterystyk. Rozważania skoncentrowane są na procesie kucia poprzez wyciskanie (złożony schemat płynięcia metalu) przedmiotów typu trzpień z kołnierzem, przy założeniu płaskiego stanu odkształcenia. Prezentowana praca przedstawia zasady konstrukcji siatki linii poślizgu, rozwiązywania statyki oraz kinematyki procesu kształtowania plastycznego.

Świć J.: Warunki eksploatacji narzędzi do obróbki plastycznej na gorąco; EiN nr 2/2003, s. 59-62.

Eksploatacja narzędzi do obróbki plastycznej na gorąco ma znaczący wpływ na zużycie narzędzi oraz jakość wyrobu. W celu poprawienia warunków eksploatacji oraz zwiększenia ich trwałości prowadzi się wiele prac badawczych. Rozwój techniki komputerowej pozwala na stosowanie nowoczesnych metod analizy procesów obróbki plastycznej (MES), które umożliwiają modelowanie rzeczywistych procesów kształtowania przy nieznacznych założeniach upraszczających. W pacy przedstawiono analizę teoretyczną i wyniki parametrów termomechanicznych narzędzi, uzyskane podczas komputerowej symulacji kształtowania łba wkręta szynowego, oraz przeprowadzono krótką ich analizę.

Thomas P.: Badanie i analiza zmian sily nacisku przy wyciskaniu przeciwbieżnym wyprasek z miedzi; EiN nr 2/2003, s. 63-65.

Przedstawiono wyniki badań doświadczalnych procesu wyciskania przeciwbieżnego miedzi na zimno dla materiału surowego i po obróbce cieplnej, którego celem była analiza zmian siły nacisku procesu wyciskania.

Toszek L.: Modelowanie rozpływu ciepła, naprężeń termicznych i mechanicznych w wiertle krętym metodą elementów skończonych; EiN nr 2/2003, s. 66-69.

W referacie przedstawiono wyniki badań symulacyjnych nad modelem wiertła krętego z uwzględnieniem wióra i przedmiotu obrabianego. Wykorzystując metodę elementów skończonych dokonano analizy rozpływu ciepła i rozkładu naprężeń. Analizowano również wpływ ilości ciepła przekazywanego do narzędzia, wióra i przedmiotu obrabianego, na temperaturę w strefie skrawania oraz wpływ różnych sposobów chłodzenia narzędzia, na jego temperaturę.

Walczak M., Waśkowicz M., Bieniaś J.: Charakterystyka mikrostrukturalna wybranych materialów tytanowych stosowanych w protetyce stomatologicznej; EiN nr 2/2003, s. 70-74.

W pracy przedstawiono charakterystykę mikrostrukturalną czystego technicznie tytanu (Rematitan, Ti- grade 2) i stopu tytanu zawierającego aluminium i wanad (Ti-6Al-4VELI). Materiały te znajdują potencjalne zastosowanie w stomatologii. Parametry stereologiczne wyznaczono przy użyciu programu do komputerowej analizy obrazu Image – Pro Plus 4.5. Pozwoliło to na wyznaczenie parametrów geometrycznych mikrostruktury (takich jak: wielkość ziarna wg ASTM, pole powierzchni płaskiego przekroju ziarna A, współczynnik kształtu ξ i współczynnik wydłużenia ziarn Fereta δ), jednoznacznie definiując ją co do zawartości i morfologii poszczególnych składników.

Wengierski R.: Badania modelowe oslon wykonanych z tworzyw sztucznych pod kątem odporności na uderzenia impulsowe; EiN nr 2/2003, s. 75-78.

Praca dotyczy badań modelowych osłon wykonanych z tworzyw sztucznych pod kątem ich odporności na uderzenia impulsowe z wykorzystaniem metody elementów skończonych. Badaniom poddana została osłona o strukturze przekładkowej składająca się z dwóch zewnętrznych warstw wykonanych z laminatu z włókien węglowych połączonych z rdzeniem wykonanym z pianki poliuretanowej. Wyniki tych symulacji pozwoliły na uzyskanie odpowiedzi przy jakich prędkościach zderzenia dojdzie do perforacji osłony, co związane jest z całkowitym jej zniszczeniem. Dzięki symulacjom stało się również możliwe ustalenie przebiegu procesu zderzenia i znalezienie słabych punktów osłon.

Zwierzchowski M.: Zagadnienia zużycia wybranych elementów silników ZS i próba podwyższenia ich trwalości; EiN nr 2/2003, s. 79-81.

W pracy przedstawiono problem zużycia niektórych elementów układów rozrządu w aspekcie podwyższenia ich trwałości. Przedstawiono również wyniki badań wstępnych przeprowadzonych na kilku rodzajach powłok nakładanych metodami spawalniczymi na elementy układów rozrządu. Przedmiotem badań były dźwigienki zaworowe silników ZS.

Samolyk G.: Basis of the closed-die forging analysis using the slip-line field method; EiN nr 2/2003, s. 56-58.

The basis of closed-die forging analysis using the slip-line field method has been presented in this article. The consider is included the closed-die forging with a flash. It is assured extrusion process (parts with the boss) in plane strain conditions. The article concerns the principles of construction the slip-line field, and the corresponding hodograf for two-dimensional flow.

Świć J.: Exploitation conditions of tools for hot working; EiN nr 2/2003, s. 59-62.

Exploitation of tools for hot working in metal forming has significant influence on durability of them and quality of final product. For increase of exploitation conditions and durability, many research in this scope are worked. In this work theoretical and experimental results of thermomechanical conditions during forming process of screw spikes are presented.

Thomas P.: The examination and analysis of the change of the force pressure in the process of Backward can extrusion of copper die stampings; EiN nr 2/2003, s. 63-65.

Paper presents the results of the experimental research of the process of cold backward can extrusion of copper elements for material before and after heat treatment. The main goal of the research was analysis of the change of the force pressure during backward extrusion.

Toszek L.: Simulation of heat distribution in twist drill taking chips and workpiece into consideration; EiN nr 2/2003, s. 66-69.

The Paper is continuation of investigations in Department of Machine Technology of Silesian University of Technology working on thermal model of twist drill. Main goal of investigations were to work out the mathematical model of twist drill using of finite elements analysis, that it would be basis to optimization of it geometrical shape. In addition range of research was extended about chip and workpiece.

Walczak M., Waśkowicz M., Bieniaś J.: Profile microstructural of chosen materials titanic practical in prosthetics the dentist's; EiN nr 2/2003, s. 70-74.

The paper presents the microstructural charakteristics of comercially pure titanium (Rematitan, Ti-grade 2) and titanium alloy containing aluminium and vanadium. These materials find potential aplications in stomatology. The stereological parameters were difinied by use of the program for computer image analisis (Image – Pro Plus 4.5). It enabled to determine geometrical parameters of the microstructure (such as: ASTM grain size, grain area, shape index ξ and moduls of grain elongation Feret δ), unequirocally defining it as to the contens and morphology of particullar elements.

Wengierski R.: Investigation of shield model made from composite from the point of view of resistance onto impact hitting; EiN nr 2/2003, s. 75-78.

This work concerns investigations of shield model made from composite materials from the point of view of resistance onto impact hitting with utilization finite element method. Investigations was surrendered on sandwitch structure shield made from two external layers from carbon fibre laminate join with polyurethane foam core. Results of this simulation permitted onto obtainment of answer at what speeds of crash it will perforated, what is connected with total destruction. Thanks to simulation was possible settlement of course of destruction process and finding of weak points of shield.

Zwierzchowski M.: Selected diesel engine wear problems and wear resistance improvement test; EiN nr $2/2003,\,s.\,79{-}81$.

This article presents problems of wear resistance of diesel engine elements. It presents the results of preliminery tests. The valve rockers were the object of test.

NAUKA I TECHNIKA

Miłosz P. WNUK

KWANTOWA TEORIA PROPAGACJI QUASI-STATYCZNYCH SZCZELIN W OŚRODKACH NIESPRĘŻYSTYCH

QUANTUM THEORY OF QUASISTATIC FRACTURE PROPAGATING IN NONELASTIC SOLIDS

W ciałach niesprężystych w każdym elementarnym procesie dekohezji, który prowadzi do pęknięcia w skali makroskopowej, zachodzi interesujące "współzawodnictwo" między rozwojem uszkodzeń ("damage") oraz innych procesów nieodwracalnej deformacji uwieńczonych pęknięciem ("fracture"), spowodowanych plastycznością lub też lepkością materiału. Próbę ilościowego opisania takich zjawisk, poprzedzających katastrofalny rozwój szczeliny, przedstawia tutaj teoria kwantowa, oparta na kryterium Wnuka, tak zwanym kryterium "rozwarcia końcowego", zaproponowanym w 1972 roku, zob. Wnuk (1972, 1974, 1977). Należy podkreślić, że zjawiska, o których tu mowa, nie mogą być adekwatnie reprezentowane przez kontunualną mechanikę zniszczenia, liniową czy też nieliniową.

Nasza teoria zakład dwu-fazowa strukturę strefy nieliniowej poprzedzającej front szczeliny. Model ten dotyczy zarówno szczelin stacjonarnych jak też poruszających się w zakresie poniżej progu naprężenia krytycznego (propagacja podkrytyczna). Najważniejszym elementem takiego zmodyfikowanego modelu kohezyjnego szczeliny jest przyjęcie istnienia cząstki Neubera w bezpośrednim sąsiedztwie wierzchołka szczeliny. Jest to tak zwana "strefa delta", w odróżnieniu od "nieliniowej strefy R". Wewnątrz strefy delta zachodzą intensywne procesy odkształcenia, których nie sposób opisać przy pomocy mechaniki ciał ciągłych. Dla ciał ciągliwych "delta" jest bardzo mała w porównaniu z długością strefy kohezyjnej, natomiast dla ciał kruchych obydwa parametry skali zlewają się w jeden obszar, którego rozmiar zmierza do zera. W literaturze anglosaskiej strefę delta nazywa się "process zone". Nazwa taka implikuje, że ostateczna faza intensywnej deformacji poprzedzającej zjawisko zniszczenia zachodzi właśnie w tej strefie. Ponieważ cząsteczka Neubera ma skończone wymiary, proces zniszczenia ma charakter kwantowy. Także akumulacja nieodwracalnego odkształcenia, czas niezbędny dla doprowadzenia stanu odkształceń do stanu nasycenia (krytycznego) wewnątrz cząstki Neubera oraz sama propagacja szczeliny mają charakter kwantowy.

W granicy, dla ciał idealnie sprężystych, obowiązuje "zasada odpowiedniości", znana w mechanice kwantowej, kiedy to opis kwantowy staje się równoważny opisowi kontynualnemu. Wynikiem takiego przejścia granicznego jest powrót do klasycznej teorii Griffitha. Teoria Griffitha jest zatem szczególnym przypadkiem opisanego tu modelu procesów dekohezji, obserwowanych w ciałach niesprężystych.

Slowa kluczowe: pękanie, sprężysto-plastyczne i lepko-sprężyste odkształcenia, szczelina quasi-statyczna, model kwantowy, uszkodzenia, zniszczenie, rozerwanie, nano-mechanika, mesomechanika, inżynieria materiałowa

Higher demands on reliability of high performance structures require a better understanding of damage and failure processes that evolve in the nonelastic material prior to the critical state leading to a catastrophic fracture. To account for these time-dependent pre-fracture stages of damage and strain evolution, such as a slow stable, or subcritical, crack growth, occurring in dissipative materials, a quantum model is proposed.

The essential assumption underlying the theory concerns the existence of the Neuber particle, the so-called "process zone", adjacent to the crack tip. This particle is of size Δ , and it is embedded within a larger cohesive zone, R. The neartip stress field is modeled by a cohesive zone concept modified by the structured nature of the cohesive zone. A two-phase zone is assumed to be associated with any crack, whether it is stationary one or a moving one. Both plasticity and viscoelasticity are incorporated in the material representation. It is shown how the variations in the ratio R/Δ lead to a transition from ductile to brittle fracture. An equation of motion for a slowly moving crack, which remains in equilibrium with the applied load, is established through application of the "final stretch" criterion proposed by Wnuk in 1972, cf. Wnuk (1972, 1974, 1977).

Growth of a quasistatic crack is viewed as a sequence of local instability states, while the transition from stable to unstable crack extension is considered to represent a global instability case. Equations predicting occurrence of such transition are derived from the quantum model. In the limit case, when the quantum variables approach zero, one recovers the classic case of the Griffith theory.

Keywords: Fracture, elasto-plastic and viscoelastic strains, quantum modeling, time-dependent processes, quasistatic crack, damage, failure, rupture, nanomechanics, mesomechanics, materials engineering

1. Wprowadzenie

W ciałach idealnie sprężystych, lub też sprężysto-plastycznych gdy efekty plastyczności są małe, naprężenie krytyczne, przy którym następuje inicjacja pęknięcia, można wyznaczyć z kilku równoważnych sobie kryteriów wywodzących się z mechaniki kontynualnej ciał stałych. Mamy tu na myśli kryteria oparte o takie podstawowe zasady mechaniki jak balans energetyczny (globalne kryterium Griffitha), krytyczny poziom współczynnika intensywności naprężenia (lokalne kryterium Orowana-Irwina), zastosowanie całki Rice'a, lub kryterium potencjału pola, które Irwin nazwał "crack driving force", lub też liczne inne kryteria używane w zakresie nieliniowym (jak np. kryterium CTOD Wellsa dla płyt spawanych), lecz mające tę własność, że wszystkie sprowadzają się – w przypadku granicznym – do klasycznego rezultatu Griffitha oraz innych istotnych równań liniowej mechaniki zniszczenia (LEFM).

Kryteria te zawodzą dla ciał niesprężystych, lub też - ogólniej mówiąc - dla ciał, w których uwzględnia się mikrostrukturę na kilku poziomach zdolności rozdzielczej instrumentów użytych do obserwacji zjawisk odkształceń poprzedzających makroskopową propagację pęknięcia. Mowa tu o zakresach "mesomechaniki" rozważanych w nowoczesnej teorii zniszczenia na rożnych poziomach skali. I tak na przykład, klasyczna teoria szczelin, tzw. LEFM (linear elastic fracture mechanics) nie jest w stanie opisać zależnego od czasu zjawiska powolnego ruchu szczeliny w zakresie naprężeń poniżej naprężenia krytycznego. Jest to faza tak zwanego "pod-krytycznego" ruchu szczeliny, bardzo istotna w rozumieniu istoty odporności na pękanie oraz działaniu mechanizmów zapobiegającym pęknięciom w materiałach niesprężystych, zdolnych do dyssypacji energii. Okazuje się, że żadne z kryteriów stosowanych w standardowym modelu pęknięć, wyprowadzonym z kontynualnej teorii LEFM, nie jest w stanie nie tylko opisać, ale nawet i przewidzieć istnienia fazy podkrytycznej propagacji szczeliny. To interesujące zjawisko można przyrównać do fazy "przemieszczeń wstępnych", znanej fizykom studiującym nieliniowe aspekty procesu tarcia. I w jednym i drugim przypadku, obserwowane zjawisko, zachodzi poniżej określonego progu, czy to przyłożonego obciążenia, czy też siły pokonywującej opór tarcia. Można by zatem powiedzieć, że zjawisko odbywa się wbrew prawom klasycznej fizyki.

2. Teoria kwantowa

Dla zmodyfikowanego modelu Dugdale'a w zakresie plastyczności bliskiego zasięgu przemieszczenia normalne do płaszczyzny szczeliny dają się wyrazić, cf. Rice (1968) oraz Wnuk (1974) wzorem

$$u_{y}(x_{I},R) = \frac{4\sigma_{0}}{\pi E_{I}} \left[\sqrt{R(R-x_{I})} - \frac{x_{I}}{2} ln \frac{\sqrt{R} + \sqrt{R-x_{I}}}{\sqrt{R} - \sqrt{R-x_{I}}} \right]$$
(2.1)

lub też

$$u_{y}(\lambda) = \frac{4\sigma_{0}R}{\pi E_{I}} \left[\sqrt{1-\lambda} - \frac{\lambda}{2} ln \frac{1+\sqrt{1-\lambda}}{1-\sqrt{1-\lambda}} \right] = \frac{4\sigma_{0}R}{\pi E_{I}} \Lambda_{0}(\lambda)$$
(2.2)

$$\lambda = \frac{x_I}{R}, E_I = \begin{cases} E & p.s.n \\ E \\ \hline (I - v^2) & p.s.o \end{cases}$$

Zauważmy, że dla szczeliny stacjonarnej wielkość R jest stała, określona przez współczynnik intensywności naprężeń K_{lc} oraz granice plastyczności σ_{o} . Natomiast dla szczeliny poruszającej się, odle-

głość dowolnego ustalonego punktu wewnątrz strefy R zmienia się wraz z czasem, zatem odległość tę można traktować jako czasopodobna zmienna. Tak więc, dla ruchu quasi-statycznego wielkość *R*, która zależy teraz od czasu, można uważać za pewną, *a priori* nieznaną funkcję x_i . Funkcje przemieszczeń $u_y(x_p, R)$, podaną wzorem (2.1), należy zatem przepisać w postaci

$$u_{y}[x_{I}, R(x_{I})] = \frac{4\sigma_{0}}{\pi E_{I}} \left[\sqrt{R(x_{I})(R(x_{I}) - x_{I})} - \frac{x_{I}}{2} ln \frac{\sqrt{R(x_{I})} + \sqrt{R(x_{I}) - x_{I}}}{\sqrt{R(x_{I})} - \sqrt{R(x_{I}) - x_{I}}} \right]$$
(2.3)

W teorii kwantowej ważną rolę grają dwie stałe materiałowe, Δ oraz $\hat{\delta}$. Pierwsza z nich reprezentuje kwant przyrostu długości szczeliny, druga zaś jest podwojonym przyrostem końcowym przemieszczenia prostopadłego do płaszczyzny szczeliny, który zachodzi w punkcie obserwacyjnym umieszczonym na zewnętrznym brzegu cząstki Neubera, w czasie (również skwantowanym) $\delta t = \Delta/(dl/dt)$, gdzie *l* oznacza bieżącą długość szczeliny. Teoria ta postuluje, ze skokowy przyrost długości szczeliny, Δ , może nastąpić wówczas, gdy spełniony jest warunek Wnuka, tak zwanego "przemieszczenia końcowego" w punkcie kontrolnym *P*, zob. Rys. 1, mianowicie

$$\delta_p u_y = u_y [0, R(0)] - u_y [\Delta, R(\Delta)] = \frac{\hat{\delta}}{2}$$
(2.4)

Zauważmy, że na Rys. 1 przedstawione są dwa sąsiednie stany "1" i "2" – i dla tych właśnie stanów oblicza się czas "t- δt " oraz "t", a także wszystkie pozostałe wielkości. Warto zauważyć, ze współrzędna punktu obserwacyjnego *P* dla stanu 1 wynosi $x_1 = \Delta$, natomiast dla stanu 2, współrzędna ta wynosi zero (front szczeliny znajduje sie obecnie w punkcie *P*). Łącząc równanie (2.3) z kryterium (2.4), które jeszcze raz przepiszemy w zwartej postaci

$$\delta_p u_y = u_2(P) - u_1(P) = \hat{u}$$
 (2.5)

Ponieważ $\hat{\delta}$ oznacza przyrost całkowitego rozwarcia wierzchołkowego, mamy prosta zależność miedzy liczbami kwantowymi \hat{u} oraz $\hat{\delta}$, mianowicie $2\hat{u} = \hat{\delta}$.

Wyprowadzimy obecnie równanie różniczkowe ruchu szczeliny quasi-statycznej. Równanie to definiuje funkcję R = R(l), gdzie "l" oznacza bieżącą długość szczeliny. Zacznijmy od funkcji czasu, R = R(t), którą rozwiniemy w szereg Taylora w następujący sposób:

$$R(t) = R(t - \delta t) + \frac{dR}{dt} \partial t$$
(2.6)

Jeśli w miejsce kwantu czasu δt podstawimy $\Delta (dl/dt)^{-1}$, to

$$R(t) = R(t - \delta t) + \frac{dR}{dl}\Delta$$
(2.7)

Zastępując czas przez czaso-podobną zmienną x_i , oraz zauważając, że $dx_i = -dl$, podstawiamy $-dR/dx_i$ w miejsce dR/dl, aby otrzymać wyrażenie zależne od x_i



Rys. 1. Kwant propagacji szczeliny, jako różnica między położeniem wierzcholka szczeliny w stanie 2 (x=1+ d, x₁=0) oraz w stanie 1 (x=1, x₁= D). Rysunek ilustruje również kwant przyrostu przemieszczenia (1/2) $\hat{\delta}$ w punkcie obserwacyjnym p

$$[R(x_I)]_{x_I=0} = [R(x_I)]_{x_I=\Delta} - \frac{dR(x_I)}{dx_I}\Delta$$
(2.8)

lub też, równoważne mu wyrażenie

$$R(0) = R(\Delta) + \frac{dR}{dl}\Delta$$
(2.9)

Zamiana $-dx_i$ na dl wynika z prostej równości, $l + x_i = x(P)$ = *const*. Obliczymy teraz wielkości występujące w kwantowym kryterium ruchu (2.4)

$$u_2(P) = u_y[0, R(0)] = \frac{4\sigma_0}{\pi E_I} R(0) = \frac{4\sigma_0}{\pi E_I} \left[R(\Delta) + \frac{dR}{dl} \Delta \right] \quad (2.10)$$

$$u_{I}(P) = u_{y}[\Delta, R(\Delta)] = \frac{4\sigma_{0}}{\pi E_{I}} \left[\sqrt{R(\Delta)(R(\Delta) - \Delta)} - \frac{\Delta}{2} ln \frac{\sqrt{R(\Delta)} + \sqrt{R(\Delta) - \Delta}}{\sqrt{R(\Delta)} - \sqrt{R(\Delta) - \Delta}} \right]$$

Odejmując te dwa wyrażenia od siebie i podstawiając do kryterium ruchu (2.4), otrzymujemy

$$R + \Delta \frac{dR}{dl} - \sqrt{R(R - \Delta)} + \frac{\Delta}{2} ln \frac{\sqrt{R} + \sqrt{R - \Delta}}{\sqrt{R} - \sqrt{R - \Delta}} = \frac{\hat{\delta}}{2} \left(\frac{\pi E_I}{4\sigma_0} \right)$$
(2.11a)

Po uporządkowaniu równania, dostajemy

$$\frac{dR}{dl} = \frac{\hat{\delta}}{\Delta} \left(\frac{\pi E_I}{8\sigma_0} \right) - \frac{R}{\Delta} + \sqrt{\frac{R}{\Delta} \left(\frac{R}{\Delta} - I \right)} - \frac{1}{2} ln \frac{1 + \sqrt{1 - \frac{\Delta}{R}}}{1 - \sqrt{1 - \frac{\Delta}{R}}}$$
(2.11b)

lub też - w postaci bezwymiarowej

$$\frac{dY}{dX} = M - \rho Y + \sqrt{\rho Y(\rho Y - l)} - \frac{l}{2} ln \frac{\sqrt{\rho Y} + \sqrt{\rho Y - l}}{\sqrt{\rho Y} - \sqrt{\rho Y - l}} \quad (2.11c)$$

Stałą
$$M = \left(\frac{\hat{\delta}}{\Delta}\right) \left(\frac{\pi E_I}{8\sigma_0}\right)$$
 będziemy nazywać modułem dekohezji.

Oczywiście, symbol y oznacza R/A. Zastąpimy tą zmienną iloczy-

nem wskaźnika ciągliwości $\rho = \frac{R_{ini}}{\Delta}$ oraz zmiennej $Y = \frac{R}{R_{ini}}$, mianowicie, $y = \rho Y$. Warunkiem początkowym dla równania (2.11a) jest $R = R_{ini}$ dla $l = l_0$, lub tez Y = I dla $X = X_0$, gdzie $X = \frac{l}{R}$.

Równanie (2.11c) jest nieliniowym równaniem różniczkowym pierwszego rzędu, które łatwo można scałkować numerycznie (zauważmy, że zmienne są już rozdzielone).

Numeryczne całkowanie równania (2.11c) prowadzi do tak zwanej "uniwersalnej krzywej materiałowej odporności, R", lub po prostu - krzywej R. Rodzinę takich krzywych, otrzymanych dla różnych wartości parametru ciągliwości ρ , pokazano na Rys. 2. Łatwo zauważyć, ze dla bardziej ciągliwego materiału otrzymujemy bardziej stroma krzywa R. Efekt ten prowadzi do przedłużonej fazy podkrytycznego ruchu szczeliny przy rosnącej ciągliwości. I na odwrót, dla krzy- wych R bliższych linii poziomej, Y = I, zjawisko wzrostu odporności na pękanie w fazie poprzedzającej punkt krytyczny zanika. Wreszcie, dla ciała idealnie kruchego, obecna teoria kwantowa ruchu szczeliny redukuje się do teorii Griffitha. Tutaj istnieje tylko jeden punkt krytyczny, X = 0, Y = 1, a nie zbiór stanów krytycznych, jak to ma miejsce dla szczeliny quasi-statycznej. Wyjaśnić też należy, ze ciąg kolejnych równowagowych szczelin, o coraz to większej długości l, interpretować trzeba jako zbiór stanów lokalnej niestateczności, natomiast stan krytyczny osiągnięty w momencie przejścia do pęknięcia katastrofalnego, utożsamić trzeba z niestatecznością globalna.

Tak wiec, odcinki krzywych pokazanych na Rys.2, począwszy od inicjacji do punktów 1,2 oraz 3, przedstawiają kontinua stanów lokalnej niestateczności, natomiast punkty zaznaczone kółeczkami na trzech krzywych reprezentują "końcową" lub też globalną utratę stateczności dla rozważanej konstrukcji.

Punkt przejścia od propagacji równowagowej do dynamicznej określony jest dwoma równaniami

$$R_{MAT} = R_{APPL}$$

$$\frac{dR_{MAT}}{dl} = \frac{\partial R_{APPL}}{\partial l} \bigg|_{U}$$
(2.12)

Z lewej strony tych równań występuje charakterystyka mate-

Eksploatacja i Niezawodność nr 2/2003



 $\Delta X = l / R_{ini} - l_0 / R_{ini}$

Rys. 2. Krzywe "R" reprezentujące odporność materiału w początkowej fazie pękania, wynikające z równania różniczkowego (2.17) dla trzech rożnych wartości parametru ciągliwości ρ.

riału, $R_{_{MAT}}$, określona równaniem (2.11a). Po prawej stronie, natomiast, należy podstawić odpowiednie wyrażenie na $R_{_{APPL}}$, zawierające siłę zewnętrzną oraz bieżącą długość szczeliny, podczas gdy pochodna cząstkowa powinna być wykonana przy pewnych ustalonych warunkach procesu obciążenia, jakie narzuca eksperyment. Zazwyczaj rozważa się możliwość obciążenia kontrolowanego siłą (wówczas $U \rightarrow \sigma lub Q$), lub obciążenia dostarczonego przez tzw. "sztywną" maszynę, wówczas kontrolowane jest przemieszczenie, i wtedy $U \rightarrow u$.

Dla najprostszego przypadku szczeliny o konfiguracji Griffitha, kiedy szerokość płyty znacznie przewyższa rozmiar szczeliny, oraz naprężenie σ przyłożone jest prostopadle do płaszczyzny szczeliny, mamy następujące związki

$$R_{APPL} = \frac{\pi}{8} \frac{K_I^2}{\sigma_0} = \frac{\pi}{8} \frac{\sigma^2(\pi l)}{\sigma_0^2} = \frac{1}{2} lQ^2$$
$$Q = \frac{\pi\sigma}{2\sigma_0}$$
(2.13)

Dla prostoty zapisu opuścimy wskaźniki "APPL" i "MAT" (obydwie wielkości powinny być sobie równe w punkcie globalnej niestateczności), i skorzystamy z następujących elementarnych równań:

$$R = \frac{1}{2}lQ^2, \ \frac{\partial R}{\partial l}\Big|_{\sigma=const} = \frac{1}{2}Q^2 = \frac{R}{l}$$
(2.14)

Zauważmy, że pochodna cząstkowa została obliczona przy założeniu eksperymentu, w którym naprężenie jest kontrolowane przez obserwatora. Utożsamiając w punkcie krytycznym $R_{_{MAT}}$ oraz $R_{_{APPL}}$, mamy zatem warunek zaistnienia globalnej niestateczności

$$\left.\frac{dR}{dl}\right)_{kryt} = \frac{R}{l}\right)_{kryt} \tag{2.15}$$

Używając równania (2.11a) do przedstawienia lewej strony powyższego równania, otrzymujemy

$$M - \frac{1}{2} - \frac{1}{2} log \left(\frac{4R}{\Delta}\right) = \frac{R}{l}$$
(2.16)

Tutaj funkcja R = R(l), lub też funkcja odwrotna $l = l(\mathbf{R})$, jest zdefiniowana równaniem różniczkowym

$$\frac{dR}{dl} = M - \frac{1}{2} - \frac{1}{2} log\left(\frac{4R}{\Delta}\right)$$
(2.17)

bo do takiej postaci redukuje się równanie (2.11a), gdy założymy najbardziej interesujący nas przypadek, kiedy to własność ciągliwości sprawia, że rozmiar cząstki Neubera Δ jest znacznie mniejszy od długości strefy kohezyjnej, *R*. Identyczne rownanie uniwersalnej krzywej *R*, wyprowadzone w niezalezny sposob, podano w pracach Rice i Sorensen (1978) oraz Rice et al. (1980).

Schemat numerycznego obliczania krytycznej długości jest następujący. Rozdzielając zmienne w równaniu (2.17), dostajemy funkcję odwrotną

$$I(R, R_{ini}) = \int_{R_{ini}}^{R} \frac{dR'}{M - \frac{1}{2} - \frac{1}{2}\frac{4R'}{\Delta}} + l_0 \qquad (2.18)$$

a następnie szukamy pierwiastka równania (2.16), które przepiszemy w następującej formie

$$\left[M - \frac{1}{2} - \frac{1}{2}ln\left(\frac{4R}{\Delta}\right)\right] \cdot \left\{\int_{R_{ini}}^{R} \frac{dR'}{M - \frac{1}{2} - \frac{1}{2}ln\left(\frac{4R'}{\Delta}\right)} + l_0\right\} - R = 0 \qquad (2.19)$$

Jeśli wprowadzimy bezwymiarowe zmienne

$$y = \frac{R}{\Delta} = \rho \frac{R}{R_{ini}} = \rho Y, Y = \frac{R}{R_{ini}}$$

$$X = \frac{l_0}{R_{ini}} + \frac{\Delta l}{R_{ini}} = X_0 + \Delta X$$
(2.20)

to równanie (2.19) definiujące stan krytyczny równoważny globalnej niestateczności przepiszemy w postaci

$$\begin{bmatrix} M - \frac{1}{2} - \frac{1}{2} ln(4\rho Y) \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} Y \\ \int \frac{dY'}{M - \frac{1}{2} - \frac{1}{2} ln(4\rho Y')} + X_0 \end{bmatrix} - Y = 0$$
(2.21)

Przyjmując moduł dekohezji M o 20% większy niż minimalny moduł M_{min} , poniżej którego zjawisko podkrytycznej propagacji szczeliny nie występuje

$$M_{min} = \frac{1}{2} + \frac{1}{2} ln(4\rho)$$
 (2.22)

oraz kładąc $X_0 = 10$, otrzymujemy następujące rozwiązania równania (2.21)

 $\begin{aligned} - & \text{dla} \ \rho = 10, \quad Y_{kryt} = 1.919 \quad X_{kryt} = 13.563 \\ - & \text{dla} \ \rho = 20, \quad Y_{kryt} = 2.152 \quad X_{kryt} = 4.039 \\ - & \text{dla} \ \rho = 100, \quad Y_{kryt} = 2.8 \qquad X_{kryt} = 15.194 \end{aligned}$ (2.23)

Dane zebrane w ostatniej kolumnie zostały obliczone z równania

$$X_{kryt} = \int_{1}^{Y_{kryt}} \frac{dY'}{M - \frac{1}{2} - \frac{1}{2}ln(4\rho Y')} + X_0$$
(2.24)

Alternatywne obliczenia, prowadzące do tych samych rezultatów, można wykonać, szukając maksimum na tzw. "krzywej Q", czyli funkcji zależności bezwymiarowego obciążenia zewnętrznego Q od długości szczeliny l lub też X. Gdy funkcja Y = Y(X) została już obliczona przez numeryczne całkowanie równania (2.16), poddanego warunkowi początkowemu Y = l dla $X = X_0$, wielkość Q można łatwo obliczyć. Z równania (2.13) wynika

$$Q = \left(\frac{2Y}{X}\right)^{\frac{1}{2}} \tag{2.25}$$

Dla rozpatrywanych trzech przypadków, $\rho = 10$, 20 oraz 100, trzy krzywe Q zostały zilustrowane na Rys.3. Punkty globalnej niestateczności pokrywają się przy σ -kontrolowanym systemie obciążenia z maksimami na krzywych Q. Z Rys. 3 widać, że położenie tych maksimów pokrywa się dokładnie z danymi zebranymi w równaniach (2.23). Wyniki tych obliczeń przedstawimy następująco (przypomnijmy, że $Q_{ini} = .4$ 472)

$$\begin{aligned} -\text{dla} \ \rho &= 10 \quad Q_{kryt} = 0.532 \quad \Delta Q = 19.0\% \\ -\text{dla} \ \rho &= 20 \quad Q_{kryt} = 0.554 \quad \Delta Q = 23.9\% \\ -\text{dla} \ \rho &= 100 \quad Q_{kryt} = 0.607 \quad \Delta Q = 35.7\% \end{aligned} \tag{2.26}$$

Ostatnia kolumna w (2.26) podaje procentowy przyrost obciążenia w stosunku do obciążenia, przy którym nastąpił powolny wzrost szczeliny. Widoczne jest, że liczby wzrastają dla rosnącej ciągliwości materiału. Zauważmy, że dla ciała bliskiemu idealnie kruchemu $\rho \rightarrow 1$, oraz $Q_{kryt} \rightarrow Q_{ini} = (\pi/2)(\sigma_G/\sigma_0)$, gdzie symbolem σ_G oznaczono klasyczne naprężenie Griffitha

$$\sigma_G = \sqrt{\frac{2E\gamma}{\pi l_0}} \tag{2.27}$$

Używając zapisu bezwymiarowego, równanie (2.7) daje się

przedstawić jako $Q_G = \sqrt{\frac{2}{X_0}}$. Stany bliskie temu granicznemu

przypadkowi omówimy w części czwartej.

3. Maksimum obciążenia jako punkt niestateczności globalnej. Wskaźnik niestateczności

Wyprowadzimy obecnie równanie różniczkowe definiujące zależność bezwymiarowego parametru obciążenia Q od bezwymiarowej bieżącej długości szczeliny X. Przypomnijmy równanie (2.14), które podaje związek miedzy zmiennymi Y, X oraz Q, to znaczy miedzy miarą odporności na pękanie, długością szczeliny oraz obciążeniem. Obydwie strony równania

$$Q^2 = \frac{2Y}{X} \tag{3.1}$$

różniczkujemy podług X, pamiętając, że dla quasi-statycznej szczeliny zarówno Y jak i Q są funkcjami X. Mamy więc



Rys. 3. Krzywe "Q" reprezentujące bezwymiarowy parametr obciążenia jako funkcje bieżącej długości szczeliny quasi-statycznej, otrzymane z równania różniczkowego (3.5) dla trzech rożnych wartości ciągliwości i przy założeniu, że początkowa długość szczeliny l₀ = 10R_{im}.

$$2Q\frac{dQ}{dX} = \frac{\frac{2XdY}{dX} - 2Y}{X^2}$$
(3.2)

Stąd, otrzymujemy równanie różniczkowe

$$\frac{dQ}{dX} = \frac{\frac{dY}{dX} - \frac{Y}{X}}{QX}$$
(3.3)

Następnym krokiem jest wyeliminowanie pochodnej dY/dX oraz samej funkcji Y. Jeśli podstawimy prawą stronę równania (2.17) w miejsce dY/dX, to znaczy

$$\frac{dY}{dX} = F_D(Y,\rho) = M - \frac{1}{2} - \frac{1}{2}ln(4\rho Y)$$
(3.4)

oraz zastąpimy Y przez $(1/2)XQ^2$, to równanie (3.3) możemy przepisać w postaci

$$\frac{dQ}{dX} = \frac{M - \frac{1}{2}ln(2eXQ^2) - \frac{1}{2}Q^2}{QX}$$
(3.5)

Przypomnijmy, że moduł dekohezji *M* jest funkcją wskaźnika ciągliwości

$$M(\rho) = 1.2M_{min}(\rho) = 1.2(0.5\ln(4e\rho))$$
 (3.6)

Spodziewamy się zatem, że wynik całkowania równania (3.6) będzie zależał od wskaźnika ρ , a także od długości początkowej szczeliny, X_{o} . Ta zależność jest określona poprzez warunek początkowy, jaki dyktuje równanie (3.1), mianowicie

$$X = X_0, \quad Q = Q_{ini} = \sqrt{\frac{2}{X_0}}$$
 (3.7)

Dla $X_0 = 10$ otrzymujemy $Q_{ini} = 0.4472$, a następnie całkując równanie (3.5) dla trzech rożnych wartości ρ otrzymujemy trzy krzywe pokazane na Rys. 3. Są to tak zwane krzywe Q. Każda z nich osiąga maksimum w innym punkcie, zależnie od przyjętej wartości X_0 oraz ρ . Interpretacja fizyczna zjawiska tu opisywanego jest następująca.

Zamiast funkcji skokowej, pokazanej na Rys. 4, która reprezentuje zależność obciążenia od długości szczeliny w klasycznej teorii Griffitha, teoria kwantowa szczeliny quasi-statycznej przewiduje stopniowy wzrost obciążenia *Q* od momentu inicjacji ruchu





 $(X = X_{o} Q = Q_{ini})$ aż do punktu globalnej niestateczności, kiedy to cała konstrukcja, lub też cześć konstrukcji, ulega zniszczeniu. Przy procesie obciążenia kontrolowanym poprzez przyłożoną siłę, punkt globalnej niestateczności pokrywa się z maksimum na krzywej Q. Jak łatwo stwierdzić, uważnie obserwując Rys. 3, położenie trzech maksimów dla pokazanych tu krzywych Q pokrywa się z danymi zebranymi w równaniach (2.23) oraz (2.26). Tak jest, oczywiście, tylko w przypadku obciążenia, przy którym kontroli podlega zewnętrzna siła. Jeśliby rozpatrzyć możliwość sterowania procesem obciążenia poprzez wywierane przemieszczenie, to punkt krytyczny niestateczności globalnej mieściłby się poza maksimum na krzywej Q. Zjawiska niestateczności tego typu zostały opisane w pracach Wnuk (1990), Wnuk i Omidvar (1997) oraz Wnuk, Omidvar i Choroszynski (1998), a także w pracy sponsorowanej przez NASA, poświęconej szczelinie propagującej się wzdłuż połączenia adhezyjnego, zob. Wnuk et al. (2000)

W zakresie obciążeń $Q_{ini} < Q < Q_{max}$ obserwujemy interesujące zjawisko, kiedy to przyłożone obciążenie pozostaje w równowadze z rosnącą szczeliną. Funkcja reprezentująca taką zależność wzrasta monotonicznie, nie powodując katastrofalnej propagacji szczeliny. Historia potwierdza takie zjawiska. W muzeum "Smithsonian Institution" w Waszyngtonie znajduje się cześć kadłuba frachtowca typu "Liberty" (budowanego w Stanach w wielkim pośpiechu podczas drugiej wojny światowej), na którym widać ślady powolnej propagacji szczeliny oraz znaki zrobione kreda przez bosmana na pokładzie statku. Przy każdym znaku identyfikującym aktualne położenie frontu szczeliny bosman dopisał datę. Jest to wiec niezbity dowód na istnienie zależnego od czasu powolnego rozwoju szczeliny, potwierdzony również wieloma doświadczeniami, wykonywanymi w laboratorium. Niekiedy upodabnia się ów proces do zjawiska zmęczenia "statycznego", występującego bez użycia obciążeń cyklicznych. Efekt końcowy jest taki sam: po fazie powolnego wzrostu szczeliny następuje gwałtowna przemiana w postaci katastrofalnej, nie dającej się zatrzymać, propagacji pęknięcia. Wracając do naszego historycznego przykładu szczeliny zauważonej na pokładzie statku "Liberty", to statek ten dopłynął do portu zanim szczelina osiągnęła rozmiar krytyczny. Wiele innych statków tego typu zatonęło na morzu, lub też w porcie, niekiedy łamiac się w poprzek całego kadłubu.

Na zakończenie wyjaśnimy koncept "wskaźnika niestateczności". Jeśli licznik prawej strony równania (3.5) wyrazić jako funkcje X, to otrzymamy

$$S(X) = M - \frac{1}{2} ln \left(2eXQ^2 \right) - \frac{1}{2}Q^2$$
(3.8)

Gdzie funkcja Q = Q(X) musi być już znana. Gdy wyrażenie S(X) osiąga zero, ustalone zostaje położenie maksimum na krzywej Q, czyli punkt globalnej niestateczności. Alternatywnie, można też użyć licznika prawej strony równania (3.3), mianowicie

$$T(X) = \frac{dY}{dX} - \frac{Y}{X} = F_D(Y, \rho) - \frac{Y}{X}$$
(3.9)

Gdzie dY/dX jest zdefiniowane równaniem (3.4), natomiast funkcja Y = Y(X) jest znana nam już krzywa R. Dla szczeliny stabilnej wielkość T jest dodatnia, dla niestabilnej T jest ujemne. Przejście funkcji T przez zero określa położenie punktu krytycznego w sensie globalnym (cała konstrukcja ulega zniszczeniu).

Obydwie funkcje, S(X) oraz T(X), mogą być użyte do precyzyjnego wyznaczenia stanu towarzyszącemu globalnej niestatecz-



Rys. 5. Wskaźniki niestateczności, S(X) lub T(X), zdefiniowane równaniami (3.8) i (3.9), pokazane jako funkcje bieżącej długości szczeliny quasi-statycznej, $X = VR_{ini}$. Wyniki analizy zmienności tych funkcji zebrano wnaniach (2.23) oraz (2.26)

ności, zob. Rys. 5. Proponujemy nazywać te funkcje wskaźnikami niestateczności. Są one bardzo pożytecznym narzędziem przy projektowaniu konstrukcji z uwzględnieniem niezawodności.

4. Przypadek pękania kruchego

Dla opisania pękania ciał kruchych zakładamy, że obydwie strefy w kwantowym kohezyjnym modelu szczeliny zlewają się praktycznie w jeden obszar końcowy. Wówczas strefa Δ oraz wymiar Rstają się bliskie sobie. A zatem prawą stronę równania (2.11a) należy teraz rozwinąć na uogólniony szereg potęgowy dla $R/\Delta \rightarrow I$. Interesująca będzie także analiza danych oparta o model Knaussa, w którym modelując kruchość materiału przyjęto liniowy (raczej niż stały jak u Dugdale'a) rozkład naprężeń w strefie kohezyjnej. Wnuk i Legat (2002), rozpatrując szczegółowo ów model, otrzymali następujące zależności

$$\frac{dR}{dl} = M_K - y + y\Lambda_I \left(\frac{1}{y}\right)$$

$$\Lambda_I(\lambda) = \sqrt{1 - \lambda} \left(1 - \frac{\lambda}{2}\right) - \frac{\lambda^2}{4} ln \left[\frac{1 + \sqrt{1 - \lambda}}{1 - \sqrt{1 - \lambda}}\right] \qquad (4.1)$$

$$R = \frac{2.5}{2} lQ^2, Q = \sqrt{\frac{R}{1.25l}}$$

Gdy $R \approx \Delta$, lewa strona równania różniczkowego (4.1) ulega znacznemu uproszczeniu, mianowicie

$$\frac{dR}{dl} = M_K - \frac{R}{\Delta} + \frac{4}{3} \frac{R}{\Delta} \left[I - \frac{\Delta}{R} \right]^{\frac{3}{2}}$$
(4.2)

Wprowadzając zmienne bezwymiarowe przepiszemy powyższe równanie w postaci

$$\frac{dY}{dX} = F_K(Y,\rho) = M_K - \rho Y + \frac{4}{3} \left(\rho Y\right) \left[1 - \left(\frac{1}{\rho Y}\right) \right]^{\frac{3}{2}}$$
(4.3)

Moduł kohezyjnym przyjmiemy o 20% wyższy niż jego minimalna wartość

$$M_{K}^{min} = \rho - \frac{4}{3} \rho \left[1 - \left(\frac{1}{\rho} \right) \right]^{\frac{5}{2}}$$
(4.4)

Przypomnijmy, ze dla wartości modułu M_{κ} równej lub też poniżej wartości minimalnej, ruch podkrytyczny nie istnieje i początek propagacji szczeliny jest równoważny inicjacji pęknięcia katastrofal- nego.

Dla porównania podamy równanie krzywej *R* wynikające z połączenia modelu Dugdale'a oraz kwantowego kryterium Wnuka (2.5). Korzystając z uogólnionego szeregu potęgowego upraszczamy równanie (2.11a) w następujący sposób

$$\frac{dR}{dl} = M_D - \frac{R}{\Delta} + \frac{2}{3} \frac{R}{\Delta} \left[1 - \frac{\Delta}{R} \right]^{\frac{3}{2}}$$
(4.5)

3

Na koniec, przepiszemy to wyrażenie w postaci bezwymiarowej

$$\frac{dY}{dX} = M_D - \rho Y + \frac{2}{3} \rho Y \left[1 - \left(\frac{1}{\rho Y}\right) \right]^{\frac{3}{2}}$$
(4.6)

Tutaj moduł M_p obliczamy ze wzoru

$$M_D = 1.2 \left[\rho - \frac{2}{3} \rho \left(1 - \left(\frac{1}{\rho} \right) \right) \right]^{\frac{3}{2}}$$
(4.7)

Gdy ρ = 1.2, moduły występujące w równaniach (4.3) oraz (4.6) wynoszą

$$M_{K} = 1.309$$

 $M_{D} = 1.375$ (4.8)

Dla ρ → *I* obydwie krzywe $Y_D = Y_D(X)$ oraz $Y_K = Y_K(X)$ są liniowe i posiadają nieomal identyczne nachylenie. Model Dugdale'a – w swojej kwantowej wersji - pozwala obliczyć punkt krytyczny. Na przykład, dla $\rho = 1.2$ oraz $X_0 = 10$, otrzymujemy $X_{kryt} = 10.468$ oraz $Q_{kryt} = 0.460$, co rożni się od punktu Griffitha, $X_G = 10$ oraz

/

 $Q_{\rm G}=0.4472~{\rm bardzo}$ niewiele. Różnica wynosi dla długości krytycznej tylko 4.7%, natomiast dla obciążenia $Q_{\rm kryt}$ różnica sięga 2.9%. Jednakże, wartości te mogą gwałtownie wzrosnąć, gdy mamy do czynienia z mikro-szczelina, której rozmiar jest rzędu wielkości cząstki Neubera. Problem ten zasługuje na dalsze dociekania. Model Knaussa, w swojej kwantowej postaci, opisuje ruch quasi-statycznej szczeliny w tak wąskim zakresie, że praktycznie wszystkie parametry punktu krytycznego, $X_{\rm kryt}$, $Y_{\rm kryt}$ oraz $Q_{\rm kryt}$, są identyczne z odpowiednimi wartościami Griffitha, które podano powyżej.

5. Oszacowanie charakterystycznych stałych mikrostruktury

Postaramy się tutaj podać interpretację fizyczną – oraz numeryczną – dla typowych rozmiarów, takich jak długość strefy kohezyjnej *R* oraz wielkość cząstki Neubera Δ , dla wybranych zakresów własności materiałowych. W szczególności rozpatrzymy trzy możliwe przypadki stanu materiału:

- 1. graniczny przypadek materiału idealnie kruchego,
- materiał o własnościach quasi-kruchych, z uwzględnieniem plastyczności, oraz
- 3. graniczny przypadek materiału idealnie plastycznego, kiedy granica płynięcia zmierza do zera. Zdajemy sobie tutaj sprawę, że pierwszy i trzeci przypadek reprezentują pewne wyidealizowane zachowania materiału, podczas gdy przypadek drugi odtwarza z dobrym przybliżeniem zachowanie rzeczywistych materiałów, najczęściej rozważanych w inżynierii materiałowej.

W granicznym przypadku materiału idealnie kruchego stałe Δ oraz *R* można oszacować w oparciu o model atomistyczny procesu dekohezji. Zacznijmy od cząstki Neubera, której rozmiar dla dowolnego materiału można oszacować przy pomocy znanego w mesomechanice wzoru

$$\Delta = \frac{EG}{\sigma_{mol}^2} \tag{5.1}$$

Moduł Younga *E*, jednostkowa praca zniszczenia *G*, mierzona w jednostkach energii na jednostkę powierzchni, oraz naprężenie molekularne σ_{mol} potrzebne są do oszacowania "kwantu struktury" materiału, Δ . Dla idealnie sprężystego materiału trzeba rozważyć te trzy istotne parametry na poziomie atomistycznym. Jeśli symbol $b (= 10^{-10} \text{ m})$ będzie oznaczać odległość dwóch sąsiednich atomów w stanie równo- wagi termicznej, to praca zniszczenia, równać się będzie podwojonej energii powierzchniowej γ , którą z kolei można wyliczyć jako iloczyn σ_{mol} oraz odległości *b* (taka jest bowiem w przybliżeniu wielkość pola zawartego pod krzywa opisującą siły między-atomowe w funkcji odległości). Mamy zatem

$$G = 2\gamma = 2(b\sigma_{mol}) = 2b\left(\frac{E}{30}\right)$$
(5.2)

Zastosowaliśmy powyżej znane w fizyce ciała stałego przybli-

$$\dot{z}$$
enie $\sigma_{mol} \approx \left(\frac{1}{30}\right) E$.

Jeśli podstawimy te wartości do wzory (5.1), to otrzymamy

$$\Delta = 60b = 6*10^{-9} m \tag{5.3}$$

Stała o takim wymiarze należy do zakresu nano-mechaniki. Długość strefy kohezyjnej, R, w tym granicznym przypadku redukuje się do wielkości cząsteczki Neubera, a zatem mamy $R = \Delta$, gdzie Δ określone jest wzorem (5.3). Dla idealnego kontinuum, gdzie

nawet atomy nie istnieją, zarówno R jak i Δ równają się zeru (i to jest właśnie przypadek graniczny opisany teorią Griffitha).

Dla materiału quasi-kruchego, jednostkowa praca zniszczenia równa jest krytycznej wartości całki Rice'a, czyli

$$G = J_c = \delta_t \sigma_0 \tag{5.4}$$

Tutaj δ_i oznacza rozwarcie wierzchołkowe, natomiast σ_o jest granicą plastyczności. Długość strefy kohezyjnej *R* oszacujemy na podstawie uniwersalnego wzoru, zobacz Wnuk i Legat (2002):

$$R \approx \frac{EG}{\sigma_0^2} \tag{5.5}$$

Jeśli założymy, że rozwarcie wierzchołkowe w momencie inicjacji pęknięcia równe jest pewnej wielokrotności rozmiaru ziarna *d*, powiedzmy $\delta_t = kd$ (gdzie k jest liczbą miedzy 2 a 3), to wzór (5.5) sprowadzi się do postaci

$$R = \frac{E}{\sigma_0} (kd) = \frac{kd}{\varepsilon_0}$$
(5.6)

Stała ε_{o} oznacza odkształcenie materiału na granicy płynięcia (= σ_{o}/E), i dla stali niskowęglowych wynosi około 0.002, natomiast wielkość ziarna szacuje się w metaloznawstwie na 10⁻⁶ m. Tak wiec, ze wzoru (5.6) otrzymujemy następujące oszacowanie

$$R = (3)(500)10^{-6} m = 1.5 mm$$
(5.7)

Iloraz ΔR można obliczyć ze wzoru Wnuka-Mury,

$$\frac{\Delta}{R} = \frac{1}{1 + \frac{\varepsilon_{p2}^f}{\varepsilon_0}}$$
(5.8)

zob. Wnuk i Mura (1983). W przybliżeniu iloraz ten jest proporcjonalny do $\varepsilon_0 / \varepsilon_p f$, a zatem cząsteczka Neubera dla rozważanego materiału będzie posiadać długość rzędu

$$\Delta = (1/100)R = 1.5*10^{-5} m = 15 \,\mu m \tag{5.9}$$

W powyższym rachunku przyjęto, że plastyczna cześć całkowitego odkształcenia mierzonego w próbie jedno-osiowego rozciągania ε_{pl}^{f} wynosi 0.2, a zatem stosunek ε_{0} i ε_{pl}^{f} jest równy 0.002/0.2 = 1/100. Z rozważań tych wynika, że podczas gdy długość strefy kohezyjnej *R* jest rzędu milimetrów, to rozmiar cząstki Neubera równa się około piętnaście mikronów. Ten zakres skali jest także rozpatrywany w zagadnieniach współczesnej mesomechaniki.

Na koniec rozpatrzymy stałe Δ i *R* dla materiału idealnie plastycznego (jak na przykład mono-kryształ miedzi w temperaturze pokojowej).W literaturze anglo-saskiej taki graniczny przypadek pękania nazwany został słowem "rupture", dla odróżnienia od powszechnie używanych terminów "fracture" oraz "failure". Jest to wyidealizowany przykład, kiedy materiał faktycznie nie pęka, tak jak ma to miejsce w stanie kruchym, lub quasi-kruchym, lecz "rozłazi się" jak wpół roztopiony metal. Przyjmując, że granica płynięcia a także odkształcenie ε_0 zmierzają do zera, ze wzoru (5.6) otrzymujemy górna granice dla *R*, mianowicie nieskończoność, natomiast cząstka Neubera, której wielkość można również oszacować na podstawie wyrażenia

$$\Delta \approx R \left(\frac{\sigma_0}{\sigma_{mol}} \right)^2 \tag{5.10}$$

zamienia się w punkt. Oczywiście rozważania tego typu nie maja na celu ścisłych numerycznych obliczeń, lecz dają jedynie pogląd na rząd wielkości omawianych tu stałych materiałowych.

Podobne dociekania, lecz oparte o fraktalną mechanikę zniszczenia, są przedmiotem pracy Wnuka i Yavarego (2003), gdzie zamiast dwuwymiarowej powierzchni szczeliny rozważa się obiekt reprezentowany pewnym fraktalem.

6. Bibliografia

- Wnuk M. P.: Accelerating Crack in a Viscoelastic Solid Subject to Subcritical Stress Intensity, Proceedings of the International Conference on Dynamic Crack Propagation, pp. 273-280. edited by G. C. Sih, Lehigh University, published by Noordhoff, Leyden, The Netherlands 1972.
- [2] Wnuk M. P.: Quasi-Static Extension of a Tensile Crack Contained in a Viscoelastic-Plastic Solid, J. Appl. Mechanics 1974, Vol. 41, No. 1, pp. 234 242.
- [3] Wnuk M. P.: Podstawy Mechaniki Pękania, Skrypt Uczelniany AGH, Wydawnictwa Naukowe AGH 1977, Skrypt Nr. 585.
- [4] Rice J. R.: *Mathematical Analysis in the Mechanics of Fracture*, in "Fracture", Vol. 2, 1968, edited by H Liebowitz, New York Academic Press, pp. 191 311.
- [5] Wnuk M. P.: Nonlinear Fracture Mechanics, co-author and editor of the CISM Courses and Lectures, course No. 314, International Center for Mechanical Sciences, Udine, Italy, published by Springer-Verlag, Berlin 1990.
- [6] Rice J. R., SorensenE. P.: Continuing Crack-Tip Deformation and Fracture for Plane Strain Crack Growth, in Elastic-Plastic Solids 1978, J. Mech. Phys. Solids, Vol. 26, pp. 263-286.
- [7] Rice J. R., Drugan W. J., Sham T. L.: Elastic-Plastic Analysis of Growing Cracks, ASTM STP 700, ASTM, Philadelphia 1980, pp. 189 221.
- [8] Wnuk M. P., Legat J.: Work of Fracture and Cohesive Stress Distribution Resulting from Triaxiality Dependent Cohesive Zone Model, Int. J. Fracture 2002, Vol. 114, pp. 29 – 46.
- [9] Wnuk M. P., Omidvar B.: Local and Global Instabilities Associated with Continuing Crack Extension in Dissipative Solids, Int. J. Fracture 1977, Vol. 84, pp. 237 – 260.
- [10] Wnuk M. P., Omidvar B., Choroszynski M.: Relationship Between the CTOD and the J-Integral for Stationary and Growing Cracks. Closed Form Solutions, Int, J, Fracture 1988, Vol. 87, pp. 331 – 343.
- [11] Wnuk M. P., Mura T.: Effect of Microstructure on the Upper and Lower Limit of Material Toughness in Elastic-Plastic Fracture, J. Mech. Of Materials 1983, Vol. 2, pp. 33 – 46.
- [12] Xi Zhang, Yiu-Wing Mai and Rob Jeffrey: A Cohesive and Damage Zone Model for Dynamic Crack Growth in Rate-Dependent Materials, in print, Int. J. of Solids and Structures 2003.
- [13] Wnuk M. P., Ramesham R., Bolin S.: Advanced Adhesion and Bonding, Jet propulsion/Caltech Publication D-17926, Pasadena 2000, CA.
- [14] Wnuk M. P., Yavari A.: On Estimating Stress Intensity Factors and Modulus of Cohesion for Fractal Cracks, Engineering Fracture Mechanics 2003, vol. 70, pp. 1659-1674.

Prof dr hab. Milosz P. Wnuk

Department of Civil Engineering and Mechanics University of Wisconsin - Milwaukee Milwaukee, WI 53201, USA tel. (414) 229-5846, faks (414) 229-6958 e-mail: mpw@uwm.edu

WPŁYW WIEKU SAMOCHODU OSOBOWEGO Z SILNIKIEM ZS NA ZADYMIENIE SPALIN

INFLUENCE OF PASSENGER CAR WITH DIESEL ENGINE AGE ON SMOKE EMISSION

W artykule opisano wpływ wieku samochodu osobowego z silnikiem ZS na zadymienie spalin w warunkach pomiaru metodą swobodnych przyśpieszeń. Analiza obejmuje wyniki badań prowadzonych w latach 1994-2002 na terenie miasta Lublina, podczas rutynowej kontroli policyjnej stanu technicznego pojazdów w ruchu drogowym. Wyniki badań 554 pojazdów wskazują na znaczny wpływ wieku samochodu z silnikiem ZS na zadymienie spalin mierzone metodą swobodnych przyśpieszeń. Duży rozrzut wyników pomiarowych wskazuje na istnienie dużego zróżnicowania stanu technicznego, w tej samej grupie wiekowej.

Słowa kluczowe: samochód osobowy, toksyczność spalin, zanieczyszczenia komunikacyjne

This paper deals with the influence of passenger car with diesel engine on age smoke emission in conditions, exhaust opacity was measured in test on free accelerations. The analysis hugs the results of investigations led in summers 1994-2002 on terrain of city Lublin, during routine police control of technical state of vehicles in traffic. The results of research 554 vehicles show on considerable influence of age of car with diesel engine on measured with method fogging the exhaust smoke free the accelerations. The large dispersion of measuring results shows on existence large differentiations technical state, in the same age group.

Keywords: passenger car, toxicity exhaust gas, impurities communication

1. Wprowadzenie

Na emisję toksycznych składników spalin silnika ZS wpływa wiele czynników. Poważną rolę odgrywa wiek pojazdu. W Polsce wg stanu na koniec roku 2000 było zarejestrowanych około 10 mln samochodów osobowych [1]. Jeśli za kryterium nowoczesności i ekologiczności pojazdów samochodowych przyjąć ich wiek, wówczas okaże się, że udział pojazdów w wieku do 5 lat wynosi około 24%, od 6 do 10 lat około 22%, od 11 do 15 lat około - 19%. Natomiast udział pojazdów liczących więcej jak 15 lat kształtuje się na poziomie 35% [2].

Liczba wycofywanych z eksploatacji starych, uciążliwych dla środowiska pojazdów jest stosunkowo mała. Biorąc powyższe pod uwagę, oraz uwzględniając intensywność eksploatacji, należy przewidywać, że problem zagrożenia środowiska ze strony motoryzacji, zwłaszcza w dużych miastach, będzie się nasilał.

Celem badań było określenie wpływu wieku pojazdu samochodowego na zadymienie spalin w warunkach drogowych.

2. Przepisy prawne dotyczące dopuszczalnego zadymienia spalin w silnikach ZS (dotyczy badań kontrolnych)

Zgodnie z rozporządzeniem Ministra Transportu i Gospodarki Morskiej z dnia 7 września 1999 roku (Dz. U. Nr 81, poz. 917) w sprawie zakresu i sposobu przeprowadzania badań technicznych pojazdów: zadymienie spalin, mierzone przy swobodnym przyśpieszaniu silnika w zakresie od prędkości biegu jałowego do prędkości obrotowej maksymalnej, wyrażone w postaci współczynnika pochłaniania światła k nie powinno przekraczać:

a) 2,5 m⁻¹ dla silników wolnossących,

b) 3,0 m⁻¹ dla silników z turbodoładowaniem [3].

3. Metodyka badań

Od 1994 roku na terenie miasta Lublina Politechnika Lubelska przy współudziale Komendy Wojewódzkiej Policji w Lublinie prowadzi systematyczne badania zadymienia spalin pojazdów samochodowych w ruchu drogowym. Dotychczasowe badania były prowadzone w miesiącach wiosennych oraz letnich. Pomiary przeprowadzono w wybranych miejscach na ulicach Lublina oraz na trasach wylotowych z miasta. Pojazdy do kontroli spalin były wybierane losowo przez policję.

W samochodach osobowych z silnikami ZS mierzono zadymienie spalin metodą swobodnych przyśpieszeń. Pomiary wykonywano w pojazdach z nagrzanymi silnikami i zachowaniem wymagań obowiązujących przy kontrolnych badaniach stanu technicznego pojazdu. Do pomiarów zadymienia spalin w poszczególnych latach wykorzystano analizatory spalin Oliver D60 oraz AI 9600 firmy Radiotechnika. Przebadano łącznie 554 samochody osobowe z silnikami wolnossącymi. Liczbę badanych pojazdów w poszczególnych latach przedstawia tabela 1.

Lata badań	Liczba pojazdów
1994	77
1997	105
1998	40
1999	75
2000	113
2001	113
2002	31

Tab. 1. Liczba badanych pojazdów w poszczególnych latach

4. Wyniki badań

Na rys. 1 i 2 przedstawiono średnie zadymienie, średni wiek oraz względny udział samochodów przekraczających dopuszczalny poziom zadymienia.

W celu ustalenia wpływu wieku samochodu osobowego z silnikiem ZS na zadymienie spalin zastosowano metody analizy statystycznej. Na rysunkach nr 3 do nr 6 przedstawiono wykresy zadymienia w funkcji wieku samochodu. Zaznaczono wartości średnie zadymienia, wartości odchyleń standardowych oraz dopuszczalny poziom zadymienia. Zależność zadymienia od wieku samochodu wyznaczono jako prostą regresji. Podano równanie regresji.

Na podstawie wyników pomiarowych uzyskanych w poszczególnych latach badań obliczono współczynniki korelacji liniowej Persona *r* pomiędzy zadymieniem spalin a wiekiem samochodów.

Istotność korelacji sprawdzono weryfikując hipotezę zerową H_{o} ($\rho = 0$). Badania istotności korelacji wykonano na podstawie statystyki [4,5]:

$$t = \frac{r}{\sqrt{1 - r^2}} \sqrt{n - 2}$$

Statystyka ta opisana jest rozkładem *t*-Studenta dla ilości stopni swobody *k=n-2*. Jeśli obliczona wartość *t* była większa od wartości krytycznej $t_{\alpha 2,k}$ odczytanej z tablic dla poziomu istotności $\alpha=0,05$ to hipotezę $H_{0}(\rho=0)$ odrzucono, uznając tym samym kore-



Rys. 1. Średnie zadymienie spalin oraz średni wiek samochodów w poszczególnych latach badań



Rys. 3. Zadymienie spalin k w funkcji wieku samochodu osobowego (wyniki badań przeprowadzonych w 1994 roku)



Rys. 5. Zadymienie spalin k w funkcji wieku samochodu osobowego (wyniki badań przeprowadzonych w 2000 roku)

lację za istotną [4,5]. Korelacja okazała się istotna dla wszystkich przypadków pomiarów, oprócz pomiarów zadymienia spalin w roku 2002.

5. Podsumowanie

Wyniki badań statystycznych (ponad 500 pojazdów) wykazują znaczący wpływ wieku samochodu z silnikiem ZS na zadymienie spalin mierzone metodą swobodnych przyśpieszeń silnika.

Znaczny rozrzut wyników pomiarowych wskazuje na istnienie dużego zróżnicowania stanu technicznego samochodów, w tej samej grupie wiekowej. Dotyczy to również pojazdów nowych oraz kilkuletnich.

W samochodach osobowych z silnikami wolnossącymi ZS stwierdzono średni wzrost zadymienia spalin na poziomie około 0,09 m⁻¹/rok. Samochody osobowe przekraczają normę zadymienia po okresie około 10 lat (przecięcie linii dopuszczalnego zadymienia z zadymieniem spalin w funkcji wieku samochodu, rok badań 2001).



Rys. 2. Udział procentowy samochodów przekraczających dopuszczalny poziom zadymienia oraz średnie zadymienie spalin w poszczególnych latach badań



Rys. 4. Zadymienie spalin k w funkcji wieku samochodu osobowego (wyniki badań przeprowadzonych w 1997 roku)



Rys. 6. Zadymienie spalin k w funkcji wieku samochodu osobowego (wyniki badań przeprowadzonych w 2001 roku)

Wyniki uzyskane w badaniach przeprowadzonych w latach 1994-2002 wykazały wzrost liczby samochodów przekraczających dopuszczalną poziom zadymienia (rys.2). Stwierdza się systematyczny wzrost udziału pojazdów przekraczających poziom dopuszczalnego zadymienia od 10 % (rok badań 1998), do ponad 60 % (rok badań 2002). Wzrost ten wynika ze wzrostu średniego zadymienia spalin w przeciągu ostatnich pięciu lat badań (rys. 1), od wartości około 1,36 m⁻¹ (rok badań 1998) do wartości około 4,34 m⁻¹ (rok badań 2002).

Wytłumaczeniem może być tutaj fakt wzrostu średniego wieku badanych pojazdów od wartości około 8 lat (rok badań 1999) do około 15 lat w roku badań 2002.

Poszczególne	Liczba	Zadymienie spalin k			
lata badań	badanych	Istotność korelacji ($\alpha = 0.05$)			
	pojazdów	t	$t_{\alpha/2,k}$		
1994	77	2,26	2,00		
1997	105	4,23	1,98		
1998	40	3,75	2,02		
1999	75	5,34	2,00		
2000	113	7,12	1,98		
2001	113	6,52	1,98		
2002	31	0,48	2,04		

Tab. 2. Wyniki badań istotności korelacji pomiędzy zadymieniem spalin a wiekiem samochodu osobowego

6. Literatura

- [1] Rocznik Statystyczny Rzeczypospolitej Polskiej 2000.
- [2] Waśkowicz J.: Park pojazdów samochodowych i realizowane przewozy w okresie 1950-2000. Konferencja naukowa z okazji jubileuszu 50-lecia. Determinanty i kierunki rozwoju badań naukowych transportu samochodowego. Warszawa, Instytut Transportu Samochodowego, 2002, s.166.
- [3] Rozporządzenie Ministra Transportu i Gospodarki Morskiej z dnia 7 września 1999 roku w sprawie zakresu i sposobu przeprowadzania badań technicznych pojazdów oraz wzorów dokumentów przy tym stosowanych. Dziennik Ustaw Nr 81, poz. 917.
- [4] Godziszewski J. Mania R. Pampuch R.: Zasady planowania doświadczeń i opracowywania wyników pomiarów, Kraków, Akademia Górniczo-Hutnicza, 1987.
- [5] Stanisz A.: Przystępny kurs statystyki. Kraków, StatSoft Polska Sp. z o.o., 1998.

Mgr inż. Mariusz Antol

Katedra Silników Spalinowych Politechnika Lubelska ul. Nadbystrzycka 36 20-618 Lublin tel. (081) 53-82-59 e-mail: mantol@archimedes.pol.lublin.pl

ZASTOSOWANIE METODY NAJWIĘKSZEGO SPADKU W OPTYMALIZACJI PROCESU WTRYSKIWANIA

AN APPLICATION OF THE METHOD OF STEEPEST DESCENT IN THE OPTIMIZATION OF INJECTION MOLDING PROCESS

Praca przedstawia eksperymentalne podejście do problemu optymalizacji procesu wtryskiwania tworzyw termoplastycznych. W badaniach optymalizacyjnych wykorzystano programy statyczne dwuwartościowe-frakcyjne oraz metodę największego spadku, łącznie stanowiące sekwencyjną procedurę badań doświadczalnych. W uzyskanym rozwiązaniu uwzględniono pięć czynników badanych oraz jeden czynnik wynikowy jakim był skurcz wtórny wyprasek. W artykule przedyskutowano wyniki poszczególnych etapów badań optymalizacyjnych.

Słowa kluczowe: Planowanie eksperymentów, jakość, optymalizacja, metoda powierzchni odpowiedzi.

This paper presents an experimental approach to optimization of the injection molding process. The performed researches were based on designed experiments such as: the $2^{n \cdot p}$ fractional and composite design as well as the method of steepest descent. There were five independent and one response variable involved in the optimization process. Results of the particularly experimental stages were discussed. An attention was paid to practical aspects of research.

Keywords: design of experiments, quality, optimization, response surface methodology

1. Wprowadzenie

W artykułach i opracowaniach dotyczących jakości poświęca się dużo miejsca technikom planowania eksperymentów (DOE - design of experiments) [1, 2, 3, 4]. Procedury doświadczalne wykorzystuje się głównie we wczesnych etapach projektowania produktu. W praktyce istnieje wiele czynników wpływających na kluczowe właściwości produktu. Zadaniem personelu odpowiedzialnego za jakość jest ustalenie, które z czynników badanych należy uwzględnić w dalszych etapach doskonalenia produktu, a które z nich należy pominąć. Z drugiej strony bez żadnej wstępnej wiedzy trudno jest stwierdzić ważkość poszczególnych czynników. W takich sytuacjach jedynym sposobem do zdobycia tego typu informacji jest wykorzystanie technik eksperymentalnych. Gdy powyższy problem zostanie rozwiązany, natychmiast pojawia się inny. Chociaż wyznaczono właściwy zbiór czynników badanych, zwykle trudno jest cokolwiek stwierdzić na temat optymalnych warunków, w których ma być realizowany proces technologiczny. W takim przypadku należy zastosować jedną z technik eksperymentalnych umożliwiającą wyznaczenie takich warunków prowadzenia procesu, dla których jakość produktu będzie uważana jako zadawalająca.

W artykule przedstawiono wybrane techniki eksperymentalne zgrupowane pod wspólną nazwą Metody Powierzchni Odpowiedzi (RSM - Response Surface Methodology), pozwalające na rozwiązywanie problemów zaakcentowanych we wstępie. Jako przykład ich zastosowania rozważono proces optymalizacji procesu wtryskiwania termoplastów.

2. Metoda powierzchni odpowiedzi

Metoda Powierzchni Odpowiedzi [1, 3, 5] jest zbiorem statystycznych i analitycznych technik obliczeniowych użytecznych w trakcie prowadzenia prac rozwojowych nad produktem, jak również w fazie jego doskonalenia. W praktyce metodę powierzchni odpowiedzi stosuje się w sposób sekwencyjny. W pierwszym etapie spośród ogółu czynników badanych należy wyznaczyć te, które w istotny sposób wpływają na wartość powierzchni odpowiedzi. To z kolei bezpośrednio prowadzi do zagadnień planowania eksperymentu. Wykonanie eksperymentu, a następnie interpretacja jego wyników pozwala na ocenę wpływu poszczególnych czynników badanych na wartość powierzchni odpowiedzi. Tą fazę badań eksperymentalnych zwykle nazywa się fazą zerową metody powierzchni odpowiedzi, natomiast eksperymenty wykonywane w jej trakcie określa się mianem eksperymentów przeglądowych.

Gdy znaczenie poszczególnych czynników badanych zostanie ustalone, przechodzi się do kolejnej fazy badań. W tym etapie zadaniem eksperymentatora jest stwierdzenie, czy aktualne wartości zmiennych niezależnych (wartości nominalne) odpowiadają ekstremum powierzchni odpowiedzi. Jeżeli aktualne wartości czynników badanych nie odpowiadają optimum funkcji odpowiedzi, konieczne jest podjęcie dodatkowych działań w celu przesunięcia procesu w kierunku sąsiedztwa punktu optymalnego. Podczas tej fazy doskonalenia procesu technologicznego zwykle stosowana jest metoda największego spadku. Ta technika optymalizacyjna w dużym stopniu wykorzystuje plany eksperymentalne frakcyjne, dwuwartościowe. Celem stosowania tego typu eksperymentów jest określenie lokalnych tendencji zmian powierzchni odpowiedzi opisywanych przy użyciu wielomianów pierwszego stopnia.

Jeżeli proces jest bliski optimum - wykonywana jest druga, a zarazem końcowa faza optymalizacji doświadczalnej. Jej celem jest uzyskanie możliwie jak najbardziej dokładnego opisu procesu w otoczeniu punktu odpowiadającemu ekstremum. Obszar przestrzeni czynnikowej objęty eksperymentem musi być wystarczająco wąski by uzyskać dokładną aproksymację funkcji odpowiedzi. Z uwagi na to, że procedura optymalizacji osiągnęła sąsiedztwo optimum należy się spodziewać wystąpienia efektu krzywizny. Przyjmując powyższe założenia, w wielu przypadkach wystarczająco dobrym przybliżeniem funkcji odpowiedzi jest wielomian drugiego stopnia. Adekwatny model procesu umożliwia następnie określenie optymalnych warunków prowadzenia procesu ze względu na przyjęte kryterium jakości.

3. Optymalizacja procesu wtryskiwania termoplastów

Proces wtryskiwania termoplastów jest ze swej natury bardzo złożony. Istnieje wiele czynników, które istotnie wpływają na jego właściwości [6, 7]. Co więcej, ich znaczenie jest w przybliżeniu jednakowe w zależności od tego jaki rodzaj zmiennej wynikowej brany jest pod uwagę. Dlatego też, nie jest łatwo zdecydować, który z czynników badanych mógłby zostać uwzględniony podczas optymalizacji procesu wtryskiwania. W celu rozwiązania postawionego problemu zastosowano metodę powierzchni odpowiedzi. Jako charakterystykę jakości procesu wtryskiwania wybrano skurcz wtórny wyprasek. Analiza literatury [5] pozwoliła założyć, że zmienne niezależne takie jak: temperatura formy, temperatura tworzywa, czas wtrysku, czas chłodzenia oraz ciśnienie docisku powinny zostać uwzględnione w trakcie prowadzenia procesu optymalizacji. Wszystkie powyższe czynniki badane wraz z przedziałami ich zmienności zostały zestawione w tabeli 1.

m 11 1	71	•			1	• •	1. 1
Tabla L	Lakres	7mien	nosci	7mienn	vch.	niezal	eznych
1000 000 1		2		~	,		

czynników badanych na wartość skurczu wtórnego jest statystycznie istotny, stąd też żaden czynnik nie może być pominięty w dalszych etapach badań.

W kolejnym etapie badań do poszukiwania sąsiedztwa punktu odpowiadającego minimum skurczu wtórnego zastosowano metodę największego spadku. W tym celu, w sposób arbitralny wybrano punkt, od którego rozpoczęto procedurę optymalizacji. Punkt ten jednocześnie stanowił centrum planu eksperymentalnego zgodnego z planem doświadczalnym typu 2^{5-3}_{III} (rys. 1, region "*B*"). Eksperyment ten posłużył do określenia równania prostej wzdłuż której powierzchnia odpowiedzi (tu: skurcz wtórny wyprasek) minimalizuje swoją wartość. Po obliczeniu współczynników kierunkowych prostej możliwe było wyznaczenie zbioru punktów leżących wzdłuż ścieżki określającej największą zmianę czynnika wynikowego (rys. 1 ścieżka poszukiwań ekstremum "*D*"). Tym sposobem wyznaczone zostało położenie sąsiedztwa punktu ekstremalnego (tu: minimum skurczu wtórnego).

Zmienne niezoleżne	Zakres zr	Indpostka		
	Min	Min Max		
Temperatura formy	T _f	26	64	°C
Temperatura tworzywa	T _t	240	265	°C
Czas wtrysku	t _w	1,25	1,75	S
Czas chłodzenia	t _{ch}	36	60	S
Ciśnienie docisku	p_d	8	12	MPa

Poszczególne fazy optymalizacji doświadczalnej procesu wtryskiwania przedstawiono na rysunku 1. W pierwszym etapie procedury optymalizacji zamierzano oszacować wpływ czynników badanych na zmienną wynikową. W tym celu zastosowano plan eksperymentalny typu 2^{5-1}_{γ} , jako program badań przeglądowych. Duża rozdzielczość planu umożliwiła odseparowanie efektów głównych od interakcji dwuczynnikowych. Na rys. 2 przedstawiono wyniki eksperymentu przeglądowego. Jest łatwo zauważyć, że najbardziej znaczącym czynnikiem badanym jest temperatura formy. Interakcje dwuczynnikowe pomiędzy poszczególnymi zmiennymi mogą zostać zignorowane w kolejnych etapach optymalizacji. Pierwsza faza badań udowodniła, że efekt zmian poszczególnych

62 58 54

46

42

38

34







Rys. 3. Zależność skurczu wyprasek w funkcji temperatury formy i czasu chłodzenia wyprasek w otoczeniu minimum powierzchni odpowiedzi



W ostatnim etapie procedury optymalizacji (rys. 1, obszar "*C*" – sąsiedztwo ekstremum) powierzchnię odpowiedzi lokalnie aproksymowano za pomocą wielomianu drugiego stopnia. W tym celu wykorzystano plan eksperymentalny, kompozycyjny. Jądro planu stanowił program dwuwartościowy, wieloczynnikowy typu: 2^{5-1}_{v} . Dysponując adekwatnym przybliżeniem wielomianowym i stosując metody analityczne wyznaczono położenie punktu ekstremum. Rys. 3 przedstawia wykres funkcji odpowiedzi wokół otoczenia minimum skurczu wtórnego.

4. Wnioski

Skomplikowana natura procesu wtryskiwania termoplastów wymaga uwzględnienia dużej liczby zmiennych niezależnych. Im więcej czynników badanych zostanie użytych w trakcie badań eksperymentalnych, tym bardziej dokładny będzie model procesu. Z jednej strony zwiększenie ilości zmiennych niezależnych prowadzi do bardzo dużej liczby układów doświadczalnych. Z drugiej natomiast strony odrzucenie kluczowych zmiennych niezależnych może doprowadzić do zubożenia opisu procesu przez model empiryczny. Techniki eksperymentalne pozwalają określić, które ze zmiennych niezależnych są istotne z punktu widzenia prowadzonych badań, a które należy pominąć. Metody statystyczne (np. analiza wariancji) umożliwiają następnie zweryfikowanie wyników doświadczeń.

Wyniki doświadczeń zaprezentowanych w tym artykule pokazują, że metoda największego spadku jest bardzo efektywną techniką doświadczalną. Zastosowanie tylko dwóch etapów procedury badań pozwoliło na osiągnięcie punktu ekstremum. Skurcz wtórny wyprasek został zmniejszony, aż do 50% swojej początkowej wartości.

W wielu praktycznych przypadkach optymalne warunki prowadzenia procesu określa się na podstawie doświadczenia ekspertów. Wiedza ekspercka jest głównie nabywana poprzez praktykę i najczęściej nie ma nic wspólnego z metodyką prowadzenia badań eksperymentalnych. Operator nadzorujący proces technologiczny musi zwykle wykonać dużą liczbę prób, które w jego ocenie prowadzą do zadawalających rozwiązań. Postępując tak nie ma się wcale pewności, że określone w ten sposób warunki prowadzenia procesu będą optymalne. Zastosowanie technik eksperymentalnych umożliwia w dokładny i co więcej – wiarygodny sposób wyznaczyć optymalne warunki prowadzenia procesu bez wykonywanie zbytecznych prób eksperymentalnych.

5. Literatura

- [1] Montgomery D.: Introduction to Statistical Quality Control, John Wiley & Sons, N.Y., 1997
- [2] Płaska S.: Wprowadzenie do statystycznego sterowania procesami technologicznymi, Wydawnictwo Politechniki Lubelskiej, Lublin, 2000.
- [3] Hinkelmann K., Kempthorne O.: *Design and Analysis of Experiments: Introduction to Experimental Design*, John Wiley & Sons, N.Y., 1994.
- [4] Steinberg D.: Robust Design: Experiments for Improving Quality, Handbook of Statistics, Vol.13, Elsevier Science B.V, N.Y., 1996.
- [5] Draper N., Lin D.: *Response Surface Design*, Handbook of Statistics, Vol.13, Elsevier Science B.V, N.Y., 1996.
- [6] Płaska S., Bogucki M., Stączek P.: Modelowy system nadzorowania pracy wtryskarek i sterowania produkcją, raport z grantu KBN 1003/T08/98/15, Politechnika Lubelska, Lublin, 2002.
- [7] Smorawiński A.: Technologia wtrysku, WNT, Warszawa, 1989.

Mgr inż. Marcin Bogucki Mgr inż. Paweł Stączek

Katedra Automatyzacji Wydział Mechaniczny, Politechnika Lubelska ul. Nadbystrzycka 36, 20-618 Lublin tel. (081)5381267 automat@lctt.pol.lublin.pl

SCALANIE ŁOŻYSKOWYCH ODPADÓW POSZLIFIERSKICH WASPEKCIE ICH UTYLIZACJI WHUTNICTWIE INTEGRATING POST-GRINDING BEARING BALLS WASTE TO UTILIZE IN METALLURGY TRADE

W publikacji przedstawiono wyniki badań procesu zagęszczania i scalania odpadów poszlifierskich ze szlifowania łożysk tocznych. Odpady te po odpowiednim przetworzeniu mogą być wykorzystane jako złom do przetopu w hutnictwie. Określono i zbadano czynniki oraz parametry wpływające na jakość wyprasek otrzymywanych z surowca odpadowego. W wyniku przeprowadzonych prób badawczych uzyskano wypraski o dużej wytrzymałości mechanicznej oraz spełniające pozostałe wymogi hutnictwa dla materiałów do przetopu w piecach elektrycznych.

Słowa kluczowe: łożyska toczne, odpady poszlifierskie, utylizacja, scalanie, wypraska.

In the paper were presented the results of research work connected with condensation and integrating of post-grinding industry's bearing balls waste. Waste after performing can be valuable material to utilize in metallurgy trade. The research work proceed to designate the all parameters influenced for the quality of compacts. In the results of research there were made a hard resistant compacts, which might be used as a scrap in metallurgical engineering.

Keywords: bearing balls, post-grinding waste, utilization, integrating, compact.

1. Wprowadzenie

Drobnoziarniste odpady poszlifierskie z produkcji elementów łożysk tocznych, po nadaniu im formy kawałkowej, mogą być wykorzystane jako wsad złomowy w procesie wielkopiecowym lub w piecach stalowniczych. Istotne znaczenie w zagospodarowaniu tych materiałów odpadowych ma właściwe ich przygotowanie polegające na zagęszczaniu i scalaniu. Celem podjętych badań jest określenie czynników i parametrów wpływających na proces zagęszczania i scalania odpadów poszlifierskich, które mogą stanowić wartościowy produkt sprzedawany jako złom do przetopu w hutnictwie.

Dotychczasowe wyniki badań prowadzonych m.in. przez pracowników Akademii Górniczo-Hutniczej w Krakowie wskazują, że w większości przypadków odpowiednią metodą scalania metalowych materiałów sypkich jest brykietowanie. Technologia ta jest szeroko stosowana na świecie i w naszym kraju, jednak jej zastosowanie do scalania łożyskowych odpadów poszlifierskich jest nowatorskie.

Brykiety dodawane do przetopu w elektrycznych piecach łukowych powinny cechować się następującymi wymaganiami:

- masa i wymiary muszą odpowiadać potrzebom procesu technologicznego, w którym będą wykorzystane,
- odpowiednia wytrzymałość brykietów (nie powinny się rozkruszać na bryły o średnicy mniejszej niż 8 mm po upadku z wysokości co najmniej 2 metrów),
- odporność na starzenie się, zachowanie wytrzymałości przez dłuższy czas,
- łatwość magazynowania i transportu,
- odpowiedni skład ziarnowy materiału do brykietu,
- materiał nie może zawierać siarki, metali ciężkich i ich związków,
- zastosowane lepiszcza nie powinny zawierać dodatków wiążących wodę, takich jak cement, wapno i gips,
- zawartość czystego żelaza powinna wynosić co najmniej 80%.

- zawartość zanieczyszczeń olejowych nie powinna przekraczać 2%,
- maksymalna zawartość wilgoci powinna wynosić 1%.

W opracowanym programie badań doświadczalnych uwzględniono powyższe wymogi hutnictwa. Wyniki prac badawczych pozwolą opracować koncepcję linii technologicznej zagęszczania i scalania poszlifierskich odpadów przemysłu łożyskowego oraz przyczynią się do rozpoczęcia produkcji brykietów z tego surowca.

2. Badanie składu chemicznego

Zbadano skład chemiczny próbek odpadów z wydziałów produkcyjnych elementów tocznych i pierścieni krajowych producentów łożysk w Kraśniku, Kielcach, Poznaniu i Sosnowcu. Wyniki badań przedstawiono w tabeli 1.

Stwierdzono, że skład chemiczny analizowanych odpadów krajowych producentów łożysk jest porównywalny w ramach analizowanych kategorii. Większa ilość żelaza (średnio 89% s.m.) znajduje się w szlamach powstających w procesie szlifowania elementów tocznych, dlatego powinny być one zagospodarowane w pierwszej kolejności. Dlatego też, do dalszych badań wykorzystano odpady wytwarzane przez Zakład Elementów Tocznych wchodzący w skład Fabryki Łożysk Tocznych w Kraśniku. Odpady te cechują się również zawartością zanieczyszczeń olejowych, zawierającą się w granicach wartości dopuszczalnych ze względu na wymogi hutnictwa.

Do produkcji wysokogatunkowych stali wykorzystuje się złom zawierający niewielkie ilości chromu, maksymalnie do 0,2%. Stwierdzono znacznie wyższe zawartości chromu w analizowanych odpadach poszlifierskich, jednakże technolodzy hutnictwa dopuszczają ich zastosowanie do przetopu pod warunkiem zachowania ściśle określonej proporcji w stosunku do całkowitej masy wsadu użytego podczas produkcji stali wysokogatunkowej. Wynika stąd, że ilość przetworzonego surowca odpadowego wykorzystanego w hutnictwie ściśle będzie zależeć od zapotrzebowania na wyroby stalowe w kraju i na świecie.

3. Przygotowanie odpadu do scalania

Próbki osadu poszlifierskiego pobrane bezpośrednio z linii produkcyjnej w Zakładzie Elementów Tocznych w Kraśniku charakteryzują się dużym nawodnieniem. W celu pozbycia się nadmiaru wody zastosowano płytową prasę filtracyjną. Odpowiednio określone parametry pracy prasy takie jak ciśnienie, czas filtracji oraz rodzaj tkaniny filtracyjnej umożliwiły uzyskanie filtratów o uwodnieniu wynoszącym średnio 25%.

W celu zwiększenia zwartości filtratu wytypowano cztery rodzaje dodatków wiążących dodawanych do roztworu filtracyjnego, a mianowicie alkohol poliwinylowy (PAW), rokrysol (wodny roztwór jednosodowej soli poliakrylamidu), kwas octowy oraz wapno palone. Największy wzrost zwartości filtratu uzyskano w przypadku dodania kwasu octowego, który powodował reakcję utleniania żelaza tworząc produkty korozji spełniające rolę spoiwa.

Stwierdzono, że niezależnie od zastosowanych dodatków, odpady pofiltracyjne zawierają zbyt dużo wody, aby nadawały się do scalania. Wobec tego, zastosowano dosuszanie odpadów wykorzystując do tego wagosuszarkę firmy KETT typu FD 620 umożliwiającą ciągły pomiar wilgotności z dokładnością $\pm 1\%$. Na rysunku 1 przedstawiono graficznie zmiany wilgotności różnych rodzajów osadu pofiltracyjnego w zależności od czasu suszenia.

Stwierdzono dobrą podatność filtratu na samoczynne dosuszanie w trakcie przechowywania w pomieszczeniu zamkniętym, gdzie panowały stabilne warunki klimatyczne. Spadek wilgotności osadu pofiltracyjnego w zależności od czasu przechowywania przedstawiono na rysunku 2. Można zauważyć, że w cieńszych warstwach osadu proces ten zachodzi znacznie szybciej niż w grubych warstwach, a więc istotny jest sposób składowania "placków" filtracyjnych. Dalsze wykorzystanie przesuszonego materiału filtracyjnego wiąże się z koniecznością rozkruszenia i rozdrobnienia zbrylonych kawałków, tak aby uzyskać jednorodny drobnoziarnisty proszek odpowiedni do scalania w prasach tłokowych i walcowych.

4. Scalanie w laboratoryjnej prasie hydraulicznej

Do scalania łożyskowych odpadów poszlifierskich wykorzystano laboratoryjną prasę hydrauliczną PH20. W tym celu dobrano odpowiednie parametry procesu, takie jak nacisk stempla, kształt i wymiary matrycy, masa prasowanego materiału oraz rodzaj i ilość dodatków wiążących. Wyniki badań wykazały, że badany materiał posiada dobrą podatność na scalanie, ale bez zastosowania lepiszcza nie posiada wystarczającej odporności na rozkruszanie grawitacyjne.

W związku z powyższym badano wpływ dodatków wiążących w celu uzyskania wyprasek o większej odporności mechanicznej. Wytypowano sześć rodzajów środków wiążących, z których jeden stanowi surowiec odpadowy (tab. 2). Zbadano i porównano odporność mechaniczną wyprasek ściskając je w prasie hydraulicznej. Ponadto sprawdzono odporność na rozkruszanie grawitacyjne wytypowanych wyprasek zrzucając je na metalowe podłoże z wysokości 2 m. Wyniki badań zestawiono w tabeli 2.

Stwierdzono, że dodatek takich środków wiążących jak szkło wodne, kwas octowy melasa oraz rokrysol poprawia wytrzymałość wyprasek. Istotne jest, aby występowało zachowanie tej wytrzymałości przez dłuższy czas. W tym celu zbadano wpływ sezonowania i w okresie 90-ciu dni nie stwierdzono pogarszania się odporności wyprasek z wyżej wymienionymi lepiszczami z wyjątkiem próbek z dodatkiem kwasu octowego, które pękały i rozwarstwiały się po ok. 30 dniach sezonowania. Trwają dalsze badania mające

Dodzoi odnodu	Masa	Zazzantość	Zawartość	Zawartość pierwiastków, % s.m.						
i miejsce powstawania	odpadów, t/rok	wody, %	węglowodorów, % ekstraktu	Fe	Cr	Ni	Cu	Mn	Zn	Pb, Cd
1. Odpady po szlifowaniu elementów tocznych:										
 Kraśnik 	1600	34,3	1,63	90,2	0,45	0,03	0,15	0,30	0,09	t o
 Poznań 	350	45,1	8,08	87,6	0,60	0,11	0,16	0,28	0,10	nie wie zon
 Sosnowiec 	500	34,9	3,08	89,3	0,41	0,07	0,12	0,32	0,02	st d
2. Odpady po szlifowani	u pierścieni ł	łożyskowych								
 Kraśnik 	800	4,8	2,99	64,5	0,39	0,01	0,13	0,19	0,02	
 Poznań 	150	25,4	11,48	74,3	0,89	0,09	0,17	0,18	0,02	ier- ier-
 Sosnowiec 	200	7,4	4,35	78,8	0,55	0,07	0,22	0,26	0,01	stw. dzc
Kielce	800	26,9	3,01	88,0	0,56	0,05	0,19	0,26	0,03	3 1





Rys. 1. Zmiana wilgotności osadu pofiltracyjnego w zależności od czasu suszenia





NAUKA I TECHNIKA

In	Rodzaj dodatku wiażacego	Wytrzymałość	Wpłyv wytrzy	v czasu s małość r	Odporność na rozkruszanie		
цр.	Kouzaj uouatku wiązącego	kN	15 dni	30 dni	60 dni	90 dni	grawitacyjne z wysok. 2 m
1.	Bez dodatków	15,2	13,4	12,7	12,2	12,0	nie
2.	Wapno palone	9,0	8,0	7,5	7,2	8,8	nie
3.	Szkło wodne	22,2	28,2	30,2	31,4	32,0	tak
4.	Melasa	19,0	19,6	26,4	33,2	31,4	tak
5.	Kwas octowy	29,1	32,5	28,4	_	-	tak
6.	Rokrysol	16,6	14,2	20,2	22,2	26,2	nie
7.	PAW	15,8	14,8	14,2	13,8	8,7	nie

Tabela 2. Wyniki badań wytrzymałości mechanicznej wyprasek w zależności od rodzaju zastosowanego lepiszcza oraz czasu sezonowania

na celu uściślenie proporcji wytypowanych dodatków wiążących oraz przeanalizowanie ich wpływu na wytrzymałość wyprasek. Wyniki badań przyczynią się do rozpoczęcia produkcji brykietów z odpadów poszlifierskich, które będą cennym surowcem dodawanym jako wsad do przetopu w hutach i stalowniach.

5. Wnioski

- Technologia scalania drobnoziarnistych odpadów metalowych jest dobrze znana i może być z powodzeniem zastosowana do utylizacji poszlifierskich odpadów przemysłu łożyskowego,
- Duża zawartość żelaza w odpadach ze szlifowania łożyskowych elementów tocznych predysponuje je do zagospodarowania w pierwszej kolejności.
- Łożyskowe odpady poszlifierskie wykazały dobrą podatność na zagęszczanie oraz scalanie.
- Otrzymane wypraski z zastosowaniem środków wiążących wykazały się dużą wytrzymałością mechaniczną i odpornością na starzenie się.
- Brykiety wytworzone z łożyskowych odpadów poszlifierskich będą spełniały wymogi hutnictwa zastępując złom do przetopu w piecach elektrycznych.

6. Literatura

- [1] Borowski G.: Zagospodarowanie odpadów poszlifierskich z produkcji kulek łożyskowych. I sympozjum doktoranckie "Współczesne technologie w budowie maszyn", Politechnika Lubelska, 20–26, Lublin 2002.
- [2] Borowski G. Kuczmaszewski J.: *Badania możliwości użytkowego wykorzystania odpadów poszlifierskich przemysłu lożyskowego*. Zeszyt naukowy z okazji 50-lecia PL, Lublin 2003 (w druku).
- [3] Drzymała Z., Hryniewicz M: Wyniki badań nad zastosowaniem brykietowania w procesie przygotowania do utylizacji drobnoziarnistych odpadów przemysłowych. Zeszyty Naukowe Politechniki Łódzkiej "Inżynieria Chemiczna i Procesowa", 21, 25–32, 1997.
- [4] Hryniewicz M.: Badania procesów przygotowania drobnoziarnistych odpadów żelazonośnych do recyklingu. IV Forum Inżynierii Ekologicznej, 75–83, Nałęczów 2002.
- [5] Lutek K., Kuczmaszewski J.: *Brykietowanie odpadów przemysłowych w postaci zużytej masy formierskiej i odpadów pogalwanicznych*. Folia Societatis Scientiarum Lublinensis, 1–2, vol. 6, 1997.

Praca wykonana w ramach projektu badawczego KBN nr PB1144/T07/02/22

Mgr inż. Gabriel Borowski

Katedra Podstaw Inżynierii Produkcji Wydział Mechaniczny Politechnika Lubelska ul. Nadbystrzycka 36 20-618 Lublin

ANALIZA MOŻLIWOŚCI WYKAZANIA PRZYCZYN USZKODZEŃ PIÓR RESOROWYCH

CAUSES OF LEAF SPRING'S DAMAGES VERIFIABLE ANALYSIS

W pracy przedstawiono wyniki badań wybranych właściwości materiału piór resorowych. Badania miały na celu przeanalizowanie problematyki określania przyczyn uszkodzeń piór. Najczęściej obserwowaną, bezpośrednią, przyczyną przełomu, było występowanie mikropęknięć. Wyniki analizy składu chemicznego, badań makro- i mikroskopowych oraz badań twardości nie zawsze pozwalają wskazać jednoznaczne przyczyny powstawania mikropęknięć w materiale.

Słowa kluczowe: analiza przełomów, badania materiałowe, badania strukturalne, resory piórowe

Results of chosen proprieties research of material of leaf spring are introduced in this paper. The research was in view the recognition of determination problems of damages causes. Micro-cracks occurrence was the most often observed, direct, cause of fractures. Chemical analysis, macro- and microscopic examination and hardness research not always makes possible to indicate reasons of formation micro-cracks in material.

Keywords: fractures analysis, material research, structural research, leaf springs

1. Wprowadzenie

Resory piórowe, stosowane w zawieszeniach pojazdów samochodowych, należą do części maszyn, od jakości i trwałości których zależy trwałość i właściwości eksploatacyjne całych pojazdów. Zdarza się, że uszkodzenie resoru jest przyczyną czasowego wyłączenia pojazdu z eksploatacji. Jednocześnie szacuje się, że trwałość resorów piórowych jest nawet kilkakrotnie mniejsza od przebiegu międzynaprawczego silników pojazdów. Wiele przypadków uszkodzeń powodują wady materiałowe, choć występują również przyczyny eksploatacyjne oraz np. zaniedbania serwisowe [1-6].

Przeprowadzono badania, mające na celu określenie możliwości ustalania przyczyn uszkodzeń piór resorowych oraz oznaczenie składu chemicznego materiału, z którego wykonano uszkodzone pióro i jego zgodności z odpowiednimi normami. Obiektem badań były fragmenty piór resorowych i resorów.

Zakres badań obejmował:

- badania makroskopowe wykonane okiem nieuzbrojonym,
- analizę składu chemicznego przeprowadzoną spektrometrem rentgenowskim,
- badania struktury materiału z wykorzystaniem mikroskopu optycznego,
- określenie głębokości warstwy odwęglonej metodą mikroskopową,
- oznaczenie stopnia zanieczyszczenia wtrąceniami niemetalicznymi,
- pomiary twardości powierzchni piór aparatem Brinella.

2. Badania makroskopowe

W wyniku badań kilkudziesięciu uszkodzonych resorów można stwierdzić, że przełom pióra najczęściej następuje w miejscu spiętrzenia naprężeń (np. na granicy podparcia kolejnym piórem), w okolicy jarzma mocującego resor do belki zawieszenia lub mostu napędowego, w pobliżu obejmy ustalającej pióra przed względnym przesuwaniem się (obracaniem wokół śruby centralnej). Uszkodzenia ucha resoru lub części mocującej zdarzają się zwykle w przypadkach znacznego przekroczenia wytrzymałości konstrukcji podczas najechania na dużą przeszkodę lub w wyniku wypadku.

Pęknięcie przez otwór centralny najczęściej występuje w przypadku resorów naprawianych i świadczy o użyciu siły o zbyt małej wartości do skręcenia resoru śrubą. W resorach z piórami o stałym przekroju najczęściej uszkodzeniu ulega jedno pióro, choć niezauważone powoduje osłabienie konstrukcji i w rezultacie pęka większa liczba piór, zwykle sąsiadujących. W przypadku resorów z piórami o przekroju zmiennym wg paraboli najczęściej zdarza się pęknięcie kilku piór jednocześnie (rys 1a).

Przełom piór może mieć charakter doraźny (rys. 1a) lub zmęczeniowy (rys. 1b-1e). Wykonanie badań makroskopowych zwykle jest utrudnione z powodu występowania produktów korozji (rys. 1a i 1e). Wyjątek stanowi sytuacja, gdy wszystkie pióra ulegają uszkodzeniu jednocześnie, wtedy przełom najczęściej nie jest skorodowany z powodu konieczności wycofania pojazdu z ruchu. Podobnie, jeżeli pęknięcie rozwijało się w dłuższym czasie a resor został wymontowany bezpośrednio po jego uszkodzeniu, występowanie korozji na części powierzchni przełomu może ułatwić precyzyjnie wskazać ognisko (rys. 1c i 1d).

Najczęściej obserwowaną przyczyną przełomu było występowanie mikropęknięć. Widok rozciąganej podczas eksploatacji powierzchni pióra wskazuje prawdopodobną bezpośrednią przyczynę uszkodzenia pióra. Jeżeli na tej powierzchni (szczególnie w obszarze sąsiadującym z przełomem) widoczne są pęknięcia usytuowane w poprzek pióra (rys. 2), to najprawdopodobniej stanowiły one karby umożliwiające propagację pęknięcia. Nawet w przypadku braku pęknięć na powierzchni mogą je ujawnić badania mikroskopowe na zgładach wykonanych przez zdjęcie wierzchniej warstwy materiału pióra w pobliżu przełomu.

Pióro wybrane do dalszych badań charakteryzowało się występowaniem powłoki lakierniczej o zadowalającej jakości i miało zmienny przekrój (zmienną grubość pręta). Na dużej części jego długości miało prosty kształt (zerowa krzywizna). Pęknięcie nastąpiło w części o mniejszej grubości, charakteryzującej się również większą krzywizną (rys. 3). W okolicy przełomu pióro było pokryte produktami korozji, co uniemożliwiło dokładne określenie charakteru i odtworzenie propagacji pęknięcia (rys. 1e). Wyciągnięto wniosek, że prawdopodobna przyczyna jego uszkodzenia była związana z jakością materiału lub przebiegiem procesu

NAUKA I TECHNIKA



Rys. 1. Przełomy piór resorowych: doraźny a), z widoczną ciemniejszą strefą skorodowaną b) i c), zmęczeniowe ze śladami korozji na przełomie b)-e)



Rys. 2. Powierzchnia pióra, rozciągana podczas eksploatacji, z produktami korozji. Widoczne miejsca inicjacji pęknięć przebiegające równolegle do przełomu

wytwarzania. Z uskoku na przełomie na rys. 1e) można dodatkowo wnioskować, że warstwa wierzchnia różniła się właściwościami od pozostałej części przełomu (rdzenia).

3. Analiza składu chemicznego

Oznaczony skład chemiczny materiału pióra odpowiada stali stopowej sprężynowej 50CrV4 wg [DIN 17221-72] lub stali 50HF wg [PN-74/H-84032] (tabela 1). Stale te, po ulepszaniu cieplnym, charakteryzują się dobrymi właściwościami wytrzymałościowymi i największą hartownością spośród stali sprężynowych. Zaleca się stosować te materiały na silnie obciążone sprężyny, o dużych przekrojach, zwłaszcza podlegające silnym zmiennym i przemiennym obciążeniom, w tym na najbardziej obciążone pióra resorów pojazdów mechanicznych.

4. Badania mikroskopowe

Na zgładzie nietrawionym z wewnętrznej powierzchni pióra w pobliżu przełomu, po usunięciu warstwy o grubości około 0,5mm,



Rys. 3. Pióro wybrane do badań

obserwowano mikropęknięcia (stanowiące lokalne karby) przebiegające w poprzek elementu (rys. 4a). Propagacja tych pęknięć, w kierunku prostopadłym do kierunku działania sił obciążających, była bezpośrednią przyczyną uszkodzenia pióra. Dalsze badania miały na celu wyjaśnienie genezy powstania tych karbów.

Na zgładzie trawionym odczynnikiem Mi1Fe wg [PN-61/H-04503] zidentyfikowano strukturę sorbitu z zachowanym układem "iglastym" (rys. 4c). Taka struktura jest charakterystyczna dla stali po hartowaniu i odpuszczaniu średnim lub wysokim. Mikrostruktura stali sprężynowej po ulepszaniu cieplnym nie powinna wykazywać układu iglastego. Jest jednak mało prawdopodobne, aby spowodowało to powstawanie mikropęknięć tylko na części powierzchni pióra.

Granice ziaren były widoczne przy powiększeniu około 200x, a igły martenzytu widoczne przy powiększeniu 100x. Wystąpiła tu niezgodność z normą [PN-90/S-47250], która wymaga, aby przy powiększeniu 500x nie były widoczne granice ziaren. Obraz struktury warstwy przypowierzchniowej przedstawiono na rys. 4d. Głębokość odwęglenia określono na około 0,03mm. Obserwowa-

NAUKA I TECHNIKA

	Skład chemiczny [% masy]										
pierwiastek		С	Mn	Si	S	Р	Cr	Ni	V		
badan	e pióro	0,51	0,79	0,24	0,030	0,015	1,00	0,14	0,15		
50C-V4	min	0,47	0,70	0,15			0,90	brak	0,10		
50CrV4	max	0,55	1,10	0,40	0,035	0,035	1,20	danych	0,20		
50UE	min	0,46	0,50	0,15			0,80		0,10		
50HF	max	0,54	0,80	0,40	0,030	0,030	1,10	0,40	0,20		

Tabela 1. Skład chemiczny pióra użytego do badań i gatunki stali wg norm

Tabela 2. Oznaczenie stopnia zanieczyszczenia wtrąceniami niemetalicznymi

Rodzaj wtrącenia								
TŁ	KK	KP	max(TŁ, KK, KP)	TP	KN	S	AT	AA
0	1	0	1	1	1	1	0	0

a)









Rys. 4. Struktura materialu resoru: a) pęknięcia widoczne na zgładzie nietrawionym, b) wtrącenia niemetaliczne, c) mikrostruktura rdzenia, d) powierzchnia odweglona

no wyłącznie strefę przejściową, odwęglenia zupełnego nie stwierdzono. Głębokość odwęglenia była mała i nie powinna mieć znaczącego wpływu na właściwości wytrzymałościowe pióra.

Stopień zanieczyszczenia materiału wtrąceniami niemetalicznymi określono na nietrawionym zgładzie poprzecznym (rys. 4b, tabela 2). Badany element wykazuje niski stopień zanieczyszczenia wtrąceniami niemetalicznymi. Wtrącenia pasmowe i łańcuszkowe w zasadzie nie występują. Mikropęknięcia widoczne na rys. 4a nie rozprzestrzeniają się między wtrąceniami.

5. Badania twardości piór

Badania twardości piór resorowych zaleca się prowadzić aparatem Brinella. Ma to na celu określenie twardości materiału na większej powierzchni. Głębokość penetracji wgłębnika nie stanowi ograniczenia w stosowaniu tej metody do badania twardości powierzchni piór, ponieważ największa głębokość odcisku nie przekracza 0,3mm (dla kulki o średnicy 10mm). Oznacza to, że najmniejsza grubość próbki, jaką można badać, wynosi około 2,4mm, czyli jest mniejsza niż grubości piór resorowych aktualnie stosowanych w pojazdach. Jeżeli grubość pióra jest nie mniejsza niż około 9mm, to, przy zastosowaniu kulki o średnicy 5mm, można również badać twardość rdzenia na jego przekroju poprzecznym.

Twardość badano aparatem Brinella z zastosowaniem kulki \$\$\omega10 i \$\$\omega5 przy obciążeniach odpowiednio 29,42kN (skala HB10/ 3000) i 7355N (skala HB5/750). Średnia twardość mierzona na powierzchni pióra po usunięciu warstwy odwęglonej miała wartość 414HB10/3000 i 393HB5/750. Średnia twardość mierzona na przekroju pióra miała wartość 432HB5/750. Zmierzone wartości zawierają się powyżej średniej w granicach określonych przez normę [PN-90/S-47250] (363÷460HB). Rozbieżności pomiędzy przytoczonymi wartościami twardości wskazują na istotne różnice właściwości powierzchni i rdzenia, co wnioskowano już z badań makroskopowych.

6. Wnioski

Najczęściej obserwowaną, bezpośrednią przyczyną przełomów było występowanie mikropęknięć. Analiza chemiczna i mikroskopowa, występowania zanieczyszczeń w materiale badanego pióra i wtrąceń niemetalicznych, nie wskazały możliwych powodów powstania mikrokarbów w badanym elemencie. Struktura materiału wykazuje zbyt duże ziarna (widoczne już przy powiększeniu 200x), jednak występowanie faz w mikrostrukturze jest prawidłowe, zmierzona twardość jest zgodna z normą, a głębokość odwęglenia (wyłącznie strefa przejściowa) bardzo mała.

Przyczyną powstawania mikropęknięć w okolicach przełomu mogło być występowanie ognisk korozji, stanowiących mikrokarby. Należy zwrócić uwagę, że badana próbka uległa korozji praktycznie wyłącznie w okolicy przełomu. Może to świadczyć o niedostatecznym zabezpieczeniu powierzchni materiału powłoką malarską lub szczególnym narażeniu na działanie środowiska korozyjnego tej części elementu. Weryfikację tej tezy można przeprowadzić po analizie konstrukcji zawieszenia pojazdu.

Występowanie pęknięć na rozciąganej podczas eksploatacji (wewnętrznej) powierzchni pióra może być spowodowane zbyt małą wartością naprężeń własnych w warstwie wierzchniej materiału. Naprężenia te powstają w wyniku, prowadzonych podczas procesu technologicznego wytwarzania piór, zabiegów kulowania lub śrutowania. Z badań makroskopowych i pomiarów twardości można wnioskować, że obróbka przez zgniot była prowadzona. Wartość ściskających naprężeń własnych istotnie wpływa na rozkład naprężeń w warstwie wierzchniej pióra, lecz ich wyznaczenie wymaga dodatkowych badań.

Profil pióra, z częścią prostą w stanie swobodnym, może wskazywać, że zostało ono wcześniej nadmiernie obciążone, przez co jego krzywizna uległa trwałej zmianie. Za tą tezą przemawia również uszkodzenie powłoki lakierniczej w okolicach przełomu. Silnie skorodowana powierzchnia pióra występuje w miejscu, gdzie wartość momentu gnącego jest mniejsza, lecz mniejszy jest również przekrój pióra, a wartości odkształceń są znaczne. Należy przeprowadzić modelowe badania sprawdzające tą możliwość, najlepiej uwzględniając dokumentację producenta w zakresie kształtu i wymiarów elementów oraz konstrukcję uszkodzonego resoru.

Podsumowując: mimo, że konstrukcja resorów piórowych nie należy do bardzo skomplikowanych, to dysponując wyłącznie uszkodzonymi piórami nie zawsze można wskazać przyczynę ich pękania. Wyniki analizy składu chemicznego, badań makro- i mikroskopowych oraz badań twardości nie umożliwiły wykazania jednoznacznej przyczyny powstawania mikropęknięć w przedstawionym materiale. Trudność ta jest spowodowana tym, że sposób obciążenia resorów, jako elementów sprężystych zawieszeń pojazdów samochodowych, jest złożony i zależny od wielu czynników.

7. Literatura

- [1] Drozd K. Weroński A.: Problematyka kształtowania struktury i właściwości materiałów przeznaczonych na resory. Zeszyty Naukowe Politechniki Świętokrzyskiej Mechanika 72, Kielce, 2000.
- [2] Lee C.S. i in.: *Microstructural influence on fatigue properties of a high-strength spring steel*. Materials Science & Engineering A, 1-2, 30-37, 1998.
- [3] Mukhopadhyay N.K. i in.: Premature Failure of a Leaf Spring due to Improper Materials Processing. Engineering Failure Analysis, 3, 161-170, 1997.
- [4] Shin J-C. i in.: Correlation of microstructure and fatigue properties of two high-strength spring steels. International Journal of Fatigue, 6, 571-579, 1999.
- [5] Wang Q.Y. i in.: *High-cycle Fatigue Crack Initiation and Propagation Behaviour of High-strength Spring Steel Wires*. Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, 8, 673-677, 1999.
- [6] http://www.tc.gc.ca/roadsafety/tp2436/rs200003/index_e.htm (Leaf Spring Safety Warning).

Pracę wykonano w ramach projektu badawczego nr 0919/T12/2002/23 finansowanego przez KBN w latach 2002÷2004.

Mgr inż. Kazimierz Drozd

Katedra Inżynierii Materiałowej Wydział Mechaniczny Politechnika Lubelska ul. Nadbystrzycka 36, 20-618 Lublin tel. +48 (81) 5381215 fax +48 (81) 5250808 e-mail: kazik@archimedes.pol.lublin.pl

BADANIE NIECIĄGŁOŚCI W MATERIALE RUR KATALITYCZNYCH METODĄ PRĄDÓW WIROWYCH

THE INVESTIGATION OF DISCRETENESS IN MATERIAL OF CATALYTIC PIPES BY THE EDDY CURRENT METHOD

W artykule przedstawiono wyniki badań prądami wirowymi i badań metalograficznych przeprowadzonych na odlewanych odśrodkowo rurach ¢156 x 16 wykonanych z austenitycznej stali IN 519 po długotrwałej eksploatacji. Badania wykazały zmiany strukturalne i fazowe w materiale rur. Zmiany te zależne są od temperatury i czasu eksploatacji wpływając na własności mechaniczne rur. Na wewnętrznej powierzchni rur obserwowano wady odlewnicze.

Słowa kluczowe: rury katalityczne, prądy wirowe, reformer, stopy Fe-Cr-Ni, wady odlewnicze

The paper presents the results of eddy current and metallographic investigations of centrifugal casted pipe ϕ 156 x 16 made from cast steel IN 519 after long time operating. The investigations of the pipe samples shows the structural and phase changes in the material of tube. These changes depended on the temperature and time of exploitation and had influence on the mechanical properties of the pipe. At inner surface of the tube the casting defects were observed.

Keywords: catalytic tube, eddy currents, reforming, Fe-Cr-Ni alloy, casting defects

1. Wstęp

Rury katalityczne wykorzystywane są do otrzymywania amoniaku podczas termiczno-katalitycznego rozkładu metanu parą wodną pod ciśnieniem 3,2 MPa w temperaturze do 780°C. Ten endotermiczny proces prowadzony jest w rurach nagrzewanych z zewnątrz do temperatury 865°C. Stosowane w reformerach rury \$\omega156x16 mm wytwarzane są poprzez odlewanie odśrodkowe z austenitycznych stali takich jak np. IN 519 zawierającej 24% chromu, 24% niklu i 1,5% niobu.

Warunki nagrzewania rur w reformerze powodują zróżnicowanie rozkładu temperatury na ich długości i średnicy [1], co powoduje niejednorodne zmiany strukturalne w materiale rury. Zagadnienia związane z tymi zmianami i pogorszeniem mechanicznych właściwości przedstawiono w publikacjach [1,3]. Poniżej pokazano mikrostruktury materiału rur w stanie dostawy (rys. 1) i po długotrwałej eksploatacji (rys. 2).

Pęknięcia wywołane procesem pełzania zarodkują w postaci pustek w odległości 1/3 grubości ścianki od powierzchni wewnętrznej rury. Pustki grupując się wzdłuż granic dendrytów przekształcają się w mikropęknięcia. Propagacja pęknięć postępuje wzdłuż promienia rury. Najpierw pęknięcia ujawniają się na wewnętrznej ściance, a następnie wychodzą na zewnętrzną powodując wzdłużne rozszczepienia w materiale $[4 \div 6]$.

2. Metodyka badań

Badania prowadzono na odcinkach próbnych pobranych z czterech stref o zróżnicowanej temperaturze pracy (ścianka zewnętrzna): 0,15 m (750°C); 3,5 m (825°C); 8,0 m (850°C) i 10,5 m (865°C) od wlotu substratów [1]. Badaniom zostały poddane odcinki pobrane z rur po 16900, 45100, 74200 i 95000 godzin pracy.

Do badań użyto przyrządu HOCKING Phasec 2200 z sondą do wykrywania wad powierzchniowych. Indukowane sondą w warstwie wierzchniej prądy wirowe generują własne pole magnetyczne, które oddziaływując na własne pole magnetyczne sondy doprowadza do zmiany jej impedancji. Rejestrowane i zobrazowane graficznie zmiany impedancji pozwalają na interpretację właściwości i stanu warstwy wierzchniej rury.

Penetrowano powierzchnię wewnętrzną i zewnętrzną rury w celu wykrycia nieciągłości w materiale spowodowanych długotrwałą eksploatacją rur.

Otrzymywane na ekranie przyrządu obrazy graficzne porównywano do wzorcowego, który przedstawia odwzorowanie nieciągłości w postaci szczeliny o głębokości 0,2 mm i szerokości 0,1 mm (rys. 3). Na rys. 4 przedstawiono obraz graficzny zarejestrowany podczas badania materiału rury nie wykazującego defektów w postaci nieciągłości.



Rys. 1. Mikrostruktura materiału w stanie dostawy; zgład nietrawiony



Rys. 2. Mikrostruktura materialu rury po 16900 godzinach eksploatacji; zgład trawiony Murakami



Rys. 3. Graficzny obraz wzorca przedstawiający szczelinę o głębokości 0,2 mm



Rys. 4. Graficzny obraz materiału rury bez defektów powierzchniowych

Wykonano także badania metalograficzne przy użyciu mikroskopu optycznego w celu potwierdzenia wykrycia nieciągłości materiału metodą prądów wirowych.

3. Wyniki i omówienie badań

Przeprowadzone badania ujawniły uszkodzenia na wewnętrznej ściance w próbkach pobranych z rur po 74200 i 95000 godzinach eksploatacji. W obydwu przypadkach nieciągłości materiału wykryto we wszystkich badanych strefach. Graficzny obraz defektu z próbki wyciętej z trzeciej strefy (8,0 m od wlotu) z rury po 74200 h pracy przedstawia rys. 5. Mikrostrukturę materiału rury w miejscu odebrania sygnału o defekcie przedstawia rys. 6. Głębokość zalegania por usytuowanych na granicach ziarn wynosi ok. 1,8 mm (odczyt z mikrofotografii).



Rys. 5. Graficzny obraz defektu ujawnionego na wewnętrznej ściance rury po 74200 h pracy (trzecia strefa)



Rys. 6. Mikrostruktura ujawniająca liczne pory ulokowane wzdłuż granic dendrytów; zgład nietrawiony

Badania materiału rury po 95000 h eksploatacji ujawniły podobne nasilenie nieciągłości, przy czym maksymalna ich głębokość nie przekraczała 1,4 mm (rys. 7 i 8). Na obrazie mikroskopowym materiału rur po długotrwałej eksploatacji zauważa się koagulację faz międzymetalicznych wewnątrz i na granicach ziarn austenitu.







Rys. 8. Mikrostruktura ujawniająca liczne pory ulokowane wzdłuż granic dendrytów; zgład nietrawiony

Badanie materiału rur z obszaru pierwszego (temperatura na wewnętrznej ściance 550°C) po 74200 h eksploatacji ujawniły także nieciągłości w postaci por i tlenków na granicach równoosiowych ziarn austenitu (rys. 9 i 10).



Rys. 9. Graficzny obraz defektu ujawnionego na wewnętrznej ściance rury po 74200 h pracy (pierwsza strefa)



Rys. 10. Mikrostruktura pokazująca tlenki i pory ulokowane wzdłuż granic ziarn; zgład nietrawiony

Eksploatacja i Niezawodność nr 2/2003

Badania przeprowadzone na zewnętrznych ściankach rur nie dały oczekiwanego efektu ze względu na duży relief (powierzchnia odlewu) i stopień utlenienia powierzchni. Rury po procesie odlewania odśrodkowego poddawane są przetoczeniu średnicy wewnętrznej w celu usunięcia powierzchniowych porowatości wywołanych procesem odlewania. Natomiast powierzchnia zewnętrzna nie jest poddawana obróbce i pozostaje w stanie surowym.

4. Wnioski

Analiza obrazów mikrostruktury nasuwa przypuszczenie, że zidentyfikowane prądami wirowymi nieciągłości materiału rur nie są wynikiem długotrwałej eksploatacji, lecz są to powierzchniowe wady odlewnicze. Jak wykazały powyższe badania wady te nie są całkowicie usuwane podczas przetaczania średnicy wewnętrznej rury.

Ze względu na duży relief wykrycie prądami wirowymi nieciągłości na powierzchni zewnętrznej rury jest utrudnione i wymaga dopracowania metodyki badań.

5. Literatura:

- [1] Jasiński W.: The Changes of the Reforming Catalytic Tubes Material Structures, 2002, ISSN 1392-1320 Materials Science (Medžiagotyra), Vol. 8, No. 2.
- [2] Ustasiak M., Jasiński W.: Wpływ warunków eksploatacji na strukturę stopów 24/24 Nb, Inżynieria Materiałowa, 2000, nr 1, s. 28 ÷ 32.
- [3] Jasiński W., Ustasiak M.: Zmiany mikrostruktury materiału rur katalitycznych reformera, Inżynieria Materiałowa, 1999, nr 6, s. 620 ÷ 623.
- [4] Managing steam reformer tubs, Nitrogen & Methanol, March-April 2002, No. 256, p. 29 ÷ 39.
- [5] Chou T., Huang W., Paciej R.: Stress corrosion cracking of pyrotherm reformer tube for steam-reforming hydrogen production, Journal of Materials Science, 1997, No. 32, p. 67 ÷ 72.
- [6] Łabanowski J., Krzysztofowicz K.: Damage accumulation in cast steel reformer tubs, Inżynieria Materiałowa, 2001, nr 4, s. 554 ÷ 557.

Dr inż. Walenty Jasiński Mgr inż. Paweł Zawada

Instytut Inżynierii Materiałowej Politechnika Szczecińska Al. Piastów 17, 70-310 Szczecin, tel. 091/4494787, 501140235, jaswal@ps.pl tel. 091/4494779, 605308877 pzawada@ps.pl

ŚWIATŁOWODOWY, INTERFERENCYJNY CZUJNIK CIŚNIENIA JAKO ŹRÓDŁO INFORMACJI O PRZEBIEGU PROCESU SPALANIA W SILNIKU SPALINOWYM O ZAPŁONIE ISKROWYM

FIBER OPTIC, INTERFEROMETRIC PRESSURE SENSOR AS SOURCE OF INFORMATION ABOUT AN COMBUSTION PROCESS OF INTERNAL COMBUSTION ENGINE WITH SPARK IGNITION

W pracy przedstawione zostały cele i sposób pozyskiwania informacji dotyczących procesu roboczego silnika spalinowego o zapłonie iskrowym. Omówiona została budowa, zastosowanego do tego celu po raz pierwszy, światłowodowego czujnika interferencyjnego typu "side-hole", jak również sposób przetwarzania danych pomiarowych. Całość wieńczą wnioski.

Slowa kluczowe: czujnik, side-hole, silnik ZI, proces spalania

This paper describes aim and way to obtain information about working process of internal combustion engine with spark ignition. Paper present construction's of fiber optic pressure sensor side-hole and method of measured data processing.

Keywords: fiber sensor, side-hole, combustion proces

1. Potrzeba pozyskiwania informacji o procesie spalania

Dynamiczny rozwój systemów sterowania silnikami spalinowymi wymusza poszukiwanie coraz lepszych źródeł informacji o przebiegu procesu roboczego w nich zachodzącego. Nowe czujniki i układy wykonawcze muszą spełniać następujące wymagania:

- możliwość pozyskiwania informacji w czasie rzeczywistym (mała bezwładność pomiaru),
- bogata zawartość informacyjna sygnału uzyskiwanego z czujnika skutkująca możliwością zmniejszenia liczby czujników pokładowych samochodu,
- niska cena,
- stabilność czasowa wskazań czujnika i niska awaryjność,
- poprawne działanie czujnika we wszystkich stanach pracy silnika a szczególnie w fazie nagrzewania,

Jak dotąd nie opracowano uniwersalnego czujnika, który pozwoliłby na kontrolę procesu spalania tylko na podstawie pojedynczego sygnału pochodzącego z tego czujnika. Liczne publikacje dotyczące zastosowania pomiaru ciśnienia w komorze spalania silnika spalinowego utwierdzają w przekonaniu, że właśnie ten kierunek badań daje szerokie możliwości oceny jakości procesu roboczego.

Ciśnienie panujące w cylindrze może być wykorzystane do estymowania składu mieszanki palnej (współczynnik nadmiaru powietrza - λ) [1], kompleksowego nadzorowania i sterowania procesem roboczym silnika [2], modelowania emisji szkodliwych składników spalin [3] a także estymowania temperatury ścianek cylindra [4], jak również może służyć do wyznaczania parametrów innych modeli procesów zachodzących w komorze spalania. Możliwe jest sterowanie pracą silnika na podstawie znajomości przebiegu ciśnienia. Chcąc uzyskać maksymalny moment obrotowy należy utrzymywać maksimum ciśnienia ok. 16° obrotu wału korbowego za ZG lub sprawić aby punkt w którym 50% mieszanki uległo spaleniu znajdował się ok. 7° OWK za ZG.

2. Stanowisko badawcze

Obiektem badań jest silnik Holden 2.0 MPFI (rys. 1). Jest to silnik benzynowy o zapłonie iskrowym. Jego pojemność skokowa wynosi 1998 cm³. Jest on zainstalowany w Hamowni Silnikowej Katedry Silników Spalinowych Politechniki Lubelskiej. Silnik wyposażony jest w wielopunktowy wtrysk benzyny.

Silnik ten może być sztucznie obciążany w czasie badań przy użyciu hamulca silnikowego.

Głowica pomiarowa światłowodowego czujnika ciśnienia – side-hole zamontowana jest w głowicy silnika przy pomocy specjalnej tulejki łączącej, doprowadzającej ciśnienie z jednej z komór spalania silnika do włókna pomiarowego (rys. 2).



Rys. 1. Silnik Holden 2.0 MPFI



Rys. 2. Sposób montażu głowicy pomiarowej w głowicy badanego silnika oraz rysunek poglądowy głowicy pomiarowej z zaznaczonym kierunkiem doprowadzenia ciśnienia i zamontowanym poprzecznie do tego kierunki światłowodem pomiarowym

Tor pomiarowy światłowodowego czujnika ciśnienia składa się ze źródła światła (dioda superluminescencyjna), "światłowodu doprowadzającego", głowicy pomiarowej z wbudowanym włóknem pomiaro- wym, "światłowodu odprowadzającego" oraz interferometru pełniącego funkcję detektora (rys. 3).



Rys. 3. Schemat toru pomiarowego

3. Budowa światłowodowego czujnika ciśnienia side-hole

Elementem pomiarowym światłowodowego czujnika ciśnienia jest włókno side-hole, którego przekrój poprzeczny został przedstawiony na rysunku 4. Włókno to posiada niezwykłą czułość ciśnieniową przy bardzo małej, o kilka rzędów mniejszej, czułości temperaturowej. Wysoka czułość ciśnieniowa spowodowana jest faktem, że rdzeń włókna side-hole ma przekrój eliptyczny a dodatkowo wzdłuż rdzenia, w powłoce ochronnej światłowodu, wydrążone są kanały powietrzne zwiększające tę czułość.



Rys. 4. Przekrój poprzeczny dwóch odmian światłowodowego włókna "side-hole"

Źródłem światła prezentowanego czujnika jest dioda superluminescencyjna (SLD) [5]. Spolaryzowane w tej diodzie światło przesyłane jest światłowodem utrzymującym stan polaryzacji do doprowadzającego światłowodu dwójłomnego a następnie do części dwóch odcinków pomiarowych światłowodu. Pierwszy z odcinków pomiarowych jest zespawany czołowo z włóknem doprowadzającym. Jego oś optyczna obrócona jest o kąt 45° co zapewnia pobudzanie obu modów światłowodowych w jednakowym stopniu. Druga część włókna pomiarowego połączona jest czołowo z pierwszą jednak jest ona obrócona o kąt 90°.

Efektem zastosowania odpowiednich kątów obrotu jest fakt, że w pierwszej części odcinka pomiarowego światłowodu, pod wpływem ciśnienia następuje wzajemne przesunięcie grupowe modów światłowodowych. Jest ono tym większe, im większe jest działające ciśnienie. Drugi odcinek włókna pomiarowego ma za zadanie skompensować niepożądany efekt działania temperatury, która w niewielkim ale znaczącym stopniu wpływa na pomiar. Kompensację działania temperatury uzyskuje się przez, wspomniane wcześniej obrócenie drugiej części włókna pomiarowego o kąt 90° co powoduje wzajemne przesunięcie (opóźnienie grupowe) modów o tą samą wartość o którą zostały przesunięte pod wpływem działania temperatury na pierwszą część włókna pomiarowego. Dalej światło biegnie wzdłuż światłowodu "odprowadzającego" do interferometru dekodującego.

Miarą mierzonego ciśnienia jest przesunięcie modów światłowodowych, które odpowiednio przetworzone w interferometrze na analogowy sygnał napięciowy można przesłać do komputera klasy PC w celu dalszej obróbki. Przedstawione na rysunku 5 interferometry posiadają zarówno źródło światła jak i interferometr dekodujący.



Rys. 5. Analogowy układ pomiarowy (na górze zdjęcia) i cyfrowy układ pomiarowy (na dole zdjęcia)

4. Zasada pomiaru i sposób przetwarzania danych pomiarowych

Zasada pomiaru opiera się na pomiarze przesunięcia fazowego pomiędzy dwoma ortogonalnie spolaryzowanymi modami światłowodowymi. Przesunięcie to spowodowane jest w rozpatrywanym przypadku przez ciśnienie działające na pomiarową część światłowodu i jest miarą tego ciśnienia. Sygnał każdego z czterech kanałów pomiarowych opisany jest następującą zależnością:

$$I_{i} = I_{0} \left[I + V \cdot \cos\left(\delta(p) + \left((i-1)\frac{\pi}{4}\right)\right) \right]$$
(1)

gdzie: *i* – numer kanału, *V* – stała zależna m.in. od własności włókna światłowodowego.

w której I_{o} to średnia wartość sygnału, zaś $V\mbox{-stała}$ zależna od cech zastosowanego światłowodu.

Kanały 1 i 3 opisane są następującymi zależnościami:

$$I_{1} = I_{0} [l + V \cdot \cos \delta(p)]$$

$$I_{3} = I_{0} [l + V \cdot \sin \delta(p)]$$
(2)

Odpowiedni sposób przetwarzania sygnałów opisanych powyższymi wzorami pozwala na odtworzenie przebiegu ciśnienia procesu spalania zachodzącego w silniku. Przykładowy przebieg ciśnienia klasycznego czujnika piezokwarcowego i czujnika side-hole przedstawiony został na rysunku 6.

5. Przykładowe wyniki pomiarów

Rysunek 6 przedstawia przykładowe wyniki pomiarów ciśnienia spalania wykonane przy użyciu czujników: piezokwarcowego i side-hole. Pomiar przeprowadzono w warunkach niewielkiego obciążenia silnika (ciśnienie w kanale dolotowym $p_{dol} = 40kPa$), ką-



Rys. 6. Przykładowe przebiegi ciśnienia uzyskane przy użyciu czujnika piezokwarcowego (krzywa na dole) i czujnika side-hole (krzywa powyżej)

cie wyprzedzenia zapłonu $\alpha_z = 20^{\circ}$ przez zwrotem głowicowym tłoka oraz współczynniku nadmiaru powietrza $\lambda = 1, 0$.

Na rysunku 6 widoczne są zakłócenia sygnału, stosowanego powszechnie w badaniach silników, czujnika piezokwarcowego (zakres ujemnego ciśnienia) oraz brak takich zakłóceń w przypadku sygnału side-hole. Analiza korelacyjna przebiegu sygnałów uzyskanych przy pomocy obu czujników wykazała ich dużą zgodność.

6. Podsumowanie

Pierwsze wyniki pomiarów przeprowadzone w hamowni silnikowej przy zastosowaniu interferencyjnego czujnika ciśnienia wykazały, że czujnik ten jest w stanie mierzyć ciśnienie panujące w cylindrze silnika spalinowego. Dalsze badania powinny być skoncentrowane na analizie jakości tego sygnału, tzn. sprawdzeniu jego powtarzalności, sprawdzeniu występowania zjawiska histerezy, czy też dryfu temperaturowego. Konieczne jest także zwiększenie trwałości czujnika.

Pomimo wad czujnika jakimi są mała wytrzymałość włókna światłowodowego side-hole, stosunkowo drogi tor pomiarowy i cena jednostkowa czujnika, uprawnione jest stwierdzenie, że sygnał pomia- rowy uzyskany przy jego pomocy jest nośnikiem informacji, które pozwolą na diagnostykę czy też sterowanie procesem spalania silnika i przyczynią się do rozwoju samochodowych czujników pokładowych.

Pozostają do rozwiązania kwestie dużych rozmiarów głowicy pomiarowej a także jej chłodzenia. Ważne jest zmniejszenie rozmiarów układu detekcyjnego oraz obniżenie jego ceny. Wyzwaniem jest jednoczesny pomiar ciśnienia we wszystkich cylindrach silnika. Jest to teoretycznie możliwe przy użyciu jednego włókna światłowodowego.

Dalsze wyniki badań, w kontekście dotychczas przeprowadzonych, oceniam bardzo optymistycznie.

7. Literatura

- [1] Tunestal P., Hedrick J. K.: Cylinder air/fuel ratio estimation using net heat release data, SAE Papers.
- [2] Leonhardt S., Muller N., Isermann R.: Methods for Engine Supervision and Control based on Cylinder Pressure Information, SAE Papers.
- [3] Arsie I., Pianese C., Rizzo G.: Identification of Emission Models in a Spark Ignition Engine for Control Applications, SAE Papers.
- [4] Arsie I., Flauti G., Pianese C., Rizzo G.: Cylinder Thermal State Detection from Pressure Cycle in SI Engine, SAE Papers.
- [5] Nawrocka M.: Światłowodowy czujnik interferencyjny do pomiaru szybkich zmian ciśnienia Politechnika Wrocławska, Instytut Fizyki.

Mgr inż. Tomasz Kamiński

Politechnika Lubelska Wydział Mechaniczny Katedra Silników Spalinowych

Mgr inż. Przemysław Filipek

Politechnika Lubelska Wydział Mechaniczny Katedra Podstaw Konstrukcji Maszyn ul. Nadbystrzycka 36, 20-618 Lublin

WPŁYW ŚREDNICY DYSZY GŁOWICY WYTŁACZARSKIEJ NA WYBRANE WŁAŚCIWOŚCI CHARAKTERYZUJĄCE PROCES WYTŁACZANIA AUTOTERMICZNEGO

EXTRUSION HEAD DIE DIAMETER INFLUENCE ON CHOSEN PROPERTIES CHARACTERIZING AN AUTOTHERMAL EXTRUSION PROCESS

Wyniki badań przedstawione w pracy dotyczą wpływu zmiany średnicy dyszy wytłaczarskiej, przy różnych prędkościach obrotowych ślimaka, na wybrane właściwości charakteryzujące proces wytłaczania autotermicznego. Parametrami tymi są: masowe natężenie przepływu, moc całkowita pobierana przez układ napędowy wytłaczarki, sprawność procesu wytłaczania, a także rozkład temperatury tworzywa w układzie uplastyczniającym i głowicy wytłaczarskiej. Do badań wykorzystano polietylen małej gęstości. Zmiana prędkości obrotowej ślimaka odbywała się w zakresie 3,7 - 5,17 s⁻¹, średnice kanału dyszy wynosiły: 1,5; 2,0; 2,5 i 3 mm.

Słowa kluczowe: wytłaczanie autotermiczne, sprawność wytłaczania, masowe natężenie przepływu, dysza głowicy wytłaczarskiej.

The paper sets out to present the results concerning the influence of an extruder die rolling passage diameter change, at various rotational speed values of the screw, on chosen properties characterizing an autothermal extrusion process. The parameters are: mass flow rate, total power taken by an extruder motive unit, extruder energy efficiency, temperature distribution along the plasticating system and extrusion head. Low density polyethylene was used in the experiment. The screw rotational speed change was within the range of $3,7 - 5,17 \text{ s}^{-1}$, the extruder die diameters were: 1,5; 2,0; 2,5 and 3 mm.

Keywords: autothermal extrusion, extrusion process efficiency, mass flow rate, extrusion head die

1. Wprowadzenie

Wytłaczanie, obok wtryskiwania, jest jedną z najbardziej rozpowszechnionych metod przetwórstwa tworzyw termoplastycznych poprzez ich uplastycznianie [5]. Wytłaczarki stanowią przede wszystkim elementy linii do produkcji opakowań i różnorodnych profili kształtowych. Narzędziem jest głowica wytłaczarska nadająca wytłoczynie żądany kształt. Obecnie najpopularniejszym rodzajem wytłaczania jest wytłaczanie jednoślimakowe, które dzielimy na wytłaczanie konwencjonalne i autotermiczne. W procesie wytłaczania konwencjonalnego strumień ciepła potrzebny do uplastycznienia tworzywa dostarczany jest przez grzejniki umieszczone na obwodzie cylindra układu uplastyczniającego wytłaczarki. Natomiast w procesie wytłaczania autotermicznego ciepło jest generowane dzięki tarciu zewnętrznemu o powierzchnię cylindra i ślimaka oraz tarciu wewnętrznemu tworzywa przetwarzanego. Aby generowanie ciepła było wystarczające, prędkość obwodowa ślimaka powinna być większa niż w wytłaczaniu konwencjonalnym i wynosić do 1,5 m/s [2, 8, 11, 13, 14]. Wytłaczanie takie nazywa się również szybkobieżnym, adiabatycznym lub autogenicznym. Z uwagi na zmianę stanu skupienia tworzywa (od stanu stałego w strefie zasypu i zasilania, przez stan plastyczny w strefie przemiany, do stanu ciekłego w strefie dozowania), a tym samym oporów tarcia wzdłuż układu uplastyczniającego, występują problemy w sterowaniu generowaniem ciepła. Dlatego metoda wytłaczania autotermicznego nadaje się do tworzyw o dużym przedziale temperatury przetwórstwa jak np.: PE, PS lub PA. Z ekonomicznego punktu widzenia wytłaczarki autotermiczne są tańsze od wytłaczarek konwencjonalnych, bardziej wydajne i mają większą sprawność energetyczną. Dotychczas znalazły zastosowanie w produkcji folii rękawowej oraz powlekaniu przewodów elektrycznych [7, 12, 13].

Pierwszą wytłaczarkę autotermiczną opatentował Erick Beck w 1965 r. [1]. Obecny stan literatury na temat wytłaczania autotermicznego nie oferuje dogłębnego poznania zachodzących procesów. W związku z tym, w Katedrze Procesów Polimerowych Politechniki Lubelskiej od roku 1994 zaczęto prowadzić badania procesu wytłaczania autotermicznego na jednoślimakowej wytłaczarce autotermicznej W25D wytworzonej przez Ośrodek Badawczo-Rozwojowy Maszyn i Urządzeń Chemicznych "Metalchem" w Toruniu. Jakkolwiek ograniczenia procesu wytłaczania autotermicznego są dziś jeszcze dość znaczące, to prowadzone badania pozwalają na stopniowe udoskonalanie wytłaczarek autotermicznych. Wyniki badań zawarte poniżej pozwalają na bliższe poznanie wpływu zmian średnicy dyszy głowicy wytłaczarskiej, na wybrane parametry procesu wytłaczania autotermicznego.

2. Metodyka i program badań

Badania zostały przeprowadzone w Katedrze Procesów Polimerowych, na wytłaczarce autotermicznej jednoślimakowej W25D wyposażonej w głowicę wytłaczarską z czterema wymiennymi dyszami, przy użyciu ślimaka L/D = 20; D = 25 mm, zaopatrzonego w elementy intensywnego ścinania i mieszania. Dla każdej z czterech badanych dysz głowicy wytłaczarskiej (rys. 1.) ustalano pięć prędkości obrotowych ślimaka. Tworzywem wykorzystanym do badań był polietylen małej gęstości, o nazwie handlowej Malen E FABS 23 – D022, wyprodukowany przez PKN Orlen S. A. Czynnikami badanymi stałymi były: elementy konstrukcyjne układu uplastyczniającego i głowicy wytłaczarskiej (poza dyszą), liczba otworów dyszy głowicy wytłaczarskiej. Czynnikami badanymi zmiennymi były: średnica otworu dyszy głowicy wytłaczarskiej d_q ,



Rys. 1. Przekrój dyszy używanej do badań

prędkość obrotowa ślimaka v. Stosowano następujące prędkości obrotowe ślimaka dla każdej z dysz: 3,7; 4,2; 4,6; 4,9 i 5,17 s⁻¹. Średnice otworu dyszy d_d wynosiły: 1) 1,5 mm; 2) 2,0 mm; 3) 2,5 mm; 4) 3 mm.

Czynnikami procesu wytłaczania autotermicznego badanymi bezpośrednio i pośrednio były:

- temperatura tworzywa uplastycznionego w poszczególnych strefach funkcjonalnych układu uplastyczniającego i głowicy wytłaczarskiej t_{ll} , t_{ll} , t_{ll} , °C
- moc całkowita pobierana przez wytłaczarkę Q_c , kW
- masowe natężenie przepływu tworzywa G, g/s
- sprawność procesu wytłaczania κ_p , %.

3. Zestawienie wyników pomiarów

Wyniki pomiarów zostały przedstawione, dla każdej z dysz badanych, w formie graficznych zależności, pomiędzy badanymi czynnikami a szybkością ślimaka \dot{Q}_c , \dot{G} , κ_p), lub długością układu uplastyczniającego wyrażoną jako stosunek L/D (t_p t_{lp} t_{ln}).

Wraz ze wzrostem prędkości obrotowej ślimaka, i w konsekwencji wzrostem szybkości ścinania, rośnie masowe natężenie przepływu (rys. 2.), co jest oczywiste. Moc całkowita pobierana przez wytłaczarkę (rys. 3.) również wzrasta wraz ze zwiększeniem się prędkości ślimaka, odzwierciedlając zapotrzebowanie energetyczne wytłaczarki na uplastycznianie większej masy tworzywa [3]. Zwiększająca się prędkość ślimaka powoduje wzrost sprawności wytłaczarki (rys. 4.) dzięki intensywniejszemu generowaniu ciepła i wzroście szybkości wytłaczania [6, 9, 10].



Rys. 2. Zależność masowego natężenia przepływu od prędkości obrotowej ślimaka v, 1) $d_d = 1,5$ mm, 2) $d_d = 2,0$ mm, 3) $d_d = 2,5$ mm, 4) $d_d = 3,0$ mm



Rys. 3. Zależność mocy całkowitej pobieranej przez wytłaczarkę od prędkości obrotowej ślimaka v, 1) $d_d = 1,5$ mm, 2) $d_d = 2,0$ mm, 3) $d_a = 2,5$ mm, 4) $d_a = 3,0$ mm



Rys. 4. Zależność sprawności procesu wytłaczania κ_p od prędkości obrotowej ślimaka v, 1) $d_d = 1,5 \text{ mm}, 2) d_d = 2,0 \text{ mm}, 3) d_d = 2,5 \text{ mm}, 4) d_d = 3,0 \text{ mm}$

Rozkład temperatury tworzywa w układzie uplastyczniającym (rys. 5.) uwidocznia znaczne zróżnicowanie wartości w poszczególnych strefach i jest inny niż w wytłaczaniu konwencjonalnym. W strefie zasilania i na początku strefy przemiany temperatura rośnie do wartości w której następuje przemiana fazowa. Ponieważ proces przejścia w stan plastyczny jest endotermiczny, temperatura w strefie przemiany spada. Po osiągnięciu przez tworzywo stanu plastycznego temperatura wzrasta gdyż zaczyna dominować generowanie ciepła tarcia. Wzrost prędkości obrotowej ślimaka powoduje intensywniejsze generowanie ciepła tarcia [4, 6, 8, 11].



Rys. 5. Przebieg rozkładu temperatury t w układzie uplastyczniającym i w głowicy w zależności od stosunku L/D, przy prędkości obrotowej ślimaka v = 5,17 s⁻¹, 1) d_d = 1,5 mm, 2) d_d = 2,0 mm, 3) d_d = 2,5 mm, 4) d_d = 3,0 mm

4. Podsumowanie i wnioski

Masowe natężenie przepływu i moc całkowita pobierana przez wytłaczarkę w miarę wzrostu prędkości ślimaka rośnie proporcjonalnie, z taką samą intensywnością, dla każdej z zastosowanych dysz.

Sprawność procesu wytłaczania przy zastosowaniu dysz nr 3 i 4 w całym badanym zakresie częstotliwości obrotów ślimaka przebiega z niewielkim przyrostem i największa jest w przypadku dyszy o średnicy 3 mm, dla pozostałych dysz wytłaczarskich rośnie intensywniej, ale nie osiąga zadowalającego poziomu. Spowodowane jest to zbyt dużym oporem przepływu tworzywa w dyszy.

Rozkład temperatury tworzywa w układzie uplastyczniającym i w głowicy wytłaczarskiej odniesiony do stosunku L/D, przy $v = 5.17 s^{-1}$, nie wykazuje dużych rozbieżności w przebiegu krzywych temperatury. Obserwowane największe wartości ciepła generowanego w przypadku zastosowania dysz o średnicach 1,5 i 2,0 mm są konsekwencją większego oporu przepływu niż w przypadku dysz o większej średnicy. Dłuższy czas przebywania tworzywa w układzie uplastyczniającym i wyższe ciśnienie powoduje wzrost intensywności generowania ciepła poprzez tarcie.

Reasumując, najkorzystniejsze warunki energetyczne procesu wytłaczania, w badanym zakresie prędkości obrotowej ślimaka, zachodziły przy użyciu dyszy o średnicy równej 3 mm, a więc przy największej przewodności przepływu tworzywa przez głowicę wytłaczarską. Dla mniejszych średnic dysz sprawność procesu ma intensywniejszy przyrost lecz nie przekracza 64 %.

5. Literatura

- [1] Beck E.: Schnellaufende Adiabatisch Arbeiteude Schneckenstrangpresse. Patent RFN nr 1186206.
- [2] Diakun J., Sikora R., Bil T.: Przestrzeń działania autotermicznego strefy zasilania wytłaczarki ślimakowej. Polimery 1996, 2, 113.
- [3] Potente H., Obermann C.: Screw drive power of single screw plasticating units with smooth barrels. Intern. Polymer Processing 1999, 1, 21.
- [4] Rauwendaal Ch.: Polymer Extrusion. Hanser Publishers, Munich- Vienna New York 1986.
- [5] Sakai T.: Polymer processing technology in the 21st century from the viewpoint of the Japanese plastics industry. Intern. Polymer Processing 2001, 1, 3.
- [6] Sikora J. W.: Comparison between LDPE conventional and autothermal extrusion charakteristic. Intern. Polymer Processing 1998, 1, 9.
- [7] Sikora J. W.: Wytłaczanie autotermiczne stan aktualny. Polimery 1994, 1, 7.
- [8] Sikora J. W.: Badania doświadczalne procesu wytłaczania autotermicznego polietylenu malej gęstości. Polimery 1997, 9, 565.
- [9] Sikora J. W.: Charakterystyka badań sprawności energetycznej procesu wytłaczania i wytłaczarki. Polimery 1999, 3, 190.
- [10] Sikora J. W.: Badania symulacyjne strumienia ciepła przenoszonego przez tworzywo podczas wytłaczania tworzyw termoplastycznych. Przegląd Mechaniczny 1980, 19, 5.
- [11] Sikora J. W.: Studium autotermiczności procesu wytłaczania i strefy rowkowej wytłaczarki. Wydawnictwo Politechniki Lubelskiej, Lublin 2000.
- [12] Sikora J. W.: Sprawność energetyczna procesu wytłaczania tworzyw sztucznych. Przegląd Mechaniczny 1980, 22, 8,
- [13] Sikora R.: Przetwórstwo tworzyw wielkocząsteczkowych. Wydawnictwo Edukacyjne, Warszawa 1993.
- [14] Yung K. L., Xu Y., Lau K. H.: Analytical expressions for transient melting of polymer pellet sliding against adiabatic wall. Polymer 2002, 43, 2543.

Mgr inż. Tomasz Kapuśniak

Politechnika Lubelska Wydział Mechaniczny Katedra Procesów Polimerowych ul. Nadbystrzycka 36, 20-618 Lublin
STRUKTURA WIELOWARSTWOWYCH POWŁOK ALUMINIOWO-KRZEMOWYCH

STRUCTURE OF MULTILAYER ALUMINIUM-SILICON COATINGS

W pracy przedstawiono rezultaty badań nad strukturą powłok aluminiowo-krzemowych wytworzonych na powierzchni odlewów ze staliwa żarowytrzymałego. Powłoki te wytwarzano zanurzając próbki w mieszaninie zawierającej proszki aluminium i krzemu oraz topnik i lepiszcze, a następnie wygrzewano w piecu w temp. 900°C. Wytworzone powłoki posiadają zwartą trójstrefową budowę.

Słowa kluczowe: korozja wysokotemperaturowa, powłoki dyfuzyjne.

This paper presents results of research of multilayer aluminium-silicon coatings. Aluminium-silicon coatings created on high-temperature creep resist cast iron were manufactured by immersion in active mixture containing aluminium and silicon powder, flux and binder. The samples were prepared in this way and annealed at temperature of 900°C. The structure of these coatings is compact and triple zonal.

Keywords: hot corrosion, diffusion coatings.

1. Wprowadzenie

W Odlewni Doświadczalnej Politechniki Szczecińskiej zajmowano się otrzymywaniem powłok ochronnych zabezpieczających żarowytrzymałe staliwo austenityczne przed korozją wysokotemperaturową. We wcześniejszych publikacjach przedstawiono rezultaty uzyskane przy zastosowaniu metod wytwarzania powłok w mieszaninach proszków [1], metodą odlewniczą [2] oraz metodą pasty [3]. Tym razem postanowiono zmodyfikować metodę pasty w ten sposób, że zmieniono nieco jej skład i konsystencję. W otrzymanej zawiesinie proszków zanurzano próbki, a następnie po wysuszeniu wyżarzano je w piecu.

W pracy przedstawiono wyniki prób wytwarzania powłok aluminiowo-krzemowych na dwóch rodzajach staliw żarowytrzymałych. Uzyskane powłoki poddano badaniom strukturalnym opisującym morfologię, skład fazowy i chemiczny.

2. Material do badań

W oparciu o wcześniejsze badania [1] przyjęto, że podstawowymi materiałami do sporządzania mieszanin będą:

- Al (RAL1) o ziarnistości 0,0-0,3 mm
- Si o ziarnistości 0,12-0,15 mm
- · jako lepiszcze wodny roztwór szkła wodnego
- jako topnik stopiona mieszanina soli o składzie: NaCl, KCl, NaF [4].

Na podstawie wcześniejszych badań [1÷4], literatury [6] oraz prób określono ilości poszczególnych składników mieszanin oraz ich proporcje względem siebie. Próbki przygotowano z dwóch różnych rodzajów staliwa żarowytrzymałego (tabl. 1). Część z nich posiadała powierzchnię surowego odlewu, a część powierzchnię szlifowaną. Tak przygotowane próbki zanurzano kilkakrotnie w odpowiednich mieszaninach aluminiowo-krzemowych i suszono, aż do uzyskania odpowiedniej gęstości pokrycia, która zmieniała się w granicach $0,3\div2,0$ g(mieszaniny)/cm²(powierzchni próbki).

Tab. 1. Skład chemiczny staliwa wykorzystanego do wykonania próbek.

	%C	%Cr	%Ni	%Mn	%Si	%P; S
1	0,2÷0,3	17÷19	29÷31	0,6÷0,8	1,4÷1,6	0,03
2	0,06	16,6	36	0,6	1,3	0,01;0,011

Następnie próbki z powłokami wyżarzano w piecu w temp. 900° w czasie 7 godzin.

3. Wyniki badań

Do opisu powłok wykorzystano następujące techniki badań:

- analizę metalograficzną, zgłady trawiono odczynnikiem Mi19Fe,
- rentgenowską analizę fazową, dyfraktometr DRON-3, promieniowania CoKa, filtr Fe(1 = 1,79021Å). Identyfikacja faz przeprowadzona została przez porównanie otrzymanych widm z kartoteką wzorców JCPDS bazy danych programu X-RAYAN,
- pomiar mikrotwardości, BUEHLER, obciążenie 50 G w czasie 15 s,
- mikroanalizę rentgenowską, skaningowy mikroskop elektronowy firmy JEOL typ JSM 6100, przystawka do mikroanalizy rentgenowskiej firmy Oxford Instruments ze spektrometrem dyspersji energii (EDS), oprogramowanie LINK ISIS.

Obserwacja mikroskopowa wykazała, że otrzymane powłoki Al-Si nie różnią się zbytnio między sobą. Typowa powłoka składa się z trzech stref: strefy zewnętrznej (3), strefy środkowej (2) i cienkiej strefy wewnętrznej (1). Mikrostrukturę powłoki przedstawiono na rysunku 1.



Rys. 1. Mikrostruktura typowej powłoki Al-Si, traw. Mi19Fe

Tab. 2	. Grubość	powłok Al-Si
--------	-----------	--------------

Grubość powłoki		Strefy	Całkowita	
[µm]	3	2	1	grubość
Maksymalna	60	60	18,75	128
Minimalna	16,25	41,25	14	83,75
Średnia grubość powłoki Al-Si	34,5	47,8	16,1	98,4

Powłoki charakteryzowały się równomierną grubością, zarówno całkowitą jak i w poszczególnych strefach. Grubości powłok Al-Si zestawiono w tabl. 2.

Szlifowanie niektórych próbek przed wytworzeniem warstw nie wpłynęło w znacznym stopniu na jakość powłok. Powłoki, zarówno na powierzchni obrobionej jak i surowej, wykazywały ciągłą i zwartą, budowę oraz podobną grubość.

Dokonano także pomiarów mikrotwardości poszczególnych stref. Wyniki pomiarów powłok Al-Si dla strefy 1, 2 i podłoża przedstawia tablica 3. Stwierdzono znaczną kruchość strefy 3, która pękała pod obciążeniem 50 G i miejscowo odpadała, dlatego zrezygnowano z badania na mikroanalizatorze.

Tab. 3. Twardość HV stref 1,2 i podłoża

Miejsce pomiaru	Średnia twardość HV
Podłoże	247
Strefa 1	524
Strefa 2	957
Strefa 2 (w bliskim sąsiedztwie	983
strefy 3)	

Wykorzystując mikroanalizę rentgenowską wykonano szereg badań rozkładów powierzchniowych, analiz liniowych oraz analiz punktowych. Na rys. 2 i 3 przedstawiono rozmieszczenie pierwiastków w strefach środkowej i wewnętrznej powłoki Al-Si.



Rys. 2. Rozkład pierwiastków w strefie środkowej (2) powłoki Al-Si, pow. 2500x



Rys. 3. Rozkład pierwiastków w strefie wewnętrznej (1) powłoki Al-Si, pow. 2500x

W celu zidentyfikowania poszczególnych faz występujących w badanych powłokach wykonano rentgenowską analizę fazową. Badania wykonano na zgładach równoległych do powierzchni próbek. Począwszy od powierzchni próbki usuwano (równolegle do powierzchni) kolejne warstwy materiału powłoki i przeprowadzano analizę rentgenowską na kolejnych zgładach. W ten sposób wykonane badania umożliwiły identyfikację ważniejszych faz w poszczególnych strefach warstwy. Na rys. 4÷6 przedstawiono rentgenogramy z opisem najważniejszych składników strukturalnych.



Rys. 4. Rentgenogram ze strefy zewnętrznej (3) powłoki Al-Si



Rys. 5. Rentgenogram ze strefy środkowej (2) powłoki Al-Si



Rys. 6. Rentgenogram ze strefy wewnętrznej (1) powłoki Al-Si

Eksploatacja i Niezawodność nr 2/2003

Obraz strefy	Symbol		Skład ch	emiczny	[%wag.]	Ważniejsze składniki
	składnika	Al	Si	Cr	Fe	Ni	fazowe
Strefa środkowa powłoki	а	11,4	0,2	11,8	41,8	33,9	γ(Fe,Ni,Cr)
a b	b	4,4	0,7	68,1	20,2	6,6	Cr ₂₃ C ₆
c	с	34,3	1,7	8,1	30,5	26,7	βAl(Fe,Ni)
d the d	d	25,7	1,1	13,0	34,2	27,3	Al(Fe,Ni) ₃ , βAl(Fe,Ni), α(Fe,Cr,Ni), γ(Fe,Ni,Cr)
e	е	28,6	0,9	9,1	33,9	28,7	α(Fe,Cr,Ni), γ(Fe,Ni,Cr), βAl(Fe,Ni)
Strefa wewnętrzna powłoki	а	25,6	0,4	10,2	17,3	46,4	AlNi ₃
a b	b	0,1	0,2	76,6	18,0	2,25	Cr ₂₃ C ₆
c to the total c	с	0,3	5,7	33,3	51,7	6,4	α(Fe,Ni,Cr),
And the second d	d	0,7	4,5	20,4	63,7	10,3	α(Fe,Cr,Ni), γ(Fe,Ni,Cr), α(Al,Fe,Si)*
20KU X2,500 100m HDIS >FM F3 >_	e	0,1	0,5	69,2	20,7	6,1	Cr ₂₃ C ₆

Tab. 4. Składniki powłoki Al-Si (strefa środkowa i wewnętrzna)

*są to prawdopodobne fazy

Na podstawie badań rentgenosrtukturalnych oraz analizy punktowej określono najważniejsze składniki fazowe występujące w poszczególnych strefach powłok. Poniżej w tabeli 4 zestawiono obrazy strefy 1 i 2 powłoki oraz ważniejsze składniki fazowe. W tabeli nie przedstawiono zewnętrznej strefy powłoki, ponieważ liczba składników strukturalnych tej strefy jest zbyt duża, a są to przede wszystkim: Fe₃Al₂(SiO₄)₃, Fe₂SiO₄, FeAl₂O₄, Na₂FeO₃, Na₃CrO₄, Fe₂O₃, NiAl₂O₄, Na₂O₂, AlF₃, Al₈Cr₅, NiSi, CrSi₂, β'Al(Ni,Fe), α (Fe,Cr,Ni), Al(Ni,Fe)₃.

4. Omówienie wyników

Metoda zanurzania w mieszaninie aktywnej, następnie suszenia i wygrzewania w piecu okazała się metodą nieskomplikowaną technologicznie i mniej szkodliwą od klasycznych sposobów wytwarzania warstw dyfuzyjnych w mieszaniach proszków [1]. Nakładanie powłok w ten sposób jest łatwe (w porównaniu z metodą odlewniczą [2]) do zastosowania w produkcji przemysłowej. Zaletą tej metody jest również małe zużycie materiału do sporządzania mieszanin na powłoki i łatwość prowadzenia procesu. Nasycanie takie umożliwia nanoszenie równomiernych pokryć na wyroby o dużej powierzchni i skomplikowanym kształcie. Ponadto możliwe jest wytwarzanie powłok na odlewach bez konieczności obróbki mechanicznej ich powierzchni.

Grubość otrzymanych, wielowarstwowych powłok jest nieco większa niż powłok otrzymanych wcześniej metodą pasty [3] i porównywalna do grubości powłok wytworzonych metodą proszkową [1]. Powłoki charakteryzują się zwarta budową trójstrefową. Wszystkie powłoki wytworzone na staliwie 1 (tabl. 1) nie wykazywały żadnych pęknięć ani przerw ciągłości. Jedynie powłoki wytworzone na staliwie 2 (tabl. 1) posiadały pęknięcia, co dyskwalifikuje je z punktu widzenia ochrony przed korozją wysokotemperaturową. Pęknięcia te mogły być spowodowane nie tyle innym rodzajem podłoża, co gęstością pokrycia, która w przypadku tych powłok była najmniejsza (0,2 g/cm²). Analizując skład fazowy strefy zewnętrznej (3) (rys. 4) można przypuszczać, że strefa ta wydaje się nie wykazywać zdolności ochronnych. Natomiast obecność w strefie środkowej (2) - rys. 5 - takich faz jak Al(Fe, Ni), Al(Fe, Ni)₃ zapewni dobre właściwości ochronne [1].

Występowanie w powłokach Al-Si strefy wewnętrznej (1) o większej zawartości Si i Fe, a małej Al, jest bardzo korzystne ze względu na pośrednią wartość twardości tej strefy między podłożem i strefami bardziej zewnętrznymi (tabl. 3). Powinna pełnić rolę bariery dla pęknięć powstałych w wyniku wstrząsów cieplnych [6, 7].

5. Wnioski

- 1. Zmodyfikowana metoda nanoszenia powłok z zawiesiny proszków odznacza się szeregiem pozytywnych cech w stosunku do metod stosowanych wcześniej.
- Powłoki aluminiowo-krzemowe wytworzone na średniowęglowym staliwie żarowytrzymałym posiadają zwartą, trójstrefową budowę.
- Charakteryzują się powtarzalną wartością grubości (średnio ok. 100 μm). Nie posiadają przerw ciągłości, porów ani pęknięć.
- 4. Strefa zewnętrzna powłoki bogata w aluminium jest twarda i krucha. Strefa środkowa posiada dużą twardość i jest bogata w aluminium, nikiel i żelazo. Strefa wewnętrzna powłoki jest bogata w żelazo, i krzem. Jej twardość jest pośrednia pomiędzy strefą środkową a podłożem, co wydaje się być korzystną właściwością.
- 5. Istnieje konieczność przeprowadzenia dalszych badań w celu sprawdzenia odporności na nawęglanie i wstrząsy cieplne.

6. Literatura

- [1] Christodulu P.: Praca doktorska, Politechnika Szczecińska, Szczecin (1984).
- [2] Kubicki J.: Odlewnicze powłoki ochronne Al-Cu na staliwie żarowytrzymałym. Prace Naukowe Politechniki Szczecińskiej Nr 529, Wyd. Pol. Szczec. (1996)
- [3] Kubicki J., Garbiak M.: Wpływ wybranych parametrów technologicznych na strukturę powłoki Al-Si-Fe-Cu otrzymanej metodą pasty. Mat. VI Ogóln. Pol. Konf.: "Tendencje rozwojowe w technologii maszyn". PAN Oddz. Poznań, WSI Zielona Góra (1990), Sekcja III, s. 109.
- [4] Sakwa W. i inni: Sprawozdanie Instytutu Odlewnictwa Politechniki Śląskiej. Gliwice (1981), Zadanie 20.01.06/81.
- [5] Kubicki J., Kochmańska A.: Wieloskładnikowe powłoki ochronne na staliwie żarowytrzymałym otrzymane metodą pasty, Archiwum Odlewnictwa, PAN Katowice 2001, Rocznik 1, Nr 1, s.206-211.
- [6] Cieśla M.: Analiza procesów pękania aluminiowych warstw żaroodpornych ocena ich wpływu na trwałość stopu ŻS6U w warunkach obciążeń o charakterze małocyklowym. Inżynieria Materiałowa. Nr 4/2000.
- [7] Gutowski P., Kubicki J.: Rozwój naprężeń strukturalnych na staliwie żarowytrzymałym LH17N36S w wyniku działania atmosfery nawęglającej i nagłych zmian temperatury. Mat. III Konf. Korozyjnej KOROZJA 90, Politechnika Wrocławska 1990.

Mgr inż. Agnieszka Kochmańska

Mgr inż. Paweł Kochmański

Instytut Inżynierii Materiałowej Politechnika Szczecińska e-mail: Agnieszka.Kochmanska@ps.pl e-mail: Pawel.Kochmanski@ps.pl

AZOTOWANIE GAZOWE STALI NIERDZEWNYCH UTWARDZANYCH WYDZIELENIOWO GAS NITRIDING OF PRECIPITATION-HARDENING STAINLESS STEELS

Poddano azotowaniu gazowemu nierdzewną stal utwardzaną wydzieleniowo 17–4PH. Jako metodę aktywacji zastosowano dodatek do atmosfery chlorowodoru, będącego produktem dysocjacji chlorku amonowego. Wytworzone warstwy charakteryzowały się wysoką twardością, niewielką kruchością, przy czym zarówno twardość jak i grubość warstwy są funkcją temperatury azotowania. Określono optymalny zakres temperatur obróbki cieplno – chemicznej. Potwierdzono wpływ zachodzących podczas obróbki cieplnej procesów wydzieleniowych na przebieg azotowania oraz na strukturę i właściwości wytwarzanych warstw.

Słowa kluczowe: azotowanie gazowe, stale nierdzewne utwardzane wydzieleniowo

In this paper investigation results of nitrided layers on 17–4PH stainless steel have been presented. Addition of ammonia chloride to nitriding atmosphere was applied as activation method. Microhardness of created layers reaches 1300 HV. Plastic properties were also satisfactory. Both hardness and thickness depend on nitriding temperature. Optimum temperature range of thermo - chemical treatment was determined. Influence of precipitate processes taking place during heat treatment on nitriding kinetics and layer properties was proved.

Keywords: gas nitriding, precipitation-hardening stainless steels

1. Wprowadzenie

Współczesna inżynieria powierzchni zna szereg metod podwyższania odporności na zużycie tribologiczne, jednakże w przypadku skomplikowanego kształtu oraz znacznej liczby powierzchni wewnętrznych elementów maszyn eliminuje większość z nich. Ma to miejsce na przykład podczas prób zwiększenia odporności na zużycie tribologiczne kół wirników wąskokanałowych sprężarek promieniowych wytwarzanych z nierdzewnych stali utwardzanych wydzieleniowo, często narażonych ze względu na charakter eksploatacji na oddziaływanie dużych sił odśrodkowych i środowiska o właściwościach korozyjnych i erozyjnych. W takim przypadku najbardziej efektywna metoda utwardzania warstwy wierzchniej może być azotowanie [1 - 4], a najwłaściwsze wydaje się azotowanie gazowe. Azotowanie nierdzewnych stali utwardzanych wydzieleniowo jest procesem złożonym ze względu na pasywację stali utrudniającą lub uniemożliwiającą wytworzenie warstwy dyfuzyjnej [5] oraz możliwość wpływu na kinetykę azotowania i właściwości warstwy dyfuzyjnej złożonych procesów wydzieleniowych przebiegających podczas obróbki cieplnej stali. Jak dotychczas dane literaturowe na temat azotowania dyfuzyjnego martenzytycznych stali nierdzewnych utwardzanych wydzieleniowo są bardzo nieliczne i nie dotyczą wymienionych zagadnień [1, 6 - 9]. Autor, w wyniku dotychczasowych badań potwierdził wpływ procesów wydzieleniowych zachodzących podczas obróbki cieplnej stali na kinetykę azotowania oraz strukturę i właściwości warstwy azotowanej na stalach nierdzewnych utwardzanych wydzieleniowo. Optymalne planowanie procesu obróbki cieplno - chemicznej wymaga szczegółowej wiedzy dotyczącej struktury i właściwości warstwy azotowanej na stalach nierdzewnych utwardzanych wydzieleniowo jak i znajomości procesów wydzieleniowych, jakie mogą mieć miejsce w warstwie wierzchniej podczas azotowania. Uzasadnia to podjęcie badań na temat wpływu obróbki cieplnej nierdzewnych stali utwardzanych wydzieleniowo na proces ich azotowana gazowego. Badania te zostały przeprowadzone na stali 17-4PH (Tab. 1, 2).

C	Mn	Р	S	Gr	Ni	Cu	Nb+Ta	
0,07 max	1 max	0,04 max	0,03 max	15-17,5	3-5	3-5	0,15-0,45	
Tab 2 Wyhrane właściwości mechaniczne stali17-4PH								
Tub. 2. wybrane właściwości mechaniczne stati 17-41 II								

Rm [MPa]	R _{0,2} [MPa]	Udarność KV [J]	Twardość HRC
900-1400	590-1280	20-135	27-44

Obróbka cieplna stali 17–4PH polega na przesycaniu w temperaturze 1040°C z chłodzeniem w oleju lub w powietrzu oraz na utwardzaniu w temperaturze od 482°C do 780°C, w zależności od wymaganych właściwości mechanicznych [10]. Struktura stali 17-4PH po przesycaniu składa się z martenzytu, z niewielkiej ilości ferrytu oraz nielicznych wydzieleń NbC [11]. Brak jest wydzieleń faz umacniających w martenzycie, w ferrycie zaś zaobserwowano ich obecność i są to kuliste wydzielenia o strukturze RSC bogate w miedź o średnicy około 150 nm. W wyniku starzenia w strukturze tworzą się bogate w miedź koherentne z martenzytem kuliste wydzielenia o strukturze RPC. W wyniku najczęściej stosowanego starzenia w temperaturze 580°C i czasie 4h, obecne w strukturze wydzielenia umacniające zawierają około: 55 % at. Cu, 30 % at. Fe, 10 % at. Cr, 5% at. Ni i mają średnicę około 3 nm [11].

2. Metodyka badań eksperymentalnych

Wysoka zawartość chromu w użytej do badań stali 17-4PH powoduje silną skłonność do pasywacji, co kwalifikuje ją jako stal trudnoazotującą się, a więc azotowanie możliwe jest pod warunkiem zastosowania aktywacji powierzchni. Spośród wielu metod aktywacji powierzchni wybrano aktywację przy użyciu chlorowodoru, będącego produktem dysocjacji chlorku amonowego, gdyż pomimo swoich wad nadaje się do obróbki w atmosferze gazowej. Przeprowadzono szereg procesów azotowania przy różnych parametrach technologicznych w celu określenia ich korelacji z budową i właściwościami wytworzonych warstw. Podjęta została próba określenia wpływu stanu obróbki cieplnej oraz procesów wydzie-

Przygotowanie powierzchni przed azotowaniem	Obróbka cieplna stali przed azotowaniem	Stopień dysocjacji amoniaku [%]	Temperatura azotowania [°C]	Czas azotowania [h]
 trawienie HCl, 70°C szlifowanie 	1. przesycanie: 1040°C/1h 2. przesycanie: 1040°C/1h, starzenie: 450 - 700°C/8h	25 - 40	500 - 600	4 - 8

Tab. 3. Parametry obróbki cieplnej i przygotowania powierzchni stali przed azotowaniem oraz parametry azotownia

leniowych zachodzących podczas azotowania na sam proces azotowania. W tym celu poddano azotowaniu stal w stanie przesyconym oraz przesyconym i starzonym.

Na wytworzonych warstwach dyfuzyjnych przeprowadzono badania: metalograficzne na mikroskopie optycznym i skaningowym (Jeol JSM-6100), rozkładu pierwiastków metodą EDS (system Link ISIS firmy Oxford), metodą WDS (system IBEX firmy Noran Instruments), składu fazowego na dyfraktometrze rentgenowskim Dron 3 z oprogramowaniem XRAYAN ($CoK\alpha$) i pomiary mikrotwardości na mikrotwardościomierzu Buehler 2000.

3. Wyniki badań

Warstwy azotowane na stali 17-4PH charakteryzują się równomierną grubością na całej powierzchni, nie stwierdzono obecności peknieć, złuszczeń ani porowatości, mogacych wskazywać na nadmierną kruchość warstwy. Obraz odcisków wgłębnika po pomiarach mikrotwardości również świadczy o akceptowalnej plastyczności warstwy. Na rysunkach 1b i 2a widoczna jest cienka warstewka azotka typu ε (Fe₂N). Na uwagę zasługuje również obraz powierzchni azotowanej na stali przesyconej (Rys. 2a) i na stali starzonej (Rys. 2b) próbek o identycznie przygotowanej powierzchni przed azotowaniem i azotowanych w tym samym procesie. Na powierzchni stali azotowanej po przesycaniu (1040°C/1h) i starzeniu (700°C/8h) widać grubszą warstewkę dużo bardziej wykształconych azotków niż na powierzchni stali przesycanej (1040°C/1h) przed azotowaniem. Na mikrofotografiach przełomów (Rys.3) przez warstwy azotowane zaobserwowano strefę przejściową pomiędzy kruchą warstwą, a plastycznym rdzeniem, której przełom ma charakter plastyczno - kruchy. Występowanie takiej strefy jest korzystne ze względu na właściwości mechaniczne materiału.



Rys. 1. Mikrostruktury warstw azotowanych w temperaturze 550°C, w czasie 4h; a) - stal w stanie przesyconym, b) -stal starzona przed azotowaniem. Zgład trawiony nitalem



Rys. 2. Mikrofotografie (SEI) powierzchni azotowanych w temperaturze 550°C, w czasie 4h; a) - stał w stanie przesyconym, b) - stał przesycona i starzona przed azotowaniem



Rys. 3. Mikrofotografie (SEI) przełomów przez warstwy azotowane w temperaturze 550°C, w czasie 4h; a) stał w stanie przesyconym, b) stał starzona przed azotowaniem. Warstwa znajduje się w dolnej części zdjęć

Na podstawie analizy rozkładu liniowego pierwiastków w przekroju poprzecznym warstwy azotowanej (Rys. 5) stwierdzono, że koncentracja chromu, oraz w niewielkim stopniu krzemu rośnie w kierunku powierzchni warstwy, a stężenie niklu nieznacznie maleje. Dowiedziono również, że żelazo wykazuje skłonność do odrdzeniowej dyfuzji i tworzy na powierzchni obrabianego materiału azotek Fe₂N, co potwierdza znaczny spadek koncentracji żelaza w strefie przypowierzchniowej. Stężenie miedzi na przekroju poprzecznym warstwy azotowanej jest stałe. Analogiczne rozkłady koncentracji pierwiastków stopowych w przekroju poprzecznym warstwy azotowanej zaobserwowano w próbkach azotowanych we wszystkich parametrach procesu, przy czym wzrost temperatury powoduje większe gradienty koncentracji pierwiastków. Wyniki mikroanalizy rentgenowskiej metodą EDS wskazują na, potwierdzoną w wyniku badań dyfraktometrycznych, obecność w warstwie azotków bogatych w chrom uzasadniającą wysoką twardość warstwv.

W wyniku badań rozkładu stężenia pierwiastków przeprowadzonych metodą mikroanalizy rentgenowskiej ilościowej WDS stwierdzono różnicę w zawartości azotu w warstwach wytworzonych na stali 17 - 4PH w różnych stanach obróbki cieplnej (Rys.4). Większe stężenie azotu, szczególnie w strefie przypowierzchniowej zaobserwowano w warstwach wytworzonych na stali w stanie przesyconym i starzonym. Określone profile stężenia azotu w warstwie azotowanej na stali w różnych stanach obróbki cieplnej do-







Rys.5 Rozkład pierwiastków: Si, Fe, Cu, Cr, Ni na przekroju warstwy azotowanej w temperaturze 550°C i czasie 4h na stali 17-4PH po przesycaniu i starzeniu przed azotowaniem

wodzą istnienia wpływu struktury przed azotowaniem oraz procesów wydzieleniowych w stali przed i w czasie azotowania na przebieg procesu.

W celu identyfikacji składników fazowych warstwy azotowanej posłużono się dyfrakcją rentgenowską. Fragment dyfraktogramu warstwy azotowanej w temperaturze 570°C i w czasie 4h przedstawiony jest na rysunku 6.



Rys.6 Dyfraktogram warstwy azotowanej w temperaturze 570°C i w czasie 4h, na stali po przesycaniu i starzeniu w temperaturze 600°C/4h, CoKá.

W wyniku badań dyfraktometrycznych stwierdzono, że wytworzone warstwy zbudowane są z: Fe_2N , Fe_3N , Fe_4N , Cr_2N . Konfrontacja wyników badań dyfraktometrycznych z wynikami z mikroanalizy rentgenowskiej, zarówno EDS jak i WDS pozwala na przypuszczenia, że warstwa zbudowana jest z azotków ε - Fe₂N w strefie przypowierzchniowej, dalej w głąb materiału z wydzieleń azotków Fe₃N i Fe₄N. Możliwa jest również obecność w warstwie azotków (Fe, Cr)₃N, (Fe, Cr)₄N oraz Fe_{2.5}N w osnowie przesyconego azotem martenzytu oraz ferrytu.



Rys. 7 Rozkłady mikrotwardości na przekroju poprzecznym warstwy azotowanej w temperaturach: a)- 500, 579 i 600°C w czasie 8 godzin, stał przesycana przed azotowaniem;

Wytworzone na stali 17-4PH warstwy azotowane charakteryzują się wysoką twardością, osiągającą wartość 1300HV (Rys.7). Twardość zależy przede wszystkim od temperatury procesu. Badane warstwy charakteryzowały się niższą twardością w strefie przypowierzchniowej, co potwierdza występowanie cienkiej warstewki azotków typu ε .

4. Podsumowanie

Wyniki badań dowodzą możliwości wytwarzania twardych warstw azotowanych na stalach nierdzewnych utwardzanych wydzieleniowo typu 17-4PH. Warstwy te charakteryzują się wysoką twardością, przy czym zarówno twardość jak i grubość warstwy są funkcją temperatury procesu.

Wyniki badań potwierdzają wpływ stanu obróbki cieplnej stali 17-4PH na przebieg azotowania, morfologię warstwy azotków na powierzchni, twardość oraz rozkład składników w warstwie. Warstwa wytworzona na stali uprzednio starzonej charakteryzuje się większą kruchością zaobserwowaną podczas pomiarów mikrotwardości w porównaniu do warstwy na stali po przesycaniu.

Problematyka jest przedmiotem dalszych badań w celu gruntownego wyjaśnienia wpływu przemian strukturalnych na sam proces azotowania jak również na właściwości wytworzonej warstwy.

5. Literatura

- [1] Kochmański P., Nowacki. J: Azotowanie nierdzewnych stali utwardzanych wydzieleniowo, Inżynieria Materiałowa, nr 5, wrzesień październik 2002.
- [2] Menthe E, Bulak A, Olfe J, Zimmermann A, Rie KT: *Improvement of the mechanical propeties of austenitic stainless steel after plasma nitriding*, Surface & Coatings Technology, 133: 259-263; NOV 2000.
- [3] Berns H, Eul U, Heitz E, Juse RL: Corrosion behavior of solution nitrided stainless steels, High Nitrogen Steels 1998; 318-3: 517-522 1999.
- [4] Wang L, Xu B, Yu ZW, Shi YQ: The wear and corrosion properties of stainless steel nitrided by low-pressure plasma-arc source ion nitriding at low temperatures, Surface & Coatings Technology, 130: (2-3) 304-308, AUG 21 2000.
- [5] Baranowska J.: Wpływ rozpylania katodowego na formowanie warstwy powierzchniowej w procesie azotowania gazowego, Praca doktorska, Szczecin, 2001.
- [6] Karoliński W., Tacikowski J.: Własności azotowanych stali martenzytycznych utwardzanych wydzieleniowo. Inżynieria Powierzchni, nr 3, 1998.
- [7] Karlinski W, Tacikowski J, Wojtyra K: Fatigue strength of nitrided 18Ni250 and 18Ni300 grade maraging steels, Surface Engineering, 15: (6) 483-489 1999.
- [8] Biłous W.: Azotowanie stali martenzytycznych utwardzonych wydzieleniowo typu maraging. Technika Lotnicza i Astronautyczna, nr 3, 1977.
- [9] Hussain K, Tauqir A, ul Haq A, Khan KQ: *Influence of gas nitriding on fatigue resistance of maraging steel*, International Journal of Fatigue, 21: (2) 163-168 FEB 1999.
- [10] Armco 17-4PH precipitation-hardening stainless steel, Produkt Data Bulletin No.S-22, Oosterhout.
- [11] Murayama M., Katayama Y., Hono K.: *Microstructural evolution in 17-4PH stainless steel after aging at 400°C*, Metallurgical and Material Transactions; Warrendale; Feb 1999.

Mgr inż. Paweł Kochmański

Instytut Inżynierii Materiałowej Politechnika Szczecińska 70-310 Szczecin, Al. Piastów 19 Pawel.Kochmanski@ps.pl

ZMIANY GRUBOŚCI ŚCIANKI W PRZEKROJACH CZWÓRNIKÓW ROZPĘCZONYCH HYDROMECHANICZNIE Z MIEDZI VARIATIONS OF WALLS THICKNESS IN THE SECTIONS OF HYDROMECHANICALLY BULGED COPPER CROSS-JOINTS

W pracy przedstawiono analizę rozkładu grubości ścianek w różnych przekrojach czwórników równo- oraz różnoprzelotowych rozpęczonych hydromechanicznie z miedzi. Proces ten polega na osiowym spęczaniu odcinka rury wewnątrz dzielonych półmatryc oraz równoczesnym działaniu ciśnienia cieczy wewnątrz. Porównano i wykazano zgodność wyników modelowania numerycznego z rezultatami doświadczalnymi.

Słowa kluczowe: hydromechaniczne rozpęczanie, czwórnik, modelowanie

In the paper the analysis of variations of wall thickness in different sections of hydromechanically bulged copper crossjoints has been presented. The process consists in placing a tube segment in a die-cavity, pouring some liquid over it and sealing the faces. As a result the liquid pressure rises and the pipe is upset. The experimental results are in very good agreement with the results of numerical simulation.

Keywords: hydromechanical bulge forming, cross-joint, numerical simulation

1. Wprowadzenie

Proces hydromechanicznego rozpęczania jest odmianą technologii kształtowania ciśnieniem cieczy. Dodatkowo stosuje się w nim zewnętrzną siłę spęczającą, która znacznie ułatwia płynięcie materiału w kierunku promieniowym (przez to można uzyskiwać większe współczynniki rozpęczania) oraz zapobiega nadmiernemu pocienieniu ścianki w strefie rozpęczania.

Jednym z obszarów zastosowań technologii hydromechanicznego rozpęczania w produkcji seryjnej jest wykonawstwo elementów instalacji hydraulicznych i urządzeń sanitarnych. Są to głównie rury o zmiennej średnicy, trójniki i czwórniki [1-6].

Technologia wykonywania trójników równo- oraz różnoprzelotowych metodą hydromechanicznego rozpęczania została opatentowana w 1973 roku [1] i była wykorzystana przez autora patentu do badań w zakresie trójników i czwórników ze stali [2-4]. Polega ona na tym, że po umieszczeniu odcinka rury w wykroju dzielonych matryc, zalaniu jej wnętrza cieczą i uszczelnieniu czołowych powierzchni, podwyższa się ciśnienie cieczy spęczając jednocześnie rurę [1-3]. Schemat metody przedstawiono na rysunku 1.

Podstawowymi parametrami procesu hydromechanicznego rozpęczania czwórników są: ciśnienie cieczy oraz siła spęczająca, a właściwie ich zmiana w funkcji przemieszczenia stempli.



Rys. 1 Hydromechaniczne rozpęczanie czwórników

W artykule przedstawiono wyniki badań dotyczące rozkładów grubości ścianek w przekrojach czwórników rozpęczanych hydromechanicznie równo- oraz różnoprzelotowych (o stosunkach średnicy króćca *d* do średnicy części rurowej *D* odpowiednio: d/D=1; 0.9; 0.8). W ramach tych badań przeprowadzono pod tym kątem analizę numeryczną procesu oraz uzyskane rezultaty zweryfikowano doświadczalnie.

2. Przeprowadzone badania

W badaniach użyto odcinki rur miedzianych o zewnętrznej średnicy D=20 mm oraz grubości ścianki $s_o=1 mm$, (o stosunku $s_o/D=0.05$). Wybrano ten materiał do rozpęczania hydromechanicznego czwórników biorąc szczególnie pod uwagę, szerokie jego zastosowanie w budowie instalacji sanitarnych do wody i gazu oraz w instalacjach grzewczych.

Własności mechaniczne rur miedzianych przedstawiono w tablicy 1. Wyznaczono je w statycznej próbie rozciągania oraz w jednoosiowej próbie rozciągania stopniowanych próbek metodą Heyera.

Modelowanie komputerowe procesu hydromechanicznego rozpęczania czwórników przeprowadzono we współpracy z Katedrą Obróbki Plastycznej Wydziału Inżynierii Produkcji Politechniki

Wym.		R _m	A _{11.3}	n	С
$D_0 \ge s_0$	s ₀ /D ₀	[MPa]	[%]		[MPa]
1	2	3	4	5	6
Ø20x1	0.05	268	29.7	0.33	524

Tablica 1. Własności mechaniczne badanych rur z miedzi

Warszawskiej [5], stosując jako pakiet obliczeniowy, program MSC/ Marc. Przy budowie modelu do symulacji przyjęto następujące założenia [5]:

- zdefiniowano geometrię materiału przed i po odkształceniu, czyli określono początkowe wymiary rury wyjściowej-średnicę zewnętrzną D=20 mm,
- długość początkową *l=120 mm*, grubość ścianki s_o=1mm; i końcowe-długość czwórnika po spęczeniu 70 mm, średnice króćów

d=20; 18 i 16 mm (co odpowiada stosunkom d/D=1; 0.9 i 0.8), promień przejścia części rurowej czwórnika w króciec r=5 mm, przyjęto, że matryca i stemple są elementami sztywnymi, nie podlegającymi odkształceniom,

- rurę pokryto siatką kwadratową składającą się z 7800 elementów typu powłokowego, którym przypisano grubość 1 mm,
- przyjęto jednorodny model materiału odkształcającego się sprężysto-plastycznie zgodnie z równaniem $\sigma_p = 524 \ \varepsilon^{0.33}$ (*n* i *C* z tablicy 1),
- warunki kontaktu miedzy matrycą, a elementami odkształcanej siatki opisywał współczynnik tarcia μ = 0.1,
- określono różne warianty zmian ciśnienia czynnika wewnętrznego p w funkcji przemieszczenia stempli Δl.

Do analizy rozkładu grubości ścianek czwórników w modelowaniu numerycznym oraz badaniach eksperymentalnych wybrano warianty zmian ciśnień, zaznaczone dwiema ciągłymi liniami na rys. 2. O takim wyborze zadecydowały możliwie jednakowe i optymalne doświadczalnie zmiany ciśnień dla czwórników równo-(d/D=1) oraz różnoprzelotowych (d/D=0.9), co odpowiadało przebiegom ciśnień od 20 do 40 MPa. Przy takich przyjętych zmianach ciśnień w warunkach eksperymentalnych nie było możliwe uzyskanie czwórników o stosunku d/D=0.8 bez wad (fałdowanie materiału i brak odwzorowania kształtu wkładek matrycowych). Dlatego też dla tych łączników zmiany te przyjęto od 20 do 55 MPa, co jedynie gwarantowało pomyślny przebieg procesu. Jednocześnie na wykresie z rys. 2, przedstawiono eksperymentalne zakresy dopuszczalnych ciśnień (obszar zakreskowany dla czwórników równoprzelotowych d/D=1 oraz znacznie ograniczony, zaznaczony podwójnym kreskowaniem dla różnoprzelotowych d/D=0.9) wyznaczone w badaniach [6] na stanowisku pokazanym na rys. 3.



Rys. 2. Zmiany ciśnień przy rozpęczaniu hydromechanicznym czwórników z miedzi



Rys. 3. Stanowisko do hydromechanicznego rozpęczania czwórników

3. Rezultaty i analiza

Przy modelowaniu numerycznym procesu hydromechanicznego rozpęczania czwórników równoprzelotowych oraz przeprowadzonej weryfikacji doświadczalnej dla założonych zmian ciśnień, na rys. 4 przedstawiono odpowiadające im przebiegi sił spęczających. Dla maksymalnego przyjętego stosunku spęczania $\Delta l/l=0.41$ największa uzyskana symulacyjna siła była większa od eksperymentalnej o około 10%. Podobne różnice wystąpiły dla czwórników różnoprzelotowych o stosunkach d/D=0.9 i 0.8.



Rys. 4. Przebiegi sił spęczania dla hydromechanicznie rozpęczanych czwórników równoprzelotowych

Przedstawiono na rys. 5 i 6 wykresy zmian grubości ścianki w czwórnikach (odpowiednio w przekroju poprzecznym oraz wzdłużnym), uzyskane na podstawie wyników z modelowania numerycznego procesu, w których stosunek spęczania wynosił $\Delta l/l=0.41$.



Rys. 5. Symulacyjny rozkład grubości w przekroju poprzecznym czwórników



Rys. 6. Symulacyjny rozkład grubości w przekroju wzdłużnym czwórników

Doświadczalne rozkłady grubości ścianek sporządzono dodatkowo dla czwórników rozpęczanych z różnymi stopniami spęczania materiału $\Delta l/l=0.25$; 0.33; 0.41 (kolejne etapy kształtowania pokazano na przykładzie łączników równoprzelotowych na rys. 7). Przedstawiono je na wykresach z rys. 8.



Rys. 7. Kolejne etapy kształtowania czwórnika równoprzelotowego z miedzi (d/D=1) od półfabrykatu w postaci odcinka rury do uzyskanego detalu (badania własne)

Analizując rozkład grubości na przekroju wzdłużnym czwórnika można stwierdzić, że maksymalne pogrubienie ścianki prawie równomierne występuje na długości korpusu od jego powierzchni czołowych do promienia przejścia w króciec. Przy czym jest ono większe dla czwórników różnoprzelotowych. W modelowaniu komputerowym dla stosunku d/D=0.8 w strefie materiału w pobliżu powierzchni czołowych maksymalny wzrost grubości wystąpił o 65% w odniesieniu do grubości początkowej, a dla d/D=0.9 wynosił około 50%. W badaniach doświadczalnych pogrubienie ścianki w tych strefach było porównywalne. W obszarze króćca, poczynając od promienia w kierunku czaszy króćca następuje stopniowe zmniejszenie stosunku s/s_a, a na środku czaszy króćca ścianka była pocieniona (s/s_a<1) od 10 do 20%.

W przekroju poprzecznym czwórnika równoprzelotowego modelowanego komputerowo na całej długości ścianki występuje jej pocienienie ($s/s_o < I$). Maksymalna jego wartość w środkowej części tego przekroju (w pobliżu osi symetrii rury), wynosiło 5%. Z kolei w czwórnikach (d/D=I), w których grubość mierzono, w strefie tej była ona zbliżona do grubości wyjściowej s_o . Rozkład grubości w przypadku czwórników różnoprzelotowych, w środko-



Rys. 8 Rozkłady grubości ścianek w przekrojach wzdłużnym i poprzecznym rozpęczonych czwórników z miedzi: a) rozmieszczenie punktów pomiarowych na przekroju wzdłużnym czwórnika, b) rozmieszczenie punktów pomiarowych na przekroju poprzecznym czwórnika, c) czwórniki l_d/1=1.7; l₀=120mm; l= 70mm, d) czwórniki l_d/1=1.5; l₀=120mm; l= 80mm, e) czwórniki l_d/1=1.3; l₀=120mm; l= 90mm

a)

wej części przekroju poprzecznego wykazuje większy rozrzut. Dla d/D=0.9 pogrubienie ścianki jeszcze następuje o 10% (modelowanie) i 15-20% (eksperyment), ale już dla d/D=0.8 ten wzrost jest o 15% (symulacja) i aż 50-65% (badania doświadczalne). Ten nierównomierny rozkład w przypadku czwórników różnoprzelotowych jest głównie następstwem zdecydowanie większych niż dla d/D=1, oporów i trudności płynięcia materiału w tej strefie łączników.

Na czaszy króćców maksymalne pocienienie ścianek wynosiło w granicach 15-20% i nie różniło się istotnie w czwórnikach modelowanych od zmierzonych z eksperymentu.

Na wspomnianych wcześniej wykresach z rys. 7, sporządzonych na podstawie pomiarów grubości, zestawiono rozkłady dla różnych stopni spęczania rury. Pokazują one, że wraz ze wzrostem stosunku spęczania wzrasta nierównomierność rozkładu grubości w przekrojach czwórników i jest zdecydowanie największa w przypadku czwórników różnoprzelotowych, a zwłaszcza o *d/D=0.8*.

4. Wnioski

Na podstawie przeprowadzonych badań hydromechanicznego rozpęczania czwórników równo- oraz różnoprzelotowych z miedzi, można stwierdzić:

- 1. Modelowanie numerycznie procesu wraz z weryfikacją doświadczalną pozwala na dokonanie analizy zmian grubości ścianek w czwórnikach.
- 2. W czwórnikach równoprzelotowych, oprócz pocienienia czaszy króćców nie stwierdzono zmniejszenia grubości w przekroju poprzecznym (eksperyment) bądź zaobserwowano minimalne dochodzące do 5% (modelowanie numeryczne).
- Rozkład grubości w czwórnikach różnoprzelotowych wykazuje dużą nierównomierność, która zwiększa się wraz ze wzrostem stosunku spęczania rury.

5. Literatura

- [1] Wasyniuk P., Chałupczak J.: Sposób wykonywania trójników metalowych oraz urządzenie do wykonania trójników metalowych. Patent Nr 98401
- [2] Chałupczak J.: *Rozpęczanie hydromechaniczne w zastosowaniu do kształtowania trójników i czwórników.* Zeszyty Naukowe Politechniki Świętokrzyskiej. Mechanika, nr 39. Rozprawa habilitacyjna. Kielce, 1986.
- [3] Chałupczak J: Parametry technologiczne i możliwości rozpęczania hydromechanicznego z rur łączników wielowylotowych. Zeszyty Naukowe Politechniki Świętokrzyskiej. Mechanika , nr 55. 1995, s. 17-24.
- [4] Chałupczak J., Sadok L.: Zagadnienie sił i naprężeń w procesie hydromechanicznego trójników z rur. Zeszyty Naukowe AGH. Metalurgia i Odlewnictwo. Zeszyt 1, tom 9, 1983.
- [5] Kocańda A., Czyżewski P., Miłek T., Sadłowska H.: Modelowanie procesów hydromechanicznego rozpęczania czwórników. Materiały X Jubileuszowej Konferencji "Informatyka w Technologii Metali". KomPlasTech2003. Wisła-Jawornik 12-15 stycznia 2003, s. 103-110.
- [6] Miłek T.: Badania wybranych parametrów hydromechanicznego rozpęczania czwórników równo- i róznoprzelotowych z miedzi. Rudy i Metale Nieżelazne, R47, 10/11, 2002, s. 536-539.

Mgr inż. Tomasz Miłek

Zakład Technologii Materiałowych Katedra Metaloznawstwa i Technologii Materiałowych Wydział Mechatroniki i Budowy Maszyn Politechnika Świętokrzyska ul. Tysiąclecia P.P. 7, 25-314 Kielce, tel. (041) 34 24 373 e-mail: tmatm@tu.kielce.pl

BADANIE ODPORNOŚCI NA ZUŻYCIE ŚCIERNE POWŁOK NAPAWANYCH STOPAMI NA BAZIE NIKLU

INVESTIGATIONS OF ABRASIVE WEAR RESISTANCE OF NICKEL BASED COATINGS

W pracy przedstawiono wyniki badań nad zużyciem ściernym powłok wykonanych stopami na osnowie niklu, metodą napawania gazowo-proszkowego. Badania zużycia ściernego przeprowadzono z wykorzystaniem mieliwa kwarcowego, korundu oraz węglika krzemu. Odporność powłok na zużycie ścierne zależy od ich twardości oraz mikrostruktury. Rankingi badanych powłok zależą od użytego w teście ścierniwa.

Słowa kluczowe: zużycie ścierne, powłoki NiCrSiB, metoda gazowo-proszkowa

The paper presents results of experiments on abrasive wear of flame deposited coatings. Tests were carried out with SiO_2 , Al_2O_3 and SiC. Abrasive nickel-based alloys wear resistance of coatings depends on their hardness and microstructure. Rankings of coatings depend on abrasives used in tests.

Keywords: abrasive wear, NiCrSiB deposits, flame deposition

1. Wprowadzenie

Dane literaturowe oraz badania własne wskazują na możliwości nawet kilkakrotnego podwyższenia trwałości elementów za pomocą wytwarzania odpornych na zużycie powłok metodami spawalniczymi [1,2,3,4]. Stosowanie powłok korzystnie zmienia własności powierzchni elementu oraz zabezpiecza jego rdzeń, odpowiedzialny za przenoszenie obciążeń.

Do wytwarzania metodami spawalniczymi warstw odpornych na zużycie służą na ogół stopy na bazie żelaza, kobaltu i niklu. Cechą charakterystyczną napawania jest połączenie metalurgiczne powłoki z podłożem. W przypadku powłok napawanych metodą gazowo-proszkową, udział podłoża w napoinie jest niewielki. W porównaniu z napawaniem elektrycznym warstwa nakładana palnikiem gazowym jest bardziej równomierna i lepiej związana z podłożem. Wytwarzanie powłok tą metodą nie wymaga wysokich kwalifikacji spawacza. Podobnie do napawania plazmowego, metoda ta pozwala na wytwarzanie warstw znacznie różniących się składami chemicznymi i strukturą.

Często używane są proszki typu NiCrBSi. Stopy tego typu mają twardość 15-65 HRC, w zależności od składu chemicznego. Nikiel, będący głównym składnikiem, zapewnia plastyczność i podwyższa odporność na korozję. Chrom zwiększa odporność na zużycie i korozję. Bor i krzem obniżają temperaturę topnienia stopu i mają działanie topnikujące. Bor tworzy odporne na ścieranie fazyborki i węglikoborki. Podczas stygnięcia stopiwa, najpierw krzepnie roztwór stały niklu, a później eutektyka posiadająca stosunkowo niską temperaturę topnienia. W miarę oddalania się od podłoża wzrasta zawartość twardych faz. Badania mikrotwardości składników strukturalnych wskazują, że twardość roztworu stałego niklu wynosi 300-400 HV, eutektyki Ni-Ni₃B 412-450 HV, eutektyki węglikoborkowej 584-644 HV. Spotyka się także wydzielenia węglikoborków o twardościach zbliżonych i przekraczających 800 HV [5]. Ważną cechą tych stopów jest możliwość wykonania obróbki cieplnej elementów po położeniu na nich warstw. Proszki NiCrBSi mają temperaturę topnienia znacznie niższą od temperatury topnienia stali. Powłok tego typu nie należy wytwarzać na elementach nawęglonych ze względu na słabą przyczepność. W innych przypadkach następuje przy napawaniu i podczas stygnięcia intensywna wymiana atomów między podłożem i napoiną, dużo łatwiej zachodzi dyfuzja Fe z podłoża do napoiny niż Ni do podłoża [6].

Zużycie ścierne powstaje wtedy, gdy ubytek materiału w warstwie wierzchniej spowodowany jest oddzielaniem cząstek wskutek mikroskrawania, rysowania oraz bruzdowania. Procesy te zachodzą, gdy w obszarach tarcia współpracujących elementów znajdują się luźne cząstki ścierniwa lub gdy występują nierówności twardszego materiału spełniające rolę mikroostrzy. Analogicznie działają utlenione produkty zużycia w obszarze tarcia. Charakter działania ziaren ściernych na ścierany materiał zależy od ich ruchu względem powierzchni materiału oraz od charakteru i wartości obciążeń przenoszonych przez ziarna. Ścieranie może odbywać się przez luźne pojedyncze ziarna, przez ziarna umocowane we współpracujących powierzchniach, przez warstwę ścierną występującą pomiędzy współpracującymi powierzchniami oraz przez strumień ścierny [7].

Jak wynika z wykresów rys 1÷3, występuje zależność pomiędzy wzrostem względnej odporności na ścieranie a twardością metali w przypadku, gdy twardość ścierniwa przekracza znacznie twardość ścieranych metali. Dla stali po obróbce cieplnej obserwuje się słabą zależność odporności na zużycie od twardości [1].

Materiały odporne na zużycie ścierne mają z reguły budowę wielofazową i nie zostały dotychczas opracowane zależności analityczne pomiędzy intensywnością zużycia a udziałem objętościowym faz oraz twardością. Wpływ twardych węglików lub borków zawartych w strukturze powłoki zależy od warunków testu - głównie siły docisku, wielkości ziaren ścierniwa, jego twardości, odporności na pękanie i twardości faz zawartych w mikrostrukturze.

2. Zakres badań

Celem badań było określenie odporności na zużycie ścierne powłok wytworzonych z proszków na osnowie Ni. Powłoki wykonano na podkładkach stalowych St3S, metodą napawania gazowoproszkowego "na gorąco" przy pomocy palnika typu SPT-100.

Badania zużycia wykonano na testerze typu T-07 produkcji Instytutu Technologii Eksploatacji. W badaniach zastosowano mieliwo kwarcowe SiO₂, korund Al₂O₃ oraz węglik krzemu SiC. Obciążenie węzła tarcia wynosiło 44N, liczba obrotów rolki 1800. Próbka porównawcza była z normalizowanej stali gat. 45. W badaniach wyznaczono odporność na zużycie, określoną jako iloraz ubytku masy próbki kontrolnej do ubytku masy próbki badanej

L.p.	Nazwa	Wzór chemiczny	Twardość	Ziarnistość
1	mieliwo kwarcowe	SiO ₂	900÷1100 HV	≤0,1 mm
2	korund	Al ₂ O ₃	2100÷2200 HV	106÷125 μm
3	węglik krzemu	SiC	2700 HV	106÷125 μm

Tabela 1. Charakterystyka ścierniw zastosowanych do badania ścieralności

Tabela 2. Skład chemiczny badanych powłok

L.p.	Materiał	Skład chemiczny	Twardość	Twardość HV 10
1	Deloroalloy 35	Cr=5%; C=0,15%;Si=3,2%; B=1,5%; Ni-reszta	35 HRC	410 HV
2	Buildup 22	C=0,1%; B=1,25%; Si=3,15%; Fe=0,75%; Ni-reszta	28÷33HRC	333 HV
3	Colmonoy 43	C=0,4%; Cr=10%; B=2,1%; Si=2,3%; Fe=3%; Ni-reszta	35÷40 HRC	560 HV
4	Colmonoy 237	B=1,3%; Cr=10%; Si=2,8%; inne 5,1% Ni-reszta	37 HRC	464 HV
5	AMI 1045	B=2,83%; C=0,21%; Cr=11,9%; Fe=3,71%; Si=3,06%; Ni-reszta	45 HRC	572 HV
6	AMI 1060	B=3,58; C=0,97; Cr=14,9; Fe=3,59; Si=4,25; Co=0,2; Ni-reszta	60 HRC	772 HV
7	UTP 2002	B=1,2%; C=0,2%; Cr=9,3%; Fe=1,9%; Si=2,7%; Al=1,25%; Nireszta	380 HB	366 HV
8	UTP 2005	C=0,8%; Si=2,25%; Fe=1,6%; W=14,4%; Cr=8%; B=1%; Al=0,25%; Ni-reszta	400 HV osnowa	762 HV
9	PMNi45G	B=1,8%; C=0,1; Fe=2,1%; Si=3,5; Ni-reszta	45 HRC	606 HV

wyznaczonej w identycznych warunkach testu. Wyniki badań nad zużyciem ściernym przedstawiają wykresy na rys. $1 \div 4$. Tabela 1 zawiera opis ścierniw użytych w teście.

Składy chemiczne proszków, twardości wg producenta oraz zmierzoną twardość wykonanych powłok zamieszczono w tabeli 2. Zdjęcia mikrostruktury powłok przedstawione są na rys. 5 a,b.

3. Analiza wyników

W badanych powłokach jedynie w strukturze AMI 1060 oraz UTP 2005 stwierdzono obecność twardych wydzieleń- węglików. W pozostałych, brak jest wydzieleń stanowiących przeszkody dla ruchu cząstek ścierniwa. Wzrost zawartości boru w stopach zwiększa udział objętościowy eutektyki Ni-Ni₃B, która ma większą twardość od roztworu stałego niklu, uchodzącego za fazę miękką.

Odporność na zużycie metali jest proporcjonalna do ich twardości. Odporność wzrasta po przekroczeniu względnej twardości



Rys. 1. Zależność odporności powłoki od twardości w teście z zastosowaniem mieliwa kwarcowego

0,6 i staje się słabo zależna od twardości po przekroczeniu twardości względnej 1,2. Duże wydzielenia węglików efektywnie podnoszą odporność na zużycie. Ze względu na swoją wielkość i twardość powodują zatrzymanie lub zmianę kształtu rys pozostawionych przez ścierniwo.

W przypadku zastosowania SiO₂ wyniki wskazują na zużycie preferencyjne, polegające na zużywaniu osnowy, w wyniku czego, twarde wydzielenia struktury nie ulegają zużyciu, ale pozbawione podparcia zostają usuwane razem ze ścierniwem. Cząstki mieliwa kwarcowego mają twardość w zakresie 900-1100 HV, z uwagi na bardzo ostre krawędzie są efektywnym ścierniwem. W przypadku powłok wytworzonych na elementach pracujących w kontakcie z ziarnami piasku, zwiększenie twardości w zakresie 333-606 HV jest stosunkowo niewielkie i zwiększa odporność na zużycie jedynie 2-krotnie, podczas gdy różnica w odpornościach powłok jest nawet 5-krotna.



Rys. 2. Zależność odporności powłoki od twardości w teście z zastosowaniem korundu



Rys. 3. Zależność odporności powłoki od twardości w teście z zastosowaniem węglika krzemu



Rys. 4. Odporność na zużycie w zależności od rodzaju powłoki i ścierniwa

W przypadku zastosowania jako ścierniwa SiC rozrzut wyników w zakresie mniejszych twardości wskazuje na wpływ morfologii węglików – wielkości i rozłożenia. Cząstki SiC o twardości 2700 HV powodują zużycie wszystkich składników mikrostruktury powłok.

W przypadku SiC oraz Al_2O_3 zwiększenie twardości powłoki w zakresie 333-606 HV ma niewielki wpływ na odporność na zużycie. Jedynie powłoki AMI 1060 i UTP 2005 zawierające masywne wydzielenia węglików, posiadają dużą odporność na zużycie w teście z użyciem tych ścierniw. Stwierdzono ponadto, że rankingi badanych powłok zależą od użytego w teście ścierniwa (rys. 4).

5. Literatura

- [1] Zum Gahr, K. H.: Microstructure and wear of materials, Elsevier, Amsterdam. 1986.
- [2] Dziubiński j., Klimpel aA: Napawanie i natryskiwanie cieplne. WNT Warszawa 1985.
- [3] Hejwowski T.: Zastosowanie metody napawania gazowo-proszkowego do regeneracji części maszyn, Motorol'97, Lublin 1997.
- [4] Hejwowski T., Nastaj T.: Badanie odporności na zużycie ścierne i adhezyjno-ścierne stopów na bazie kobaltu i niklu. Problemy Rozwoju Maszyn Roboczych, XVI Konferencja Naukowa, Zakopane 2003.
- [5] Muktiepawel W., Hackin O.: Swarocznoje Proizwodstwo, 4,1989
- [6] Gierek A., Nowok J.: Badania nad strukturą warstwy wierzchniej ze stopu Ni napawanego na stale konstruk-cyjne, Przegląd Spawalnictwa Nr 6,1976, s. 101-103
- [7] Hebda M., Wachnal M.: Trybologia. WNT Warszawa 1980.



Rys. 5. Mikrostruktura powłoki AMI 1060: a) strefa brzegowa, b) strefa przejściowa. Traw. wodą królewską

4. Wnioski

Wytworzone powłoki były pozbawione wad i charakteryzowały się dobrą jakością i przyczepnością.

Badane stopy niklu zawierające węgliki, borki i krzemiany nadają się do regeneracji powierzchni elementów przemysłu wydobywczego np. czerpaków koparek, organów urabiających kombajnów węglowych, ślimaków do transportu materiałów sypkich.

Do regeneracji podanych elementów najbardziej nadają się powłoki typu UTP 2005 oraz AMI 1060. Wyróżniają się one dużą odpornością na ścieranie oraz wysoką twardością powierzchni 762 i 772 HV, jednocześnie charakteryzują się łatwością wytwarzania w procesach spawalniczych.

Mgr inż. Tomasz Nastaj

Katedra Inżynierii Materiałowej Wydział Mechaniczny Politechnika Lubelska ul. Nadbystrzycka 36, 20-618 Lublin

KONCEPCJA ADAPTACYJNEGO STEROWANIA KĄTEM WYPRZEDZENIA WTRYSKU W SILNIKU O ZAPŁONIE SAMOCZYNNYM

THE ADAPTIVE CONTROL OF THE INJECTION TIMING IN THE DIESEL ENGINE

Podstawową funkcją celu w sterowaniu wysokoprężnym silnikiem spalinowym jest osiągnięcie maksymalnego momentu użytecznego dla zadanej dawki paliwa z zachowaniem odpowiednio niskiego poziomu toksyczności spalin. Postulat ten zrealizować można dobierając odpowiednią chwilę podania dawki paliwa definiowaną jako kąt wyprzedzenia wtrysku. W artykule przedstawiono koncepcję budowy układu sterowania pozwalającego na ciągle dopasowywanie się kąta wyprzedzenia wtrysku w silniku ZS do zmieniających się charakterystyk obiektu sterowania, jakim jest silnik. Wskaźnik jakości procesu roboczego zdefiniowany jako moment użyteczny silnika, szacowany jest w oparciu o pomiar chwilowego kąta skręcenia walu korbowego silnika.

Słowa kluczowe: silnik ZS, sterowanie adaptacyjne, kąt wyprzedzenia wtrysku

The basic aim in controlling the diesel engine is to obtain a maximal effective moment for given fuel dose with keeping of a minimum amount of toxic exhaust compounds. This postulate can be realized by matching the appropriate fuel injection commencement timing. In this paper the concept of the control system is presented, which allows the constant matching of the injection advance in the CI engine to varying characteristics of the controlled object, that is the engine. Quality factor of working process which is defined as a effective engine torque, is estimated on the bases of the instantaneous crankshaft torsion measurement.

Keywords: diesel engine, adaptive control, injection timing

1. Wstęp

Prace badawcze poświęcone aktywnej kontroli sterowania procesami spalania w silnikach tłokowych są nadal w fazie rozwoju, jednak już teraz można stwierdzić, że jest to aktualny kierunek naukowego rozwoju badań nad tłokowym silnikiem spalinowym. Głównym celem tych badań jest opracowanie metod pomiaru wskaźnika jakości oraz algorytmów sterujących procesem spalania w czasie rzeczywistym.

Funkcją celu aktywnego sterowania spalaniem w silniku ZS jest uzyskanie maksymalnych osiągów silnika przy zachowaniu dopuszczalnego poziomu toksyczności spalin i minimalnego zużycia paliwa. Jednym z problemów stojących przed rozwiązaniem procesu sterowania silnikiem spalinowym o zapłonie samoczynnym jest problem odpowiedniego sterowania kątem wyprzedzenia wtrysku.

Dzisiejsze układy sterowania wtryskiem umożliwiają rozdzielenie dawki paliwa na kilka dawek składowych: dawkę inicjującą, pilotażową, dawkę właściwą i ewentualnie dawki związane z procesem dotrysku i dopalania. O efektach procesu spalania decyduje chwila wtryśnięcia dawki pilotażowej. Wielkość dawki paliwa jest związana automatycznie z obciążeniem silnika (z potrzebami operatora czy też kierowcy) i możliwość jej zmiany jest ograniczona jedynie poziomem dymienia (czy też minimalną wartością współczynnika powietrza).

Dobór wielkości sterujących silnikiem wysokoprężnym jest poprzedzony precyzyjnym pomiarem warunków pracy silnika: obciążenie, prędkość obrotowa, temperatura i ciśnienie powietrza atmosferycznego, temperatura paliwa itp.

Jedną z podstawowych wielkości sterujących, dobieranych przez algorytm sterujący do aktualnych warunków pracy silnika wysokoprężnego, jest kąt wyprzedzenia wtrysku.

O ile o dawce paliwa wtryskiwanej do cylindrów decyduje głównie operator (kierowca) lub układ automatycznej prędkości jazdy, o tyle kąt wyprzedzenia wtrysku obliczany jest automatycznie przez sterownik.

2. Adaptacyjne sterowanie kątem wyprzedzenia wtrysku w silniku ZS

Dla danych warunków pracy silnika istnieje optymalna wartość kąta wyprzedzenia wtrysku, dla której moc silnika osiąga wartość maksymalną. Realizowana wartość kąta wyprzedzenia wtrysku jest jednak kompromisem pomiędzy maksymalną mocą silnika a emisją tlenków azotu i poziomem zadymienia spalin.

Każda zmiana (zmniejszenie lub zwiększenie) kąta wyprzedzenia wtrysku w stosunku do wartości optymalnej powoduje spadek mocy silnika. Jednocześnie powoduje to zmiany w poziomie jednostkowego zużycia paliwa i toksyczności spalin, rysunek [2, 4]:



Rys. 1. Przykładowa charakterystyka regulacyjna kąta wyprzedzenia wtrysku przedstawiająca wpływ zmiany kąta wyprzedzenia wtrysku ($\Delta \alpha_w$) na moment efektywny (M_e), zadymienie spalin (D), wydzielanie się związków toksycznych (CO, NO_y) oraz jednostkowe zużycie paliwa (g_e)

Mechaniczne układy wtryskowe nie zapewniały możliwości dostosowywania kąta wtrysku do zmian charakterystyki silnika, dopiero od niedawna zastosowane elektroniczne sterowanie układami zasilania silników ZS pozwala na zastosowanie metod sterowania adaptacyjnego.

3. Przyczyny zmienności w czasie charakterystyk silnika wysokoprężnego

Celem prowadzonych badań autora jest wprowadzenie mechanizmu adaptacji do algorytmu sterowania wtryskiem oleju napędowego w silniku wysokoprężnym. Mówiąc o funkcji adaptacji autor rozumie dopasowanie się parametrów układu sterowania do zmienności obiektu, jakim jest silnik spalinowy.

Zmiana charakterystyk spowodowana jest kilkoma przyczynami. Przede wszystkim starzeniem się silnika i zmianą jego stanu technicznego. Wpływ na warunki pracy silnika mają też środki smarne i eksploatacyjne, zwłaszcza paliwo. Jest to istotne w świetle ostatnio omawianych pomysłów wprowadzenia dodatków biologicznych do powszechnie stosowanych paliw silnikowych. Wpływ na zmianę charakterystyk silnika mają również parametry niemierzone w pokładowych systemach sterowania, do których możemy zaliczyć wilgotność powietrza i bezpośrednie oddziaływanie promieni słonecznych powodujące nagrzewanie się pojazdu i elementów silnika.

Zmienność obiektu jest również wynikiem statystycznego rozrzutu pomiędzy egzemplarzami silnika (podczas produkcji przyjęte tolerancje wykonawcze zróżnicowanie kolejnych egzemplarzy silnika). Algorytm sterowania jest algorytmem tworzonym zwykle na podstawie wyników badań kilkudziesięciu (np. 30) egzemplarzy. Teoretycznie każdy z egzemplarzy powinien mieć własne wartości parametrów sterowania.

Zmiany charakterystyki obiektu oraz warunków jego użytkowania powodują, że uzyskanie maksymalnego wskaźnika jakości procesu roboczego nie jest możliwe bez użycia mechanizmów samouczących się. Jakość pracy silnika spalinowego definiowana jest poprzez zużycie paliwa, maksymalne osiągi silnia oraz poziom toksycznych składników spalin. Jak dotychczas nie występują w masowej produkcji silniki wyposażone w pokładowe systemy pomiaru toksyczności spalin, momentu obrotowego i zużycia paliwa. W literaturze naukowej spotyka się jedynie metody bazujące na szacowaniu takich osiągów w oparciu o warunki pracy silnika.

Wyniki działania algorytmów adaptacyjnych mogą być stosowane do badania, czy zaszły istotne zmiany obiektu a tym samym pozwalać na ciągłą optymalizację procesu spalania. Duża stopa niestacjonarności charakterystyk silnikowych stwarza trudności w odpowiednio szybkiej estymacji aktualnych parametrów modelu silnika zdefiniowanego w sterowniku. Zwłoka w uwzględnieniu zmiany obiektu przez algorytm sterowania (dawki wtrysku, kąta wtrysku) powoduje zwiększenie błędu regulacji. To zaś prowadzić może do pogorszenia chwilowych (podczas jazdy) osiągów silnika a co za tym idzie pogorszenia zdolności jezdnych pojazdu.

4. Idea adaptacji kąta wyprzedzenia wtrysku

Myślą przewodnią autora niniejszego artykułu jest przekonanie, że szacowanie momentu obrotowego może być dokonane na podstawie pomiaru kąta skręcenia wału korbowego. Pomiar taki jest tani i łatwo dostępny w warunkach silnika zamontowanego na stanowisku badawczym lub w pojeździe. System ten składa się z dwóch czujników reluktancyjnych określających czasy pomiędzy kolejnymi położeniami zębów kół zębatych umieszczonych po przeciwległych stronach wału korbowego. Pierwsze koło jest wieńcem koła zamachowego drugie natomiast umieszczone po przeciwnej stronie wału, jest mniejsze, lecz wyposażone w taką samą liczbę zębów jak pierwsze. Metoda pomiaru została zaprezentowana już wiele lat temu [5, 6, 7, 8, 13].



Rys. 2. Schemat układu pomiaru kąta skręcenia wału korbowego. Widoczne czujniki indukcyjne, koło zamachowe i koło zębate zamocowane w przedniej części wału [7]



Rys. 3. Porównanie średnich wartości kąta skręcenia walu silnika 115.C ze zmierzonym momentem obrotowym [7]

Połączenie metody pomiaru kąta skręcenia wału korbowego silnika i metody adaptacyjnego dopasowywania kąta wyprzedzenia wtrysku pozwoli na nieustanne dobieranie kąta wyprzedzenia wtrysku do wartości gwarantującej uzyskanie optymalnego momentu obrotowego (rysunek 3). Niestety maksymalna wartość wskaźnika jakości wynikającą dla momentu użytecznego silnika spalinowego nie jest jeszcze ostateczną miarą prawidłowości procesu spalania. Należy zbudować wskaźnik jakości uwzględniający również toksyczność spalin, zwłaszcza stężenia tlenków azotu w spalinach. Albowiem z reguły zwiększanie kąta wyprzedzania wtrysku prowadzi do wzrostu stężenia tlenków azotu w spalinach. W tym celu autor zamierza wykorzystać dostępne już produkcyjnie układy pomiarowe stężenia tlenków azotu w spalinach, tzw. czujniki NOx. Czujniki takie produkowane są chociażby przez firmy Siemens Automotive czy Delphi INTELLEKTM [14, 15]. Wskaźnik jakości będzie zatem kombinacją wartości momentu obrotowego oraz wartości stężenia tlenków azotu w spalinach. Tak przyjęty wskaźnik jakości będzie maksymalizowany, przy czym czynnikiem zmiennym będzie kąt wyprzedzenia wtrysku.

Algorytm doboru kąta wyprzedzenia wtrysku będzie prowadzony w oparciu o posiadane doświadczenie zespołu Katedry Silników Spalinowych Politechniki Lubelskiej w zakresie adaptacyjnego sterowania silnikami spalinowymi [7, 9, 10, 11, 12].



Rys. 4. Schemat idei adaptacyjnego systemu sterowania kątem wyprzedzenia wtrysku w celu uzyskania maksymalnej wartości momentu obrotowego

5. Realizacja pomysłu

Realizacja badań postępować będzie poprzez następujące etapy:

- A. Budowa i identyfikacja modelu silnika, w którym zastosowany zostanie podmodel systemu pomiarowego kąta skręcenia wału korbowego. Taki podmodel pozwoli na przeprowadzenie badań symulacyjnych algorytmu sterowania silnikiem wysokoprężnym.
- B. Opracowanie adaptacyjnych algorytmów sterowania kątem wyprzedzenia wtrysku paliwa w silniku wysokoprężnym.
- C. Wykonanie badań symulacyjnych.
- D. Weryfikacja doświadczalna wyników badań symulacyjnych.

Jako obiekt badań wybrano jednostkę napędową ISUZU Y17DT znajdującą się na wyposażeniu Katedry Silników Spalinowych Politechniki Lubelskiej. Wybór silnika został podyktowany obszerną wiedzą, jaką dysponuje autor o tym silniku, a zwłaszcza związaną z transmisją diagnostyczną sterownika opartą o protokół KW 2000. W Politechnice Lubelskiej opracowany został program komputerowy wykorzystujący tę transmisję do przejęcia kontroli nad silnikiem i zadawania własnych wielkości sterujących. System pomiarowy wyposażony dodatkowo zostanie w czujnik tlenków azotu. Badania weryfikacyjne i porównawcze związane będą z porównaniem układu sterowania fabrycznie montowanego w silniku z opracowanym układem adaptacyjnym. Według autorów zmiana charakterystyk silnika spowoduje, że kąty wyprzedzenia wtrysku przestaną być optymalne dla tego silnika i dopiero zastosowanie algorytmu adaptacji pozwoli na ponowne przybliżenie się do wielkości optymalnych.

Badania symulacyjne i weryfikacyjne przeprowadzone będą dla celowo zmienionych charakterystyk silnika. Autor planuje dokonać tutaj dwu zmian. Pierwsza będzie związana z użyciem innego paliwa aniżeli paliwo powszechnie stosowane, tzn. z różnym stosunkiem domieszek oleju rzepakowego. Zmiana udziału oleju rzepakowego w paliwie powoduje potrzebę zmian przebiegu wtrysku [1, 3].

Drugim sposobem będzie zasymulowanie stopnia zużycia silnika. W tym celu zostanie dokonana zmiana konstrukcji silnika w postaci wymiany oryginalnych świec żarowych na elementy zmniejszające sprężanie w cylindrach silnika spalinowego poprzez przedmuch części spalin. Tak zmodyfikowany silnik będzie charakteryzował się zmianą stopnia zużycia cylindra i uszczelnienia układu. Zmiana uszczelnienia powinna wymusić zwiększenie kąta wyprzedzenia wtrysku ze względu na zmniejszenie ciśnienia i temperatury sprężania a tym samym na opóźnienie reakcji chemicznych w czasie zwłoki samozapłonu. Oryginalne układy silnika nie są wyposażone w algorytmy dopasowujące wtrysk do takich zmian. Wydaje się, że autorskie algorytmy adaptacyjne spowodują ustawienie nowej, poprawionej wartości kąta wyprzedzenia wtrysku. Taka weryfikacja będzie jednoznacznie dowodziła poprawności przyjętego rozumowania.

Zaprezentowana metodyka badań pozwoli na syntezę modelu silnika, zidentyfikowanie jego struktury i parametrów opracowanie algorytmów sterowania zawierających mechanizmy adaptacji i wykorzystujące tor pomiarowy kąta skręcenia wału korbowego oraz stężenia tlenków azotu w spalinach.

6. Podsumowanie

Powstają dwa pytania: pierwsze - czy zaproponowany układ pomiarowy będzie w sposób adekwatny i wiarygodny informował o zdolności silnika do wytwarzania momentu obrotowego. Według autora należy pozytywnie odpowiedzieć na to pytanie. Upoważniają do tego badania, które zostały wykonane już w Politechnice Lubelskiej (co prawda w przypadku silników benzynowych niemniej jednak charakter konstrukcji wału korbowego silnika wysokoprężnego jest bardzo podobny). Drugie pytanie dotyczy watpliwości czy algorytm adaptacyjny jest rozwiązaniem stabilnym a więc czy poszukiwanie optymalnego kąta wyprzedzenia wtrysku w wariancie on-line nie spowoduje niestabilności pracy silnika a tym samym nie spowoduje pogorszenia wskaźnika jakości. Zdaniem autorów na to pytanie należy odpowiedzieć przecząco. Użycie algorytmu adaptacyjnego z odpowiednio dobraną szybkością uczenia powinno zagwarantować stabilność pracy silnika przy jednoczesnym szybkim osiąganiu optymalnego kąta wyprzedzenia wtrysku.

7. Literatura

- [1] Kiernicki Z.: Wyniki wstępnych badań działania w warunkach nieustalonych silnika o zapłonie samoczynnym zasilanego mieszaninami oleju napędowego i oleju rzepakowego, Mat. Konf. KONMOT'94, Kraków-Raba Niżna 1993.
- [2] Kasedorf J.: Zasilanie wtryskowe olejem napędowym, WKiŁ, Warszawa 1990.
- [3] Longwic R., Lotko W.: Analiza wybranych parametrów procesu spalania silnika wysokoprężnego w warunkach nieustalonych zasilanego olejem rzepakowym, Teka Komisji Naukowo-Problemowej Motoryzacji PAN, Zeszyt nr 12, Kraków 1997.
- [4] Wajand J.A.: Silniki o zapłonie samoczynnym, WNT, Warszawa 1988.
- [5] Wendeker M., Wituszyński K.: *Koncepcja systemu sterowania tłokowym silnikiem spalinowym*, International Scence Conference on Internal Combustion Engines KONES'92, Wrocław-Szklarska Poręba, wrzesień 1992.
- [6] Wendeker M., Wituszyński K.: Synteza prędkości kątowej wału korbowego, I Sympozjum "Sterowanie silnikami samochodowymi", Stawiska k/Kościerzyny, 15-17 czerwca 1993.
- [7] Wendeker M.: Adaptacyjna regulacja wtrysku benzyny w silniku o zapłonie iskrowym, Wydawnictwo Politechniki Lubelskiej, Lublin 1998.
- [8] Wendeker M.: Chwilowa prędkość kątowa i kąt skręcenia wału korbowego jako sygnały diagnostyczne, Materiały na III Krajową Konferencję "Diagnostyka techniczna urządzeń i systemów", Szczyrk, 10-13 października 1995.
- [9] Wendeker M.: Badania algorytmów sterujących samochodowym silnikiem benzynowym, PWN, Warszawa 2000.
- [10] Wendeker M.: Sterowanie wtryskiem benzyny w silniku samochodowym, Lubelskie Towarzystwo Naukowe, Lublin 1999.
- [11] Wendeker M.: Koncepcja i realizacja komputerowego algorytmu adaptacyjnego sterowania benzynowym silnikiem spalinowym, raport grantowy nr 9T 12D 018-10, Lublin 1996.
- [12] Wendeker M., Piernikarski D., Wituszyński K.: Adaptacyjny system sterowania silnikiem wysokoprężnym, Materiały Konferencji AUTOMASIL'92, Poznań 1992.
- [13] Wituszyński K.: Prędkość kątowa i moment obrotowy jako nośniki informacji o stanie silnika spalinowego, LTN, Lublin 1996.
- [14] Siemens Automotive Corporation Document No. 1170, www.siemensauto.com, 1999
- [15] Delphi Technologies Lead To Energy Efficient Vehicles At The 2002 Future Car Congress, www.delphi.com 2002.

Mgr inż. Jacek Poleszak

Katedra Silników Spalinowych Wydział Mechaniczny Politechnika Lubelska ul. Nadbystrzycka 36, 20-618 Lublin

PODSTAWY ANALIZY PROCESU KUCIA MATRYCOWEGO Z WYKORZYSTANIEM METODY LINII POŚLIZGU I CHARAKTERYSTYK

BASIS OF THE CLOSED-DIE FORGING ANALYSIS USING THE SLIP-LINE FIELD METHOD

Artykuł przedstawia podstawy analizy procesu kucia w matrycach otwartych z wykorzystaniem metody linii poślizgu i charakterystyk. Rozważania skoncentrowane są na procesie kucia poprzez wyciskanie (złożony schemat płynięcia metalu) przedmiotów typu trzpień z kolnierzem, przy założeniu płaskiego stanu odkształcenia. Prezentowana praca przedstawia zasady konstrukcji siatki linii poślizgu, rozwiązywania statyki oraz kinematyki procesu kształtowania plastycznego.

Słowa kluczowe: kucie matrycowe, metoda linii poślizgu i charakterystyk

The basis of closed-die forging analysis using the slip-line field method has been presented in this article. The consider is included the closed-die forging with a flash. It is assured extrusion process (parts with the boss) in plane strain conditions. The article concerns the principles of construction the slip-line field, and the corresponding hodograf for two-dimensional flow.

Keywords: closed-die forging, slip-line field method.

1. Wstęp

Od kilkunastu lat obserwuje się intensywny rozwój technologii komputerowej. Rozwijane są również nowe metody analizy procesów kształtowania plastycznego metali, które w pełni wykorzystują możliwości komputerów. Coraz częściej powstają techniki analizy bazujące na konwencjonalnych metodach, takich jak metoda ocen granicznych czy metoda linii poślizgu. Takim przykładem jest sekwencyjna technika analizy oparta na górnej ocenie (z ang. UBET – upper-bound elemental technique), bądź jej modyfikacja, wykorzystująca kinematyczne podstawy metody linii poślizgu (z ang. UBST – upper-bound stream elemental technique) [1, 2].

Analiza procesów obróbki plastycznej takimi metodami pozwala na szybkie uzyskiwanie informacji na temat rozpatrywanego procesu. Dokładność wyników zależy od przyjętych uproszczeń i jest mniejsza niż w przypadku metody elementów skończonych (MES). Jednakże, mogą one być bezpośrednio interpretowane przez odpowiednie procedury programu, który implementuje daną metodę. Natomiast MES nie może przeprowadzać takich bezpośrednich interpretacji [1, 2, 3].

Jedną ze wspomnianych konwencjonalnych metod, jest metoda linii poślizgu i charakterystyk. Niniejszy artykuł przedstawia podstawy analizy procesu kucia matrycowego wyrobów typu trzpień z kołnierzem z wykorzystaniem tej metody, przy założeniu płaskiego stanu odkształcenia.

2. Metoda linii poślizgu i charakterystyk

Metoda ta jest oparta na zjawisku towarzyszącym odkształceniom plastycznym. Zjawisko to polega na pojawianiu się na powierzchni odkształcanego materiału charakterystycznych krzywych, które nazwano liniami poślizgu, gdyż wzdłuż nich występuje wzajemne przemieszczanie materiału [4].

Metoda linii poślizgu i charakterystyk pozwala na wyznaczanie stref plastycznych w odkształcanym wyrobie, rozkładu naprężeń oraz nacisków na powierzchni styku materiału z narzędziem, zarówno w płaskim jak i osiowo-symetrycznym stanie odkształcenia. Pozwala ona również na wyznaczenie prędkości płynięcia materiału [5, 6].

2.1. Rozwiązanie statyczne

Analiza procesów obróbki plastycznej tą metodą oparta jest na rozwiązywaniu szeregu problemów brzegowych i charakterystycznych [4, 5, 6], które umożliwiają zbudowanie ortogonalnej siatki linii poślizgu. Składa się ona z rodzin linii α i β (rys. 1.) spełniających ogólne równanie charakterystyk, które ma następującą postać [4]:

$$\frac{dy}{dx} = tg\left(\varphi \mp \frac{\pi}{4}\right) \tag{1}$$

gdzie: x, y - współrzędne linii w prostokątnym układzie karte $zjańskim; <math>\varphi$ - parametr kątowy zgodnie z rys. 1.

Styczne do linii poślizgu w punktach węzłowych stanowią kierunki wzdłuż których naprężenia styczne τ osiągają wartość maksymalną. Na rys. 1. przedstawiono schemat takiej siatki oraz panujący stan naprężenia w przykładowym punkcie węzłowym za pomocą koła Mohra. Wspomniany stan naprężenia (przy założeniu płaskiego stanu odkształcenia i materiału idealnie plastycznego) wyznaczany jest przez rozwiązanie układu równań (2) i zastosowanie warunku plastyczności (3), które są przedstawione w postaci [2, 4, 7]:

$$\frac{\partial \sigma_x}{\partial x} + \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial y} = 0$$

$$\frac{\partial \tau_{xy}}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_y}{\partial y} = 0$$
(2)

$$\left(\sigma_x - \sigma_y\right)^2 + 4\tau_{xy}^2 = 4k^2 \tag{3}$$

gdzie: $\sigma_x, \sigma_y, \tau_{xy}$ – naprężenie w kartezjańskim układzie współrzędnych {*x*, *y*}; *k* – granica plastyczności materiału przy czystym ścinaniu.

W praktyce, stan naprężenia w punktach węzłowych siatki charakterystyk opisują dwa parametry, tj. średnie ciśnienie *p* oraz parametr kątowy φ (ich znaczenie ilustruje rys. 1b.). Sposób rozwiązania układu równań (2) i (3) oraz sposób wyznaczania współrzędnych punktów węzłowych, który oparty jest na geometrii analitycznej, jest szerzej omówiony w literaturze specjalistycznej, np. [4, 7].



Rys. 1. Siatka linii poślizgów a i b (a) oraz koło Mohra (b) przedstawiające interpretację stanu naprężenia w punkcie węzłowym; σ, τ – naprężenia, p – średnie ciśnienie, φ - parametr kątowy, k - granica plastyczności przy czystym ścinaniu

2.2. Wyznaczanie prędkości płynięcia

Wyznaczone pole prędkości przemieszczeń materiału metodą charakterystyk, określa kinematykę płaskiego stanu odkształcenia. Aby móc je określić, wymagana jest uprzednia znajomość stanu naprężenia. Kinematykę plastycznie odkształcanego materiału, przy założeniu płaskiego stanu odkształcenia, opisuje równanie stowarzyszonego prawa płynięcia (4) oraz warunek nieściśliwości (5), które są wyrażone w następującej postaci [2, 4, 7]:

$$\left(\sigma_{x} - \sigma_{y}\left(\frac{\partial v_{x}}{\partial y} + \frac{\partial v_{y}}{\partial x}\right) - 4\tau_{xy}\frac{\partial v_{x}}{\partial x} = 0\right)$$
(4)

$$\frac{\partial v_x}{\partial x} + \frac{\partial v_y}{\partial y} = 0 \tag{5}$$

Pole prędkości przemieszczeń materiału można przedstawić w sposób graficzny za pomocą hodografu prędkości, który jest budowany na płaszczyźnie prędkości. Wektory poszczególnych prędkości są odkładane od wspólnego punktu, zwanego biegunem. Pole prędkości przemieszczeń umożliwia analizę stanu odkształcenia, ustalenie stref odkształcanych plastycznie oraz obszarów martwych w których występuje tylko odkształcenie sprężyste [7]. Zasady budowy hodografu są identyczne jak zasady budowy siatki poślizgu i w pewnym stopniu hodograf jest jej odwzorowaniem, gdyż charakterystyki pola prędkości przemieszczeń pokrywają się z liniami poślizgu.

3. Analiza procesu kucia

Obiektem analizy jest proces kucia matrycowego charakteryzujący się złożonym schematem płynięcia. Część materiału, znajdującego się w stanie plastycznym, jest wyciskana w kierunku czopa, natomiast pozostała jego część jest wypychana w stronę wypływki. Na rys. 2. przedstawiono schemat omawianego procesu.

Analiza jest przeprowadzana przy założeniu płaskiego stanu odkształcenia, natomiast materiał jest idealnie plastyczny, izotropowy i jednorodny. Podobna analiza była przeprowadzana przez Biswas'a i Ramesh'a [8]. Wykazali oni, że użycie metody linii poślizgu i charakterystyk do analizy tego typu procesu kucia zapewnia uzyskanie szerokiego spektrum wyników (np. kształtu strefy plastycznej, kinematyki płynięcia metalu czy efektywności wypełniania wykroju matrycy przez materiał).

Na rys. 3. przedstawiono przykładową konstrukcję siatki linii poślizgu sporządzoną przy pomocy autorskiego programu "ForgeSLF". Określa ona obszar plastyczny odkuwki, który składa się z dwóch stref.



Rys. 2. Schemat procesu kucia matrycowego; θ , e_c – kąt pochylenia kuźniczego, d–szerokość wykroju, H_{od} –wysokość wykroju, h–wysokość otwartego rowka wypływki, h–wysokość wyciśniętego czopa, b_c – szerokość podstawy czopa, v– pręd-kości przemieszczeń



Rys. 3. Siatka linii poślizgu; A-G – charakterystyczne punkty, O – punkt neutralny, r – odległość punktu neutralnego od pionowej osi odkuwki

Pierwszy region, określony polem *DEGOF*, obejmuje materiał płynący w kierunku czopa odkuwki. Konstrukcję tej siatki rozpoczyna się od powierzchni swobodnej wyciskanego występu (pozioma linia od punktu *D* na rys. 3.). Rozwiązując zagadnienia charakterystyczne jest ona wykreślana, tak aby wypełniła wykrój matrycy. Obszar objęty przez skonstruowaną siatkę jednoznacznie określa strefę plastyczną.

Drugi region (pole *ABO*) określa materiał, który jest wypychany w stronę wypływki. Konstrukcję siatki dla tej strefy przeprowadza się w podobny sposób, z tym że, rozpoczyna się ją od powierzchni swobodnej wypływki (linia *AB* na rys. 3.).

Kluczową czynnością analizy jest określenie lokalizacji punktu neutralnego *O* oddzielającego wspomniane dwie strefy materiału. W tym celu wymagana jest znajomość stanu naprężenia panującego w punktach węzłowych wcześniej sporządzonych siatek linii poślizgu. Sposób odnajdywania położenia tego punktu (oparty na metodzie odwrotnych odległości) jest szerzej omówiony w literaturze specjalistycznej, np. [4]. W niniejszym opracowaniu zostanie przestawiona jedynie idea tego rozwiązania. Mianowicie, polega ona na wielokrotnym losowaniu punktu znajdującego się w obrębie wykroju matrycy, a następnie określany jest stan naprężenia, dla dwóch rozpatrywanych siatek linii poślizgu, panujący w najbliższym otoczeniu tego punktu. Dla każdej iteracji obliczany jest błąd, który stanowi sumę różnicy funkcji parametrów stanu naprężenia. Ostatecznie przyjmowany jest ten punkt, dla którego obliczony błąd był najmniejszy.

Na rys. 4. przedstawiono hodograf prędkości przemieszczeń odpowiadający siatce linii poślizgu z rys. 3. Konstrukcja jego oparta jest na tych samych zasadach, co konstrukcja siatki linii poślizgu. Każdy punkt wspomnianej siatki ma odwzorowanie na hodografie. Zasady budowy hodografu prędkości, dla podobnych procesów kształtowania, wyczerpująco są omówione w literaturze specjalistycznej [8, 9].



Rys. 4. Hodograf prędkości; O* - biegun hodografu (szczegółowy opis w tekście)

Biegun O^* reprezentuje wszystkie punkty strefy martwej przylegającej do dolnej matrycy. Natomiast punkt M odpowiada punktom strefy martwej przylegającej do matrycy górnej. Punkt neutralny O na płaszczyźnie prędkości jest reprezentowany przez wierzchołki czworoboku $O^*O'MO''$. Odcinek O^*M stanowi wektor prędkości matrycy górnej v_m . Prędkości wypływu materiału w wypływkę v_w i prędkość przemieszczania się powierzchni swobodnej czopa v_c są przedstawione jako odcinki, odpowiednio O^*C' i O^*E' . Konstrukcję hodografu rozpoczyna się od naniesienia odcinka O^*M (np. o jednostkowej długości reprezentującej prędkość matrycy) oraz wykreślenia czworoboku $O^*O'MO''$. Położenie punktów O' i O'' jest zdeterminowane przez wartości parametru kątowego φ w punkcie węzłowym O należącego, odpowiednio, do siatki części wypływowej i czopa. Oznacza to, że odcinek O'M jest równoległy do stycznej linii poślizgu OA w punkcie węzłowym O. Wszystkie kąty wierzchołkowe wyżej wymienionego czworoboku są sobie równe, a ich wartość wynosi 90°.

Następnie, analizując skrajne linie poślizgu *OF*, *OG*, *OA* i *OB*, wykreśla się na płaszczyźnie prędkości siatki promieniowe hodografu, odpowiednio *O"MF'*, *O"O*G'*, *O'MA'* i *O'O*B'*. Kolejnym krokiem jest rozwinięcie konstrukcji, analizując pozostałe skrajne linie poślizgu.

4. Podsumowanie

Obecnie w Katedrze Komputerowego Modelowania i Technologii Obróbki Plastycznej Politechniki Lubelskiej są prowadzone prace mające na celu opracowanie nowej techniki analizy sekwencyjnej przedstawionego procesu kucia matrycowego. Na podstawie wstępnych analiz ustalono, że wykorzystanie do tego celu metody linii poślizgu i charakterystyk pozwala w wystarczającym przybliżeniu uzyskiwać takie informacje, jak rozkład naprężenia, prędkości przemieszczeń materiału, odkształcenia włókien materiału w strefie plastycznej oraz rozkład nacisków powierzchniowych (siły kształtowania). W przypadku przedstawionego procesu kucia matrycowego, za pomocą wstępnie opracowanego autorskiego programu "ForgeSLF" udało się przeprowadzić symulacje procesu i określić wysokość, na jaką zostanie wyciśnięty czop. Weryfikacja MES wykazała, że uzyskana wysokość odkuwki oraz wyznaczona siła kucia pozostają w dobrej zgodności, zarówno jakościowej jak i ilościowej. Ponadto w porównaniu z czasem obliczeń ogólno-dostępnych komercyjnych programów MES (FormFEM 1.5., MSC.SuperForm 2000), opracowany program "ForgeSLF" jest około dziesięciokrotnie szybszy (przy ustawieniach zapewniających wysoką dokładność analizy). Również program ten zapewnia zdecydowanie lepszą stabilność obliczeń.

5. Literatura

- [1] Wang J. P.: *The UBST approach to the stress analysis of plane-strain upsetting with a newly constructed model of slip-line field.* Journal of Materials Processing Technology 58 (1996) 267-273.
- [2] Wang J. P., Lin Y.T.: *The load analysis of plane-strain forging processes using the upper-bound stream-function elemental technique*. Journal of Materials Processing Technology 47 (1995) 345-359.
- [3] Lee J.H., Kim Y.H., Bae W.B.: An upper-bound elemental technique approach to the process design of asymmetric forgings. Journal of Materials Processing Technology 72 (1997) 141-151.
- [4] Pater Z., Gontarz A., Weroński W.: Obróbka plastyczna. Obliczanie sił kształtowania. Wyd. Politechniki Lubelskiej, Lublin 2002.
- [5] Samołyk G.: Wykorzystanie metody linii poślizgu do numerycznej analizy procesu ciągnienia. Mat. konf: I sympozjum doktoranckie. Współczesne technologie w budowie maszyn, maj 2002, Lublin. Wyd. Pol. Lubelskiej, 2002, s. 109-115.
- [6] Samołyk G.: Numeryczne wyznaczanie pola naprężeń metodą linii poślizgu w procesie wyciskania współbieżnego. Mat. konf: 23 MSN, maj 2002, Zielona Góra. Mechanika. Wyd. Uniwersytetu Zielonogórskiego, 2002, s. 128-133.
- [7] Wasiunyk P.: Teoria procesów kucia i prasowania. WNT, Warszawa 1991
- [8] Biswas S. K., Ramesh M.: Study of forging design using slip-line fields. Journal of Materials Processing Technology, 25 (1991) s.1-13.
- [9] Johnson W., Kudo H.: The mechanics of metal extrusion. Manchester University Press, Manchester 1962.

Mgr inż. Grzegorz Samołyk

Katedra Komputerowego Modelowania i Technologii Obróbki Plastycznej Wydział Mechaniczny Politechnika Lubelska ul. Nadbystrzycka 36, 20-618 Lublin e-mail: gsam@archimedes.pol.lublin.pl

WARUNKI EKSPLOATACJI NARZĘDZI DO OBRÓBKI PLASTYCZNEJ NA GORĄCO EXPLOITATION CONDITIONS OF TOOLS FOR HOT WORKING

Eksploatacja narzędzi do obróbki plastycznej na gorąco ma znaczący wpływ na zużycie narzędzi oraz jakość wyrobu. W celu poprawienia warunków eksploatacji oraz zwiększenia ich trwałości prowadzi się wiele prac badawczych. Roz-

wój techniki komputerowej pozwala na stosowanie nowoczesnych metod analizy procesów obróbki plastycznej (MES), które umożliwiają modelowanie rzeczywistych procesów kształtowania przy nieznacznych założeniach upraszczających. W pracy przedstawiono analizę teoretyczną i wyniki parametrów termomechanicznych narzędzi, uzyskane podczas komputerowej symulacji kształtowania łba wkręta szynowego, oraz przeprowadzono krótką ich analizę.

Słowa kluczowe: kucie, eksploatacja narzędzi, zużycie zmęczeniowe.

Exploitation of tools for hot working in metal forming has significant influence on durability of them and quality of final product. For increase of exploitation conditions and durability, many research in this scope are worked. In this work theoretical and experimental results of thermomechanical conditions during forming process of screw spikes are presented.

Keywords: forging, tools exploitation, fatigue.

1. Wprowadzenie

Warunki eksploatacji narzędzi mają znaczący wpływ na ich trwałość, a tym samym na zużycie drogich materiałów narzędziowych. Ma to szczególne znaczenie w obróbce plastycznej na gorąco, gdzie często matryce do kucia charakteryzują się dużą masą i wymiarami. Zależy to od wielu czynników, takich jak: charakterystyka odkuwki (materiał, kształt, masa), właściwości narzędzi (materiał, geometria wykroju, stan powierzchni), warunków eksploatacji, rodzaju oraz parametrów kucia.

Na charakterystykę odkuwki i rodzaj kucia bardzo często nie mamy wpływu. Głównym czynnikiem możliwości wprowadzania zmian stają się więc parametry kucia, które są ściśle powiązane z eksploatacją i obciążeniem narzędzi.

W celu poprawienia warunków eksploatacji narzędzi, a tym samym zwiększenia ich trwałości jest prowadzonych wiele prac badawczych. Do tego celu, wykorzystywane są często obecne na rynku komercyjne programy komputerowe, które wykorzystując metodę elementów skończonych (MES) lub metodę objętości skończonych (MOS), pozwalają na przeprowadzenie symulacji procesu oraz przybliżenie warunków i parametrów kucia. Często umożliwiają również (po przeprowadzeniu modelowania procesu), obserwację rozkładu i wielkości parametrów termomechanicznych w narzędziach. Takie informacje pozwalają na wybór najbardziej odpowiednich warunków i parametrów kucia, zarówno dla samego procesu kształtowania jak i eksploatacji narzędzi.

W artykule przedstawiono warunki eksploatacji i ich wpływ na trwałość narzędzi na przykładzie procesu kucia łba wkręta szynowego. Zaprezentowano również wstępne wyniki komputerowej analizy (modelowania) procesu pod kątem eksploatacji i trwałości narzędzi.

2. Charakterystyka procesu kucia i eksploatacji narzędzi w warunkach przemysłowych

Procesy kucia na gorąco charakteryzuje wiele czynników, a najważniejsze z nich to: wysoka temperatura materiału wsadowego (wsadu), takt kucia (czas kształtowania i przestoju) oraz duże naciski powierzchniowe narzędzi. Czynniki te charakteryzują również proces kształtowania łba wkręta szynowego (rys. 1), którego obecna technologia wykonania na prasach obejmuje: nagrzewanie wsadu w postaci pręta, kucie łba, obcięcie wypływki oraz w drugim etapie; ponowne nagrzewanie i walcowanie gwintu na trzpieniu. Obecnie prowadzone są prace nad nową technologią kształtowania tego wyrobu, których wyniki doświadczalne i symulacji komputerowej podano w literaturze [1, 2].



Rys. 1. Odkuwka łba wkręta szynowego

Najwyższa temperatura wsadu występuje w początkowym etapie kształtowania i maleje z czasem w wyniku odprowadzania ciepła do otoczenia przez promieniowanie i konwekcję oraz w wyniku przewodzenia ciepła do narzędzia. Następuje to podczas kontaktu kształtowanego materiału ze ściankami wykroju matrycy. Taki charakter pracy powoduje wzrost temperatury narzędzia, uzależniony od czasu kontaktu. Następstwem tego jest konieczność stosowania chłodzenia i smarowania w celu obniżenia temperatury narzędzi. W przypadku narzędzi kuźniczych prowadzi to do cyklicznie zmiennych obciążeń cieplnych, często intensyfikowanych przyjętym sposobem chłodzenia, wywołujących cykliczne zmiany naprężeń ściskających i rozciągających. Podobnie zmienny przebieg, ale nieco przesunięty względem temperatury ma obciążenie mechaniczne narzędzi, którego wartość wzrasta w momencie kształtowania i spada do zera po zakończeniu, co przedstawia rys. 2 [3].



Rys. 2. Cykliczne zmiany siły i temperatury matryc w czasie kucia

Obciążenia cieplne powstałe podczas styku gorącego materiału ze stosunkowo zimnym narzędziem w połączeniu z tarciem są główną przyczyną powstawania zmian własności fizycznych i mechanicznych warstwy wierzchniej. Dodając do tego obciążenie mechaniczne (naciski), powstaje działanie skomplikowanych mechanizmów zużycia narzędzi. Wpływ poszczególnych mechanizmów zużycia jest różny i wynika z superpozycji wielu czynników zależnych od konstrukcji i warunków eksploatacji matryc. Jak wykazują statystyki, prowadzi to w 70% do wycofania matryc kuźniczych z powodu utraty wymiarów (zużycie ścierne i odkształcenie plastyczne), w 25% w wyniku pęknięć (zmęczenie cieplno-mechaniczne) i jedynie 5% z innych powodów [4].

Eksploatacja narzędzi do kucia łbów wkrętów szynowych składających się z matrycy dolnej i górnej (nagłownika), wykonanych ze stali WCL, odbywa się bez smarowania, przy zastosowaniu chłodzenia wodnego. Przy takim sposobie ich wykorzystania obserwuje się występowanie procesu zużycia ściernego i pękanie nagłowników rys. 3a, oraz zmęczenie cieplno-mechaniczne matryc dolnych głównie na promieniu przejścia powierzchni czołowej w cylindryczną wykroju rys. 3b. Taki charakter zużycia matryc dolnych, których trwałość jest (ok. trzykrotnie) niższa od trwałości nagłowników, jest wynikiem wspomnianych już cyklicznych zmian temperatury warstwy wierzchniej, intensyfikowanych przyjętym sposobem chłodzenia wodą oraz koncentracji nacisków mechanicznych na powierzchni zaokrąglenia [5, 6]. Rzadziej obserwuje się zużycie ścierne na powierzchni tych narzędzi.



Rys.3. Zużyte narzędzia do kucia lba wkręta szynowego: a) matryca górna, b) matryca dolna

3. Wyniki obliczeń numerycznych

W celu określenia podstawowych parametrów termomechanicznych (przepływu ciepła oraz obciążenia mechanicznego narzędzi) przeprowadzono analizę mechaniczno-cieplną procesu kucia łba wkręta szynowego. Wykorzystano program komputerowy Form-FEM1.5 (2D). Zastosowano rozwiązanie metodą elementów skończonych, z założeniem lepko-plastycznego modelu odkształcanego ciała oraz z uwzględnieniem niestacjonarnego przepływu ciepła według równania Fouriera. Szczegółowy opis warunków brzegowych i modelu matematycznego przedstawiono w pracy [7].

Obliczenia dla dziesięciu kolejnych cykli pracy narzędzi przeprowadzono przy założeniach: przedmiot kuty – wkręt szynowy (osiowo symetryczny); materiał – stal St4S, temperatura – 1050, 1100, 1150°C; częstość ruchu suwaka prasy – 10 1/min, skok suwaka – 850 mm; odkuwka kuta w jednym cyklu roboczym suwaka prasy.

Badania prowadzono przy następujących parametrach pracy matryc kuźniczych (stal WCL): temperatura początkowa matrycy 300°C, czas obecności wsadu w matrycy 1,5 s, czas cyklu roboczego (kształtowania) 0,05 s, czas usunięcia odkuwki z matrycy 1,5 s, czas oczekiwania matrycy (chłodzenia) 3 s.

3.1. Rozkład temperatury w układzie wsad-narzędzie dolne

Głównym czynnikiem wpływającym na intensywność zużycia matryc dolnych jest obciążenie cieplne wynikające ze zmian temperatury w wyniku kontaktu narzędzia z gorącym wsadem oraz taktu kucia. Podczas procesu matryca osiąga temperaturę rzędu 600°C, a następnie jest chłodzona do temperatury około 400°C, co prowadzi do znacznych naprężeń cieplnych w warstwie wierzchniej. Temperatura materiału wsadowego (1050 - 1150°C) wynika z własności stali St4S do odkształcenia plastycznego. Niższa temperatura powoduje obniżenie trwałości matryc w wyniku wzrostu obciążeń mechanicznych [8, 9].

Poniżej zamieszczono wyniki symulacji piątego i dziesiątego cyklu roboczego dla ostatniego kroku obliczeniowego analizy cieplnej (1,5 s po wypełnieniu wykroju), dla temperatury wsadu 1100°C. Wyniki zostały przedstawione w postaci rozkładu pól temperatury (rys. 4).



Rys. 4. Rozkład temperatury dla 10. kroku obliczeniowego: a) 5. cykl, b) 10. cykl roboczy

Rozkład zmian temperatury na promieniu przejścia powierzchni czołowej w cylindryczną (na głębokości 1 mm), po kolejnych cyklach roboczych przedstawiono na wykresie (rys. 5). Pozwala to na przewidywanie zmian temperatury w warunkach długotrwale prowadzonego procesu kucia.

Z przedstawionego wykresu wynika, że ze wzrostem ilości odkuwek następuje wzrost temperatury warstwy wierzchniej matryc. W przypadku matrycy dolnej po odkuciu 30 odkuwek obserwuje się osiągnięcie temperatury powyżej 600°C (rys. 5), która jest bliska granicznej dopuszczalnej temperaturze pracy (ok. 640°C) zastosowanego materiału narzędziowego. W przypadku punktów znajdujących się w większej odległości od powierzchni roboczej, obserwuje się zmniejszenie amplitudy zmian temperatury przy jednoczesnym wzroście jej wartości średniej. Szczególnie intensywny wzrost temperatury powodowany jest obecnością gotowej odkuwki w matrycy, po zakończeniu kucia [8].



Rys. 5. Rozkład i zmiany temperatury na promieniu matrycy w zależności od ilości odkuwek

3.2. Rozkład nacisków

Na rys. 6 przedstawiono rozkład naprężeń normalnych podczas procesu kształtowania łba wkręta szynowego dla dwóch temperatur kucia (1050 i 1100°C). Na ich podstawie można stwierdzić, że maksymalna wartość naprężeń normalnych powodujących obciążenie mechaniczne, występuje na promieniach zaokrągleń narzędzi. Różnica wartości maksymalnych jest wynikiem różnych temperatur materiału wsadowego [4, 9] i dla temperatury 1050°C (rys. 6a) wartość ta jest większa niż dla temperatury 1100 °C (rys. 6b).

Maksymalne wartości naprężeń odpowiadają końcowym etapom kształtowania odkuwki, co jest zgodne z przedstawionym na rys. 7 wykresem sił rozporowych działających na matryce. War-



Rys. 6. Rozkład naprężeń normalnych dla 10. cyklu roboczego i ostatniego kroku obliczeniowego: a) temperatura wsadu 1050°C, b) temperatura wsadu 1100°C



Rys. 7. Wykres zmian siły działającej na matrycę dolną

tość końcowa tej siły, ze względu na uproszczenia przyjęte na etapie założeń, odbiega od rzeczywistej i wykres ma charakter poglądowy.

4. Podsumowanie

W wyniku analizy teoretycznej i przeprowadzonych obliczeń numerycznych z wykorzystaniem MES, możemy stwierdzić, że największa temperatura (rys. 4) i naprężenia normalne (naciski) (rys. 6, 7), występują na końcu procesu kształtowania (ostatni krok obliczeniowy), zaś największa ich koncentracja występuje na powierzchniach wypukłych narzędzi. Jest to spowodowane najdłuższym czasem kontaktu tych powierzchni z gorącą odkuwką przy dużej wartości nacisków. Wpływa to w decydujący sposób na wzrost strumienia ciepła przepływającego z odkuwki do matrycy, a tym samym na wyższą temperaturę. Po wyjęciu odkuwki i chłodzeniu matrycy następuje spadek temperatury, co powoduje, że matryca podlega cyklicznie zmiennym obciążeniom, zarówno mechanicznym jak i cieplnym. Prowadzi to do występowania znacznych naprężeń wewnętrznych oraz do zużycia zmęczeniowego (zmęczenie cieplno-mechanicz- ne) eksploatowanych matryc.

Na podstawie wykresu (rys. 5), uzyskanego w wyniku aproksymacji dolnych i górnych wartości temperatur na promieniu matrycy (dla 10-ciu cykli roboczych), możemy prognozować dalsze zmiany i rozkład temperatury w narzędziu. Widzimy, że linie trendu krzywych opisanych funkcją potęgową mają tendencję rosnącą. Dla wartości górnej, po osiągnięciu 600°C (30 sztuk odkuwek), linia zbliża się do zakresu temperatury odpuszczania materiału narzędzia (stal WCL). Może to powodować zmiany fizyczne i strukturalne w materiale, a tym samym dyskwalifikować narzędzie do dalszej pracy.

Otrzymane wyniki obliczeniowe parametrów termomechanicznych są zbliżone do rejestrowanych w warunkach produkcyjnych, co potwierdza możliwość stosowania wykorzystanego programu do symulacji tego typu procesów.

5. Literatura

- [1] Gontarz A., Pater Z.: *Modelowanie procesu kucia lba wkręta szynowego*, Informatyka w technologii metali, Materiały 10-tej konferencji Wisła-Jawornik 2003.
- [2] Gontarz A., Pater Z.: Wykorzystanie metody objętości skończonych do symulacji wybranych procesów kształtowania, Folia Societatis Scientiarum Lublinensis, 10, 2001.
- [3] Gierzyńska-Dolna M.: Metodyka badań i kryteria oceny materiałów stosowanych na matryce kuźnicze, Obróbka Plastyczna Metali nr 3/2000.
- [4] Szyndler R.: Badania nad poprawą trwałości matryc kuźniczych, Obróbka Plastyczna Metali nr 3/2000.
- [5] Lacki P.: Wpływ warstw utwardzających na własności eksploatacyjne matryc kuźniczych, Obróbka Plastyczna Metali nr 3/2000.
- [6] Łukasik K., Świć J.: Zwiększenie trwałości narzędzi do obróbki plastycznej na gorąco metodą regeneracji, Polska metalurgia w latach 1998 2002, Wydawnictwo Naukowe "AKAPIT", Kraków 2002, Tom 1, s. 387-392.
- [7] Świć J.: *Modelowanie procesu kucia lba wkręta szynowego z wykorzystaniem programu FormFEM*, Współczesne technologie w budowie maszyn, I Sympozjum Doktoranckie, Lublin 2002.
- [8] Płowaś K.: Rozpoznanie możliwości zachowania przydatności eksploatacyjnej narzędzi do obróbki plastycznej na gorąco w przypadku braku czynnika chłodzącego, Politechnika Lubelska, Lublin 2002, Praca niepublikowana.
- [9] Wasiunyk P.: Kucie matrycowe, Wydawnictwa Naukowo-Techniczne, Warszawa 1987.

Mgr inż. Jacek Świć

Katedra Komputerowego Modelowania i Technologii Obróbki Plastycznej Politechnika Lubelska ul. Nadbystrzycka 36 20-618 Lublin tel. (0-81) 53-81-241 j_swic@archimedes.pol.lublin.pl

BADANIE I ANALIZA ZMIAN SIŁY NACISKU PRZY WYCISKANIU PRZECIWBIEŻNYM WYPRASEK Z MIEDZI

THE EXAMINATION AND ANALYSIS OF THE CHANGE OF THE FORCE PRESSURE IN THE PROCESS OF BACKWARD CAN EXTRUSION OF COPPER DIE STAMPINGS

Przedstawiono wyniki badań doświadczalnych procesu wyciskania przeciwbieżnego miedzi na zimno dla materiału surowego i po obróbce cieplnej, którego celem była analiza zmian siły nacisku procesu wyciskania.

Słowa kluczowe: wyciskanie przeciwbieżne, wypraska.

Paper presents the results of the experimental research of the process of cold backward can extrusion of copper elements for material before and after heat treatment. The main goal of the research was analysis of the change of the force pressure during backward extrusion.

Keywords: backward can extrusion, die stamping.

1. Wprowadzenie

Proces wyciskania przeciwbieżnego na zimno należy do złożonych procesów kształtowania plastycznego. Schemat procesu został przedstawiony na rysunku 1.

W wyniku nacisku stempla 1 na materiał 4 umieszczony w matrycy 2 następuje jego uplastycznienie i pierścieniowe płynięcie w wolną przestrzeń między stemplem a matrycą w kierunku przeciwnym do kierunku ruchu roboczego stempla. Przemieszczenie materiału w dół ograniczone jest poprzez wypychacz 3. W rezultacie otrzymujemy wyrób zwany wypraską. Wielkość i kształt otrzymanego wyrobu zależy od objętości materiału wsadowego oraz kształtu i wymiarów stempla i matrycy.

Proces technologiczny wyciskania przeciwbieżnego jest uzależniony od następujących czynników [1, 2]:

- własności mechanicznych, kształtu i wymiarów materiału wsadowego,
- rodzaju i własności użytego smaru wpływającego na warunki tarcia pomiędzy kształtowanym materiałem a narzędziem,



Rys.1. Schemat wyciskania przeciwbieżnego detali typu kubek stemplem stożkowym: 1 - stempel, 2 - matryca, 3 - wypychacz, 4 - materiał wsadowy, 5 - wypraska, P_{st} - siła nacisku stempla, P_w - siła oporu wypychacza, d_o , h_o - średnica i wysokość wstępniaka, d_w , d_s - średnica matrycy oraz stempla, d_p , h_p , g, b - średnica wewnętrzna, wysokość, grubość ścianki bocznej oraz grubość denka wypraski, s - przemieszczenie stempla

- kinematyki ruchu stempla i kształtowanego materiału,
- wielkości i równomierności odkształceń,
- kształtu i wymiarów narzędzi roboczych.

Ograniczenia w stosowaniu tego procesu wynikają przede wszystkim z dużych nacisków jednostkowych wyciskania, które związane są z wytrzymałością stempla i matrycy oraz zapewnienia odpowiedniego smarowania.

Pomimo występujących utrudnień metoda ta pozwala na uzyskanie wyprasek o kształtach niemożliwych do uzyskania w innych procesach obróbki plastycznej przy znacznych efektach ekonomicznych.

2. Wyniki badań i ich analiza

Celem prowadzonych badań przedstawionych w pracy było wyznaczenie i porównanie wartości sił w zależności od przemieszczenia i kształtu stempla podczas procesu wyciskania przeciwbieżnego, miedzi w stanie surowym i po obróbce cieplnej, dla różnych wartości średnic części roboczych narzędzia.

Badania zostały wykonane na maszynie wytrzymałościowej ZD-100 o nacisku maks. 1MN przy użyciu stanowiska do wyciskania przeciwbieżnego. Do odczytu wartości sił nacisku stempla w funkcji przemieszczenia zostało dodatkowo użyte stanowisko do pomiaru sił i przemieszczeń POM-16. Odczyt z dwóch czujników indukcyjnych przemieszczenia poprzez wzmacniacz MPL-108 przetwarzający uzyskany sygnał pomiarowy na wartość napięcia uzależnionego od mierzonej wielkości, podawane jest do przetwornika analogowo - cyfrowego LC011-1612 w komputerze [4]. Wizualizacja danych następuje przy użyciu programu POMJC w postaci wykresów wartości sił w funkcji przemieszczenia.

Do badań procesu wyciskania przeciwbieżnego użyto krążków w kształcie walca z miedzi M1E o średnicy zewnętrznej $d_0 = 24,9 mm$, oraz wysokości $h_0 = 16 mm$. W tabeli 1 zostały przedstawione własności mechaniczne materiału użytego do badań. Jako pierwsze materiału surowego, a następnie po obróbce cieplej.

Celem wyżarzania normalizującego w temp. 400°C i czasie 1h było uzyskanie jednorodnej drobnoziarnistej struktury polepszającej własności plastyczne wpływające na zmniejszenie oporów odkształcenia plastycznego przy wyciskaniu przeciw- bieżnym. War-

Materiał	R _m [MPa]	A [%]	A _{11,3} [%]	Z [%]	HB	HB	HV	HV
1	2	3	4	5	6	7	8	9
M1E	322	14,4	7,5	70,4	72,4	89,7	101	107
M1E	316	18	8.6	72.4	68.8	69	93.8	96

Tablica 1. Własności mechaniczne badanej miedzi

tości w kolumnach 2 - 5 zostały otrzymane w wyniku statycznej próby rozciągania natomiast wartości 6 - 9 w wyniku pomiaru twardości metodą Brinella i Rockwella. Ze względu na sposób otrzymywania prętów w procesie ciągnienia, z których zostały przygotowane próbki twardość materiałów została określona w dwóch punktach na przekroju poprzecznym pręta: w części centralnej (dane w kolumnach 6, 8) i na obrzeżu (kolumny 7, 9), gdzie nastąpiło silniejsze umocnienie materiału.

Pierwszy etap badań doświadczalnych polegał na wykonaniu procesu wyciskania przeciwbieżnego z miedzi przy wykorzystaniu stempli stożkowych o średnicy d₁: 15 mm, 16 mm, 17 mm, 18 mm, 19 mm, 20 mm oraz przy użyciu stempla płaskiego o średnicy części roboczej 20mm dla materiału przed i po obróbce cieplnej. Średnica matrycy $d_m = 25 \text{ mm}$. Kształty i wymiary wykorzystanych stempli zostały przedstawione na rysunku 2.



Rys. 2. Rodzaje stempli wykorzystywanych do wyciskania: a - stempel stożkowy, b - stempel plaski

W wyniku przeprowadzonego procesu wyciskania otrzymano zależności sił wyciskania w funkcji przemieszczeń dla różnych wartości odkształceń ε , które w postaci krzywych zostały przedstawione na rysunku 3 i 4.

Wartość odkształcenia została obliczona na podstawie następującej zależności:

$$\varepsilon = \frac{A_0 - A_I}{A_0} \tag{1}$$

gdzie: A_o – pole powierzchni przekroju poprzecznego wstępniaka, A_i – pole powierzchni przekroju poprzecznego części ukształtowanej wypraski.

Zarówno na wykresie 3 i 4 widoczny jest wyraźny wzrost sił wyciskania związany ze wzrostem stopnia odkształcenia plastycznego ε od 0,360 \div 0,639 dla kolejnych średnic części roboczych stempli stożkowych co związane jest ze wzrostem powierzchni nacisku stempla na wyciskany materiał.

Wykres przedstawiony na rysunku 5 ma na celu porównanie siły wyciskania dla materiału surowego i po obróbce cieplnej. W przypadku materiału po obróbce cieplnej występuje 8,2% spadek wartości sił wyciskania w stosunku do przebiegu siłowego



Rys.3. Przebieg siły wyciskania w funkcji przemieszczenia dla różnych stopni odkształcenia, materiał surowy



Rys. 4. Przebieg siły wyciskania w funkcji przemieszczenia dla różnych stopni odkształcenia, materiał po obróbce cieplnej

dla materiału surowego, co wynika z 23% spadku twardości zmierzonej metodą Brinella oraz 10,3% spadku twardości uzyskanej metodą Rockwella.

W pierwszej fazie spęczania wstępniaka związanej z niewielką różnicą materiału wsadowego i matrycy następuje wyraźny wzrost sił wyciskania dla stempla płaskiego co związane jest z większą powierzchnią nacisku stempla na materiał w stosunku do powierzchni początkowej nacisku stempla stożkowego stanowiącej tylko 25% powierzchni stempla płaskiego. Natomiast po osiągnięciu maksimum wartość siły nieznacznie spada co związane jest ustabilizo-



Rys. 5. Przebieg siły wyciskania w funkcji przemieszczenia dla stempli stożkowych o średnicy części roboczej $d_i = 20 \text{ mm} (\varepsilon = 0,639)$, dla miedzi M1E przed i po obróbce cieplnej

waniem się procesu pierścieniowego formowania się powierzchni bocznej wypraski. Po przemieszczeniu się stempla o wartość 6 mm widoczny jest wzrost sił wyciskania dla stempla stożkowego w drugiej fazie wyciskania w stosunku do stempla płaskiego. Wyjaśnienie tego zjawiska tkwi w wartości pola powierzchni całkowitego nacisku stempla stożkowego na kształtowany materiał, której łączna wartość dla średnicy części roboczej $d_1 = 20 mm$ jest o 2,6% większa w stosunku do powierzchni części roboczej stempla płaskiego. Wzrost powierzchni nacisku narzędzia związany jest wzrostem sił tarcia pomiędzy czołową powierzchnią stempla a materiałem wyjaśnia wzrost wartości sił nacisku dla stempla stożkowego w zasadniczej fazie pierścieniowego formowania się wypraski. Końcowa faza procesu związana ze zbliżaniem się stempla do grubości denka odpowiadającej grubości ścianki wypraski w obu przypadkach zaznaczona jest delikatnym spadkiem siły wyciskania.

4. Literatura

- [1] Lange K., I.: Handbook of Metal Forming. McGraw-Hill Book Company 1985.
- [2] Ciupik L, Hejmej S, Mstowki J, Nonckiewicz B, Steliga M, Wojciechowski T.: Techniki wytwarzania obróbka plastyczna. Zielona Góra 1987.
- [3] Chałupczak J. Thomas P.: Wpływ kąta roboczej części narzędzia, rodzaju materiału i względnych grubości rury na wybrane parametry procesu obciskania zwężek rurowych. Rudy i metale nieżelazne. Kraków 2000.
- [4] Instrukcja stanowiska do pomiaru sił i przemieszczeń w procesach obróbki plastycznej. Politechnika Świętokrzyska. Kielce 2001. Praca nie publikowana.

Mgr inż. Piotr Thomas

Katedra Metaloznawstwa i Technologii Materiałowych Zakład Technologii Materiałowych Wydział Mechatroniki i Budowy Maszyn Politechnika Świętokrzyska 25-314 Kielce, ul. Tysiąclecia P.P. 7. tel. 34-24-373, e- mail: thomas@.tu .kielce.pl.



Rys. 6. Przebieg nacisku stempla w funkcji przemieszczenia dla stempla stożkowego i plaskiego o średnicy części roboczych $d_1 = 20$ mm, ($\varepsilon = 0,639$) dla miedzi M1E po obróbce cieplnej

3. Podsumowanie

Na podstawie uzyskanych wyników badań można sformułować następujące wnioski:

- Zadane parametry obróbki cieplnej pomimo obniżenia twardości materiału i polepszenia jego własności plastycznych nie wpłynęły w zasadniczy sposób na zmniejszenie oporów odkształcenia plastycznego, a tym samym siły wyciskania.
- 2. Dla stempla płaskiego w początkowej fazie spęczania i wstępnego wyciskania siła nacisku jest większa niż dla stempla płaskiego. Natomiast w trakcie głównej fazy wyciskania opory odkształcenia plastycznego dla stempla stożkowego są większe ze względu na wzrost powierzchni przylegania powierzchni roboczej do materiału w stosunku do stempla płaskiego, a co za tym idzie wzrost tarcia zewnętrznego pomiędzy narzędziem a wypraską.

MODELOWANIE ROZPŁYWU CIEPŁA, NAPRĘŻEŃ TERMICZNYCH I MECHANICZNYCH W WIERTLE KRĘTYM METODĄ ELEMENTÓW SKOŃCZONYCH

SIMULATION OF HEAT DISTRIBUTION IN TWIST DRILL TAKING CHIPS AND WORKPIECE INTO CONSIDERATION

W referacie przedstawiono wyniki badań symulacyjnych nad modelem wiertła krętego z uwzględnieniem wióra i przedmiotu obrabianego. Wykorzystując metodę elementów skończonych dokonano analizy rozpływu ciepła i rozkładu naprężeń. Analizowano również wpływ ilości ciepła przekazywanego do narzędzia, wióra i przedmiotu obrabianego, na temperaturę w strefie skrawania oraz wpływ różnych sposobów chłodzenia narzędzia, na jego temperaturę.

Słowa kluczowe: wiertło kręte, rozpływ ciepła, MES

The Paper is continuation of investigations in Department of Machine Technology of Silesian University of Technology working on thermal model of twist drill. Main goal of investigations were to work out the mathematical model of twist drill using of finite elements analysis, that it would be basis to optimization of it geometrical shape. In addition range of research was extended about chip and workpiece.

Keywords: twist drill, thermal simulation, FEA

1. Wstęp

Na ilość ciepła w procesie skrawania składa się praca odkształceń plastycznych, praca tarcia a także praca odrywania, zginania i zwijania wióra. Ciepło nie powstaje równomiernie w całej masie odkształconej warstwy skrawanej, w związku z czym nie można mówić o jakieś jednej temperaturze, która charakteryzuje cały proces skrawania, lecz o polu temperatur.

W tym zakresie brak jest rozwiązań analitycznych, a informacje osiągalne w literaturze, pochodzą z badań eksperymentalnych. Dopiero rozwój i upowszechnienie oprogramowania do modelowania metodą elementów skończonych, umożliwiło podjęcie badań symulacyjnych nad tymi zagadnieniami. Opracowanie modelu matematycznego, który umożliwi przewidywanie rozkładu naprężeń i temperatur w narzędziu skrawającym oraz przedmiocie obrabianym pozwoli na ocenę trwałości ostrza i dokładności wymiarowo – kształtowej obrabianej części.

2. Program badań

Badania modelowe przeprowadzono dla wierteł o średnicy \$\ophi5\$ mm, wykonanych ze stali SK5M. Analizowano wiercenie w stali austenitycznej 1H18N9. Dane dotyczące sił i momentów przy wierceniu zaczerpnięto z badań prowadzonych w Katedrze Budowy Maszyn.

Model poddano następującym badaniom symulacyjnym:

- obciążenie siłą osiową i momentem skrawania oraz wyznaczenie naprężeń i odkształceń,
- obciążenie źródłami ciepła i wyznaczenie rozkładu temperatury,
- obciążenie źródłami ciepła i wyznaczenie naprężeń termicznych,
- obciążenie siłą osiową, momentem skrawania oraz źródłami ciepła i wyznaczenienaprężeń i odkształceń.

3. Tworzenie modelu geometrycznego

Model wiertła, wióra i przedmiotu obrabianego został wykonany w postaci trójwymiarowej przy użyciu programu do modelowania przestrzennego "Solid Edge". Złożoność budowy geometrycznej wiertła wymagała dokonania pewnych uproszczeń przy budowaniu modelu. Na podstawie znanego kształtu przekroju narzędzia, utworzono na uprzednio zdefiniowanej płaszczyźnie za pomocą linii i łuków profil wiertła, który stał się podstawą do wygenerowania modelu trójwymiarowego. W sposób analogiczny postąpiono w przypadku modelu wióra i przedmiotu obrabianego. Stworzone w ten sposób elementy przeniesiono do pakietu Algor, w którym na podstawie siatki powierzchniowej wygenerowano siatkę wewnętrzną (rys. 1).



Rys. 1. Postać modelu z nałożoną siatką powierzchniową

Dodatkowo dokonano modyfikacji siatki powierzchniowej, która polegała na jej zagęszczeniu w okolicach ścina, krawędzi skrawających oraz łysinek (rys. 2).

Opracowany model posiadał w swej strukturze 17686 elementów skończonych z czego:

- wiertło: 7791 elementów połączonych 3291 węzłami,
- wióry: 2297 elementów połączonych 1917 węzłami,
- przedmiot obrabiany: 7598 elementów połączonych 6171 węzłami.

Wszystkie elementy były elementami 4, 5, 6 i 8 węzłowymi typu bryła.



Rys. 2. Wiertło z zagęszczoną siatką powierzchniową w okolicach krawędzi skrawających

4. Badania symulacyjne

4.1. Obciążenie siłą osiową i momentem skrawania

W modelu tym, zdecydowano się na ukrycie przedmiotu obrabianego i wióra, gdyż nie wpływają one w sposób istotny na wyniki analizy, ponieważ siły powstające na skutek tarcia wióra o powierzchnię rowka wiórowego oraz łysinek wiertła o przedmiot obrabiany są nieporównywalnie małe do sił powstających w obszarze skrawania. Model obciążono siłą i momentem skrawania.

Dane zaczerpnięte zostały z wyników badań laboratoryjnych [6], a wartości ich wyniosły:

- wypadkowy moment skrawania: M=820 Nmm,
- wypadkowa siła osiowa: F=330 N.

Siły wywołujące moment skrawania przyłożone zostały w 40 węzłach na powierzchni natarcia w pobliżu krawędzi skrawającej (po 20 na każdą krawędź). Wartość elementarnej siły wynosiła $F_e=16,2$ N. Obciążenia modelu siłą osiową dokonano w ten sposób, że 65% wartości tej siły oddziaływało na ścin, w 24 węzłach położonych najbliżej osi wiertła.

$$F_{=}=0,65 \cdot F$$
 (4.1)

$$F_{a}=214,5 [N]$$
 (4.2)

Wartość elementarnej siły na ścinie wynosiła $F_s = 8,9 N$. Pozostała wartość siły osiowej przyłożona została w 40 węzłach na powierzchni przyłożenia w pobliżu krawędzi skrawającej (po 20 na każdą krawędź). Wartość siły od strony powierzchni przyłożenia wynosiła $F_p = 2,9 N$.

Kolejnym etapem było nałożenie warunków brzegowych (podpór) (rys.3). W rozpatrywanym przypadku były to więzy sztywne przyłożone na przeciwległym końcu narzędzia. Takie umiejscowienie miało na celu zasymulowanie uchwytu obrabiarki.



Największe naprężenia występowały w okolicach krawędzi skrawających i ścina (rys. 4). Niewielkie spiętrzenia naprężeń można było zauważyć również w okolicach łysinek na całej długości wiertła.



Rys. 4. Wynik analizy naprężeń w MPa

Spiętrzenie naprężeń w okolicach naroży wiertła wywołane było występowaniem największej wartości oporu skrawania, natomiast w okolicach ścina wynikało z dużych sił nacisku. Dodatkowo, zauważalny był negatywny wpływ ostrych przejść z jednej krawędzi na drugą. Najmniejsze odkształcenia występowały w kierunku osi Y i wynosiły 0,0022 mm. W pozostałych osiach odkształcenia wynosiły odpowiednio:

- w osi X 0,066 mm,
- w osi Z 0,062 mm.

Największe przemieszczenia występowały w okolicach krawędzi skrawających i wynikały z istnienia w tym miejscu sił pochodzących od skrawania. Siły te powodują "odkręcanie" wiertła, co niekorzystnie wpływa na dokładność wykonania otworu. Na podstawie przeprowadzonych symulacji można stwierdzić, iż postać odkształcenia zależy od kształtu przekroju wiertła.

4.2. Symulacja rozpływu ciepła

W celu wiernego odzwierciedlenia procesu rozpływu ciepła podczas skrawania należało uwzględnić model wióra oraz przedmiotu obrabianego. Założono, że proces wiercenia odbywał się w pełnym materiale, a wiertło zagłębione zostało w nim na głębokość 15 mm. Pozostała część wiertła znajdowała się nad przedmiotem obrabianym.

Do analizy rozpływu ciepła posłużono się modelem, którego proces tworzenia został szczegółowo opisany powyżej. Modyfikacji uległy jedynie okolice strefy skrawania, w której umieszczono źródła ciepła. Zdecydowano się na umieszczenie źródeł ciepła w okolicach krawędzi skrawających wiertła, jak również na wiórze i przedmiocie obrabianym.

Metody pomiaru temperatury występującej podczas procesu wiercenia ze względu na trudność dostępu do strefy skrawania dają tylko wyniki przybliżone. Można jednak określić ilość ciepła powstającego podczas procesu skrawania. Całkowita ilość ciepła wydzielająca się podczas jednej minuty jest równa mocy skrawania wykonanej przez ostrze.

$$Q = F_c \cdot v_c \tag{4.3}$$

gdzie: F_c – główna siła skrawania, [N], v_c – prędkość skrawania, [m/min].

Rys. 3. Wiertło z nałożonymi warunkami brzegowymi

Potrzebne dane do obliczenia całkowitej ilości ciepła zaczerpnięte zostały z wyników badań laboratoryjnych [6], a wartości ich wyniosły:

- wypadkowy moment skrawania: M=820 Nmm,
- posuw: *f*=0,06 *mm/obr*,
- prędkość skrawania: v=12 m/min.

Na podstawie podanych parametrów skrawania i przy założeniu, że wiertło zostało zaostrzone symetrycznie wyliczono siłę skrawania wg wzoru:

$$M = 0,25 \cdot (F_{c1} + F_{c2}) \cdot d \tag{4.4}$$

$$F_c = F_{cl} + F_{c2} \tag{4.5}$$

$$F_c = \frac{M}{0.25 \cdot d} \tag{4.6}$$

$$d = 5 mm \tag{4.7}$$

$$F_c = \frac{0.82}{0.25 \cdot 0.005} = 656 \ N \tag{4.8}$$

Całkowita ilość ciepła powstałego w czasie jednej sekundy procesu skrawania wynosi:

$$Q = \frac{v_c \cdot F_c}{60} = \frac{12 \cdot 656}{60} = 131.2 \text{ W/s}$$
(4.9)

Tab. 1. Warunki brzegowe modelu

Obciążenie cieplne modelu zrealizowane zostało poprzez zdefiniowanie źródeł ciepła o określonej mocy. Zdecydowano się na umieszczenie źródeł ciepła w okolicach krawędzi skrawających wiertła, jak również na wiórze i przedmiocie obrabianym. Całkowita moc skrawania została podzielona w następujący sposób:

- 70% ciepła było generowane na wiórze,
- 15% na przedmiocie obrabianym,
- 10% na krawędziach skrawających wiertła.

Warunki brzegowe w rozpatrywanym modelu uzależnione zostały od intensywności odprowadzania ciepła, a więc od współczynników konwekcji oraz temperatur panujących na poszczególnych powierzchniach. W związku z tym, że ciepło odprowadzane było przez konwekcję swobodną, różne intensywności jego odprowadzania określone zostały różnymi współczynnikami konwekcji. Na tej podstawie dla każdego elementu modelu wyróżniono powierzchnie charakteryzujące się odmiennymi współczynnikami konwekcji i temperaturami otoczenia (tabela 1).

W celu lepszego zobrazowania rozpływu ciepła w narzędziu zdecydowano się na ukrycie wióra i przedmiotu obrabianego. Największa temperatura występowała w strefie krawędzi skrawających i malała w kierunku uchwytu narzędzia (rys. 5). Krawędzie wiertła to obszary szczególnie narażone na szybkie zużycie. Temperatura w strefie skrawania zawierała się w przedziale 399 – 416 °C.

	Model	Współczynnik konwekcji [W/m²]	Temperatura otoczenia [ºC]
	powierzchnia przyłożenia	25	250
Wiertło	powierzchnia rowków wiórowych	30	250
vvici tio	powierzchnia boczna	25	200
	powierzchnia uchwytu	100	100
Wiór	wszystkie powierzchnie	40	300
Przodmiot	powierzchnia dna otworu	25	300
obrahiany	powierzchnia boczna otworu	25	200
obrabiany	powierzchnia zewnętrzna przedmiotu	30	50



Rys. 5. Wynik analizy rozpływu ciepła i rozkład temperatur w strefie skrawania w [°C]

5. Podsumowanie

Analiza badań symulacyjnych pozwala na sformułowanie wniosków:

 największa koncentracja naprężeń pojawia się w miejscach występowania karbów i załamań powierzchni tj. okolice łysinek oraz ścina,

6. Literatura

- [1] Bijak A.: Praca dyplomowa magisterska. Gliwice, 2000.
- [2] Dokumentacja techniczna pakietu Algor.
- [3] Kaczmarek J.: Podstawy obróbki wiórowej, ściernej i erozyjnej. Warszawa: WNT, 1970.
- [4] Praca zbiorowa: Poradnik inżyniera Obróbka skrawaniem. Warszawa: WNT, 1991.
- [5] Prace Naukowe Katedry Budowy Maszyn Nr 1/2000.
- [6] Prace Naukowe Katedry Budowy Maszyn Nr 2/1998.

- poprzez zmianę geometrii modelu można wpływać na rozkład naprężeń mechanicznych i termicznych,
- temperatura powoduje przyspieszone zużycie ostrza oraz wpływa niekorzystnie na dokładność wymiarowo – kształtową obrabianej części.

Mgr inż. Lesław Toszek

Wydział Mechaniczny Technologiczny Politechnika Śląska Katedra Budowy Maszyn ul. Konarskiego 18a, 44-100 Gliwice tel: 0-32/237-16-31, fax: 0-32/237-23-36 e-mail: toszek@kbm.mt.polsl.gliwice.pl

CHARAKTERYSTYKA MIKROSTRUKTURALNA WYBRANYCH MATERIAŁÓW TYTANOWYCH STOSOWANYCH W PROTETYCE STOMATOLOGICZNEJ

PROFILE MICROSTRUCTURAL OF CHOSEN MATERIALS TITANIC PRACTICAL IN PROSTHETICS THE DENTIST'S

W pracy przedstawiono charakterystykę mikrostrukturalną czystego technicznie tytanu (Rematitan, Ti- grade 2) i stopu tytanu zawierającego aluminium i wanad (Ti-6Al-4VELI). Materiały te znajdują potencjalne zastosowanie w stomatologii. Parametry stereologiczne wyznaczono przy użyciu programu do komputerowej analizy obrazu Image – Pro Plus 4.5. Pozwoliło to na wyznaczenie parametrów geometrycznych mikrostruktury (takich jak: wielkość ziarna wg ASTM, pole powierzchni plaskiego przekroju ziarna A, współczynnik kształtu ξ i współczynnik wydłużenia ziarn Fereta δ), jednoznacznie definiując ją co do zawartości i morfologii poszczególnych składników.

Słowa kluczowe: tytan, stopy dentystyczne, mikrostruktura tytanu, morfologia tytanu

The paper presents the microstructural charakteristics of comercially pure titanium (Rematitan, Ti-grade 2) and titanium alloy containing aluminium and vanadium. These materials find potential aplications in stomatology. The stereological parameters were difinied by use of the program for computer image analisis (Image – Pro Plus 4.5). It enabled to determine geometrical parameters of the microstructure (such as: ASTM grain size, grain area, shape index ξ and moduls of grain elongation Feret δ), unequirocally defining it as to the contens and morphology of particullar elements.

Keywords: titanium, dental alloys, titanium microstructure, titanium morphology

1. Wprowadzenie

Atrakcyjne właściwości tytanu takie jak: biozgodność, odporność na korozję, niski ciężar właściwy, dobra wytrzymałość mechaniczna, niskie przewodnictwo cieplne i stosunkowo niska cena (w porównaniu z ceną platyny czy złota) sprawiają, że metal ten jest szeroko stosowany w stomatologii. Korzystnymi właściwościami tytanu w kontakcie z jamą ustną jest brak odczynów alergicznych, brak toksyczności będący efektem pasywacji oraz brak doznań smakowych powodowanych obecnością tego metalu w ustach pacjenta [1-7].

Największe zainteresowanie w zastosowaniach klinicznych wzbudzają dwa typy materiałów: tytan o czystości handlowej (tytan niestopowy) oraz stop tytanu z aluminium i wanadem znany powszechnie jako Ti-6Al-4VELI [8].

W protetyce stomatologicznej od lat wykorzystywane są stałe i ruchome aparaty protetyczne wykonane z biomateriałów tytanowych połączonych trwale z porcelaną. Układ metal-porcelana stanowi złącze dwóch materiałów bardzo różnych pod względem właściwości fizycznych i chemicznych. Poszukuje się nowych rozwiązań, umożliwiających wykorzystanie materiałów w taki sposób, aby powstające aparaty protetyczne dla pacjentów były najlepsze pod względem użytkowym oraz dostępne cenowo. Początkowo, części metalowe aparatu protetycznego miały przenosić naprężenia mechaniczne, a część porcelanowa stanowiąca zewnętrzną powłokę była traktowana jako element kosmetyczny. Obecne spojrzenie na zadania i znaczenie protez stomatologicznych jest zasadniczo odmienne: ich zadaniem jest łączenie wytrzymałości mechanicznej i odporności chemicznej z trwałością kosmetyczną [9,10]. Uzasadnione jest więc dokładne poznanie cech mikrostruktury materiałów tytanowych wpływających na właściwości warstwy wierzchniej, determinującej możliwość uzyskania trwałego połączenia metal-porcelana. Niestety obserwuje się dosyć częste przypadki uszkodzenia fazy ceramicznej, które wynikają z niedoskonałości poszczególnych etapów wykonawstwa laboratoryjnego. Jednym z etapów wpływających na jakość aparatu jest sposób przygotowania powierzchni metalu przed napalaniem porcelany. Tytan i stop tytanu stosowane są jako elementy odlewane lub w postaci elementów giętych z blach o grubości rzędu 0,4 mm. Powierzchnia wykańczana jest przez piaskowanie. Proces napalania porcelany odbywa się w zakresie temperatur 500 ÷ 800°C i trwa do 2h. Uzyskane połączenie ma charakter mechaniczno - dyfuzyjny. Obecnie prowadzone są prace nad wytworzeniem warstwy pośredniej, pozwalającej na otrzymanie silnego połączenia chemicznego. W związku z tym istotne jest określenie, w jakim stopniu wygrzewanie w czasie wytwarzania warstwy pośredniej i napalania porcelany, wpływa na cechy morfologiczne struktury podłoża. W dalszym etapie badań przewiduje się znalezienie zależności pomiędzy strukturą podłoża a trwałością połączenia metal-ceramika.

2. Metodyka badań

2.1. Materiał badawczy

Obiektem badań były trzy materiały tytanowe o składach chemicznych przedstawionych w tabeli 1. Stopy Ti –grade2 oraz Ti-6Al-4VELI miały postać prętów okrągłych Ø 25 mm gorącowalcowanych. Dodatkowo Ti –grade2 był wyżarzany, a Ti-6Al-4VELI przesycany (obróbka cieplna T4). Natomiast Rematitan (wyprodukowany przez Dentarum Co) był materiałem odlewniczym.

Cotunok	Pierwiastek [%]							
Gatullek	Fe max	O max	N max	C max	H max	Al	V	Ti
Rematitan (ISO)	0,15	0,12	0,05	0,06	0,013	_	_	Reszta
Ti (ASTM Grade 2)	0,3	0,25	0,03	0,08	0,015	_	_	Reszta
Ti-6Al-4VELI (ASTM Grade 5)	0,25	0,13	0,05	0,08	0,015	5,5-6,75	3,5-4,5	Reszta

Tabela 1. Skład chemiczny badanych materiałów

2.2. Badania mikrostrukturalne

Próbki po zainkludowaniu w żywicy Durofix, szlifowano na szlifierce obrotowej, począwszy od wodnych papierów ściernych o ziarnistości 320, 400, 600, 800 a skończywszy na 2500. Następnie próbki polerowano mechanicznie przy użyciu zawiesiny tlenków OP-S 0,04µm (firmy Struers) z dodatkiem wody utlenionej i amoniaku na suknie polerskim MD-Chem (firmy Struers). Zgłady poddano trawieniu odczynnikiem o składzie chemicznym w następujących proporcjach [11]: 2,5 cm³ kwasu azotowego, 2,5 cm³ kwasu fluorowodorowego i 95cm³ wody. Odczynnik ten ujawnia granice ziarn. Zdjęcia mikrostruktur (rys. 1a, 2a, 3) wykonano na mikroskopie optycznym Neophot 2, za pomocą sprzężonego z mikroskopem aparatu cyfrowego.



Czysty tytan handlowy jest w rzeczywistości stopem tytanu z tlenem. Ponieważ dopuszczalna maksymalna zawartość tlenu w tytanie nie przekracza 0,5%, rozpuszcza się on w tytanie tworząc roztwór stały o strukturze heksagonalnej zwartej A3. Inne pierwiastki rozpuszczające się w tej fazie i stabilizujące ją to azot i węgiel. Tworzą one z α -Ti roztwory stałe międzywęzłowe.

Stopy tytanu z aluminium i wanadem są stopami dwufazowymi ($\alpha+\beta$). Aluminium dobrze rozpuszcza się w fazie α -Ti umacniając ją, zwiększa stabilność fazy β i powoduje zmniejszenie gęstości stopu [8].



Rys. 1. Mikrostruktura Rematitanu: a) obraz z mikroskopu optycznego, b) obraz po analizie komputerowej



Rys. 2. Mikrostruktura Ti -grade 2: a)obraz z mikroskopu optycznego, b) obraz po analizie komputerowej



Rys. 3. Mikrostruktura Ti-6Al-4VELI

2.3. Komputerowa analiza strukturalna

Cechy geometryczne ziarn określono przy pomocy programu komputerowego Image-Pro Plus 4.5. W badaniach użyto modułu Materials-Pro umożliwiającego obliczenie między innymi takich parametrów struktury jak: wielkość ziarna wg ASTM, pole powierzchni ziarn, obwód, maksymalna i minimalna średnica ziarna [12-15].

Analizie poddano zgłady badane wcześniej na mikroskopie optycznym, przykładowe zdjęcia z analizy przedstawiają rys. 1b i rys. 2b. Dla materiałów Rematitan i Ti-grade2 określono (dla 10 klas) pole powierzchni płaskiego przekroju ziarn A, współczynnik kształtu ξ , współczynnik wydłużenia δ ziarn, co obrazują histogramy (rys. od 4 do 9). Nie przeprowadzono komputerowej analizy stopu Ti-6Al-4VELI ze względu na bardzo drobnoziarnistą strukturę. Analizie poddano 490 ziarn Rematitanu i 146 ziarn Ti-grade2. Wyznaczono następujące parametry geometryczne mikrostruktur materiałów tytanowych [12]:

- pole powierzchni płaskiego przekroju ziarna A [μm²];
- współczynnik kształtu ξ:

$$\xi = \frac{4\pi A}{P^2} \tag{1}$$

gdzie: P – obwód płaskiego przekroju ziarna;

współczynnik wydłużenia ziarn Fereta δ:

$$\delta = \frac{F_{\text{max}}}{F_{\text{min}}} \tag{2}$$

gdzie: F_{max} i F_{min} odpowiednio średnica maksymalna i minimalna Fereta.

Największym ziarnem wg ASTM charakteryzuje się Rematitan, a następnie Ti-grade2 które odpowiednio wynosi 7 i 9. Oszacowana wielkość ziarna wg ASTM w stopie Ti-6Al-4VELI wynosi ok. 15. Poniżej zamieszczono rozkłady wybranej cechy geometrycznej, którym był współczynnik kształtu ξ uwzględniający częstość występowania ziarn w danej klasie (rys. 4 i 5). Największa częstość występowania ziarn materiału Rematitan przypadała za-



Rys. 4. Rozkład współczynnika kształtu ziarn ξ materiału Rematitan



Rys. 5. Rozkład współczynnika kształtu ziarn ξ materiału Ti-grade2

wierała się w klasie 0,364 – 0,424, a dla Ti-grade2 0,428 – 0,487, tak więc materiał Ti-grade2 posiada nieco bardziej regularne ziarno.

Histogramy obrazujące współczynnik wydłużenia δ (rys. 6 i 7) przedstawiają się następująco: ziarna Rematianu w przedziale poniżej 1,6 stanowią ok. 40,7%, całej struktury, natomiast ziarna Tigrade2 w tym samym przedziale stanowią 44,3%. Czyli są to wielkości do siebie zbliżone z tym, że w materiale Ti - grade2 występują pojedyncze ziarna o znacznie większym współczynniku wydłużenia mieszczące się w klasie nawet powyżej 5,809.






Rys. 7. Rozkład współczynnika wydłużenia ziarn Fereta δ dla materiału Ti-grade2



Rys. 8. Rozkład pola powierzchni płaskiego przekroju ziarna A materiału Rematitan



Rys. 9. Rozkład pola powierzchni plaskiego przekroju ziarna A materiału Ti-grade2

W materiale Ti – grade2 występuje więcej ziarn o mniejszym polu powierzchni przekroju A, ok. 72% ziaren posiada powierzchnie poniżej 164 μ m² (rys. 9). Natomiast w przypadku Rematitanu ok. 60% ziaren posiada powierzchnię poniżej 538 μ m² (rys. 8).

3. Podsumowanie i wnioski

Tytan jest materiałem silnie utleniającym się w warunkach pokojowych co jest widoczne na zdjęciach mikrostruktur tytanu jednofazowego w postaci różnych odcieni (barwy) ziarn. Obraz taki jest spowodowany trawieniem się tlenków na powierzchni oraz interferencją padającego światła.

Zastosowany program Image-Pro Plus 4.5 umożliwia ocenę ilościową mikrostruktury przetworzonej z mikroskopu optycznego. Wykonana analiza ilościowa struktur wykazała, że materiały różnią się morfologicznie w stanie wyjściowym.

Obliczona (wg ASTM) wielkość ziarna dla tytanu odlewniczego wynosiła 7, a dla tytanu walcowanego 9. Dla stopu tytanu Ti-6Al-4VELI oszacowana wielkość ziarna wynosiła 15. Drobnoziarnista struktura stopu Ti-6Al-4VELI stwarza atrakcyjne możliwości mechaniczne i adhezyjne stosowania tego materiału jako podłoża do wytwarzania trwałego złącza: porcelana – warstwa pośrednia – metal, za pośrednictwem silnego wiązania chemicznego.

Przewiduje się, że w procesie wytwarzania implantów stomatologicznych nastąpią zmiany w mikrostrukturze metalu, które będą wpływać na trwałość połączenia metal-ceramika. Uzasadnione jest poznanie cech mikrostrukturalnych materiałów tytanowych po napaleniu porcelany i ich wpływu na warstwę pośrednią łączącą metal z ceramiką.

4. Literatura

- [1] Matraszek H. Obłąkowska D.: Synergizm implantoprotetyki stomatologicznej interdyscyplinarnej dziedziny współczesnej stomatologii i technologii XXI wieku biomateriałów. Inżynieria Biomateriałów 17,18,19 (2001) s.45.
- [2] Lauterschlager E. P., Monaghan P.: Titanium and titanium alloys as dental materials. Int. Dent. Journal 43 (1993) s.245.
- [3] Kupper J.: Czysty tytan jako alternatywny materiał w protetyce stomatologicznej. Quintessence 7 (1994) s.489.
- [4] Yokoyama K. i wsp.: Fracture mechanisms of retrieved titanium screw thread in dental implant. Biomaterials 23 (2002) s.2459-2465.
- [5] Gaggl A., Schultes G.: Biomechanical properties in titanium implants with integrated maintenance shock absorbing elements. Biomaterials 22 (2001) s.3061-3066.
- [6] Schmalz G., Garhammer P.: Biological interactions of dental cast alloys with oral tissues. Dental Materials 18 (2002) s.396-406.
- [7] Niinomi M.: Mechanical properties of biomedical titanium alloys. Materials Science and Engineering A243 (1998) s.231-236.
- [8] Surowska B., Weroński A.: Struktura i właściwości biomateriałów. Wyd. Uczel. PL, Lublin 1990, s.104-109.
- [9] Matraszek H. i wsp.: *Mosty adhezyjne w leczeniu protetycznym pacjentów z częściowymi brakami uzębienia*. Magazyn Stomatologiczny 3 (2001) s.48.
- [10] Matraszek H., Loster B. W.: Rekonstrukcja zniszczonych zębów poniżej girlandy dziąsłowej. Magazyn Stomatologiczny 11 (2001) s.22.
- [11] Smithells C. J.: Metal reference book. Butterworth & Co (Publisher) Ltd, London 1976.
 [12] Niewielski G.: Zmiany struktury i właściwości stali austenitycznej odkształcanej na gorąco. Zeszyty Naukowe Politechniki Śląskiej, Hutnictwo 58, Gliwice 2000, s.53-54.
- [13] Pires F. i wsp.: Automatic image treatment minimizing error in the grain size determination. Progres in Metallography, Specjal Edition of the practical Metallography, Frankfurt 2001, s.175-178.
- [14] Wojnar L., Majorek M.: Komputerowa analiza obrazu. Fotobit Design, Kraków 1994.
- [15] Ryś J.: Metalografia ilościowa. AGH Kraków 1982.

Pracę wykonano w ramach projektu badawczego nr 0562/T08/2002/23 finansowanego przez Komitet Badań Naukowych w latach 2002/2005.

Mgr inż. Mariusz Walczak Mgr inż. Mariusz Waśkowicz Mgr inż. Jarosław Bieniaś Katedra Inżynierii Materiałowej Politechnika Lubelska ul. Nadkatemala 20

ul. Nadbystrzycka 36 20-618 Lublin

BADANIA MODELOWE OSŁON WYKONANYCH Z TWORZYW SZTUCZNYCH POD KĄTEM ODPORNOŚCI NA UDERZENIA IMPULSOWE INVESTIGATION OF SHIELD MODEL MADE FROM COMPOSITE FROM THE POINT OF VIEW OF RESISTANCE ONTO IMPACT HITTING

Praca dotyczy badań modelowych osłon wykonanych z tworzyw sztucznych pod kątem ich odporności na uderzenia impulsowe z wykorzystaniem metody elementów skończonych. Badaniom poddana została osłona o strukturze przekładkowej składająca się z dwóch zewnętrznych warstw wykonanych z laminatu z włókien węglowych połączonych z rdzeniem wykonanym z pianki poliuretanowej. Wyniki tych symulacji pozwoliły na uzyskanie odpowiedzi przy jakich prędkościach zderzenia dojdzie do perforacji osłony, co związane jest z całkowitym jej zniszczeniem. Dzięki symulacjom stało się również możliwe ustalenie przebiegu procesu zderzenia i znalezienie słabych punktów osłon.

Słowa kluczowe: uderzenie impulsowe, osłona, MES.

This work concerns investigations of shield model made from composite materials from the point of view of resistance onto impact hitting with utilization finite element method. Investigations was surrendered on sandwitch structure shield made from two external layers from carbon fibre laminate join with polyurethane foam core. Results of this simulation permitted onto obtainment of answer at what speeds of crash it will perforated, what is connected with total destruction. Thanks to simulation was possible settlement of course of destruction process and finding of weak points of shield.

Keywords: impact hitting, shield, FEM

1. Zakres pracy

W niniejszej pracy została przedstawiona budowa modelu osłony o strukturze przekładkowej i ciała uderzającego, oraz wyniki badań symulacyjnych dla prędkości ciała uderzającego w zakresie 60-90m/s. Zamodelowana osłona składa się z rdzenia o grubości 20mm, wykonanego z pianki poliuretanowej Divinycell H130 oraz dwóch płyt zewnętrznych wykonanych z dwuwarstwowego laminatu z włókien węglowych. Ciało uderzające stanowi sześcian o boku 20 mm wykonany ze stali. Model geometryczny osłony jak i ciała uderzającego wykonany został w pakiecie oprogramowania IDE-AS, gdzie zostały również założone siatki elementów skończonych. Po przeniesieniu modelu do rodziny programów ESI Group został on uzupełniony o warunki brzegowe, początkowe i dane materiałowe w programie PAM-GENERIS. W następnym etapie tak przygotowany model został rozwiązany w programie PAM-CRASH, a wyniki zostały przedstawione w programie PAM-VIEW.

2. Opis modelu geometrycznego i modelu MES

Model geometryczny osłony oraz ciała uderzającego został wykonany przy użyciu modelera powierzchniowego zawartego w programie I-DEAS, co związane jest z łatwością jego wyeksportowania do pakietu oprogramowania firmy ESI GROUP. Dane związane z geometrią zostały ustalone wraz z pracownikami Instytutu Materiałów Lekkich i Tworzyw Sztucznych w Dreźnie i prezentują się następująco:

 a) model osłony wykonanej z pianki poliuretanowej obłożonej dwustronnie laminatem:

•	długość		$l_{s} = 300 \text{ mm}$
•	szerokość		$s_{s} = 300 \text{ mm}$
•	grubość rdzenia		$g_{rs} = 20 \text{ mm}$
•	grubość płyt z laminatu		$g_{n} = 0.2 \text{ mm}$
•	liczba warstw w płycie		i = 2
•	kąt skręcenia warstw		$\alpha = 90^{\circ}$
		1.	

materiał rdzenia – pianka poliuretanowa DIVINYCELL H130
materiał wzmocnienia laminatu – włókna węglowe

b) model ciała uderzającego:

 długość 	$l_i = 20 \text{ mm}$
 szerokość 	$s_i = 20 \text{ mm}$
 wysokość 	$\dot{w}_i = 20 \text{ mm}$
 materiał – stal 	

Geometria osłony i ciała uderzającego wraz z wymiarami charakterystycznymi zostały przedstawiona na rys.1.



Rys.1. Trójwymiarowy model osłony oraz ciała uderzającego

Ze względu na przekładkową konstrukcję osłony zaszła potrzeba zdefiniowania siatki powierzchniowej elementów skończonych dla płyt z laminatu oraz osobno siatki przestrzennej elementów skończonych rdzenia osłony. Dla wszystkich siatek elementów skończonych osłony użyto opcji zagęszczania siatki w środku elementu.

Dla ciała uderzającego zdefiniowano siatkę elementów skończonych sześciennych bez użycia opcji zagęszczania siatki.

Kompletny model MES składa się z 18386 węzłów, pomiędzy którymi zostało utworzonych 15475 elementów skończonych z czego:

- dla rdzenia osłony 14812 węzłów i 12150 elementów sześciennych,
- dla każdej z płyt osłony 1679 węzłów i 1600 elementów kwadratowych,

 dla ciała uderzającego mamy 216 węzłów i 125 elementów sześciennych.

3. Warunki brzegowe i początkowe modelu, definicja kontaktu oraz materiałów

Po zaimportowaniu modelu MES do programu PAM-GENE-RIS został ustalony układ jednostek zgodny z układem SI. Następnie bryłę osłony utwierdzono na obrzeżu przez odebranie stopni swobody związanych z przemieszczeniami, co jest przedstawione na rys.2.



Rys.2. Utwierdzona bryła osłony

Warunkami początkowymi symulacji były prędkość początkowa ciała uderzającego, początkowy krok czasowy oraz całkowity czas symulacji.

Prędkość ciała uderzającego została ustalona dla pierwszych symulacji v=60 m/s i była stopniowo zwiększana aż do wartości v=90 m/s, przy której nastąpiła pełna perforacja osłony. Początkowy krok czasowy został ustalony na 1e-07s, a czas trwania symulacji na 4e-03s.

Kontakt musi zostać zdefiniowany podwójnie, raz dla pary: ciało uderzające – płyta osłony, następnie dla pary: ciało uderzające – rdzeń osłony. Na podstawie wielu prób wybrano model kontaktu SELF IMPACTING WITH EDGE TREATMENT. Według dokumentacji [3] jest to jeden z najlepszych modeli kontaktu do modelowania zderzeń z dużymi prędkościami. Pozostałe parametry kontaktu zostały przyjęte następująco:

- grubość kontaktu (THICKNESS) równa 0,001m
- współczynnik tarcia (FRICTION) między powierzchniami μ =0,2
- współczynnik bezpieczeństwa (PENALTY) związany z wykrywaniem kontaktu założony został na poziomie:
 - 0,0011 dla pary: ciało uderzające płyta
 - 0,011 dla pary: ciało uderzające pianka.

Własności materiałowe zostały zdefiniowane następująco:

• współczynnik bezpieczeństwa (PENALTY) związany z wykrywaniem kontaktu założony został na poziomie:

- a) Dla bryły ciała uderzającego przyjęto najprostszy model materiału - NULL MATERIAL FOR BRICK ELEMENT, dla którego zdefiniowano jedynie gęstość $\rho_i = 7800 \ kg/m^3$ równą gęstości stali.
- b)Dla bryły rdzenie osłony próby zostały przeprowadzone z modelem pianki INELASTIC FOAM POLYURETHANE. Dane potrzebne do definicji materiału pochodzą z katalogu producenta pianki poliuretanowej DIVINYCELL H130. Do opisu własności wystarczyły: gęstość $\rho_p = 130 \text{ kg/m}^3$, moduł Younga $E_p = 1,75e08 \text{ Pa}.$

c) Dla płyt zewnętrznych wykonanych z kompozytu, z włókien węglowych wybrano model materiału MULTILAYERED BIPHASE ORTHOTROPIC. Zgodnie z założeniami utworzono model laminatu dwuwarstwowego o kierunkach ułożenia włókien w warstwach skręconych o kąt $\alpha = 90^{\circ}$. Skoro laminat powstaje przez złożenie kilku warstw, to dla każdej warstwy trzeba określić kierunki główne. Grubość pojedynczej warstwy została przyjęta g=0,1 mm, gęstość włókien węglowych $\rho_w = 1760 kg/m^3$, gęstość laminatu $\rho_i = 1380 kg/m^3$.

Wartość modułu Younga dla osnowy wynosi E=2,25e09Pa, modułu Kirchoffa **G=8,3e08Pa**, a współczynnik Poissona v=0,35. Własności włókien wzmacniających zdefiniowane zostały na podstawie wykresów.

4. Wyniki symulacji

Wizualizacja wyników symulacji przeprowadzona została w programie PAM-VIEW, który jest postprocesorem dla rodziny programów PAM.

4.1. Analiza odkształceń

Wyniki przeprowadzonych symulacji zostały pogrupowane według upływającego czasu dla badanych prędkości zderzenia v=60 i v=90 m/s. Pokazane są wybrane klatki z animacji przedstawiającej proces zderzenia. Jak widać pełna perforacja osłony następuje dopiero przy prędkości v=90m/s. Dla symulacji przeprowadzonych dla niższych prędkości obserwujemy postępujące zagłębianie się ciała uderzającego w osłonie, lecz bez przerwania ciągłości modelu. W ostatniej fazie zderzenia, dla trzech niższych prędkości tj. v=60÷80 m/s ciało uderzające zostaje zawrócone przez sprężyste działanie osłony. Na każdej przedstawionej klatce animacji jest zaznaczony jej numer (STATE), oraz czas w sekundach, który upłynął od początku symulacji. Oprócz zestawu dwuwymiarowych klatek przedstawiających zderzenie w widoku od przodu, zamieszczono także widoki trójwymiarowe klatek przedstawiających maksymalne odkształcenie osłony dla prędkości minimalnej oraz maksymalnej.

Charakterystycznym zjawiskiem towarzyszącym wszystkim przeprowadzonym symulacjom zderzeń, jest fala uderzeniowa, która przemieszcza się po powierzchni osłony.

Jak można zauważyć przemieszczenia wywołane przez ciało uderzające z większą prędkością (Rys.4) mają bardziej lokalny charakter, ale ich amplituda jest większa, natomiast odkształcenia osłony powstałe przy zderzeniu z mniejszą prędkością (Rys.3) są mniejsze, ale obejmują większy obszar.

Po ukryciu rdzenia osłony oraz dolnej płyty z laminatu możemy obserwować postępujące zniszczenie laminatu górnej płyty. Powstaje ono bezpośrednio po pierwszym kontakcie ciała uderzającego z laminatem. Widoczne są kierunki rozwoju zniszczenia, co przedstawia Rys.5. Są one zgodne z kierunkami ortotropii warstw laminatu.

4.2. Analiza naprężeń

Analiza naprężeń nie należy do głównych celów niniejszej pracy, wyniki przedstawione poniżej są raczej potwierdzeniem dobrego zamodelowania laminatu, przez wystąpienie wyraźnych kierunków ortotropii widocznych na wybranych klatkach animacji.

Dość interesująco prezentują się wyniki przedstawiające rozkład naprężeń na powierzchni płyty z włókien węglowych (Rys.6). Wyraźnie zauważalne są kierunki ortotropii związane z kierunka-



PRZEMIESZCZENIA DLA PRĘDKOŚCI ZDERZENIA v=60m/s

PRZEMIESZCZENIA DLA PRĘDKOŚCI ZDERZENIA v=90m/s





Rys.3. Odkształcenia dla v=60 m/s

Rys.4. Odkształcenia dla v=90 m/s



Rys. 5. Postępujące zniszczenie laminatu w kierunku ortotropii

mi głównymi warstw laminatu. Wzdłuż tych kierunków obserwujemy postępujące zniszczenie laminatu, które w końcowej fazie obejmuje prawie całą powierzchnię płytki. Zjawisko to spowodowane jest udarowym charakterem obciążenia i znajduje potwierdzenie w obserwacjach przestrzelonych osłon wykonanych z laminatów. Maksymalne naprężenia w warstwach laminatu odczytane na wszystkich klatkach animacji są jednakowe i wynoszą $\pm 2.64e06$ Pa. Spowodowane jest to faktem, że z wizualizacji usuwane są wszystkie zniszczone elementy skończone, czyli te dla których przekroczone zostało któreś z kryteriów zniszczenia.

Wyraźnie widoczne są koncentryczne fale uderzeniowe które przemieszczają się od miejsca uderzenia w kierunku na zewnątrz płyty (Rys.7).

5. Wnioski

- Badania symulacyjne wykazały, że w czasie uderzenia następuje bardzo duża koncentracja naprężeń w miejscu zderzenia, na małej powierzchni osłony, odpowiadającej powierzchni ciała uderzającego.
- 2. Wyraźnie widoczna jest propagacja zniszczenia laminatu w kierunkach ortotropii.
- 3. Kompozyt złożony z dwóch warstw laminatu, z włókien węglowych przedzielonych pianką poliuretanową, wykazuje wyraźnie większą odporność na udarowe obciążenie niż sam laminat. Spowodowane jest to pochłonięciem części energii przez ściśliwą piankę i rozprowadzenie tej energii w większej objętości osłony. Efektem tego, są powstałe fale uderzeniowe, przebiegające od miejsca zderzenia do brzegu zamodelowanej osłony.

6. Literatura

- [1] Wengerski R.: Praca Dyplomowa. Gliwice 2002
- [2] Dokumentacja techniczna pakietu I-DEAS
- [3] Dokumentacja techniczna programu PAM-GENERIS
- [4] Dokumentacja techniczna programu PAM-CRASH
- [5] Dokumentacja techniczna programu PAM-VIEW



Rys.6. Rozkład naprężeń na powierzchni



Rys.7. Koncentryczna fala uderzeniowa

- 4. Jak wykazały przeprowadzone badania symulacyjne, osłona o zamodelowanych gabarytach odporna byłaby na uderzenia ciała uderzającego z prędkością do 80 m/s. Należy jednak pamiętać o tym, że w czasie wyhamowywania cząstki nastąpiło popękanie laminatu osłony, a więc powtórne uderzenie w to samo miejsce, z prędkością mniejszą od krytycznej, mogłoby przerwać ciągłość osłony.
- 5. W celu lepszego dostrojenia modelu MES, analizowanego w programie PAM-CRASH, należałoby zbudować stanowisko badawcze, pozwalające na wywoływanie zderzeń z kontrolowaną prędkością i zapewniające możliwość rejestracji przebiegu zderzeń.

Mgr inż. Roman Wengerski

Wydział Mechaniczny Technologiczny Politechnika Śląska, Katedra Budowy Maszyn, 44-100 Gliwice, ul. Konarskiego 18a Tel: (32) 237-16-31, (32) 237-23-36 e-mail: wengerski@kbm.mt.polsl.gliwice.pl

ZAGADNIENIA ZUŻYCIA WYBRANYCH ELEMENTÓW SILNIKÓW ZS I PRÓBA PODWYŻSZENIA ICH TRWAŁOŚCI SELECTED DIESEL ENGINE WEAR PROBLEMS AND WEAR RESISTANCE IMPROVEMENT TEST

W pracy przedstawiono problem zużycia niektórych elementów układów rozrządu w aspekcie podwyższenia ich trwałości. Przedstawiono również wyniki badań wstępnych przeprowadzonych na kilku rodzajach powłok nakładanych metodami spawalniczymi na elementy układów rozrządu. Przedmiotem badań były dźwigienki zaworowe silników ZS.

Słowa kluczowe: powłoki nakładane cieplnie, zużycie, silniki ZS

This article presents problems of wear resistance of diesel engine elements. It presents the results of preliminary tests. The valve rockers were the object of test. This article presents technology of rebuilding and hard surfacing of diesel engine elements. This article also presents results of measurements of quantility of wear of valve rockers where it mating with valve and the change of valve clearance of tested valve rockers in function of mileage.

Keywords: thermal spray coatings, wear, diesel engine

1. Wprowadzenie

Eksploatacja pojazdów samochodowych wiąże się zawsze z pewnymi kosztami. Dużą ich część stanowią koszty napraw i koszty przeglądów technicznych. Coraz częściej w przypadku zużytych części samochodowych stosuje się zabiegi regeneracji. Koszty regeneracji, liczone jako suma kosztów robocizny, materiałów, energii i kosztów ogólnych, stanowią w przypadku regeneracji przez napawanie kilka do kilkudziesięciu procent wartości nowego elementu [6]. Osiągnięte w ten sposób efekty mogą być dość znaczne gdy weźmiemy pod uwagę zastosowanie bardziej odpornej na zużycie struktury. Konstrukcje samochodów często pozwalają na więcej niż jednokrotną regenerację zużytych elementów, co dodatkowo obniża koszty napraw [6, 7].

2. Charakterystyka zużycia wybranych elementów

Coraz częściej w budowie silników spalinowych pojawiają się nowe materiały bardziej wytrzymałe, lżejsze i posiadające korzystniejsze właściwości eksploatacyjne od dotychczas stosowanych. Intensywny rozwój technologii kształtowania warstwy wierzchniej daje nowe możliwości. Wykorzystując tani materiał możemy ukształtować jego warstwę wierzchnią tak, że będzie ona miała lepsze właściwości niż rdzeń. W przypadku zużycia ściernego, ubytki rzędu dziesiątych części milimetra dyskwalifikują element z dalszej eksploatacji. Z pomocą przychodzą techniki spawalnicze, dzięki którym możemy zregenerować i często w dużym stopniu polepszyć właściwości eksploatacyjne warstw wierzchnich pracujących elementów.

Do badań wykorzystano dźwigienki zaworowe silników sześciocylindrowych o zapłonie samoczynnym. Dźwigienki zaworowe wykonane są jako odkuwki .

Celem badań było poznanie mechanizmu zużycia niektórych elementów silników o ZS, głównie zaworów i dźwigienek zaworowych. Równocześnie podjęto próbę opracowania procesów podwyższających ich odporność na zużycie.

Dźwigienki zaworowe pracują w bardzo złożonych warunkach, zarówno pod kątem obciążeń mechanicznych, jak i cieplnych.[2] Silnik w którym montowane są omawiane dźwigienki posiada przebieg ok. 10-12 tys. km miesięcznie. W tym czasie dźwigienka wykonuje ok. 12 mln. cykli otwarcia zaworu. Nadmierne luzy w układzie rozrządu powodują powstanie dodatkowych sił bezwładności o charakterze udarowym, powodujących szybkie zużywanie się współpracujących powierzchni.

Najszybciej zużywającą się częścią dźwigienki jest miejsce współpracy z czołem trzonka zaworu (rys.1). Zużycie po przejechaniu przez pojazd 50-150 tys. dochodzi nawet do 2-3 mm. Ze względu na duże zużycie tej części, cały element nie nadaje się już do eksploatacji.

Podjęto próbę podwyższenia trwałości dźwigienek poprzez zastosowanie natryskiwania na gorąco z późniejszym przetopieniem i napawania elektrodami nieotulonymi i otulonymi. Przykładowe wielkości zużycia na powierzchni dźwigienki w miejscu współpracy z czołem trzonka zaworu zaprezentowano na rys. 2. Przy zużyciu dźwigienki powyżej 1mm. możemy zaobserwować, że w niektórych przypadkach w środkowej części tworzy się krawędź dzieląca obszar zużyty na dwie oddzielne powierzchnie, w innych przypadkach możemy zaobserwować nieco inny charakter zużycia (rys.1).

Przyczyn powstania takiego kształtu powierzchni zużytej może być kilka, np. zbyt duże zużycie powierzchni współpracującej z czołem trzonka zaworu, niewłaściwe położenie dźwigienki w momencie otwierania zaworu (przekroczenie zakresu regulacji luzu zaworowego), a także odskakiwanie zaworu podczas pracy silnika, i inne.[2]



Rys. 1. Widok fragmentów zużytych dźwigienek zaworowych (2:1)



Rys. 2. Wielkość zużycia dźwigienki w miejscu współpracy z czołem trzonka zaworu

3. Nakładanie powłok odpornych na zużycie

Część dźwigienek współpracująca bezpośrednio z czołem trzonka zaworu została pokryta powłoką na osnowie niklu (rys.3) pistoletem do natryskiwania SPT 100. Równolegle w Katedrze Inżynierii Materiałowej Politechniki Lubelskiej prowadzone są badania nad zastosowaniem powłok na osnowie kobaltu i innych. Próby nakładania powłok metodą MIG-MAG nie przyniosły pożądanego efektu. Stwierdzono że powierzchnia po przeszlifowaniu posiada duże ilości porów.



Rys. 3. Dźwigienki zaworowe z powłoką na osnowie niklu (1:2) nieszlifowane

Duży wpływ na właściwości eksploatacyjne powłok ma proces przygotowania materiału podłoża. Dlatego przed przystąpieniem do nakładania powłok dźwigienki bardzo starannie oczyszczono i odtłuszczono. Miejsce nałożenia powłoki, czyli miejsce współpracy dźwigienki z zaworem zostało zgrubnie przeszlifowane na wymiar ok. 2,5-3,0 mm mniejszy od wymiaru nominalnego.

Powierzchnia przed nałożeniem powłoki była podgrzana do temp. ok. 600°C. Dopiero po osiągnięciu tej temperatury powłoka była natryskiwana proszkiem na grubość ok. 3 mm. W przypadku natryskiwania powłoki na osnowie niklu pistoletem SPT 100, po nałożeniu powłoki była ona przetapiana w całej swej objętości, bez przetapiania materiału podłoża (rys.4). Procesy natryskiwania z przetopieniem i napawania metodą TIG wykonywano w pozycji podolnej. Otwór wykonany w dźwigience, dzięki któremu jest ona osadzana na wałku posiada wciśniętą tuleję mosiężną. Z tego powodu ta część dźwigienki musiała być intensywnie chłodzona ze względu na nagrzewanie się całego elementu. Po nałożeniu powłok dźwigienki były powoli studzone w celu uniknięcia powstania zbyt dużych naprężeń i pękania nałożonych powłok.



Rys. 4. Mikrostruktura powłoki na osnowie niklu nałożona natryskowo i przetopiona, na warstwie wykonanej metodą MIG-MAG. Pow. 100x. Trawiono wodą królewską

Kolejnym etapem, przed zamontowaniem dźwigienki w silniku, był proces szlifowania na wymiar części dźwigienki współpracującej z zaworem, z zachowaniem jej wymaganego zarysu.

4. Badania trwałości w warunkach eksploatacyjnych

Badania laboratoryjne odporności na zużycie dźwigienek zaworowych wymagałyby budowy specjalistycznego stanowiska. Jest to rozwiązanie kosztowne i długotrwałe. Dla skrócenia cyklu badawczego po badaniach wstępnych i wnikliwej analizie, podjęto decyzję o umieszczeniu dźwigienek w silniku i poddaniu intensywnej eksploatacji w rzeczywistych warunkach drogowych. Wstępne badania upoważniły do takiej decyzji. Samochody z silnikami w których zamontowane są badane dźwigienki pokonują miesięcznie 10-12 tys. kilometrów Podczas każdego przeglądu technicznego i wymiany oleju w silniku rejestrowany jest luz zaworowy, a co 20 tys. km. zdejmowane są klawiatury i mierzona jest wielkość zużycia poszczególnych dźwigienek zaworowych. Wykres ilustrujący przebiegi zmian luzów zaworowych w funkcji przebiegu przedstawia rys.5.



Rys. 5. Zmiany luzów zaworowych dla 12 dźwigienek w funkcji przebiegu

Nie stwierdzono podczas pierwszych przeglądów jakichkolwiek ubytków powłok, złuszczeń i odprysków. Brak również śladów odkształceń plastycznych powłoki. Wielkości ubytków na końcówkach dźwigienek, w miejscu współpracy z zaworem we wszystkich przypadkach nie przekraczają 0,1 mm po przebiegu 20 tys. kilometrów. Pomiar wielkości zużycia samych dźwigienek nie jest w pełni jednoznaczny dlatego regularnie rejestrowany jest luz zaworowy. Pozwoli to w pewnym stopniu oszacować wielkości ubytków na trzonkach zaworów i innych elementach układu rozrządu.

5. Synteza wyników i wnioski

Wstępne badania metalograficzne dowodzą, że powłoki na osnowie niklu i kobaltu nałożone na dźwigienki nie posiadają tak dużej ilości porów jak powłoki wykonane metodą MIG-MAG. Procesowi nakładania powłok poddano dźwigienki nowe, zużyte jak i już raz regenerowane. Powłoki wykonane w Katedrze Inżynierii Materiałowej posiadają wyższą twardość niż materiał podłoża, a odporność na zużycie nie mniejszą, co potwierdziły badania. Nałożone powłoki dobrze przylegają, nie posiadają złuszczeń ani porów o znaczących wymiarach. Badania wstępne dowodzą słuszności stosowania zabiegów podwyższających odporność na zużycie. Koszty regeneracji są kilkukrotnie niższe od ceny dźwigienek nowych.

Kolejnym etapem badań będą próby nakładania powłok na trzonki zaworów, pozwoli to w większym stopniu kształtować odporność na zużycie współpracujących ze sobą elementów.

6. Literatura

- [1] Katalog materiałów spawalniczych. Zakład Doświadczalny Instytutu Spawalnictwa 1994.
- [2] Matzke W.: Projektowanie rozrządu czterosuwowych silników trakcyjnych. WKŁ 1989.
- [3] Pilarczyk J.: Spawanie i napawanie elektryczne metali. Wydawnictwo Śląsk, Katowice 2000.
- [4] Czech J., Ziemliński J.: Napawanie plazmowe i gazowe proszkami metalicznymi. Przegląd Spawalnictwa nr 9-10, 1977.
- [5] Dziubiński J., Klimpel A.: Napawanie i natryskiwanie cieplne. WNT, Warszawa 1985.
- [6] Hejwowski T., Weroński A.: Wytwarzanie powłok odpornych na zużycie. PL Wydawnictwa Uczelniane 2000.
- [7] Nowak B.: Regeneracja typowych elementów pojazdów samochodowych, WKŁ, Warszawa, 1985.
- [8] Włosiński W.: Spajanie materiałów. Wydawnictwo Politechniki Warszawskiej 1989.
- [9] Weroński A., Hejwowski T.: Problematyka trwałości elementów pracujących przy podwyższonych temperaturach. PL 1993.
- [10] Weroński A., Gardyński L.: Nakładanie powłok metodą plazmową na części samochodowe. Przegląd Spawalnictwa 1996 nr 1-2, str. 14-15.
- [11] Saywell W.A.: Thermal spray industry continues to develop. Metal Powder Report 4/96 str. 28.
- [12] Schorr S.B., Stein K.J., Marder A.R.: Characterization of thermal spray coatings. Materials Characterization 42/1999 str. 93-100 NY.
- [13] Zagorski A.V., Stadelmaier F.: Full-scale modeling of thermal spray process. Surface & coating technology 146-147/2001 str. 162-167.
- [14] Leger A.C., Wigren.: Development of process window for NiCoCrAlY plasma-sprayed coating. Surface & coating technology 108-109/ 1998 str. 86-92.
- [15] Bartuli C., Smith R., Shtessel E.: SHS Powder for thermal spray applications. Ceramics International 23/1997 str. 61-68.
- [16] Niewczas A., Czerniec M., Ignaciuk P.: Badania trwałości elementów maszyn współpracujących tarciowo. Instytut Zastosowań Techniki Lublin 2000.
- [17] http://www.gordonengland.co.uk/wear.htm :Wear resistance. 04.07.2002.
- [18] Burakowski T., Wierzchoń T.: Inżynieria powierzchni metali. Warszawa, WNT 1995r.
- [19] http://republika.pl/pojazdysb/a8/2.html 26.02.2003.
- [20] Włosiński Wł.: The joining of advanced materials. OWPW Warszawa 1999r.

Mgr inż. Maciej Zwierzchowski Katedra Inżynierii Materiałowej Politechnika Lubelska ul. Nadbystrzycka 36 20-618 Lublin

FORMULARZ ZAMÓWIENIA PRENUMERATY KWARTALNIKA "EKSPLOATACJA I NIEZAWODNOŚĆ"

(wypełniony formularz proszę przesłać pocztą lub faxem na adres redakcji)

Nazwa firmy zamawiającej prenumeratę:

			•••••		
Adres:			•••••		
Telefon:	.Fax:				
Numer identyfikacyjny NIP:					

Zamawiam roczną prenumeratę kwartalnika PNTTE Warszawa i PAN O/Lublin pt: "Eksploatacji i Niezawodności" w ilości egzemplarzy.

Cena rocznej prenumeraty 1 egzemplarza wynosi 100 złotych.

Adres do korespondencji:

(wypełnić jeżeli inny niż podany powyżej)

Imię i nazwisko:					
Nazwa:					
Adres:					
Telefon:	. Fax:				

Upoważniam Polskie Naukowo-Techniczne Towarzystwo Eksploatacyjne (Warszawa) do wystawienia na podstawie niniejszego zamówienia faktury VAT bez mojego podpisu.

Data: Podpis osoby upoważnionej