

LASER CARBONIZING OF LOW-CARBON STEEL

Summary

Laser carbonizing of piston engine pins samples made with 14MnCr5 steel has been the subject matter of presented investigation. Diffusive carbonization method is used in piston pins case usually. Thus carbon amount is decreasing with distance from the surface (hardness is decreasing as well). Steady carbon concentration in melted zone could be achieved by carbon implantation on 14MnCr5 low-carbon steel with laser alloying method. Investigation results confirmed statement presented above. Additionally correlation between laser alloying effects and conditions of this process has been showed.

NAWĘGLANIE LASEROWE STALI NISKOWĘGLOWYCH

Streszczenie

Przedmiotem prezentowanych badań były próbki ze stali 14MnCr5 na sworznie silników tłokowych, nawęglone laserowo. Stosowane w tłokach sworznie są nawęglane dyfuzyjnie, a więc w głąb ich warstwy wierzchniej silnie maleje zawartość węgla i tym samym mikrotwardość. Wprowadzenie węgla w warstwę powierzchniową próbek ze stali niskowęglowej (14MnCr5) poprzez stopowanie laserowe może doprowadzić do równomiernego stężenia węgla w przetopionej warstwie. W pracy przedstawiono wyniki badań potwierdzające to założenie, a także zaprezentowano zależności efektów stopowania laserowego od warunków jego realizacji.

1. Wprowadzenie

Znaczna ilość elementów maszyn w motoryzacji, w rolnictwie, a także w innych gałęziach przemysłu poddawana jest nawęglaniu dyfuzyjnemu. W rolnictwie są to: koła zębate oraz wałki przekładni walcowych lub kątowych w glebogryzarkach, rozrzutnikach nawozu, kosiarkach talerzowych i rozdrabniaczach gałęzi, sworznie tłokowe silników spalinowych w ciągnikach rolniczych, kombajnach zbożowych oraz wiele innych elementów. Materiałem stosowanym na elementy nawęglane jest stal niskowęglowa o zawartości węgla od 0,12 do 0,20%.

Zadaniem sworzni tłokowych jest połączenie przegubowe tłoka z korbowodem dla przeniesienia sił ciśnienia gazów. Wysoka stosunkowo temperatura w piastach tłoka i wahliwy ruch sworzni stwarzają warunki nie sprzyjające uzyskaniu tarcia płynnego [1]. W trakcie pracy sworznie zużywają się w strefie współpracy z główką korbowodu i w miejscach osadzonych w piastach tłoka [2]. Efektem zużycia jest zwiększenie luzu między sworzniem a panewką, co skutkuje wzrostem sił dynamicznych. Zużywanie się sworzni tłokowych wpływa na poziom hałasu i drgań silnika oraz powoduje przyspieszone zużycie pozostałych elementów układu korbowo-tłokowego silnika spalinowego.

Warunki pracy sworzni lub koła zębatego narzucają wymagania dotyczące właściwości stosowanych materiałów do ich produkcji. Duże obciążenia wymagają bardzo twardej i jednocześnie odpornej na zużycie warstwy wierzchniej, a okresowo zmienne, nagle narastające siły sprężyste i ciągliwego rdzenia. Takie wymagania prowadzą do stosowania stali: 17CrNi6-6, 17Cr3, 16MnCr5, 14MnCr5, 18CrMo4, a także 41Cr4, 41CrAlMo7 o niewielkich zawartościach węgla [2].

Dla spełnienia powyższych wymagań wymienione powyżej elementy poddaje się nawęglaniu dyfuzyjnemu z obróbką cieplną [6] lub azotowaniu fluidalnemu [5] w celu zwiększenia twardości warstw powierzchniowych.

2. Efekty nawęglania dyfuzyjnego sworzni tłokowych

W produkcji masowej sworzni powszechnie stosuje się nawęglanie gazowe, polegające na wygrzewaniu w temperaturze 900-950°C obrabianych przedmiotów w komorze pieca, przez którą z określoną szybkością przepływa gaz nawęglający. Po nawęglaniu przeprowadza się hartowanie sworzni poprzez ich schłodzenie w takich ośrodkach jak, np. olej, rzadziej woda, a następnie odpuszczenie w temperaturze 135-200°C.

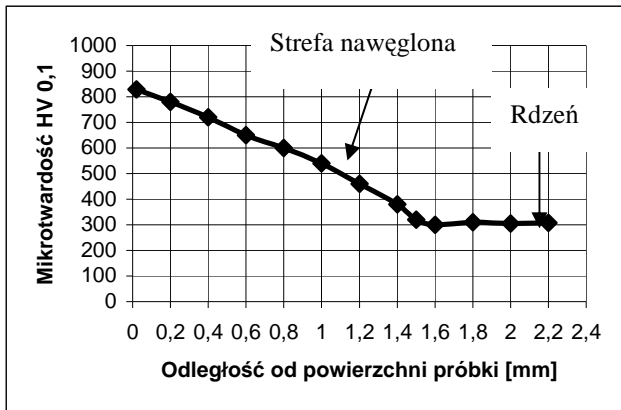
Dla oceny efektów tych obróbek powierzchniowych w pracy [2] przeprowadzono badania sworzni tłokowych pochodzących z silników różnych marek samochodów. Chropowatości ich powierzchni roboczych wynosiły $Ra < 0,08\mu m$. Dokonano pomiarów mikrotwardości w głąb sworzni, wykonano profilogramy wzdłuż jego tworzącej, a także zmierzono wartości zużycia tych sworzni przy pomocy passometru i profilografometru.

Rozkład mikrotwardości w głąb wybranego sworzni od jego powierzchni roboczej przedstawiono na rys. 1, natomiast na rys. 2 rozkład stężenia węgla w warstwie nawęglonej.

Z powyższych rysunków wynika, że mikrotwardość w głąb sworzni od jego powierzchni roboczej i stężenie węgla w warstwie nawęglonej intensywnie maleją. Stwierdzić więc można, że coraz głębsze strefy nawęglone dyfuzyjnie warstwy powierzchniowej tych sworzni cechują się coraz mniejszą odpornością na zużycie, gdyż ich mikrotwardość jest coraz mniejsza. Wynika z tego dalej, że intensywność zużycia sworzni w trakcie ich pracy wzrasta.

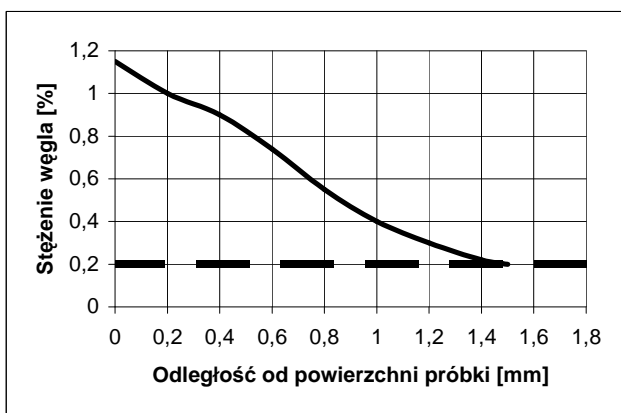
Aby uniknąć tych niekorzystnych zjawisk należałoby tak przeprowadzić obróbkę powierzchniową sworzni tłokowych, aby mikrotwardość w głąb ich warstwy powierzchniowej była stała.

Postawiono tezę, że taki efekt obróbki powierzchniowej uzyskać można poprzez nawęglanie laserowe. Dla weryfikacji tej tezy przeprowadzono badania, przedstawione poniżej.



Rys. 1. Rozkład mikrotwardości w głąb sworznia tłokowego ze stali 16MnCr5 nawęglanego dyfuzyjnie [2]

Fig. 1. Microhardness distribution in deep of engine piston pin of the steel 16MnCr5 in diffusion carburising [2]



Rys. 2. Rozkład stężenia węgla w warstwie nawęglonej stali 17CrNi6-6, (linią przerywaną zaznaczono stężenie węgla w rdzeniu) [3]

Fig. 2. Changes in concentration of carbon in carburized layer of 17CrNi6-6 steel (carbon concentration in the core shows the broken line) [3]

3. Badania efektów nawęglania laserowego próbek ze stali 14MnCr5

3.1. Metodyka badań

Obróbkę laserową przeprowadzono korzystając z lasera molekularnego CO₂ typu TLF 2600 TURBO firmy TRUMPF, znajdującego się w Laboratorium Technik Laserowych Zakładu Obróbki Skrawaniem Politechniki Poznańskiej.

Przygotowano płaskie próbki o grubości 10mm, które zostały odtłuszczone rozpuszczalnikiem i pokryte czarną warstwą nawęglającą a zarazem pochłaniającą promienie lasera. Nagrzewanie laserowe stosowano poprzez pokrycie składające się z węgla aktywnego „NORIT SX 2”, wody destylowanej oraz szkła wodnego.

Zastosowano następujące parametry nawęglania laserowego:

- stała prędkość przesuwu wiązki laserowej V=10,67 [mm/s],
- stała średnica wiązki laserowej d=2 [mm],
- zmienna moc wiązki laserowej: P=336; 504; 672; 840; 1008; 1175; 1343 [W].

Efekty obróbki laserowej oceniano poprzez: wyznaczenie rozkładów mikrotwardości stref o zmodyfikowanej strukturze twardościomierzem firmy ZWICK 3212, wykonanie mikrostruktur stref zmodyfikowanych przy użyciu mikroskopu typu EPIQUANT wspomaganego komputerem oraz przeprowadzenie analizy składu chemicznego metodą spektroskopii elektronów Augera, korzystając z aparatury typu LAS 620 firmy RIBER.

Stwierdzono, że we wszystkich próbkach występują strefy o zmodyfikowanej strukturze, a ich kształt jest zawsze w przybliżeniu wycinkiem koła. Schematycznie kształt ten przedstawiono na rysunku 3 [2].

3.2. Wyniki badań

Po przeprowadzonej obróbce laserowej próbek ze stali 14MnCr5 wykonano zgłady metalograficzne, w celu oceny zmian mikrostruktury stref zmodyfikowanych, wyznaczenia rozkładów mikrotwardości oraz przeprowadzenia analizy składu chemicznego.

Na rys. 4 przedstawiono wybraną mikrostrukturę stref zmodyfikowanych po nawęglaniu laserowym.

Rys. 5 prezentuje mikrotwardości HV0,1 na różnej głębokości strefy zmodyfikowanej poprzez obróbkę laserową, mierzonej wzdłuż jej środka, wyznaczającej największą grubość wraz z 90-procentowym przedziałem ufności i wartością średnią w obszarze o ustabilizowanej mikrotwardości.

Powyższy rozkład mikrotwardości cechuje się występowaniem przypowierzchniowej części o stałej mikrotwardości. Jest to strefa przetopiona. Grubość tej części znacznie przewyższa maksymalne wartości zużycia sworzni tłokowych, wykazanych w pracy [2], czyli 0,035 mm.

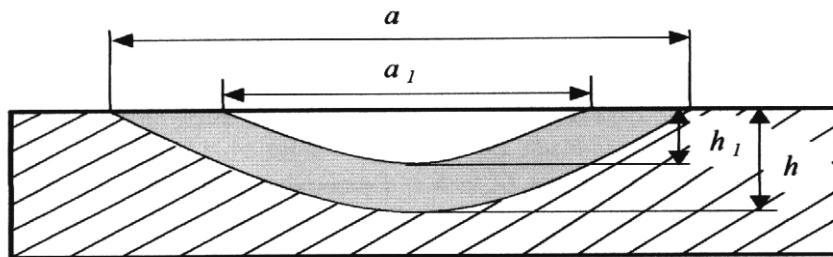
Występowanie węgla w strefie przetopionej po obróbce laserowej potwierdzono metodą spektroskopii elektronów Augera [AES]. Na rysunku 6 pokazano wybrany rozkład ilości węgla w głąb strefy przypowierzchniowej próbki ze stali 14MnCr5 po nawęglaniu laserowym. Obrazuje on względne zmiany stężenia węgla, a nie ich wartości. Dla wyznaczenia wartości stężeń konieczne byłoby przeprowadzenie odpowiedniego wzorcowania.

Metoda spektroskopii elektronów Augera potwierdza, że grubość strefy o podwyższonej mikrotwardości około 900 HV0,1 dla próbek badanych uległa nawęglaniu.

3.3. Analiza wyników badań

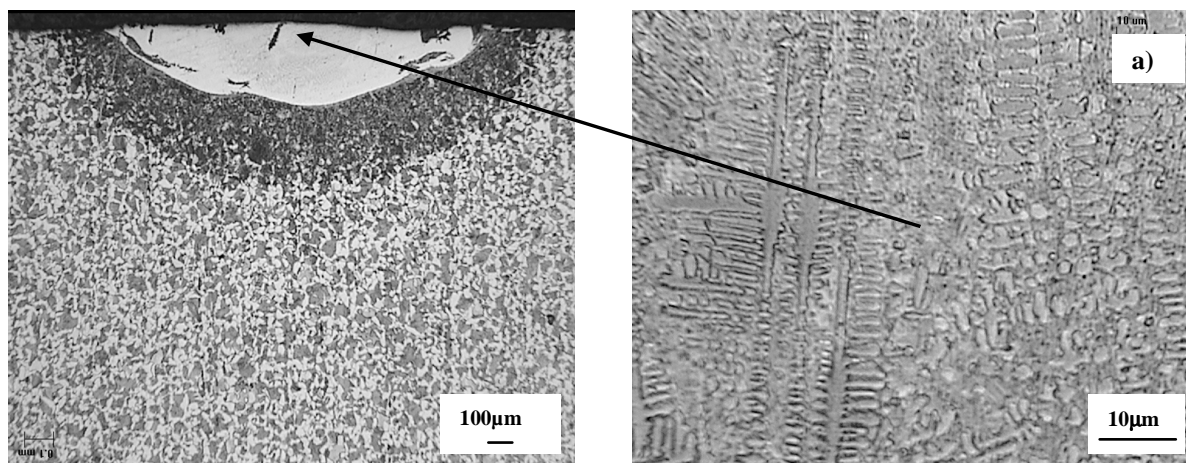
Do opanowania technologii nawęglania laserowego próbek ze stali 14MnCr5 ustalono zależności między warunkami obróbki laserowej, a jej efektami. Wykonano kilka wykresów, które są podstawą przy ustalaniu parametrów nawęglania laserowego próbek ze stali na sworznie tłokowe lub koła zębate. Poniżej przedstawiono dwie najważniejsze spośród tych zależności.

Zależność grubości strefy nawęglonej od wartości wyrażenia $P/(dV)^{0,5}$ przedstawiono na rysunku 7. Wyrażenie to umożliwia dobór parametrów do obróbki laserowej [4]. Wynika z niego, że następuje liniowy wzrost grubości strefy nawęglonej wraz ze wzrostem wartości tego wyrażenia.

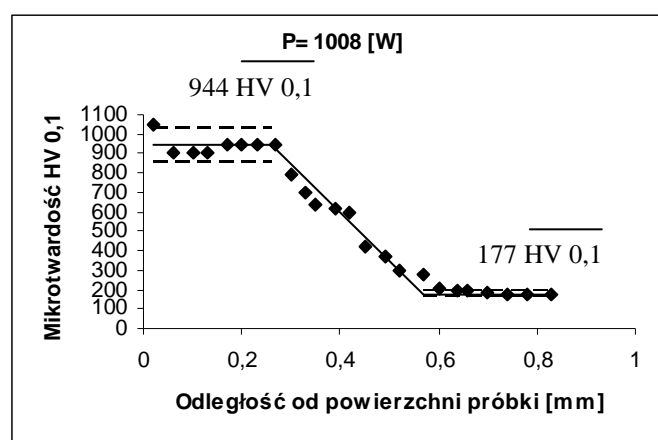


Rys. 3. Schemat stref o zmodyfikowanej strukturze po obróbce laserowej wraz z wymiarami:
 a – maksymalna szerokość stref o zmodyfikowanej strukturze,
 a_1 – maksymalna szerokość strefy przetopionej,
 h – maksymalna grubość stref o zmodyfikowanej strukturze,
 h_1 – maksymalna grubość strefy przetopionej

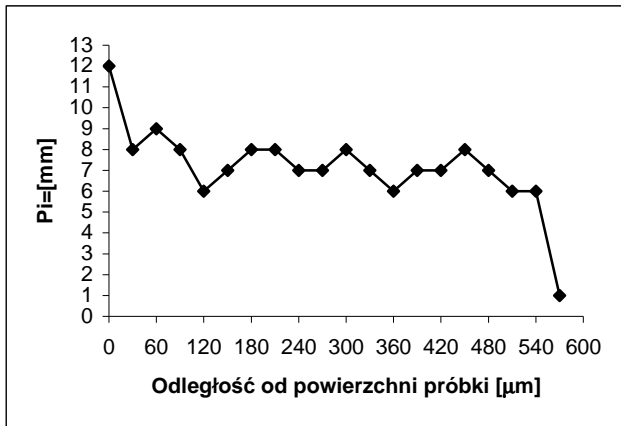
Fig. 3. Scheme of the zones with modified structure after laser treatment with measurements:
 a – the maximum of zones breadth with modified structure,
 a_1 – the maximum of zone breadth melted,
 h – the maximum of zones thickness with modified structure,
 h_1 – the maximum of zone thickness melted



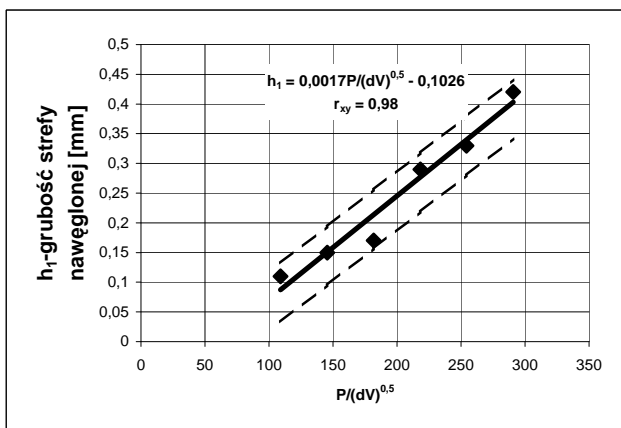
Rys. 4. Mikrostruktura stref zmodyfikowanych po nawęglaniu laserowym. Parametry obróbki laserowej: $P=1175$ [W]; $V=10,67$ [mm/s]; $d=2$ [mm]; a) strefa przetopiona o strukturze dendrytycznej w pobliżu wewnętrznej granicy
 Fig. 4. Microstructure of the zones modified after laser carbonizing. Laser treatment conditions: $P=1175$ [W]; $V=10,67$ [mm/s]; $d=2$ [mm]; a) melted zone with dendritic structure



Rys. 5. Rozkład mikrotwardości w głąb strefy o zmodyfikowanej strukturze po obróbce laserowej, przy: $P=1008$ [W], stałej prędkości $V=10,67$ [mm/s] i średnicy wiązki laserowej $d=2$ [mm]
 Fig. 5. Microhardness distribution in deep of the zone with modified structure after laser treatment: $P=1008$ [W], $V=10,67$ [mm/s], $d=2$ [mm]



Rys. 6. Przykładowy rozkład ilości węgla w głąb strefy przypowierzchniowej po nawęglaniu laserowym, przy: $V=13,07[\text{mm/s}]$, stałej mocy $P=1530[\text{W}]$ i średnicy wiązki laserowej $d=1,3[\text{mm}]$; P_i –wysokość pików odpowiadająca analizowanemu pierwiastkowi (C) na widmie różniczkowym elektronów Augera, proporcjonalna do jego stężenia
Fig. 6. Example carbon quantities distribution in deep of the surface zone after laser carbonizing:
 $V=13,07[\text{mm/s}]$, $P=1530[\text{W}]$, $d=1,3[\text{mm}]$; P_i –peak height on differential spectrum with Auger electron



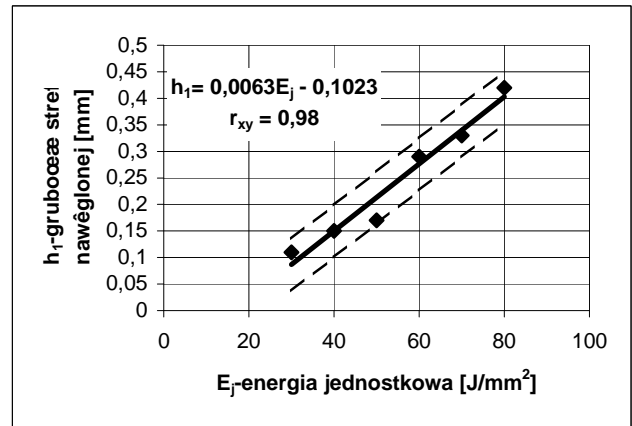
Rys. 7. Zależność grubości strefy nawęglonej h_1 po obróbce laserowej od wartości wyrażenia $P/(dV)^{0,5}$
Fig. 7. Relationship between carburized zone thickness h_1 and expression value $P/(dV)^{0,5}$

W efekcie dalszej analizy wyników badań stwierdzono, że grubość strefy nawęglonej rośnie również liniowo wraz ze wzrostem ilości energii dostarczanej do jednostki powierzchni nagrzewanej przez wiązkę laserową (rys. 8). Przyjmuje się, że ilość tej jednostkowej energii można obliczyć ze wzoru: $E_j=4P/\pi dV$, gdzie: P – moc wiązki laserowej [W], d – średnica wiązki laserowej [mm], V – prędkość przesuwu wiązki laserowej [mm/s].

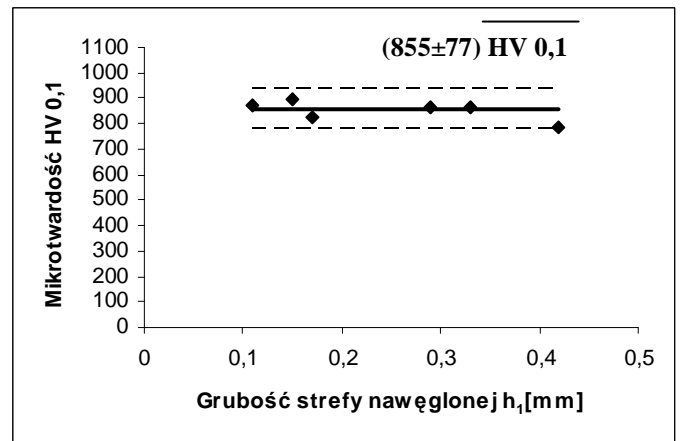
Na rys. 9 przedstawiono średnie mikrotwardości stref nawęglonych dla różnych ich grubości. Analiza tych mikrotwardości prowadzi do wniosku, iż nie występują istotne różnice w wartościach mikrotwardości mimo wzrostu grubości stref nawęglonych.

3.4. Wnioski

Z przeprowadzonych badań wynikają następujące wnioski i spostrzeżenia:



Rys. 8. Zależność grubości strefy nawęglonej h_1 po obróbce laserowej od energii jednostkowej E_j
Fig. 8. Relationship between carburized zone thickness h_1 and unitary energy E_j



Rys. 9. Średnie mikrotwardości stref nawęglonych o różnej grubości h_1 po obróbce laserowej wraz z 90-procentowym przedziałem ufności
Fig. 9. Relationship between mean microhardness and thickness of carburized zone h_1 with 90-percentage confidence interval

- Istnieje możliwość wprowadzenia węgla w strukturę stali niskowęglowej przy pomocy obróbki laserowej
- W wyniku nawęglania laserowego stali niskowęglowej otrzymuje się strefę utwardzoną o charakterystycznej strukturze dendrytycznej
- Wykorzystując obróbkę laserową można wytworzyć warstwy zawierające węgiel o znacznych grubościach (w przeprowadzonych badaniach do 0,43 mm)
- Zmodyfikowana strefa nawęglona po procesie laserowym posiada podwyższoną mikrotwardość w stosunku do rdzenia stali, sięgającą około 900 HV0,1
- Wytworzone warstwy powierzchniowe po nawęglaniu laserowym charakteryzują się korzystniejszym rozkładem mikrotwardości w głąb w stosunku do konwencjonalnej obróbki cieplno-chemicznej. Mikrotwardość warstw powierzchniowych po procesie laserowym jest stała, natomiast po nawęglaniu dyfuzyjnym intensywnie maleje w głąb materiału

- Grubość strefy nawęglonej rośnie liniowo wraz ze wzrostem ilości energii dostarczanej do jednostki powierzchni nagrzewanej przez wiązkę promieniowania laserowego
- Osiągnięte korzystne efekty nawęglania laserowego wskazują, że celowe może być zastosowanie obróbki laserowej do nawęglania sworzni tłokowych, kół zębatych oraz innych elementów maszyn.

5. Literatura

- [1] [1] Niewiarowski K., Tłokowe silniki spalinowe. WKiŁ, Warszawa 1968.
- [2] [2] Bartkowiak K., Analiza wpływu borowania laserowego na odporność na zużycie sworzni tłokowych. Praca doktorska, Biblioteka Instytutu Maszyn Roboczych i Pojazdów Samochodowych Politechniki Poznańskiej, Poznań 2002.
- [3] [3] Kulka M., Pertek A., Struktura i właściwości stali 15HN po boronawęglaniu. Inżynieria Materiałowa, nr 5/2002.
- [4] [4] Sharp M., Steen W.M., Investigating Process Parameters for Laser Transformation Hardening. Proc. 1st. Int. Conf. Surface Engineering, Cambridge 1985.
- [5] [5] Frączek T., Jeziorski L., Pabin T., Jasiński J., Obuchowicz Z., Babul T., Kształtowanie struktury i własności stali 41CrAlMo7-10 w wyniku procesu azotowania fluidalnego. Inżynieria Materiałowa, nr 6/2003.
- [6] [6] Wajand J.A., Trakcyjne silniki z zapłonem samoczynnym. WNT, Warszawa 1973.