

WPŁYW POLA MAGNETYCZNEGO PODCZAS POLEROWANIA MAGNETOŚCIERNEGO NA WYBRANE CECHY WARSTWY WIERZCHNIEJ PRZEDMIOTU

INFLUENCE OF A MAGNETIC FIELD DURING MAGNETOABRASIVE POLISHING UPON THE SELECTED FEATURES OF THE OBJECT'S SURFACE LAYER

Współczesną technikę cechuje wysoka niezawodność i trwałość połączona najczęściej z wydłużonym okresem bezobsługowej pracy urządzeń. Dla uzyskania wymaganej niezawodności eksploatacyjnej współczesnych maszyn i urządzeń w wielu przypadkach stosuje się niekonwencjonalne technologie obróbki umożliwiające kształtowanie specjalnych właściwości eksploatacyjnych elementów. Jednym z przykładów może być zapewnienie bezawaryjnej pracy ślizgowych łożysk korbowodu, wykonanego ze stali 16MnCr5 do sprężarek agregatów chłodniczych, dla których w finalnej fazie obróbki czopa wału zastosowano technologię polerowania magnetościernego. Artykuł prezentuje wybrane wyniki badań odporności na zużycie ściernie elementów obrobionych magnetościernie wraz z analizą oddziaływania stałego pola magnetycznego z ferromagnetycznym przedmiotem podczas tego rodzaju obróbki. Przeprowadzona analiza wykazuje synergiczny wpływ pola magnetycznego i ciepła obróbki, co umożliwia uzyskanie korzystnych zmian własności warstwy wierzchniej (WW) przedmiotu z tribologicznego punktu widzenia. Na podstawie przeprowadzonych badań stwierdzono, że kinematyka ruchu hartowanego przedmiotu stalowego w polu magnetycznym podczas obróbki, powoduje magnetomechaniczne oddziaływanie pola na ferromagnetyczny martenzyt zawarty w hartowanej stali. Energia pola magnetycznego zmienia stan pierwotnej równowagi termodynamicznej stref warstwy wierzchniej znajdujących się w różnych zakresach temperatury. Podczas obróbki przedmiotu, strefy przypowierzchniowe warstwy wierzchniej o grubości rzędu mikrometrów pozostają pod wpływem silnego gradientu temperatury uzyskując wysoką temperaturę zmieniającą się od temperatury otoczenia do temperatury powyżej temperatury punktu Curie dla stali. W badaniach eksperymentalnych metodą spektroskopii rentgenowskiej oraz metodą RBS (Rutherford Beam Spectroscopy) zidentyfikowano i potwierdzono bezpośredni oraz pośredni wpływ pola magnetycznego na skład fazowy hartowanej stali, a w badaniach strukturalnych metodą spektroskopii mosbauerowskiej cienkich warstw ok. 100 nm, udokumentowano zmniejszanie się ilości austenitu szczątkowego w warstwie wierzchniej przedmiotów po polerowaniu magnetościernym.

Słowa kluczowe: trwałość, polerowanie, ścierniwo, martenzyt, austenit, pole magnetyczne, spektroskopia mosbauerowska, RBS.

Modern technology is characterized by high reliability and durability, most often connected with a long period of a device's maintenance with low exploitation costs. In order to achieve operating reliability of modern machines and devices, in many cases unconventional machining technologies are applied that allow for forming special usage qualities of elements. One of the examples may be providing a fault-free exploitation of slide bearing of the shaft neck made of 16MnCr5 steel, for refrigerating unit compressors, where at the final stage of machining the magnetoabrasive polishing technology was used. The paper presents selected research results of the abrasive resistance in elements subject to magnetoabrasive polishing together with the analysis of the constant magnetic field interactions with a ferromagnetic object during such machining. The conducted analysis indicates at a synergic influence of the magnetic field and the machining heat, which allows for obtaining favourable changes to the surface layer (SL) qualities in the object from the tribological point of view. A movement of a steel, hardened object in the magnetic field causes magnetomechanic impact of the field upon ferromagnetic martensite. The magnetic field energy disturbs the primary thermodynamic state of the surface layer zones subject to temperatures from the martensite transformation temperature range. When polishing, the near-surface zones of the surface layer gain high temperature and remain under the influence of high temperature gradient, changing in the layer of several micrometers from the ambient temperature to temperature above Curie point for steel. Experimental research with the X-ray diffraction and the RBS (Rutherford Beam Spectroscopy) method confirmed direct influence of a magnetic field upon the phase composition of hardened steel, and structural research of thin layers of c.a. 100 nm with the application of the Mössbauer spectroscopy indicate at decreasing amount of rudimentary austenite in the surface layer of a steel object after magnetoabrasive polishing.

Keywords: Durability, Polishing, Abrasive, Martensite, Austenite, Magnetic Field, Mössbauer Spectroscopy, RBS.

1. Wprowadzenie

Polerowanie magnetościerne podobnie jak rozwijające się obecnie tzw. metody hybrydowe [6] stosujące pole magnetyczne, należą do przyszłościowych metod obróbki powierzchni elementów maszyn o szczególnych wymaganiach. Metody te stosuje się zwłaszcza do przedmiotów o złożonych kształtach, w szczególności form wtryskowych, wykrojników, narzędzi skrawających [7] itp. Istotną cechą magnetycznych i hybrydowych metod obróbki jest nałożenie elastycznej więzi sił pola magnetycznego na luźne ziarna ściernie o właściwościach ferromagnetycznych. W podstawowym układzie, wałek (W) podczas polerowania wykonuje złożony ruch obrotowy i oscylacyjny o skoku A i częstotliwości f, względem narzędzia magnetościerne określonego długością nabiegunnika i szczeliną δ (rys.1). Energia pola magnetycznego kreuje nowe narzędzie ściernie nie znajdujące odpowiedników w technologii wytwarzania. Tego rodzaju tematyka badawcza znajduje odzwierciedlenie w szeregu publikacji [2, 5, 11, 15], a wyniki prac badawczych i wdrożeniowych podnoszą efektywność współczesnych procesów wytwarzania, bądź są na etapie prototypowania. W pracy przedstawiono wybrane wyniki badań interakcji stałego pola magnetycznego z ferromagnetycznym przedmiotem podczas obróbki. Na podstawie badań o charakterze analitycznym i eksperymentalnym można stwierdzić [2, 8, 14, 16], że pole magnetyczne wpływając na wielofazową strukturę materiału (austenit + martenzyt) zmienia stan równowagi termodynamicznej przedmiotu w trzech charakterystycznych zakresach temperatury:

- w temperaturze otoczenia poprzez wpływ sił strykcyjnych inicjujących pole naprężeń w materiale, wywołujące podczas ruchu przedmiotu w polu magnetycznym minimalizację nadmiarowego austenitu w WW,
- w zakresie temperatur odpowiadających przemianie martenzytycznej stali (873 K – 1173 K), w którym wpływ pola magnetycznego wywołuje w ferromagnetycznym przedmiocie magnetyzację naruszającą pierwotny stan termodynamiczny przedmiotu,
- w zakresie temperatur powyżej 1000K, w którym dla stali podutektoidalnej pole magnetyczne powoduje wzrost zawartości fazy ferromagnetycznej (martenzyt) pochodzącej z niestabilnego w tych warunkach pierwotnego austenitu (w temperaturze punktu Curie).

Stal w polu magnetycznym jest materiałem niejednorodnym, składającym się z ferromagnetycznego martenzytu i nieferromagnetycznego austenitu. Zatem, ziarna austenitu w polu magnetycznym stanowią puste przestrzenie typowe dla struktury materiałów porowatych. Powstające ciepło podczas polerowania magnetościerne, będące skutkiem pracy tarcia i mikroskrawania ziaren oraz zjawisk termomagnetycznych powoduje w miejscu kontaktu ziarna z materiałem, powstanie temperatury sięgającej granicy topnienia elektrokorundu – podstawowego składnika ferromagnetycznych ziaren do obróbki [15]. Tak więc na powierzchni polerowanego przedmiotu występuje temperatura kontaktowa powyżej 1500 K, podczas gdy w warstwie ok. 30 μm średnia temperatura wynosi 373 K-423 K [12].

1. Introduction

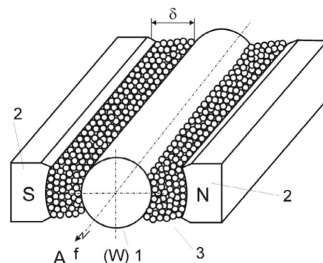
Magnetoabrasive polishing, a group of modern hybrid methods [6], are using magnetic fields for machining surfaces of machines parts with specific requirements. These methods are used with objects of complex shapes, in particular injection moulds, punch dies, cutting tools, [7] etc. A significant feature of magnetic and hybrid machining methods is imposition of a magnetic field forces' flexible bonds on loose abrasive grains with ferromagnetic qualities. In the basis system, the shaft (W) during polishing performs a complex rotary and oscillatory movement with stroke A and frequency f, relative to a magnetoabrasive tool with the length of a pole piece and split δ (fig. 1). The magnetic field energy creates a new abrasive tool with no equivalents in the manufacturing technology. These research topics are reflected in several publications [2, 5, 11, 15], and the results of research and implementation works increase the efficiency of contemporary manufacturing processes or they are at the prototyping stage.

The paper presents selected research results regarding the interaction of a constant magnetic field with a ferromagnetic object during machining. Following the analytical and experimental research, one may claim [2, 8, 14, 16] that a magnetic field, influencing the multi-phase material structure (austenite+martensite) changes the thermodynamic state of the object in three characteristic temperature scopes:

- in the environment temperature scope through the influence of striction forces initiating the tension field in the material, influencing the minimisation of rudimentary austenite contents in the workpiece surface layer,
- in the temperature range corresponding to the martensite transformation in steel (873 K –1173 K), where the magnetic field influence causing a ferromagnetic object's magnetisation results in violating the primary state of the object's thermodynamic balance,
- in the temperature range above 1000K, where for hypoeutectoid steel the magnetic field increased the creation of the ferromagnetic phase (martensite) from primary austenite (Point Curie).

Steel in a magnetic field is a non-uniform material, consisting of ferromagnetic martensite and non-ferromagnetic austenite, which constitutes empty spaces for the magnetic field, typical for porous materials. The heat generated during magnetoabrasive polishing, being a result of the work of friction and grains microcutting as well as thermomagnetic effects generates, in the point of the grain's contact with the material, temperature reaching the limit of aloxite melting, as the material of the ferromagnetic grain core [15].

Accordingly, the polished object surface reveals contact temperature above 1500 K, and at the depth of c.a. 30 μm the average temperature 373 K-423 K [12].



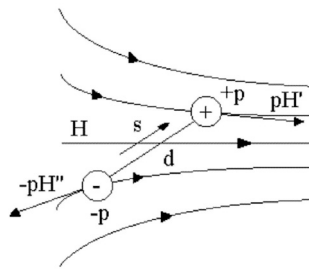
Rys. 1. Zasada polerowania magnetościernego wałków: 1 - wałek (W); 2 - nabiegunniki N, S; 3 - ferromagnetyk ścierny

Fig. 1. Baseline system magnetoabrasive polishing of the shaft: 1 - shaft (W); 2 - pole pieces N, S; 3 - magnetoabrasive tool

2. Modelowanie pośredniego i bezpośredniego wpływu pola magnetycznego na warstwę wierzchnią przedmiotu podczas polerowania magnetościernego

2.1. Model pośredniego wpływu pola magnetycznego na strefy WW.

W strefach WW o temperaturze zbliżonej do temperatury otoczenia, stałe pole magnetyczne działając na wirujący podczas polerowania przedmiot, inicjuje powstanie momentu dipolowego działającego na płytki tetragonalnego martenzytu (rys. 2). Powstające pole naprężeń w materiale związane z momentami dipolowymi obciążającymi martenzyt znajdujący się w niejednorodnym polu magnetycznym, zmienia stan istniejącej równowagi termodynamicznej otaczającego martenzyt austenitu, co sprzyja dalszej jego przemianie w postać austenitu szczątkowego. Do ilościowej oceny tego wpływu należy wyznaczyć moment dipolowy F_p dipola p (rys. 2) znajdującego się w polu magnetycznym. Zewnętrzne niejednorodne pole magnetyczne o natężeniu H powoduje namagnesowanie przedmiotu obrabianego, a zatem wytworzenie wg. [10] siły magnetycznej o wielkości pH działającej na kryształ martenzytu:



Rys. 2. Siły działające na dipolowy model martenzytu w polu magnetycznym

Fig. 2. Forces operating on a dipole martensite model in a magnetic field

$$F_p = pH' - pH'' = p(H' - H''); H' - H'' \cong ds \frac{\partial H}{\partial d} \quad (1)$$

gdzie: s - wersor; $\frac{\partial H}{\partial d}$ - pochodna kierunkowa.

Stąd siła magnetyczna działająca na sieć martenzytu będzie wynosić :

$$F_p = ps \frac{\partial H}{\partial d} = (m \nabla) H \quad (2)$$

przy tym: $m = p s$.

Przyjmując zgodnie z definicją [3, 9], że namagnesowanie M przedmiotu jest określone przez liczbę dipoli magnetycznych n oraz moment dipolowy m i jest odwrotnie proporcjonalne do objętości przedmiotu można zapisać:

$M = n m / j. obj.$, stąd siła magnetyczna działająca na jednostkę objętości przedmiotu ($j. obj$) będzie wynosić:

$$F_o = (M \nabla) H \quad (3)$$

Zatem siła magnetyczna działająca na cały przedmiot będzie całką po objętości przedmiotu z siły działającej na jednostkę objętości:

$$F = \oint_V f_o dv \quad (4)$$

Ponieważ hartowana stal jest ferromagnetykiem niejednorodnym, to takie właściwości jak przenikalność magnetyczna μ oraz

2. Modelling of the indirect and the direct influence of magnetic field upon a surface layer (SL) of workpiece during magnetoabrasive polishing

2.1. Model of indirect influence of magnetic field upon the zones of the SL of workpiece

For the SL zones located deeper in the workpiece, where the temperature is close to the ambient temperature, fixed magnetic field operating upon a whirling object causes the occurrence of a dipole moment interacting with the lamellae of tetragonal martensite (fig. 2). Martensite is subject to the interaction of a dipole moment in non-uniform magnetic field. In such conditions martensite interacts mechanically with the surrounding austenite, metastable in such temperature, which

is favourable to the transformation of rudimentary austenite to a form more stable in terms of thermodynamics. In order to perform quantitative amount of such impact, one should calculate the size of the dipole momentum F_p of p dipole placed in a magnetic field. The external non-uniform magnetic field H causes magnetisation of the machined object, i.e. the occurrence as per a magnetic force of the size pH (fig. 2) operating upon a single dipole (a single martensite crystal):

$$F_p = pH' - pH'' = p(H' - H''); H' - H'' \cong ds \frac{\partial H}{\partial d} \quad (1)$$

where: s - versor; $\frac{\partial H}{\partial d}$ - directional derivative.

Hence the magnetic force operating upon the martensite lattice shall be:

$$F_p = ps \frac{\partial H}{\partial d} = (m \nabla) H \quad (2)$$

where: $m = p s$.

Assuming as per the definition [3, 9] that magnetisation M of an object is defined by the number of magnetic dipoles n and the dipole moment m and it is reversely proportional to the object volume, it may be written as:

$M = n m / v. u.$, hence the magnetic force interacting with the object volume unit ($v. u.$) shall be:

$$F_o = (M \nabla) H \quad (3)$$

Accordingly, the magnetic field interacting with the whole object shall be the object volume integral of the force interacting with the volume unit:

$$F = \oint_V f_o dv \quad (4)$$

Because hardened steel is a non-uniform ferromagnetic material, such qualities as magnetic permeability μ and magnetic

podatność magnetyczna K będzie funkcją wektora współrzędnych r i obydwie wielkości będą miały postać: $\mu(r)$ oraz $K(r)$.

Wykorzystując tożsamość [9, 10]:

$$\text{grad}(MH) = (M\nabla)H + (H\nabla)M + M \times \text{rot}H + H \times \text{rot}M \quad (5)$$

otrzymuje się:

$$f_o = \text{grad}(MH) - (H\nabla)M - M \times \text{rot}H - H \times \text{rot}M \quad (6)$$

Po przekształceniach:

$$f_o = \frac{1}{2} \text{grad}[\mu(r) - \mu_o] H^2 - \frac{1}{2} H^2 \text{grad}\mu(r) \quad (7)$$

Wektor gęstości sił objętościowych działających na przedmiot ferromagnetyczny w polu magnetycznym składa się zatem z dwu członów:

- pierwszy, wyraża zależność wektora gęstości od niejednorodności ferromagnetyka,
- drugi, określa składową strykcyjną wywołaną polem wewnętrznym.

Ponieważ dla paramagnetycznego austenitu zawartego w hartowanej stali $\mu(r) - \mu_o \cong 0$, to siła wewnętrzna odpowiedzialna za naprężenia strykcyjne będzie wynosić [9, 10]:

$$f_o = \frac{1}{2} \mu_o K(r) \text{grad}H^2 \quad (8)$$

Natomiast ciśnienie rozwarstwiająca p_n na granicy dwu ośrodków o różnych właściwościach magnetycznych w kierunku normalnym do powierzchni rozdziału przyjmie postać (9), gdzie: H_{n1} – składowa styczna natężenia pola magnetycznego na powierzchni rozdziału, H_{n1} – składowa normalna natężenia pola magnetycznego na powierzchni rozdziału.

$$p_n = \frac{\mu_1 - \mu_2}{2\mu_2} (\mu_2 H_{n1}^2 + \mu_1 H_{m1}^2) \quad (9)$$

2.2. Modelowanie bezpośredniego wpływu pola magnetycznego na strefy WW znajdujące się w zakresie temperatur odpowiadających przemianie martenzytycznej

Bezpośredni wpływ pola magnetycznego na hartowaną stal należy wiązać z oddziaływaniem pola na stan równowagi termodynamicznej warstwy wierzchniej przedmiotu podczas pracy mikroskrawania ziaren i odpowiedniej pracy tarcia. Szereg prac [2, 3, 5, 15], w tym także prace z zakresu fizyki ciała stałego wykazuje, że pole magnetyczne wpływając na ferromagnetyczny przedmiot zmniejsza:

- energię zgromadzoną w przedmiocie,
- energię swobodną Gibbsa powstającej α fazy podczas chłodzenia warstwy wierzchniej przedmiotu.

Jak wynika z pierwszej i drugiej zasady termodynamiki, energia wewnętrzna U warstw wierzchnich zależy wyłącznie od stanu tej warstwy i jej w pełni makroskopowych parametrów, a nie zależy od sposobu osiągnięcia tego stanu.

Wybierając jako parametry charakteryzujące stan warstwy wierzchniej wielkości U, S, N, x_i dla izolowanego systemu i wykorzystując podstawową tożsamość termodynamiczną [16] otrzymuje się wyrażenie na energię swobodną:

$$F = U - TS + \sum_i X_i dx_i + \xi dN \quad (10)$$

susceptibility K is the function of the coordinate vector r , hence both qualities shall have the following form: $\mu(r)$ and $K(r)$.

Using the identity [9, 10]:

$$\text{grad}(MH) = (M\nabla)H + (H\nabla)M + M \times \text{rot}H + H \times \text{rot}M \quad (5)$$

we obtain:

$$f_o = \text{grad}(MH) - (H\nabla)M - M \times \text{rot}H - H \times \text{rot}M \quad (6)$$

After transformations we obtain:

$$f_o = \frac{1}{2} \text{grad}[\mu(r) - \mu_o] H^2 - \frac{1}{2} H^2 \text{grad}\mu(r) \quad (7)$$

The volume density vector of forces impacting the ferromagnetic object in a magnetic field consists of two elements:

- the first expresses the dependency of the density vector on the ferromagnetic material non-uniformity,
- the second, expresses the striction component caused by the external field.

Because for paramagnetic austenite present in hardened steel $\mu(r) - \mu_o \cong 0$, the external force responsible for striction stresses shall be [9, 10]:

$$f_o = \frac{1}{2} \mu_o K(r) \text{grad}H^2 \quad (8)$$

However, the stratification pressure p_n on the border of two media with different magnetic qualities in the normal direction towards the interfacial surface shall have the form (9), where: H_{n1} – the tangential component of the magnetic field intensity on the interfacial surface, H_{n1} – the normal component of the magnetic field intensity on the interfacial surface.

$$p_n = \frac{\mu_1 - \mu_2}{2\mu_2} (\mu_2 H_{n1}^2 + \mu_1 H_{m1}^2) \quad (9)$$

2.2. Modelling of the direct influence of the magnetic field upon the zones of the SL of workpiece within the martensite transformation temperature

The direct influence of the magnetic field upon hardened steel is in turn related with the magnetic field impact upon the thermodynamic equilibrium state of surface layer zones, being influenced by grain microcutting and their friction with the surface of the workpiece. Several works, including these on solid-state physics [2, 3, 5, 15] indicate the fact that a magnetic field, influencing a ferromagnetic object, decreases:

- the amount of energy stored in the object,
- Gibbs free energy of rising α -phases when cooling the surface layers of the object.

As results from the first and the second principle of thermodynamics, the inner energy U of the surface layer depends only on the condition of these layers, i.e. any full set of macroscopic parameters, while it does not depend upon the method of obtaining this state. Selecting as parameters characterising the condition of the surface layer the quantities U, S, N, x_i , as an isolated system, we obtain from the fundamental thermodynamic identity [16], the expression for free energy of such a system:

$$F = U - TS + \sum_i X_i dx_i + \xi dN \quad (10)$$

gdzie: U – energia wewnętrzna, T – temperatura warstwy wierzchniej, S – entropia, x_i – uogólniona współrzędna, X – uogólniona siła, ζ – potencjał chemiczny, N – liczba elementów systemu.

Dla takiego układu $\sum X_i dx_i$ jest pracą wykonaną przeciw siłom zewnętrznym i gdy pominąć udział energii chemicznej ζdN to wielkość pV gdzie: $X_1 = p$, $x_1 = V$ jest pracą przeciw ciśnieniu zewnętrznemu; γP , gdzie: $X_2 = \gamma$, $x_2 = P$ jest pracą sił powierzchniowych; wielkość HM : gdzie $X_3 = H$, $x_3 = M$ jest wkładem pracy sił magnetycznych. Wymienione wielkości oznaczają: p – ciśnienie zewnętrzne, V – objętość układu, γ – siły powierzchniowe, P – powierzchnia.

Odpowiednio zatem dla rozpatrywanego przypadku aktywnego działania pola magnetycznego, wyrażenie na energię swobodną będzie następujące:

$$F = U - TS + pV - HM \quad (11)$$

gdzie: H – natężenie pola magnetycznego, M – namagnesowanie fazy ferromagnetycznej

Jak wynika z powyższego, gdy jedna z uczestniczących w przemianie faz układu posiada właściwości ferromagnetyczne, to zewnętrzne pole magnetyczne zmniejsza potencjał termodynamiczny tej fazy o wielkość HM , zwiększając przy tym stabilność tej fazy. Warunek równowagi fazowej po pominięciu wpływu procesów dyfuzyjnych może być wyrażony następująco:

$$F_1(T, p, H) = F_2(T, p, H) \quad (12)$$

W takim przypadku dla przemiany fazowej, w której paramagnetyczny austenit ($M_2 = 0$), jako faza początkowa przechodzi w fazę ferromagnetyczną ($M_1 \neq 0$), oddziaływanie pola magnetycznego [2, 8, 16] przesunęła górny zakres temperatury równowagi termodynamicznej T_0 o wielkość:

$$\Delta T = T_0 M_1 H / q \quad (13)$$

2.3. Bezpośredni wpływ pola magnetycznego na ferromagnetyczny przedmiot w zakresie temperatur powyżej punktu Curie

Jednym z najważniejszych efektów wpływu pola magnetycznego o natężeniu ok. 1MA/m na ferromagnetyczny przedmiot podczas polerowania magnetościernego stali podeutektoidalnych jest zdolność do tworzenia nadmiarowego ferrytu podczas chłodzenia podgrzanych do temperatury punktu Curie stref warstwy wierzchniej [3, 8].

Przy polerowaniu stali podeutektoidalnych w takich warstwach [3] następuje zmniejszenie energii swobodnej tworzącej się fazy αFe , co stwarza warunki do powstawania większej ilości nadmiarowego ferrytu, bądź zmniejszania udziału powstających węglików jako fazy paramagnetycznej w warstwie wierzchniej przedmiotu ze stali nadeutektoidalnej.

Uzyskane wyniki w badaniach eksperymentalnych fizycznych właściwości elementów po polerowaniu magnetościernym, potwierdzają możliwość uzyskania mniejszej zawartości austenitu szczałkowego. Jako przyczynę tej zmiany cech WW należy uznać bezpośredni wpływ pola magnetycznego na ferromagnetyczną stal w temperaturze bliskiej temperaturze punktu Curie. Ponieważ źródło ciepła podczas polerowania magnetościernego jest relatywnie małej wydajności, a wysokie temperatury występują jako tzw. temperatury kontaktowe ziarna fer-

where: U – inner energy, T – surface layer temperature, S – entropy, x_i – generalised coordinate, X – generalised force, ζ – chemical potential, N – number of the system elements.

For such a system $\sum X_i dx_i$ is a work performed against the external forces and, if we neglect the participation of chemical energy ζdN , the value $X_1 = p$, $x_1 = V$ is the work input against the external pressure; $X_2 = \gamma$, $x_2 = P$ is the work input of surface forces, etc., where: p – external pressure, V – system volume, γ – surface force, P – area.

Consequently, for the considered case, where the magnetic field energy is activated, the expression for free energy shall have the following form:

$$F = U - TS + pV - HM \quad (11)$$

where: H – magnetic field intensity, M – magnetisation intensity.

As results from the above, if one of the phases of the system, participating in the transformation, has ferromagnetic properties, the external magnetic field decreases the thermodynamic potential of this phase by the quantity HM , thus resulting in increasing its stability. The phase balance condition in such a one-element system, ignoring the influence of diffusion processes, may be expressed as below:

$$F_1(T, p, H) = F_2(T, p, H) \quad (12)$$

In the case of the phase transformation, in which a paramagnetic austenite as the initial phase passes into the ferromagnetic phase of martensite type [2, 8, 16], the impact of a magnetic field moves the temperature of thermodynamic balance T_0 into the upper range by the quantity:

$$\Delta T = T_0 M_1 H / q \quad (13)$$

2.3. The influence of the magnetic field upon the ferromagnetic surface layer heated in close to Curie point

One of the most important effects of the magnetic fields with intensity of c.a. 1MA/m for a ferromagnetic workpiece during hypo-eutectoid steel grinding is the possibility of influencing the amount of surplus ferrite created during cooling of surface layer heated to temperature close to Curie point temperature [3, 8].

Depending upon carbon contents in this layer [3], the field's impact results in decrease of free energy in occurring αFe , which influences the emission of a larger amount of surplus ferrite in hypo-eutectoid steel, or a decrease of the amount of occurring carbides as paramagnetic phase for steel containing more than 0.8%C carbon.

The obtained results of experimental research of the physical condition of an object after magnetic abrasive machining confirm a possibility of obtaining decrease in residual austenite, and as the reason we should accept the direct influence of magnetic field upon ferromagnetic steel reconstruction near Curie point temperature. As the heat source efficiency in the magnetic abrasive process is low, and the maximum temperature of the surface layer is the contact temperature of abrasive grain with the machined object and it refers to very thin surfaces, modifi-

romagnetycznego z przedmiotem obrabianym, to modyfikacje struktury dotyczą cienkich ok. 100nm stref WW [15].

3. Badania eksperymentalne

Celem badań eksperymentalnych była identyfikacja wpływu pola magnetycznego na strukturę ferromagnetycznego przedmiotu podczas polerowania magnetościernego w trzech charakterystycznych zakresach temperatury wynikających z dociekań modelowych. Weryfikację modelu magnetomechanicznego wpływu pola magnetycznego na warstwę wierzchnią przedmiotu w temperaturze otoczenia przeprowadzono na próbkach badawczych ze stali 100Cr6, o różnej zawartości początkowej austenitu, które poddawano wielokrotnemu przemagnesowaniu w polu magnetycznym o indukcji 0.5T.

W badaniach stosowano próbki w postaci kostki sześcienniej o boku 10mm, w których po określonej liczbie przemagnesowań wyznaczano metodami dyfrakcji rentgenowskiej końcową ilość austenitu szczątkowego w WW [13]. Badania prowadzono na dyfraktometrze TUR-50M z lampą kobaltową Co dla linii dyfrakcyjnej [200]_α.

W celu uniknięcia wpływu wzrostu temperatury próbek na skutek indukcją prądów wirowych, przemagnesowanie odbywało się z niewielką częstotliwością 3.3Hz zapewniającą stałą temperaturę przedmiotu. Wyniki badań przedstawione w Tabeli 1 potwierdzają magnetomechaniczny wpływ pola magnetycznego na austenit szczątkowy w strefie WW o grubości ok. 8-10μm, stwierdzony przy wielokrotnym przemagnesowaniu przedmiotu hartowanego.

Uzyskane wyniki wykazują, że wpływ pola magnetycznego na austenit jest uzależniony od liczby przemagnesowań oraz początkowej zawartości austenitu szczątkowego. Spadek zawartości austenitu szczątkowego w WW po przemagnesowaniu jest tym większy im większa jest indukcja pola, liczba przemagnesowań oraz większa jego zawartość początkowa.

Zmiany składu fazowego WW przedmiotu, wywołane pośrednim wpływem pola magnetycznego na strukturę materiału obrabianego, identyfikowano również metodami dyfrakcyjnymi i jak wykazują uzyskane wyniki przedstawione w Tabeli 2, stopień wywołanych zmian dot. parametrów sieci krystalicznej a_{211} i odległości międzypłaszczyznowych d_{211} (w kierunku krystalograficznym 211) uzależniony jest od indukcji pola magnetycznego, liczby przemagnesowań i czasu przemagnesowania. Na podstawie przytoczonych wyników wykazano, że wzrost indukcji pola magnetycznego oraz wydłużenie czasu cyklu przemagnesowania, przy rosnącej liczbie przemagnesowań powoduje proporcjonalnie wzrastające zmiany parametrów sieci

cations to the surface layer phase composition reach the depth of c.a. 100nm[15].

3. Experimental research

The objective of experimental research was to identify the influence of magnetic field upon the structure of a ferromagnetic object during magnetoabrasive grinding in three specific temperature scopes resulting from model speculations. Verification of the model of the magnetomechanic impact of the magnetic field upon the object's surface layer in the ambient temperature was done experimentally on test samples of 100Cr6 steel, of various initial austenite contents, which were subject to repeated remagnetisation in the magnetic field of induction 0.5T.

The samples used during the research were cubes of the side length 10mm, for which after a specified number of remagnetisations the final amount of the rudimentary austenite in SL was specified using X-ray diffraction [13]. The test was performed with a diffractometer TUR-50M with a cobalt lamp Co for the diffraction line [200]_α.

In order to avoid the influence of the samples temperature increase caused by the eddy currents induction, remagnetisation was done with a very low frequency 3.3Hz guaranteeing the object's fixed temperature. The research results presented in Table 1 confirm the magnetomechanic influence of the magnetic field upon the rudimentary austenite contents in the SL zone of the thickness c.a. 8-10μm, detected after multiple remagnetisation of the hardened object. The research indicated that the influence of magnetic field upon the austenite contents depends upon the number of remagnetisations and the initial rudimentary austenite contents. The decrease of austenite contents after remagnetisation is greater for the greater number of remagnetisations, to a greater degree depending upon the greater contents of the rudimentary austenite.

Changes to the steel phase composition caused by the direct influence of a magnetic field upon the structure of the machines material are detectable with the application of diffraction methods and as proven by the data in the Table 2, the degree of caused changes to the crystal lattice parameters a_{211} and interplanar distances d_{211} (in the crystallographic direction 211) depends upon the magnetic field induction, the number of remagnetisations and remagnetisation time.

On the basis of the results quoted we proved that the increase in the magnetic field induction and the increase in the remagnetisation cycle time, at the increasing number of remagnetisations causes proportionally higher changes in the crystal lattice parameters, accompanied by compressive stress in the researched LS zones.

Tab. 1. Zmiana zawartości austenitu szczątkowego w stali 100Cr6 po cyklicznym przemagnesowaniu w polu magnetycznym o indukcji $B_0 = 0.5T$. [13]
 Tab. 1. Change to the contents of rudimentary austenite in 100Cr6 steel after cyclical remagnetisation in magnetic field of induction $B_0 = 0.5T$.

Temperatura austenitizacji Austenitisation temperature K	Liczba przemagnesowań Number of remagnetisations	Bezwzględna zawartość austenitu szczątkowego Absolute contents of rudimentary austenite V%	Względna zmiana zaw. austenitu po przemagn. Relative change in austenite contents after remagnetisation $\Delta V/V$ %
1120	0	9.3	-
	7200	9.0	3.3
	31000	8.8	5.6
1210	0	24.1	-
	7200	23.2	4.1
	36000	21.4	11.2

Tab. 2. Zmiana sumy naprężeń głównych na powierzchni obrabianej i parametrów siatki krystalicznej po magnetościernej obróbce przedmiotów z hartowanej stali 16MnCr5, HRC54-56

Tab. 2. Change to the sum of main stresses on the machined surface and the crystal lattice parameters after magnetoabrasive polishing of hardened steel objects: 16MnCr5, HRC54-56

Warunki obróbki magnetościernej Magnetoabrasive machining conditions	Suma naprężeń głównych Main stress sum $\sigma_1 + \sigma_2 \rightarrow 211$	Odległość międzyplaszczynowa Interplanar distance $d_{211}, \text{Å}$	Parametr siatki krystalograficznej Crystal lattice parameter $a_{211}, \text{Å}$
Po szlifowaniu After grinding	Poziom odniesienia Reference level	1,171227	2,868991
$B_e = 1,5 \text{ T}$ – indukcja / reference level $n_p = 1266$ - liczba przemagnesowań PO / number of remagnetisations $t_p = 31,5 \text{ ms}$ – czas cyklu przemagnesowania remagnetisation cycle time	- 291 MPa	1,171982	2,87076
$B_e = 0,55 \text{ T}$ $n_p = 1266$ $t_p = 31,5 \text{ ms}$	- 276 MPa	1,171943	2,87066
$B_e = 0,55 \text{ T}$ $n_p = 2666$ $t_p = 1,5 \text{ ms}$	- 194 MPa	1,171734	2,87015

krystalicznej, którym towarzyszą naprężenia ściskające w badanych strefach WW.

Ponieważ po szlifowaniu jako obróbce poprzedzającej polerowanie magnetościerne w WW przedmiotu występują na ogół naprężenia rozciągające, to wpływ pola magnetycznego podczas obróbki magnetościernej stwarza możliwości uzyskania naprężeń ściskających, bardziej korzystnych ze względu na procesy eksploatacyjne (tabela 2). Na tej podstawie można wnioskować, że zmniejszanie się ilości austenitu szcążkowego podczas polerowania magnetościernego hartowanych przedmiotów wywołane jest pośrednim, magnetomechanicznym oddziaływaniem pola magnetycznego.

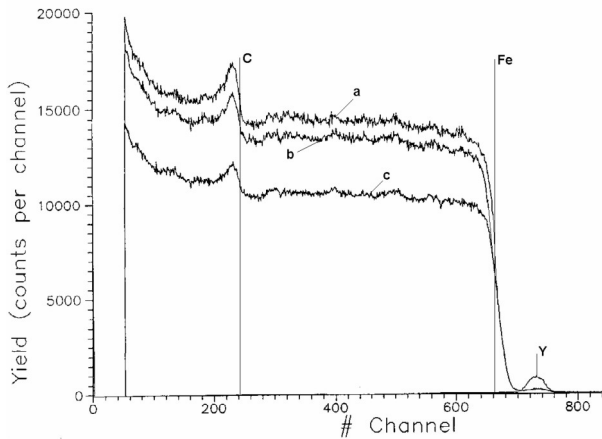
Również wyniki badań uzyskane metodą RBS (Rutherford Beam Spectroscopy), wykorzystującą oddziaływanie cząstek alfa z ciałem, stałym potwierdzają zmiany struktury WW przedmiotów polerowanych magnetościerne (rys.3). W badaniach metodą RBS stosowano cząstkę alfa o energii 4900keV, co umożliwiło pozyskanie informacji o zmianach strukturalnych WW do głębokości ok. 4 μm . Informację uzyskuje się na podstawie widma wstecznie rozproszonych cząstek zliczanych w poszczególnych kanałach energetycznych [1]. Uzyskane wyniki potwierdzają zmianę koncentracji atomów węgla C i żelaza Fe, co dowodzi przemian strukturalnych w WW. Prezentowane wyniki świadczą o przebudowie struktury WW zależnie od fazy obróbki, od stanu przed obróbką, do stanu po szlifowaniu i polerowaniu magnetościernym. Uzyskane wyniki są zbieżne z wynikami badań metodą dyfrakcji rentgenowskiej. Prezentowane wyniki jednoznacznie wykazują, że w WW przedmiotu po polerowaniu magnetościernym zachodzą istotne zmiany, których interpretację umożliwiają przytoczone modele formalne. Dla jednoznacznego określenia typu zachodzących zmian w WW przedmiotu przeprowadzono następnie badania strukturalne metodą spektroskopii mosbauerowskiej.

Spektroskopia mosbauerowska elektronów konwersji umożliwia określenie rodzaju faz materiału oraz zawartości fazowej, co zostało wykorzystane do określenia zmian w warstwie o grubości ok. 100 nm próbek ze stali HS6-5-2 po polerowaniu magnetościernym. Przykład uzyskanych wyników przedstawia rys. 4. Otrzymane widmo mosbauerowskie elektronów konwer-

As after grinding as machining preceding magnetoabrasive polishing in the object SL there is in general tensile stress, the influence of the magnetic field during magnetoabrasive machining provides possibilities of obtaining compressive stress, more favourable due to usage processes (table 2).

Also the results of research obtained through RBS (Rutherford Beam Spectroscopy), using the impact of alpha particles with a solid body confirm the changes to the surface layer structure in objects subject to magnetoabrasive polishing (fig. 3). In the tests with the application of the RBS method alpha particles were used with the energy 4900 keV, which allowed for obtaining information on the surface layer structural changes up to the depth of c.a. 4 μm . The information is obtained on the basis of the spectrum of backscattered particles counted in individual energy channels [1]. The results obtained confirm the change of carbon and iron atoms concentration, which proves the structural changes to the surface layer. The presented results give evidence of the surface layer structure rebuilding depending of the processing phase, from the condition before the processing to magnetoabrasive polishing and grinding. Thus obtained results are convergent with the test results obtained through X-ray diffraction. On such basis one can draw up a conclusion that during magnetoabrasive machining of hardened steel objects the detected decreasing amount of rudimentary austenite is caused by the impact of both mechanical and magnetic factors.

Mössbauer spectroscopy of conversion electrons allowing for describing type of phases and steel phase composition was in turn used to assess the modifications of phase composition of the zones at the depth of c.a. 100 nm. Examples of results have been presented in fig. 4. The obtained Mössbauer spectra of conversion electrons (CEMS) for the state before and after magnetic abrasive polishing indicate a considerable decrease in the amount of rudimentary austenite (γFe – the central peak of the spectrum). Consequently, one should assume that the magnetic field decreases the amount of paramagnetic phase only of the part of the workpiece surface layer that reaches high temperature, close to Curie point [5, 16]. Accordingly, a constant magnetic field influencing the object's surface layer zone, being placed in high temperature, results in decreasing the amount

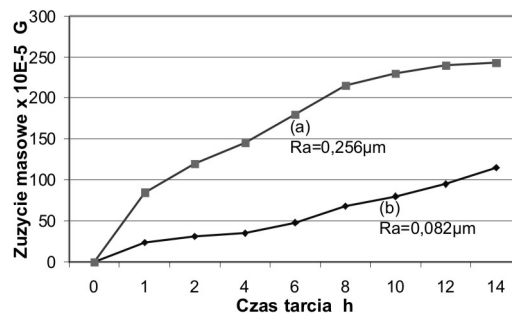


Rys. 3. Widma energetyczne cząstek alfa o energii początkowej 4900keV, rozproszonych pod kątem 150°, zmierzone dla próbek stali 100Cr6 w stanie: a) po hartowaniu – przed obróbką, b) po szlifowaniu, c) po polerowaniu magnetościernym

Fig. 3. Energetic spectra of alpha particles at initial energy of 4900 keV, backscattered at angle of 160 deg were measured for samples 100Cr6 steel: a)- after hardening, b)- after grinding, c)- after magnetoabrasive polishing

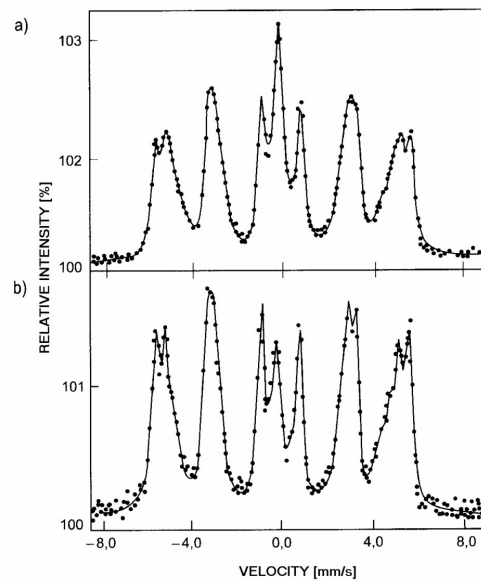
si (CEMS) [4] dla stanu przed polerowaniem magnetościernym i po takim polerowaniu, wykazuje istotne zmniejszenie zawartości austenitu szczytkowego (γ Fe – pik w centrum widma). Jak zatem wynika z interpretacji modelowej, pole magnetyczne zmniejsza zawartość fazy paramagnetycznej w WW przedmiotu podczas polerowania magnetościernego tylko w tym przypadku gdy temperatura rozpatrywanej strefy osiągnie temperaturę punktu Curie [5, 16]. Stosownie do uzyskanych danych można stwierdzić, że stałe pole magnetyczne działając na strefy warstwy wierzchniej znajdujące się w wysokiej temperaturze powoduje zmniejszenie ilości szczytkowego austenitu, zwiększając tym samym udział procentowy martenzytu. Badania mikrotwardości powierzchni hartowanych krążków dogniatających, polerowanych magnetościernie wykazują wzrost mikrotwardości o ok. 30-50% w porównaniu do mikrotwardości krążków niepolerowanych w skali makroskopowej, odpowiednie zmiany struktury i składu fazowego WW uzyskane w badaniach, potwierdzone badaniami mikrotwardości znajdują swe uzasadnienie w procesach eksploatacji.

Badania eksploatacyjne przeprowadzono na maszynie do tarcia z przeciwpróbką wykonaną z hartowanej stali 55 w kąpielii oleju maszynowego. Wyniki badań zużycia masowego próbek uzyskane podczas testów tarcia zaprezentowano na rys. 5. Wyniki jednoznacznie wykazują kilkukrotny wzrost odporności na zużycie ściernie próbek polerowanych magnetościernie w porównaniu do próbek szlifowanych, zwłaszcza w początkowym okresie procesu tarcia. Uzasadnienie szczególnego



Rys. 5. Zależność zużycia masowego od czasu tarcia dla próbek ze stali 16MnCr5, twardość 62HRC, (a)- po szlifowaniu, (b)- po polerowaniu magnetościernym. Obciążenie 50N, prędkość tarcia $v=1.25$ m/s

Fig. 5. Relationship of mass wear from the friction time, for samples of 16MnCr5 steel, hardness 62HRC, (a)- after grinding, (b)- after magnetoabrasive polishing. The load 50 N, friction speed $v=1.25$ m/s



Rys. 4. Widmo mosbauerowskie elektronów konwersji (CEMS) dla stali HS6-5-2: przed (a) oraz po polerowaniu magnetościernym (b)

Fig. 4. Mössbauer spectra of conversion electrons(CEMS) for HS6-5-2 steel: (a)- before, (b)- after magnetoabrasive polishing

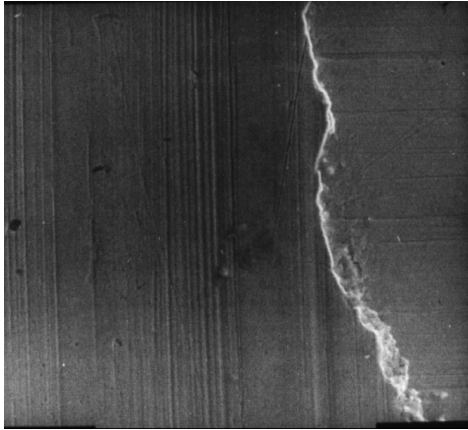
of rudimentary austenite in this zone as well as increase in martensite amount.

The research in microhardness on the surface of rollers made of hardened steel, then ground and polished with magnetoabrasive method reveal c.a. 30-50% increase in microhardness in comparison to their condition before magnetoabrasive polishing.

Consequently, the presented results of research, referring to changes of structural properties and phase composition of surface layer zones, have been confirmed with results of microhardness on macroscopic scale. Operating research was performed with an abrasive machine, in machine oil bath, with a counter-sample made of hardened steel 55. Fig. 5 presents the results of the sample mass wear research during friction tests. The results obtained indicate at several times' increase in the abrasive wear resistance in samples subject to magnetoabrasive polishing, in particular in the initial period of the abrasive process, in comparison to the polished samples.

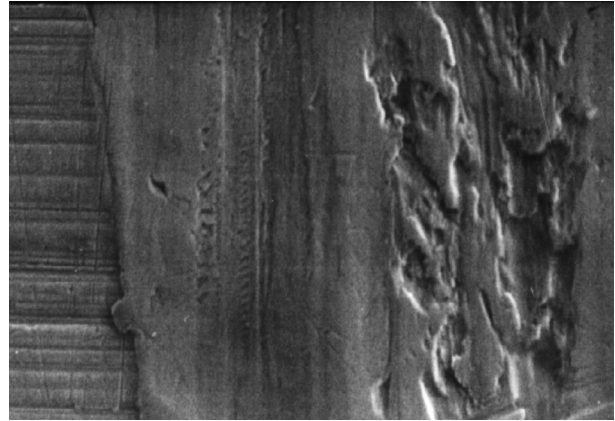
Justification of such abrasive process course can be found in the photographs (Fot.1., Fot.2) of the wear traces occurring in the samples. In the presented photographs of the friction surface sections one may see a characteristic smooth wear trace created in the samples subject to magnetoabrasive polishing, favourable for slow wear and intense wear of samples subject to polishing only, by adhesive couplings, with no further magnetoabrasive polishing.

przebiegu tarcia można znaleźć na śladach wytarcia powstających na próbkach (fot.1, fot.2). Na prezentowanych fragmentach powierzchni tarcia można dostrzec charakterystyczny gładki ślad wytarcia tworzony na próbkach polerowanych magnetościernie, sprzyjający wolnemu zużyciu oraz intensywne zużywanie się próbek szlifowanych poprzez tworzenie szperein adhezyjnych.



Fot.1. Powierzchnia tarcia, w części środkowej śladu zużycia na próbce polerowanej magnetościernie. Stal 16MnCr5. Pow.x500

Fot.1. Surface of friction in central part of trace of wear on magnetically polished sample. 16MnCr5 steel. Magn. x500.



Fot.2. Powierzchnia tarcia, w części środkowej śladu zużycia na próbce szlifowanej. Stal 16MnCr5. Pow.x500

Fot.2. Surface of friction in central part of trace of wear on grinding sample. 16MnCr5 steel. Magn. x500.

4. Dyskusja wyników

Jednym z ważniejszych rozstrzygnięć możliwych na tym etapie wiedzy jest ocena przydatności modeli analitycznych przedstawionych w pierwszej części pracy i skonfrontowanie wyników uzyskanych na modelu z wynikami eksperymentalnymi. Jak zatem wynika z modelu warstw wierzchnich odnoszącego się do temperatury otoczenia wyrażonego równaniem (9), gdy przyjąć dla austenitu w stali $\mu = \mu_1 = \mu_0$, gdzie: μ_0 – współczynnik względnej przenikalności magnetycznej dla powietrza, a dla martenzytu $\mu_m = \mu_2 = \mu_r \mu_0 = 10^4$ (żelazo) to przy założeniu, że ferromagnetyczny przedmiot znajduje się w polu magnetycznym o indukcji $B = B_{nl} = 1T$, wielkość ciśnienia rozwarstwiającego z równania (9) wyniesie 4 MPa.

Potwierdzona eksperymentalnie przemiana fazowa austenitu w martenzyt związana z przebudową sieci krystalicznej, od płasko centrowanej dla austenitu, do przestrzennie centrowanej dla martenzytu, wymaga przy założeniu współczynnika Poissona $\nu = 0.28$ i modułu Younga $E = 21.1 \times 10^4$ MPa, ciśnienia hydrostatycznego wynoszącego 2560 MPa [16].

Porównanie obydwu wielkości wskazuje, że ciśnienie rozwarstwiające wywołane wpływem pola magnetycznego jest trzy do czterech rzędów wielkości mniejsze od ciśnienia wymaganego do przebudowy sieci. Należy jednak uwzględnić fakt, że austenit szcążkowy w temperaturze otoczenia ma wysoką energię nadmiarową i występuje w stanie metastabilnym, a granice fazowe pod wpływem pola magnetycznego podlegają naprężeniom rozciągającym, co sprzyja dalszej przemianie martenzytycznej w temperaturze otoczenia. Zatem wpływ pola magnetycznego na strukturę hartowanej stali w temperaturach zbliżonych do temperatury otoczenia, można uznać nie tyle jako czynnik sprawczy lecz inicjujący przemiany które odbywają się kosztem zgromadzonej energii w przedmiocie.

4. Discussion

One of the more important verdicts possible to arrive at the stage is the evaluation of the usefulness of analytical models presented in the first part of the work and confronting the results obtained on the model with experimental results. Accordingly, as results from the surface layer model referring to the ambient temperature expressed at the equation (9), if we assume for the austenite medium in steel $\mu = \mu_1 = \mu_0$, where: μ_0 – the relative magnetic permeability ratio for air and for martensite $\mu_m = \mu_2 = \mu_r \mu_0 = 10^4$ (iron), when assuming that a ferromagnetic object is placed in a magnetic field of the induction $B = B_{nl} = 1T$, the amount of stratification pressure from the equation (9) shall be 4 MPa.

Phase transformations of austenite into martensite related with the reconstruction of the crystal lattice from 2D-centered for austenite to 3D-centered for martensite require for assuming the Poisson ratio $\nu = 0.28$ and Young module $E = 21.1 \times 10^4$ MPa, hydrostatic pressure equal 2560 MPa [16].

Comparison of these 2 quantities indicates that stratification pressure caused by the influence of magnetic field is three to four orders of magnitude smaller than the pressure needed for the network restructuring.

However, one should take into account the fact that rudimentary austenite in the ambient temperature has high excess energy and occurs in metastable state, while phase borders under the influence of the magnetic field are subject to tensile stress which is favourable for further martensite transformation in the ambient temperature. Consequently, the influence of a magnetic field upon the hardened steel structure in temperatures close to the ambient temperature may be accounted not as much as the causing factor, but the one initiating the changes happening at the costs of the energy accumulated in the object.

W zakresie temperatur odpowiadających przemianie martenzytycznej 873 K –1173 K, podniesienie temperatury początku przemiany martenzytycznej określone zostało wyrażeniem (12). Uwzględniając równanie (13) można określić przesunięcie początku przemiany martenzytycznej, które jest proporcjonalne do natężenia pola magnetycznego i dla stali węglowej wynosi 4K w polu magnetycznym o natężeniu 1600 kA/m, przy tym $T_o = 500$ K, a $q/M_1 = 420$ MJ/m³ [16]. Z zależności (11) wynika, że pole magnetyczne w przemianie fazowej od stanu paramagnetycznego do ferromagnetycznego rozszerza zakres temperatury istnienia fazy ferromagnetycznej (w ogólności tej z dwu faz ferromagnetycznych, która posiada lepsze właściwości magnetyczne).

Jak z powyższych danych wynika, ten rodzaj wpływu pola magnetycznego o natężeniach ze wspomnianego wyżej przedziału jest mały i mieści się w granicach błędu oceny zawartości austenitu. Tylko w ekstremalnie silnych polach magnetycznych rzędu kilkunastu MA/m, energia MH osiąga odpowiednio dużą wielkość i może istotnie modyfikować energię swobodną martenzytu (fazy ferromagnetycznej) i austenitu (fazy paramagnetycznej).

Natomiast dla stref WW znajdujących się w zakresie temperatur zbliżonych do temperatury punktu Curie, gdzie przy samoistnym chłodzeniu przedmiotu występuje przemiana fazy paramagnetycznej w ferromagnetyczną, wymagane jest opracowanie adekwatnego modelu analitycznego. Dla tego zakresu temperatury badania eksperymentalne wykazują istotne zmniejszenie zawartości austenitu szczytkowego w ok.100nm strefie WW przedmiotu.

5. Wnioski

1. W procesie eksploatacji elementów po polerowaniu magnetościernym w porównaniu do obróbki szlifowaniem, uzyskuje się kilkukrotny wzrost trwałości par trących.
2. Podczas polerowania magnetościernego hartowanego przedmiotu konstituowane są naprężenia ściskające ze strefą WW o zwiększonej ilości martenzytu, co w technicznych zastosowaniach sprzyja podniesieniu trwałości par trących.
3. Jako przyczyny powodujące zmianę cech fizycznych stref WW należy uznać magnetomechaniczny i strykcyjny wpływ pola magnetycznego na ferromagnetyczny przedmiot oraz zmniejszanie się energii swobodnej fazy ferromagnetycznej stali w zakresie temperatury punktu Curie.
4. Przedstawione modele formalne wpływu pola magnetycznego na strefy WW hartowanego przedmiotu obrabianego, umożliwiają interpretację zmian fizycznych cech stref przypowierzchniowych przedmiotu w każdym z charakterystycznych przedziałów zmienności temperatur towarzyszących polerowaniu magnetościernemu.
5. Jak wynika z modelu wpływu pola na przemianę martenzytyczną w stali, nowe możliwości wpływu na strukturę polerowanej magnetościernie hartowanej stali pojawiają się przy stosowaniu super silnych pól magnetycznych, o indukcji rzędu kilkudziesięciu Tesli.

In the range of temperatures corresponding to the martensite transformation 873 K –1173 K, increasing the temperature of the martensite transformation beginning is provided on the equation (12). Including the expression (13) we may state that in assumed conditions the shift of the martensite transformation temperature is proportional to the magnetic field intensity and for carbon steel it is equal 4 K [16] in a magnetic field of the intensity 1600 kA/m, at $T_o = 500$ K and $q/M_1 = 420$ MJ/m³. From this relationship (11), we may also state that a magnetic field for the phase transformation from paramagnetic to ferromagnetic extends the temperature range for the ferromagnetic phase existence (in general this one of the two ferromagnetic phases which has greater magnetic intensity).

As the above results indicate, this influence for the field with intensities mentioned above is minor and places within the estimation error e.g. of the martensite contents in steel. Only in extremely strong magnetic fields of several dozens MA/m, the energy MH reaches high values and may considerably modify the free energy of martensite (ferromagnetic phase) and austenite (paramagnetic phase).

However, for SL zones in the temperature range close to Curie point, for which during the workpieces spontaneous cooling there is the transformation of the paramagnetic phase into the ferromagnetic one, it is necessary to prepare an adequate analytical model, not existing at the moment. For this temperature range the experimental research (Mössbauer spectroscopy) indicates at significant decrease of the rudimentary austenite contents on such SL depths (c.a.100nm), where the temperature during magnetoabrasive machining was above Curie point temperature.

5. Conclusions

1. In process of exploitation of elements after magnetoabrasive polishing in comparison to grinding treatment, the multiple was got the growth of durability the friction pair.
2. During magnetoabrasive polishing of hardened object compressive stress is constituted with zone the SL about enlarged quantity of martensite, what in certain technical applications favourable for the friction pairs durability,
3. As the causes of physical features changes in SL zones one can account the magnetomechanical and striction influence of magnetic field upon a ferromagnetic object and decrease - under the influence of the magnetic field - the free energy of the occurring ferromagnetic phase of steel within the range of Curie temperature, during cooling of LS zones heated to maximum temperatures,
4. The presented analytical models of the influence of magnetic field upon SL zones of a hardened workpiece allow for the interpretation of physical features of surface-adjacent zones of the object in each of characteristic intervals of temperature changeability accompanying magnetoabrasive polishing and allow for creating new research directions,
5. Completely new possibilities concerning the influence upon steel subject to magnetoabrasive polishing arise together with the application of super-strong magnetic fields of the induction reaching several dozen Tesla.

6. References

1. Alford LT, Feldman L C, Mayer J W. Fundamentals of Nanoscale Film Analysis. Springer 2007.
2. Bernstein M L, Puotowoj W M. Tiermičeskaja obrabotka stalnych izdelij w magnitnom pole. Moskwa: Mašinostrojenje, 1987.
3. Fields R, Graham C D. Effect of high magnetic fields on the martensite transformation. Metallurgical Transactions 1976;7(5).
4. Stanek P J, Gawlik J, Wantuch E, Bińczycka H. Surface modifications of upgraded high speed steel. Hyperfine Interactions 1994; 92:1355-1360
5. Galej M T, Asichmin W S. Izučenie vlijania magnitnowo pola na stojkost bystrorežuščewo instrumenta. Stanki i Instrument 1981; 4.
6. Kim J D, Choi M S. Development of the magneto-electrolytic-abrasive polishing system (MEAPS) and finishing characteristics of a Cr – coated roller. International Journal of Machine Tools and Manufacture. Elsevier 1997;37(7).
7. Karpuschewski B, Byelyayew O, Maliboroda V S. Magneto-abrasive machining for the mechanical preparation of high-speed steel twist drills. Manufacturing Technology - CIRP Annals 2009; 58(1).
8. Markow S I. Issledowanie vlijania postojannowo magnitnowo polja na kinetiku fazowych prevraščeniij strukturu i mehaničeskije svojstva konstrukcionnych stalej. CNIITMAS, 1970.
9. Purcell E M. Elektryczność i magnetyzm. Warszawa: PWN, 1971.
10. Rawa H. Elektryczność i magnetyzm w technice. Warszawa: PWN, 1996.
11. Sadowskij W D, Fokina E A. Ostatočnyj austenit w zakaliennoj stali. Moskwa: Nauka, 1986.
12. Sakulevic F Ju. Osnovy magnitno-abrazivnoj obrabotki. Minsk: Nauka i Technika, 1981.
13. Wantuch E, Skrzypek S. The possibility a Wear Resistance Increasing of the Machine Parts by Using the Magneto- Abrasive Treatment. Materiały II międzynarodowej konferencji SCHLEIFEN II: Brno 1987.
14. Wantuch E T, Lutze H G. Magnetabrasive Bearbeitung. Zeitschrift fuer wirtschaftlichen Fabrikbetrieb 2002; 97(5):231- 237.
15. Wantuch E. Magnetic Field Influence Upon a Ferromagnetic Object During Magnetoabrasive Polishing. Proceedings of International Conference on Leading Edge Manufacturing in 21 st Century 2003. Tokyo: Japan Society of Mechanical Engineers.
16. Van Vlack L H. Materials Science for Engineers. The University of Michigan: Addison-Wesley Publishing Company, 1974.

Prof. dr hab.inż. Edward WANTUCH

AGH, Wydział Inżynierii Mechanicznej i Robotyki
al. A. Mickiewicza 30, 30-059 Kraków
e-mail: ewantuch@agh.edu.pl

Dr Bogusław RAJCHEL

Instytut Fizyki Jądrowej PAN im. H. Niewodniczańskiego
ul. Radzikowskiego 152, 31-342 Kraków
boguslaw.rajchel@ifj.edu.pl

Prof. dr hab.inż. Tadeusz BURAKOWSKI

Instytut Mechaniki Precyzyjnej w Warszawie
ul. Duchnicka 3, 01-796 Warszawa

Prof. dr hab.inż. Jacek ROŃDA

AGH, Wydział Inżynierii Metali i Informatyki Stosowanej
al. A. Mickiewicza 30, 30-059 Kraków
e-mail: jacekronda@yahoo.co.uk
