

NAPRĘŻENIA WŁASNE A ROZKŁAD DEFJEKTÓW KRYSTALOGRAFICZNYCH W PŁYTKACH Cz-Si PO TECHNOLOGII CMOS

T. Piotrowski, W. Jung

Instytut Technologii Elektronowej, Warszawa, Al. Lotników 32/46

Defects generation was analysed on oxidised and diffused wafer regions. Wafers with different device yield and electrical characteristics were compared to the defects distribution. The best electrical characteristics were measured on devices placed in the distance of about 0.65 radius from the wafer centre. Stress distributions resulting from intrinsic stress for various assumed temperature distributions were calculated. The temperature distributions were assumed in theory to obtain stress distributions experimentally observed. Photoelastic methods were applied for investigation of intrinsic stress distributions in specially prepared two - side polished wafers, while for typical production wafers stress distributions were obtained from flatness parameters measurements resulting mainly for proper polishing process from hardness changes. Crystallographic defects are not observed experimentally on all specific for CMOS processes regions where the stress value is the same, but they are observed in the regions where the total energy stress value is the largest.

Przyczyny pojawiania się naprężeń własnych w płytkach krzemowych. Jednym z głównych czynników pojawiania się naprężeń własnych w kryształach jest nierównomierne nagrzewanie [2,3]. W wyniku gradientów temperatury zarówno promieniowych jak i wzdłuż osi wyciągania kryształu, powstaje złożony rozkład naprężeń własnych w wyciągniętym kryształach, który w części pozostaje także w płytkach z pociętego monokryształu. Przyjmujemy tutaj, że grubość płytki wyciętej z takiego

kryształu jest dostatecznie mała by przyjąć jednorodny rozkład naprężeń w głąb i rozważać zagadnienia rozkładu temperatury i naprężeń we współrzędnych dwuwymiarowych.

Niejednorodny rozkład temperatury występuje nie tylko przy monokrystalizacji ale także przy powtarzających się technologicznych cyklach termicznych i operacjach wsuwania i wysuwania płytek z pieców. Występujące gradienty temperatury, przy promieniowym kierunku ogrzewania płytki zależą od wysokości stosowanych temperatur, wielkości płytek krzemowych i szybkości wsuwania i wysuwania kaset z płytkami. Różnica temperatur między brzegiem a środkiem płytki może dochodzić w skrajnych przypadkach do 400°C i stawać się przyczyną pojawiania się dyslokacji lub poślizgów [2,4].

Innym czynnikiem wywołującym naprężenia własne w płytkach krzemowych są procesy wytwarzające niejednorodności warstwowe charakteryzujące się odmienną od krzemu termiczną rozszerzalnością liniową. Typowym przykładem takich niejednorodności są warstwy dwutlenku krzemu, azotku, polikrzemu, warstwy epitaksjalne, warstwy zagrzebane, warstwy metaliczne, szkliwa [5,6]. Poziom występujących naprężeń na granicy faz osiąga wartość 100 Mpa.

Do nieco odmiennej kategorii niejednorodności warstwowych zaliczyć można niejednorodności związane z dyfuzją różnych pierwiastków w matrycę krzemową, czy implantację tych pierwiastków. Zjawisko generacji defektów na granicy warstwa podłoże zwiększa się przy występowaniu defektów krawędziowych związanych z procesami wytwarzania struktury przyrządów [7]. Innym czynnikiem wpływającym na rozkład i wartość naprężeń własnych w płytkach krzemowych są wszelkiego typu wytrącenia, spośród których największą rolę odgrywają skupiska fazowe związane z tlenem. Przemiany oraz rozrost wytrąceń tlenkowych w funkcji temperatury i czasu prowadzą do

pojawienia się defektów krystalograficznych nawet w obszarach, w których gradienty temperatury są nieznaczne. Naprężenia takie są funkcją koncentracji domieszki, stanu przesylenia, współczynnika rozszerzalności termicznej, zmian objętości w wyniku przemiany fazowej [8]. Wynikowy stan naprężeń własnych w płytce i wielkość tych naprężeń mają zasadniczy wpływ na rozkład gęstości defektów strukturalnych na parametry elektryczne poszczególnych przyrządów, a ostatecznie na końcowy uzysk przyrządów i ich niezawodność.

Pomiary rozkładu naprężeń w płytkach krzemowych

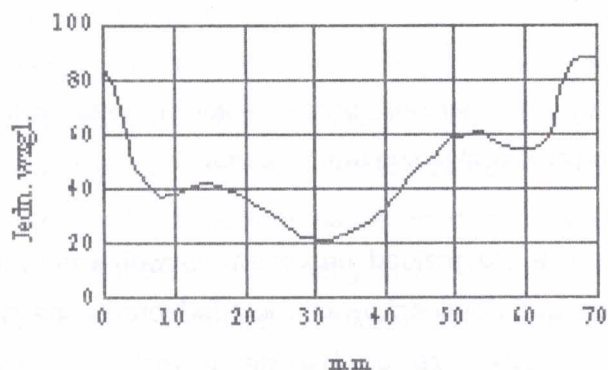
Istnieje szereg metod pomiaru rozkładu naprężeń, które można zastosować do pomiaru naprężeń w płytkach krzemowych. Jedną z prostszych metod pozwalających na obserwację zmian naprężeń po procesach technologicznych wprowadzających niejednorodności warstwowe jest pomiar krzywizny płytki krzemowej. Pomiar taki daje dobre rezultaty przy ocenie naprężeń wprowadzanych przez proces jednostronnego utleniania, jednostronnej dyfuzji czy metalizacji. Przy procesach wywołujących niejednorodności warstwowe dwustronnie nie może być stosowany, a także nie można go wykorzystać do określenia naprężeń w płytkach, które poddano później procesom obróbki mechanicznej płaskości.

Inne stosowane metody pomiaru naprężeń, to pomiary elastometryczne stosowane powszechnie dla ciał przezroczystych w świetle widzialnym, ale także stosowane do ciał przezroczystych w podczerwieni, metody elipsometryczne określające wartości współczynnika załamania, metody rentgenowskie określające parametry sieci krystalograficznej, pomiary absorpcyjne i ramanowskie. Ponadto istnieje szereg innych metod pozwalających, poprzez pomiar parametrów mechanicznych lub elektrycznych zależnych od naprężeń, na ich określenie. W tej pracy do określania rozkładu naprężeń w płytkach o grubości większej niż 2 mm,

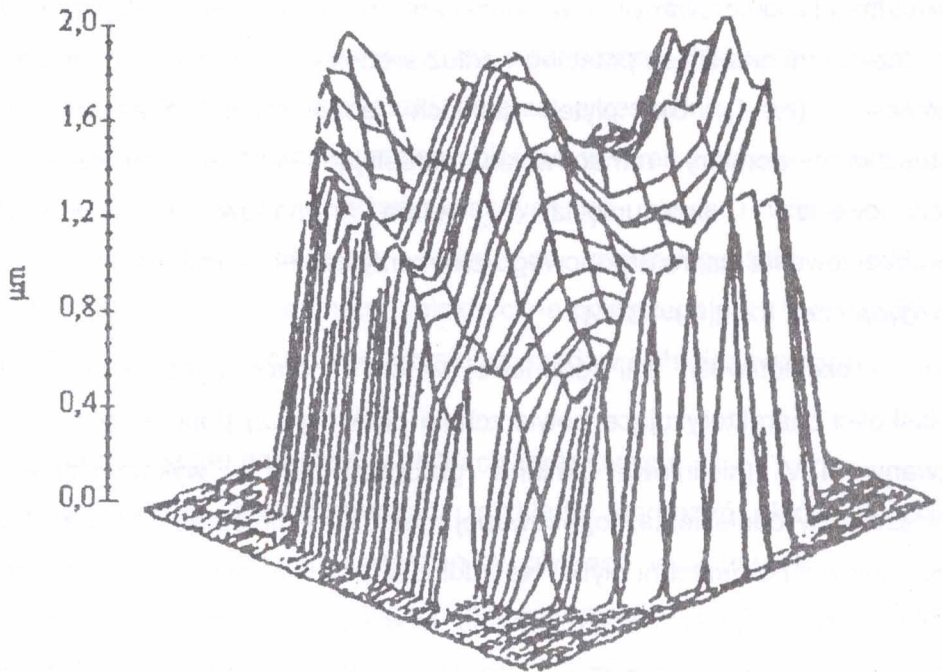
dwustronnie polerowanych, wykorzystano pomiary elastometryczne w podczerwieni określając przebieg wzdłuż średnicy płytki różnicy naprężeń głównych (rys.1). Dla płytek cienkich jednostronnie polerowanych stosowano pomiary ramanowskie określając wartość naprężeń z fononowego przesunięcia widma ramanowskiego odbicia promieniowania lasera argonowego z wykorzystaniem zależności :

$$\sigma \text{ (dyna / cm}^2\text{)} = 2,49 \cdot 10^9 \cdot \Delta\nu$$

(ν - częstotliwość linii fononowej w cm^{-1}), oraz globalne pomiary płaskości charakteryzujące powierzchnię płytki (rys.2) poprzez parametr zwany NTV (nieliniowa zmiana grubości) [9] z wykorzystaniem płaszczyzny odniesienia dopasowanej metodą najmniejszych kwadratów do czołowej powierzchni płytki. Na zdolność polerowania się określonych miejsc płytki wywiera wpływ lokalna twardość, będąca funkcją stanu naprężeń w tym obszarze ; zatem z pomiaru płaskości można wnioskować o rozkładzie naprężeń w monokrystalicznych płytkach krzemowych poddanych procesom polerowania.



Rysunek 1. Zmiany wartości różnicy naprężeń głównych wzdłuż średnicy płytki krzemowej grubości 1 cm, uzyskane z pomiaru elastooptycznego



Rysunek 2. Perspektywny obraz zmian płaskości bez korelacji klinowatości (parametr NTV), polerowanej strony wyjściowej płytki krzemowej o grubości około $400\ \mu\text{m}$.

Rozkład naprężeń w cienkiej płytce kołowej przy symetrycznym względem środka płytki rozkładzie temperatury.

Zakładając wstępnie, że rozkład naprężeń wywoływany nałożonymi warstwami i procesami domieszkowania jest jednorodny na całej płytce, można przyjąć założenie, że o charakterze rozkładu naprężeń i o charakterze rozkładu defektów krystalograficznych na płytce decydować będzie rozkład temperatury występujący na płytce podczas procesów technologicznych. Rozkład temperatury w płytce i wartość występującego gradientu temperatury są zależne od rozkładu i wartości temperatury w piecu, sposobu i szybkości studzenia płytek, ale także od właściwości

płytek takich, jak rozkład domieszek, zanieczyszczeń, wytrażeń itp. wpływających na zmiany emisyjności i przewodności cieplnej.

W tej pracy przyjęto do obliczeń pewien efektywny rozkład temperatury na płytce krzemowej odpowiadający za rozkład naprężeń w wyjściowej płytce krzemowej. Rozkład temperatury na płytce w termicznych procesach wytwarzania struktur półprzewodnikowych będzie podobny do rozkładu temperatury, który wystąpił na obszarze odpowiadającym tej płytce w procesie wytwarzania, wywołując tam odpowiedni stan naprężeń. Badając zatem rozkład naprężeń wewnętrznych w wyjściowej płytce krzemowej można wnioskować o powodującym je efektywnym rozkładzie temperatury, a zakładając podobieństwo rozkładów temperatury w piecach (typowe rozkłady, paraboliczne), wyznaczyć prawdopodobne rozkłady naprężeń. Przy powyższych założeniach obliczano rozkłady naprężeń własnych w monokrystalicznej płytce krzemowej wynikające z kołowo symetrycznych rozkładów temperatury na płytce krzemowej.

Rozkłady te wyznaczano przyjmując określoną różnicę temperatur między brzegiem i środkiem płytki oraz efektywny rozkład temperatury wzdłuż promienia uwzględniający takie czynniki wpływające na rozkład i wartość naprężeń, jak zmienne emisyjne właściwości płytki, zmienne przewodnictwo cieplne, zmienną rozszerzalność cieplną o takim charakterze jaki wynikał z rozkładu naprężeń w płytce wyjściowej.

Założmy rozkład temperatury symetryczny względem środka płytki, dobrany tak, aby w rezultacie obliczeń otrzymać przebieg różnicy naprężeń głównych zbliżony do jednego z uzyskanych doświadczalnie (zob. rys.2) oraz różnicę temperatur brzeg płytki - środek równą Δ , wyrażający się zależnością :

$$T(r) = \Delta \left[6 \left(\frac{r}{R} \right)^6 - 8,5 \left(\frac{r}{R} \right)^4 + 3,5 \left(\frac{r}{R} \right)^2 \right]$$

Naprężenia σ_r i σ_θ [10], obliczone dla powyższej funkcji rozkładu temperatur mają postać:

$$\begin{aligned}\sigma_r &= \alpha E \left\{ \frac{1}{R^2} \int_0^R T(r) r dr - \frac{1}{r^2} \int_0^r T(r) r dr \right\} = \\ &= \frac{1}{24} \alpha E \Delta \left[5 - 18 \left(\frac{r}{R} \right)^6 + 34 \left(\frac{r}{R} \right)^4 - 21 \left(\frac{r}{R} \right)^2 \right] \\ \sigma_\theta &= \alpha E \left[-T(r) + \frac{1}{R^2} \int_0^R T(r) r dr + \frac{1}{r^2} \int_0^r T(r) r dr \right] = \\ &= \frac{1}{24} \alpha E \Delta \left[5 - 126 \left(\frac{r}{R} \right)^6 + 170 \left(\frac{r}{R} \right)^4 - 63 \left(\frac{r}{R} \right)^2 \right]\end{aligned}$$

Różnica naprężeń głównych wynosi:

$$\sigma_r - \sigma_\theta = \alpha E \Delta \left[108 \left(\frac{r}{R} \right)^6 - 136 \left(\frac{r}{R} \right)^4 + 42 \left(\frac{r}{R} \right)^2 \right]$$

gdzie:

R - promień płytki, r - odległość po promieniu od środka płytki, $T(r)$ - rozkład promieniowy temperatury, Δ - różnica temperatur (brzeg-środek płytki), E - moduł sprężystości podłużnej, α - współczynnik rozszerzalności termicznej.

Wykres zmian energii deformacji wyrażonej przez składowe naprężenia w danym kierunku określonym kątem θ , wyraża się zależnością:

$$V_0 = \frac{1}{2E} (\sigma_x^2 + \sigma_y^2) - \frac{\nu}{E} \sigma_x \sigma_y + \frac{1}{2G} \sigma_{xy}^2$$

gdzie ν - liczba Poissona, G - moduł Kirchoffa,

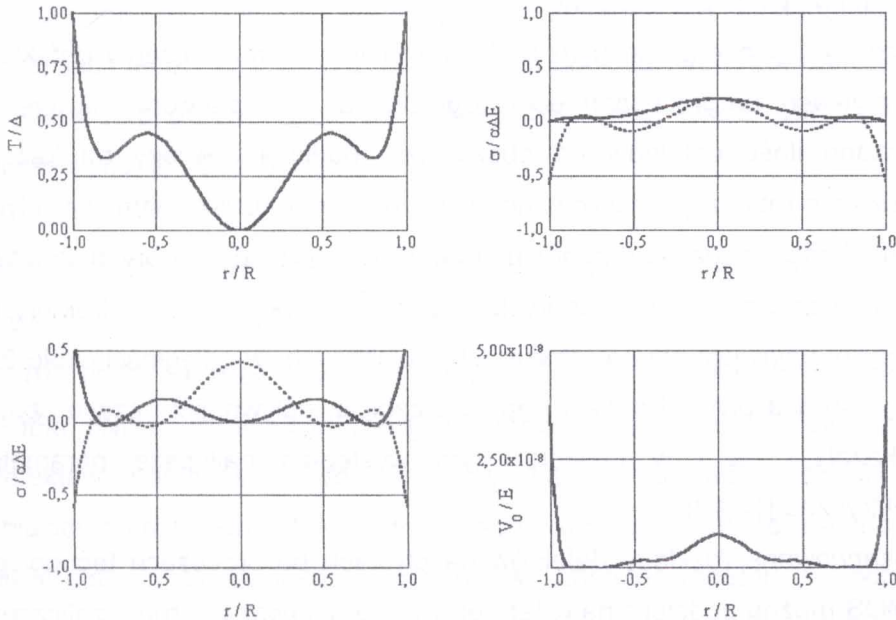
$$\sigma_x = \sigma_r \cos^2 \theta + \sigma_\theta \sin^2 \theta, \quad \sigma_y = \sigma_r \sin^2 \theta + \sigma_\theta \cos^2 \theta,$$

$$\sigma_{xy} = (\sigma_r - \sigma_\theta) \cos \theta \sin \theta.$$

Rezultaty obliczeń dla przyjętego rozkładu temperatury wzdłuż średnicy płytki przedstawiono na rys. 3.

Naprężenia przekraczające wartość krytyczną, rozpoczynają się uwalniać od krawędzi płytki wzdłuż kierunków poślizgu.

Dla przyjętego rozkładu temperatury, a także dla występujących w praktyce rozkładów zbliżonych do parabolicznego, wartość naprężeń stycznych przyjmuje wartości zerowe, a energia deformacji osiąga wartości najmniejsze w obszarze pierścienia o promieniu około $0.65 R$ i właśnie w tym obszarze obserwuje się najmniejsze gęstości defektów krystalograficznych.



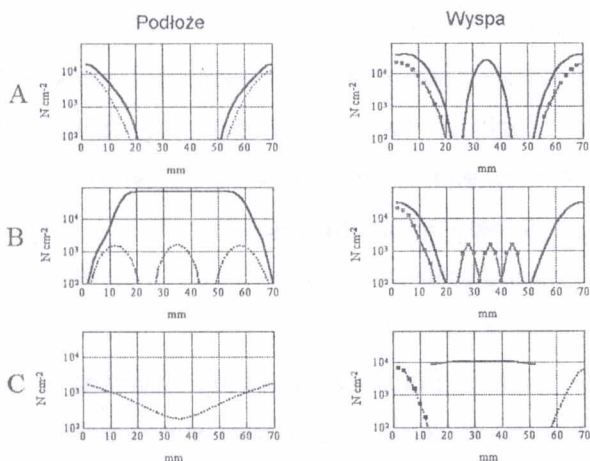
Rys. 3. Znormalizowane rozkłady: temperatury, naprężeń promieniowych (linia ciągła) i stycznych (linia przerywana) różnicy (linia ciągła) i sumy naprężeń głównych oraz energii deformacji wzdłuż średnicy płytki. Przyjęto wartości $\alpha=2,3 \cdot 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$, $\Delta=200^{\circ}\text{C}$, $\nu=0,27$, $E[111] = 1,9 \cdot 10^{12}$ dyna/cm².

Rezultaty doświadczalne pomiarów gęstości defektów krystalograficznych

Gęstość defektów krystalograficznych określano na płytkach po typowych procesach technologicznych wytwarzania układów CMOS. Do ujawniania defektów krystalograficznych stosowano selektywne trawienie chemiczne roztworami Yang'a lub Wright'a. Metodę pomiarów gęstości i klasyfikację defektów dla celów technicznych, wykorzystaną w pracy, opisano w [11]. Literami *SF* oznaczono na rysunku błędy ułożenia, zaś symbolem *SPD* defekty związane z pętlami dyslokacyjnymi towarzyszącymi wytrąceniom, ujawniające się jako jamki płaskodenne.

Wykresy będące graficznym podsumowaniem rozmieszczenia defektów na płytkach po procesach technologii CMOS przedstawiono na rys. 4. Zliczano ilość defektów na obszarach podłoża i wyspy na każdej strukturze roboczej. Analizowano płytki o dobrym uzysku struktur, płytki o minimalnym uzysku dobrych struktur oraz płytki bez dobrych struktur. Rozmieszczenie struktur dobrych na płytkach wykazuje, że struktury te częściej pojawiają się na obszarach położonych w odległości około $0,6R$ od środka płytki. Pomiary napięć przebicia, upływności i czasu życia wykazały, że w obszarze tym występują najlepsze parametry elektryczne [12,13].

Obserwowane rozkłady defektów na płytkach po procesach technologii CMOS można podzielić na cztery grupy. Do pierwszej grupy zaliczamy płytki pozbawione defektów. W drugiej grupie znajdują się płytki gdzie zdefektowany jest obszar położony w pobliżu krawędzi płytki. Grupa tych płytek, oznaczona literą A (rys.4), posiada dużą gęstość defektów *SF* ($5 \cdot 10^4 \text{ cm}^{-2}$) i *SPD* w obszarze przykrawędziowym. W znacznym obszarze środkowym płytki defekty nie występują.



Rys. 4. Uśrednione charakterystyczne rozkłady gęstości defektów krystalograficznych wzdłuż średnicy płytek krzemowych, występujące po procesach technologii CMOS, w obszarach podłoża (typ przewodności n) i wyspy (typ przewodności p). Defekty SF - linia ciągła, SPD - linia przerywana, D - Dyslokacje.

W obszarach dyfuzji wyspy oprócz znacznej gęstości SF przy krawędzi płytki ($1 \cdot 10^5 \text{ cm}^{-2}$), w środku płytki pojawiają się defekty o gęstości ($1 \cdot 10^4 \text{ cm}^{-2}$), a przy krawędzi płytki także dyslokacje. W trzeciej grupie płytek, oznaczonej literą B, w obszarze podłoża prawie brak defektów, natomiast w obszarach dyfuzyjnych rozkład defektów jest zbliżony do rozkładu defektów w płytkach grupy A, z tym że na środku płytki ujawniły się dyslokacje. Obszarowi zdefektowanemu w pobliżu krawędzi płytki, towarzyszy centralnie położony obszar kołowy defektów. Grupa płytek C odznacza się dużą gęstością defektów SF, w obszarze środkowym ($1 \cdot 10^5 \text{ cm}^{-2}$), przy krawędziach gęstość ich spada do ($1 \cdot 10^3 \text{ cm}^{-2}$). W obszarach dyfuzji wyspy na całym obszarze płytki występują defekty SF a przy krawędziach defekty SPD i dyslokacje.

Implantacja krzemu borem o dawce $5 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ nie wpływa na rozkład defektów wynikających z naprężeń wewnętrznych. Przy dawce większej

niż wymieniona rozkład defektów przybiera paraboliczny kształt z minimum w środku płytki by, w miarę zwiększania dawki osiągnąć prawie równomierny rozkład wzdłuż średnicy. Wpływ naprężeń wewnętrznych staje się niewielki, a o rozkładzie defektów zaczynają decydować wyłącznie defekty implantacyjne.

PODSUMOWANIE

Rozkład naprężeń w płytce półprzewodnikowej wynika z procesu monokryształizacji i zawiera złożoną informację wynikającą zarówno z występującego rozkładu temperatury podczas tego procesu jak i powstałego rozkładu domieszek, zanieczyszczeń (tlen, węgiel), wytrąceń. Rozkład naprężeń jaki wystąpi w czasie termicznego procesu technologicznego można obliczyć przyjmując przewidywaną wartość Δ i odpowiedni, symetryczny względem środka płytki, efektywny rozkład temperatury, którego charakter odpowiada za rozkład wszystkich naprężeń własnych w wyjściowej płytce. Powstały przy monokryształizacji rozkład domieszek, wytrąceń, przyczynia się w każdorazowym procesie termicznym technologii wyrobu (wsuwanie i wysuwanie do i z pieca) do pojawienia dodatkowego niejednorodnego rozkładu naprężeń. Rozkład tych naprężeń, będzie nakładał się na naprężenia powstałe w trakcie danego procesu technologicznego, dając w wyniku obserwowane doświadczalnie niejednorodności rozkładu defektów krystalograficznych i związany z tym rozkład parametrów elektrycznych wytwarzanych przyrządów. Dla występujących w praktyce rozkładów temperatury na płytce, zbliżonych do parabolicznego, energia deformacji osiąga wartości najmniejsze w obszarze pierścienia o promieniu około $0.65 R$ i właśnie w tym obszarze obserwuje się najmniejsze gęstości defektów krystalograficznych.

Praca była częściowo finansowana przez Komitet Badań Naukowych grant nr 8T11B 040 15.

LITERATURA

1. Orłoś Z.: Doświadczalna analiza odkształceń i naprężeń, Warszawa, PWN (1977)
1. W. R. Runyan, K. E. Bean, Semiconductor Integrated Circuit Processing Technology, Addison Wesley PC (1990)
2. R. B. Hetnarski, Thermal stresses, Amsterdam (1987)
3. W. R. Runyan, Silicon Semiconductor Technology, McGraw-Hill Book Company. N.Y. (1965)
4. P. B. Ghare, L. H. Hall, J. Electroch. Soc. Solid State Science and Technology, 119 (1972)
5. G. A. Rozgonyi, R. P. Deysher, C. W. Pearce, J. Electrochem. Soc. Solid State Science and Technology, 123(12), 1910 (1976)
6. J. Vanhellefont, S. Amelinck, J. Appl. Phys., 61(6), 2176 (1987)
7. Qu Lee Chang, P. J. Tobin, J. Electrochem. Soc. Sol. St. Sc. Techn., 133(10), 2147 (1986)
8. V. Batawin, T. Piotrowski, Electron Technology, 24 (3/4), 103 (1991)
9. S. R. Timoshenko, N. J. Goodier, Theory of Elasticity, McGraw-Hill Book Company. N.Y. (1970)
10. T. Piotrowski, Z. Sołtys, Prace ITE, 12, 15 (1987)
11. W. Jung, T. Piotrowski, Wybrane zagadnienia diagnostyki technologii CMOS. Prace ITE, 10/11, 115 (1984)
12. T. Piotrowski, W. Jung, B. Jaroszewicz, B. : Badanie zjawisk generowania wewnętrznego w krajowych płytkach krzemowych na przykładzie technologii CMOS układu zegarkowego, Prace ITE, 9/10, 95 (1986)