

INSTYTUT
TECHNOLOGII
MATERIAŁÓW
ELEKTRONICZNYCH

PRACE ITME

**BADANIE NAPRĘŻEŃ W KRZEMIE
OTRZYMANYM
METODĄ CZOCHRALSKIEGO**

1986

Zeszyt 18

<http://rcin.org.pl>

WIELKI OLIWNIANIN
OLIWNIANIN
DZIEŃ WIELKI

**INSTYTUT TECHNOLOGII
MATERIAŁÓW ELEKTRONICZNYCH**

**Grażyna ADAMKIEWICZ
Andrzej BAJOR**

**BADANIE NAPRĘŻEŃ W KRZEMIE
OTRZYMANYM
METODĄ CZOCHRALSKIEGO**

Wydawnictwa Przemysłu Maszynowego WEMA

<http://rcin.org.pl>

Redaktor naczelny **PRAC ITME**: dr inż. **MIECZYŚLAW FRĄCKI**
Redaktor zeszytu: dr inż. **Andrzej BUKOWSKI**
Współpraca: dr **Karol NOWYSZ**
Sekretarz redakcji: dr inż. **Łukasz KACZYŃSKI**

Adres redakcji:

Instytut Technologii Materiałów Elektronicznych
ul. Wólczyńska 133, 01-919 Warszawa

PL ISSN 0 09 - 0066

Grażyna ADAMKIEWICZ, Andrzej BAJOR - "Badanie naprężeń w krzemie otrzymanym metodą Czochralskiego"

W pracy przedstawiono doświadczalne wyniki badań naprężeń w kryształach i płytkach krzemu otrzymanego metodą Czochralskiego, uzyskane przy pomocy metody elastooptycznej. Obserwacji i rejestracji oraz pomiaru wielkości naprężeń dokonywano w układzie polaryskopu liniowego z torem telewizyjnym. Naprężenia o wielkościach powyżej 1×10^7 dyn/cm² * występowały jedynie w końcowych częściach kryształów Si. Typowy rozkład naprężeń wzdłuż średnicy badanych płytek Si charakteryzował się istnieniem maksimum położonego w pobliżu krawędzi płytki. Zaproponowano zestaw parametrów charakteryzujących naprężenia w płytce półprzewodnikowej, które były następnie badane w funkcji niektórych parametrów procesu krystalizacji oraz parametrów materiałowych Si. Przedstawiono zależności maksymalnej wielkości naprężenia w płytkach Si od szybkości wyciągania kryształu oraz od koncentracji domieszek aktywnych /bor, fosfor/ oraz od koncentracji tlenu. W próbkach, w których ujawniono istnienie dyslokacji, stwierdzono jakościową zgodność rozkładu gradientu naprężeń i rozkładu gęstości dyslokacji.

Grażyna ADAMKIEWICZ, Andrzej BAJOR - "Studies of residual stress in Czochralski-grown silicon crystals"

This paper presents the results of photoelastic studies of residual stress in Czochralski-grown silicon crystals. These studies reveal that a stress exceeding 1×10^7 dyne/cm² can only be found in the end part of the crystal. The typical stress pattern across the slice cut from silicon crystal perpendicularly to its axis was radial and the stress maxima were situated close to the edge of the slice. A set of parameters characterizing residual stress has been proposed. The relations of the maximum stress to the pull rate and to the concentrations of phosphorus, boron and oxygen has been presented. Satisfactory agreement was obtained between stress gradient distribution and dislocation density distribution.

* Legalną jednostką naprężenia mechanicznego w układzie Si jest Pa; $1 \text{ dyn/cm}^2 = 10^{-1} \text{ Pa}$ /przyp. wyd./.

В работе представлены экспериментальные результаты исследований напряжений в монокристаллических слитках и пластинках кремния полученного методом Чохральского. Измерения были проведены с помощью эластооптического метода в системе линейного полярископа с телевизионным тором. Напряжения больше, чем $1 \cdot 10^7$ дн/см² наблюдались только в концевых частях слитков.

Как показали типичные распределения напряжений по диаметру исследуемых пластинок максимум напряжений находится вблизи их края. Предложен состав параметров характеризующих распределение напряжений от скорости выращивания кристаллов и от концентрации примесей /O, C, В и P/. Наблюдались качественная корреляция между распределением градиента напряжений и распределения плотности дислокаций по диаметру пластинок.

1. WSTĘP

Proces krystalizacji materiału półprzewodnikowego, a także procesy obróbki mechanicznej, są podstawowymi źródłami naprężeń w kryształach półprzewodnika.

W wyniku działania gradientów temperatury w procesie krystalizacji znaczna część naprężeń termicznych zostaje "zamrożona" w kryształach po jego ostudzeniu w postaci elastycznych odkształceń sieci kryształu, a także pól odkształceń wokół dyslokacji i innych defektów struktury krystalicznej. Procesy obróbki mechanicznej mogą również wywoływać uszkodzenia sieci kryształu, a więc wprowadzać dodatkowe naprężenia.

Jednymi z najbardziej popularnych metod stosowanych do badań naprężeń w materiałach półprzewodnikowych są metody elastooptyczne [np. 1], których podstawę stanowi zjawisko dwójłomności wymuszonej mechanicznie [2]. Metody elastooptyczne były często stosowane, zwłaszcza w latach pięćdziesiątych i sześćdziesiątych, przez różnych badaczy do badań naprężeń w krzemie otrzymywanym metodą Czochralskiego [3 do 11]. Na szczególną uwagę zasługują wyniki uzyskane przez R.O. de Nicolę i R.N. Taubera [10], którzy starali się eksperymentalnie ustalić zależność między rozkładem naprężeń a rozkładem gęstości dyslokacji w kryształach Si. Poczynając od połowy lat siedemdziesiątych w literaturze światowej brak jest publikacji na temat naprężeń w krzemie. Natomiast w ostatnich kilku latach coraz liczniej pojawiają się publikacje zarówno teoretyczne, jak również z zamieszczonymi wynikami doświadczalnymi, dotyczące wykorzystania metod elastooptycznych do wykrywania oraz badania dyslokacji w krzemie.

W niniejszej pracy przedstawiono doświadczalne wyniki badań naprężeń w krzemie otrzymanym metodą Czochralskiego, uzyskane przez autorów przy pomocy metody elastooptycznej.

2. METODA ELASTOOPTYCZNA W ZASTOSOWANIU DO BADAŃ KRZEMU

Metoda elastooptyczna /polaryzacyjno-optyczna/ polega na przepuszczeniu przez badaną próbkę spolaryzowanej wiązki promieniowania elektromagnetycznego i badaniu stanu polaryzacji tej wiązki po przejściu przez próbkę. Stan polaryzacji wiązki przechodzącej przez próbkę na ogół ulega zmianie w przypadku materiałów samoistnie dwójłomnych /np. kwarcu/. Większość materiałów półprzewodnikowych, w tym wszystkie materiały należące do układu regularnego /np. Si, GaAs, GaP/ nie wykazują dwójłomności samoistnej. Jednakże materiały te poddane działaniu siły zewnętrznej lub mające wewnętrzne naprężenia mechaniczne wykazują dwójłomność i próbki wykonane z tych materiałów oddziałują wzajemnie z wiązką promieniowania spolaryzowanego, zmieniając stan

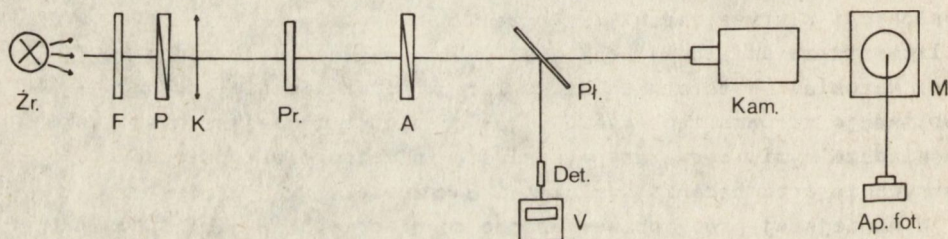
polaryzacji wiązki. Przyrządem, w którym bada się zmianę stanu polaryzacji wiązki przechodzącej przez próbkę jest polaryskop.

Do badań stosowano obustronnie polerowane płytki Si o grubości 2 mm, wycięte z kryształów otrzymywanych metodą Czochralskiego. Stan naprężeń w płytkach o takiej grubości mógł być jeszcze traktowany jako płaski /dwuwymiarowy stan naprężeń/, a jednocześnie płytki były na tyle grube, że umożliwiały uzyskiwanie dających się obserwować i mierzyć efektów piezooptycznych.

Stosowano płytki typu "n" o orientacji [111], domieszkowane fosforem, i typu "p" o orientacji [100], domieszkowane borem. Dokonywano również obserwacji i rejestracji obrazów naprężeń w kryształach krzemu o długościach ok. 5 cm, wyciętych z różnych miejsc otrzymywanych monokryształów Si.

2.1. Obserwacja i rejestracja obrazów naprężeń

Obserwacji i rejestracji obrazów naprężeń w krzemie dokonywano w układzie polaryskopu liniowego, którego schemat blokowy pokazano na rys. 1, a szczegóły konstrukcyjne podano w pracach [12, 15].



Rys. 1. Schemat blokowy układu polaryskopu liniowego

Oznaczenia:

- Zr - źródło promieniowania
- F - filtr
- P - polaryzator
- K - kondensator
- Pr - próbka pomiarowa
- A - analizator
- Pł - płytka światłodzielnąca
- Kam - kamera telewizyjna
- M - monitor telewizyjny
- Ap fot - aparat fotograficzny
- Det - detektor promieniowania
- V - woltomierz

Na umieszczoną w uchwycie polaryskopu płytkę Si pada prostopadle liniowo spolaryzowana wiązka promieniowania elektromagnetycznego. Płytkę nie naprężoną nie oddziałuje wzajemnie z wiązką, która po przejściu przez płytkę jest całkowicie wygaszana przez analizator. Tak więc polaryskopowym obrazem nie naprężonej płytki jest jednolicie ciemny obraz jej powierzchni, obserwowany za analizatorem.

Natomiast płytką, w której istnieją wewnętrzne naprężenia mechaniczne oddziałuje na wiązkę promieniowania analogicznie jak tzw. płytka opóźniająca wykonana z materiału samoistnie dwójłomnego [16], powodując skręcenie płaszczyzny polaryzacji w wiązce o kąt uzależniony od dwójłomności, a więc również od wielkości naprężeń. Promieniowanie przechodzące przez taką płytkę jest więc częściowo przepuszczane przez analizator, w wyniku czego obrazem naprężonej płytki jest rozjaśniony obraz jej powierzchni. Zgodnie z prawami elastooptyki na jasnym tle /naprężonej/ płytki obserwowano układ ciemnych linii zwanych izoklinami, będących miejscem geometrycznym punktów, w których kierunki naprężeń głównych są odpowiednio równoległe i prostopadłe do osi przepuszczania analizatora. Niekiedy w obrazie naprężeń obserwowano również ciemne linie zwane izochromami, będące miejscem geometrycznym punktów, w których skręcenie płaszczyzny polaryzacji przez płytkę stanowi pełną wielokrotność kąta 180° .

Obserwacji obrazów naprężeń w płytkach Si dokonywano w układzie polaryskopu z torem telewizyjnym, w którym kamera telewizyjna jest wyposażona w endikon czuły na promieniowanie o długościach fal 400-2000 nm. Układ ten jest szczególnie przydatny do badań krzemu, którego próg transmisji, jak wiadomo, leży powyżej 1100 nm. Rejestracji obrazów naprężeń dokonywano bezpośrednio z ekranu monitora telewizyjnego przy pomocy kamery fotograficznej.

Polaryskopowe obrazy naprężeń, poprzez ocenę stopnia symetrii izoklin i izochrom, umożliwiają ocenę stopnia symetrii rozkładu naprężeń w płytce, a co za tym idzie - ocenę warunków termicznych panujących w procesie krystalizacji.

2.2. Pomiar wielkości naprężeń

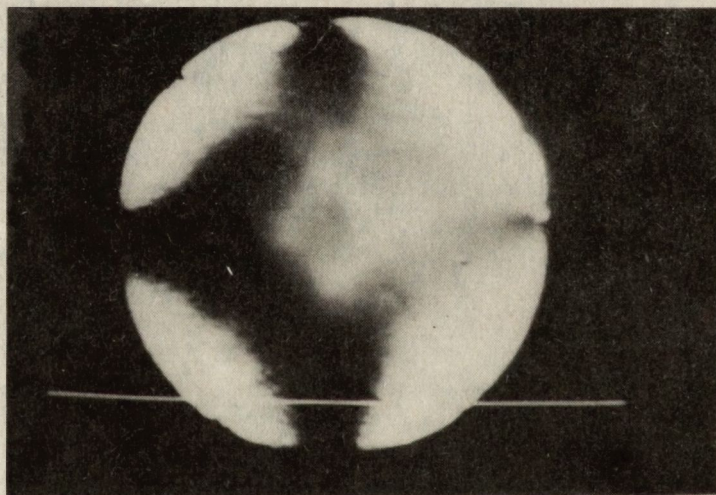
Pomiaru bezwzględnej wielkości naprężeń mechanicznych dokonywano w układzie polaryskopu przy pomocy tzw. metody fotometrycznej [np. 17] ulepszonej przez autorów [13, 18, 19]. W metodzie tej, szczegółowo opisanej w pracy [18], wykorzystuje się związek między wielkością naprężeń /dwójłomnością wymuszoną mechanicznie/, a stosunkiem ekstremalnych natężeń wiązek promieniowania przechodzącego przez próbkę i analizator, uzyskanych podczas obrotu analizatora przy uprzednim ustawieniu osi przepuszczania polaryzatora pod kątem 45° do kierunku naprężenia osiowego /kierunków naprężeń głównych/ w próbce.

Błąd pomiaru w metodzie jest uzależniony między innymi od własności badanego materiału. W przypadku Si instrumentalny błąd pomiaru nie przewyższa 5% [14], przy czym może on zostać powiększony o błąd systematyczny rzędu 15%, wynikający z nieznaności rzeczywistych wielkości współczynników piezooptycznych badanych kryształów.

W celu uchwycenia zależności pomiędzy naprężeniami a podstawowymi parametrami materiałowymi Si oraz parametrami procesu krystalizacji, do pomiarów wybierano płytki Si charakteryzujące się najbardziej symetrycznym rozkładem naprężeń. Pomiarów dokonywano "punkt po punkcie" wzdłuż średnicy płytki, uzyskując w ten sposób rozkład wielkości naprężeń wzdłuż jej średnicy. W przypadku płytek o orientacji [100] mierzonymi wielkościami były wielkości naprężenia radialnego [2]. Natomiast w przypadku płytek o orientacji [111] mierzonymi wielkościami były różnice wielkości naprężeń głównych.

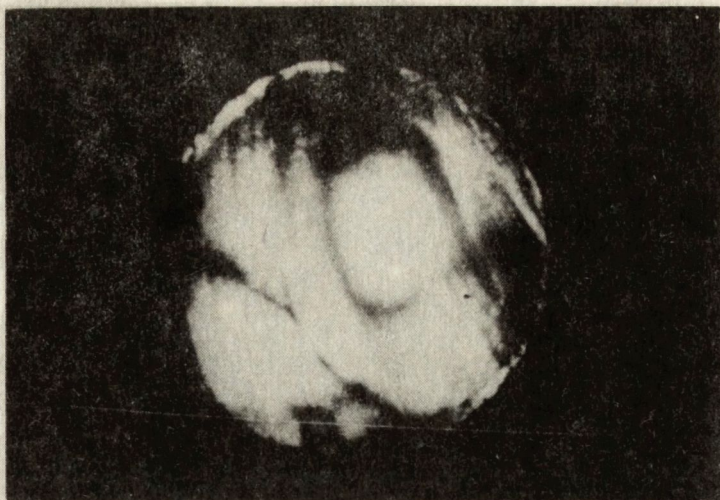
3. POLARYSKOPOWE OBRAZY NAPRĘŻEŃ W KRYSTAŁACH I PŁYTKACH Si

Na rysunkach 2 i 3 pokazano przykładowo obrazy rozkładu naprężeń w dwóch kryształach Si.



Rys. 2. Polaryskopowy obraz naprężeń w kryształach Si otrzymanym metodą Czochralskiego. Średnica kryształu 86 mm, długość kryształu 50 mm

Analiza obrazów rozkładu naprężeń w kryształach jest utrudniona z tego względu, że w większości przypadków uzyskiwany obraz jest rzutem na płaszczyznę układu ciemnych linii lub pól odzwierciedlających trójwymiarowy stan naprężeń. Linie te z reguły zlewają się ze sobą tworząc figury geometryczne trudne do interpretacji. Jednakże w niektórych przypadkach w kryształach obserwowano symetryczny układ izoklin tworzących figurę w kształcie krzyża /rys. 2/, co świadczy o symetrii osiowej rozkładu naprężeń w kryształach [13].



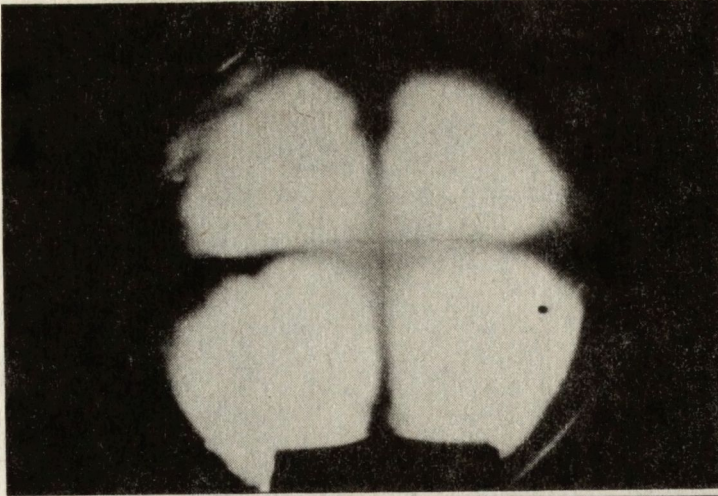
Rys. 3. Polaryskopowy obraz naprężeń w kryształach Si otrzymanym metodą Czochralskiego. Średnica kryształu 83 mm, długość kryształu 47 mm

W innych przypadkach /np. rys. 3/ uzyskany obraz był asymetryczny, co świadczy o zaburzeniu symetrii rozkładu naprężeń w tym kryształach, a tym samym o istnieniu niejednorodnych gradientów temperatury w procesie krystalizacji.

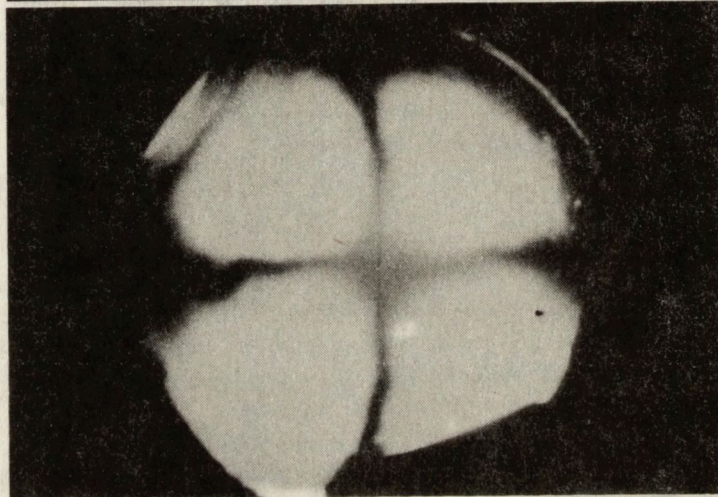
Analiza obrazów naprężeń w kryształach może dać jedynie jakościowe informacje o rozkładzie naprężeń. Więcej informacji można uzyskać badając naprężenia w płytkach wyciętych z kryształu, w których stan naprężeń można traktować jako płaski /dwuwymiarowy/.

Na rysunkach 4-7 pokazano przykładowo typowe, polaryskopowe obrazy rozkładu naprężeń w kilku płytkach krzemu. Przy czym rysunki uszeregowano w taki sposób, że kolejne obrazy charakteryzują się coraz mniejszym stopniem symetrii rozkładu naprężeń.

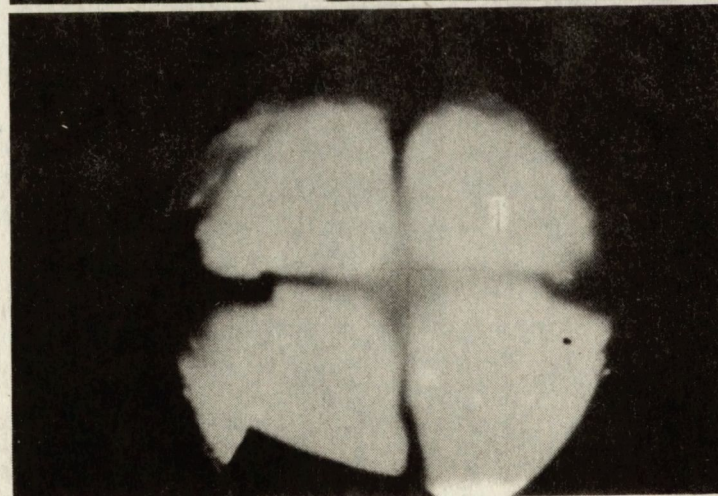
Sposób analizy tego rodzaju obrazów został szczegółowo opisany w pracy [13]. Płytkę, której obraz pokazano na rys. 4, charakteryzuje się prawie idealnie osiowo-symetrycznym rozkładem naprężeń, o czym świadczy mały stopień deformacji ramion krzyża podczas obrotu próbki wokół osi. W płytce, której obraz pokazano na rys. 5 występuje pewien stopień symetrii osiowej rozkładu naprężeń, aczkolwiek jest on zaburzony, o czym świadczy deformacja ramion krzyża. Natomiast w płytkach, których obrazy pokazano na rysunkach 6 i 7, występuje asymetryczny układ izoklin i izochrom, świadczący o asymetrii rozkładu naprężeń wywołanej asymetrią warunków termicznych /gradientów temperatury/ w procesie krystalizacji.



0°

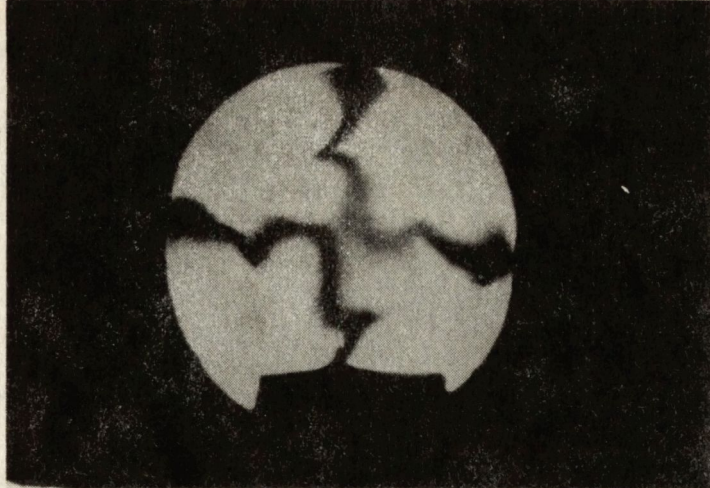


-20°

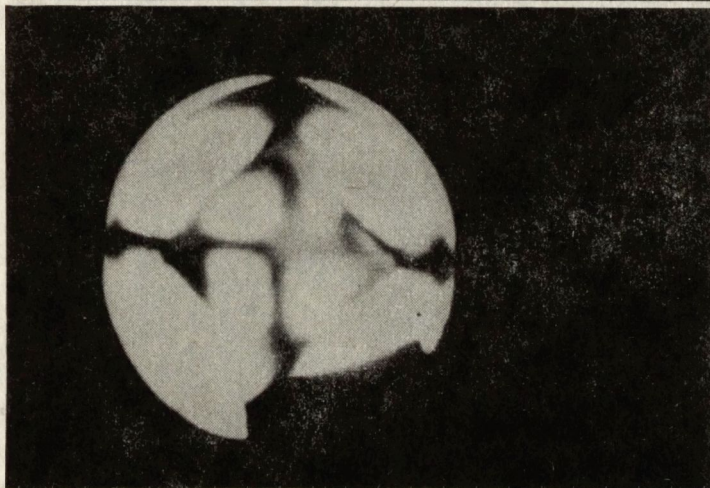


$+20^{\circ}$

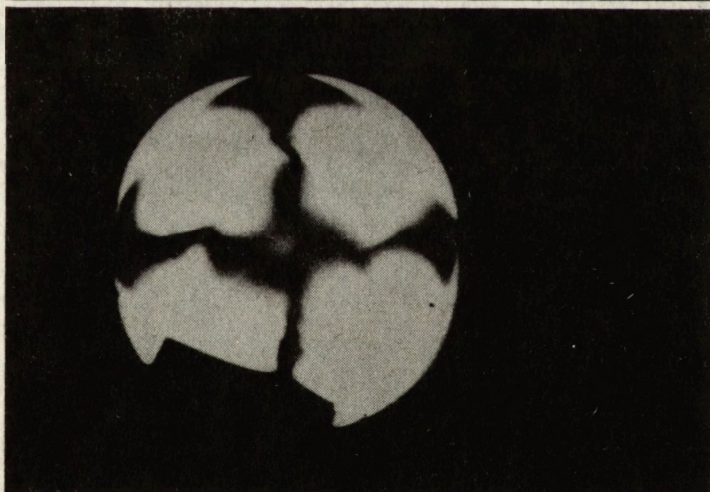
Rys. 4. Polaryskopowe obrazy naprężeń w płytce Si nr 15-46 AII uzyskane podczas obrotu płytki wokół osi o kąt /względem centralnego położenia/ zaznaczony na rysunku



0°

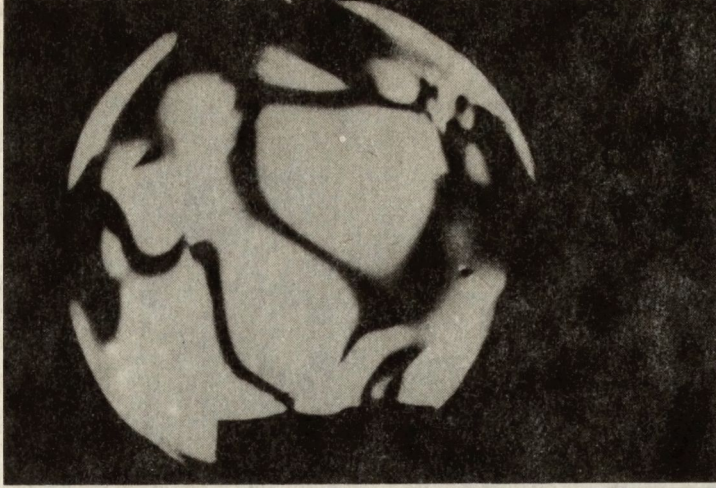


-20°

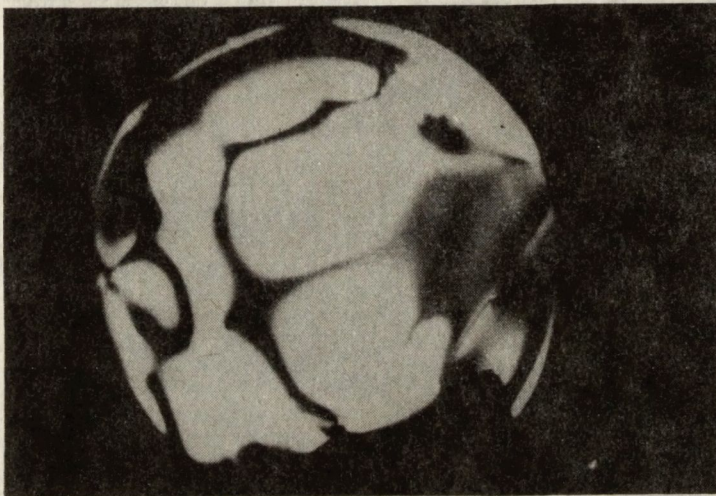


$+20^{\circ}$

Rys. 5. Polaryskopowe obrazy naprężeń w płytce Si nr 16-28 AII uzyskane podczas obrotu płytki wokół osi o kąt /względem centralnego położenia/ zaznaczony na rysunku



0°

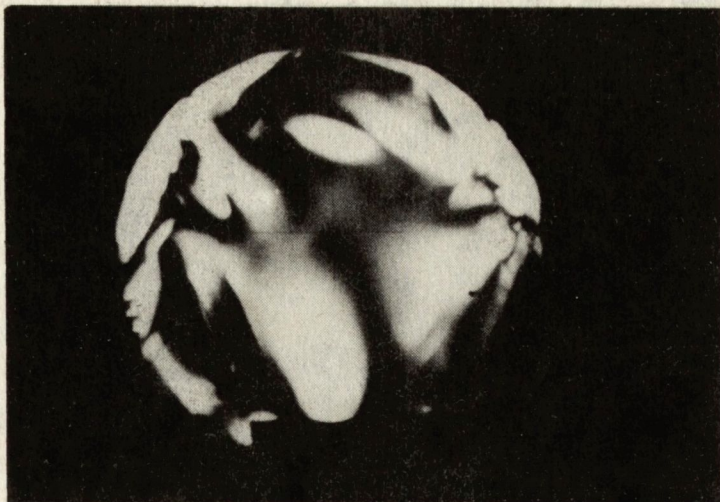


-20°



$+20^{\circ}$

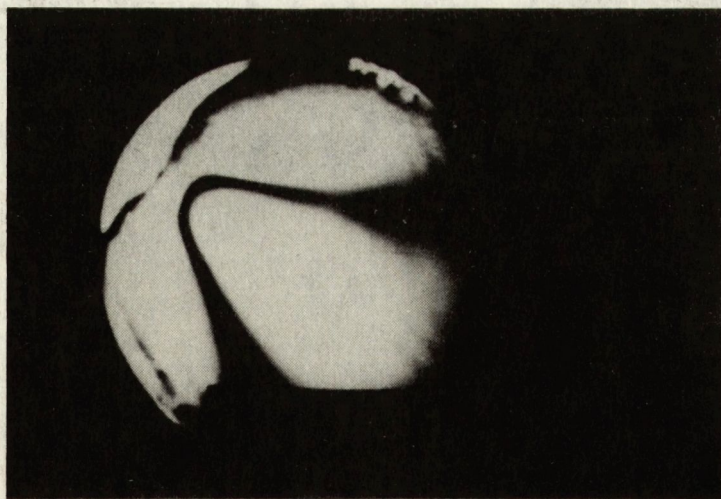
Rys. 6. Polaryskopowe obrazy naprężeń w płytce Si nr 14-7 BI uzyskane podczas obrotu płytki wokół osi o kąt /względem centralnego położenia/ zaznaczony na rysunku



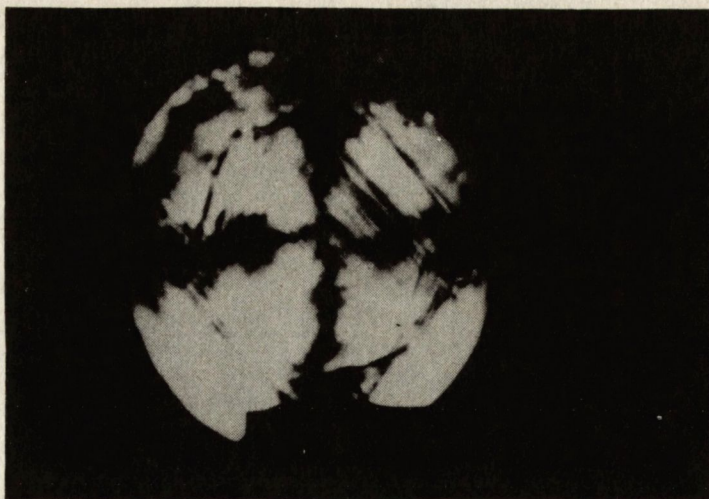
Rys. 7. Polaryskopowy obraz naprężeń w płytce Si nr 15-51 II

Na rysunkach 8 i 9 pokazano przykładowo polaryskopowe obrazy naprężeń w płytkach, w których głównym źródłem naprężeń są defekty strukturalne.

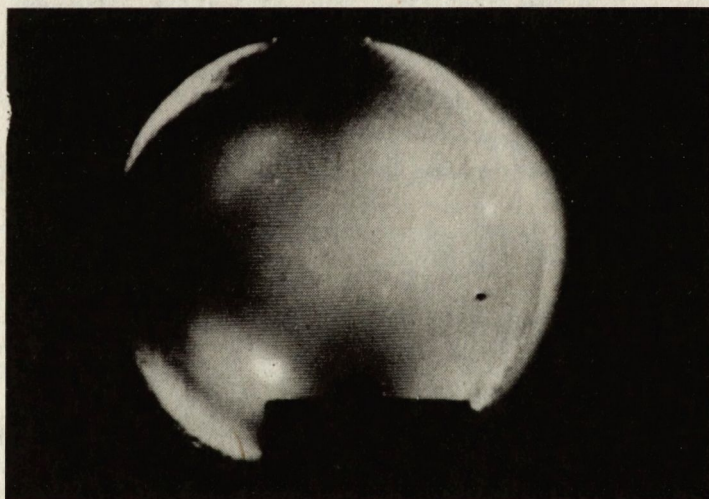
Charakterystyczny "kwadrupol", widoczny w obrazie na rys. 8, jest najprawdopodobniej związany z mikropęknięciem wewnątrz kryształu. Natomiast na rys. 9 jest widoczny charakterystyczny "choinkowy" układ izochrom, które są związane ze skupiskiem wielu dyslokacji krawędziowych [13].



Rys. 8. Polaryskopowy obraz naprężeń w płytce Si nr 16-45 AII



Rys. 9. Polaryskopowy obraz naprężeń w płytce Si nr 15-40 II



Rys. 10. Polaryskopowy obraz naprężeń w płytce Si nr 15-85 I.
W obrazie widoczny układ izochrom związany z zapolerowanymi rysami

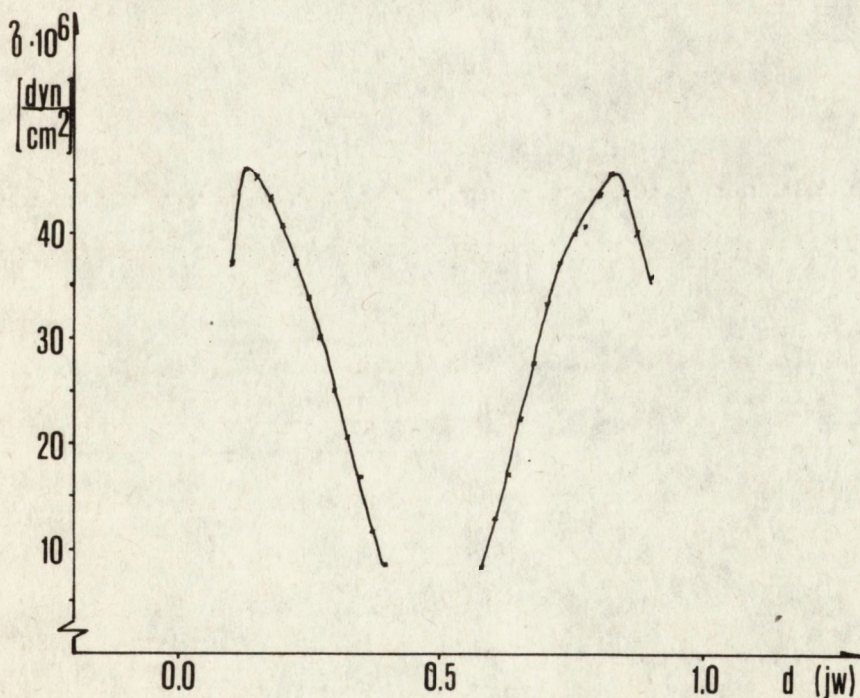
W polaryskopowych obrazach niektórych płytek obserwowano zapolerowane rysy /rys. 10/, które najłatwiej mogą być ujawnione w świetle spolaryzowanym. Asymetryczny obraz izochrom związany z rysami w niektórych przypadkach nakładał się na symetryczny obraz izoklin związany z naprężeniami powstającymi w procesie krystalizacji.

4. ROZKŁADY WIELKOŚCI NAPRĘŻEŃ W PŁYTKACH Si

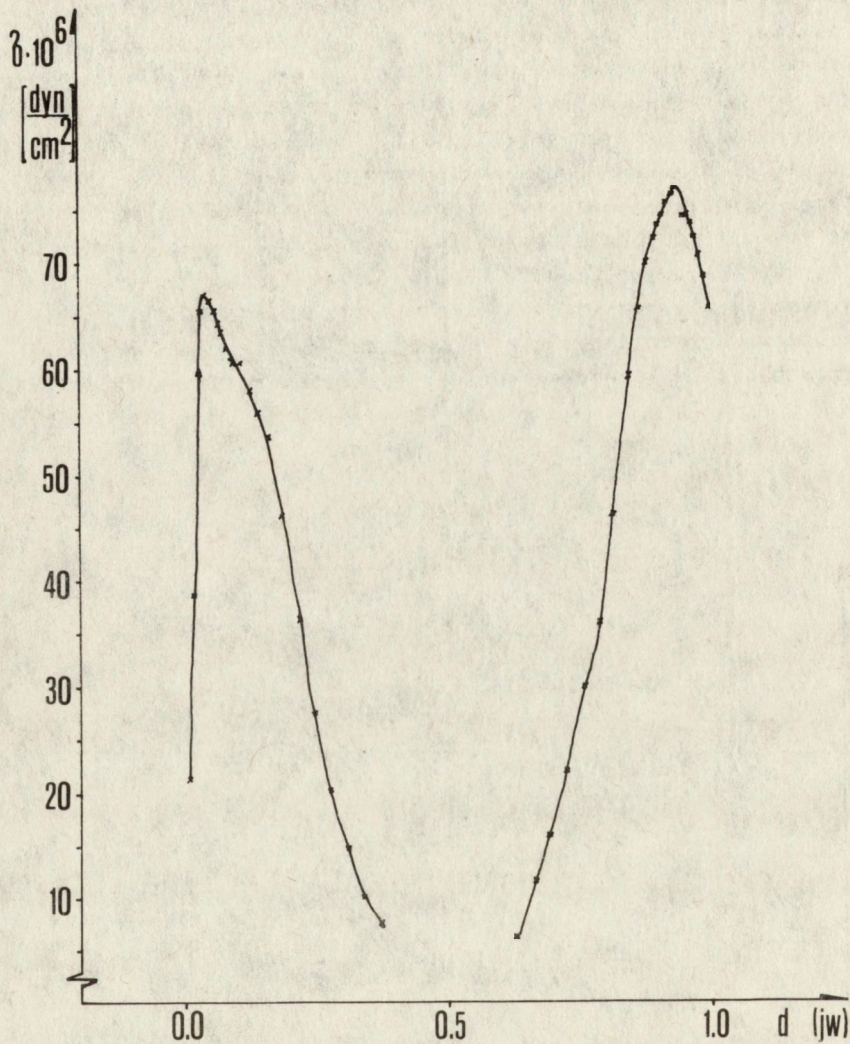
Po przebadaniu ok. 300 próbek /płytek/ Si wyciętych z różnych miejsc kryształów stwierdzono, że mierzalne naprężenia termiczne /tj. "zamrożone" naprężenia o symetrii osiowej wynikające z działania gradientów temperatury w procesie krystalizacji/ występowały jedynie w płytkach wyciętych z końcowych części kryształów.

Na rysunkach 11-15 pokazano przykładowo zmierzone rozkłady naprężeń wzdłuż średnicy kilku płytek Si. Płytki oznaczone numerem 15 pochodzą z kryształów Si o orientacji [111], domieszkowanych fosforem. Natomiast płytki oznaczone numerem 16 pochodzą z kryształów Si o orientacji [100], domieszkowanych borem.

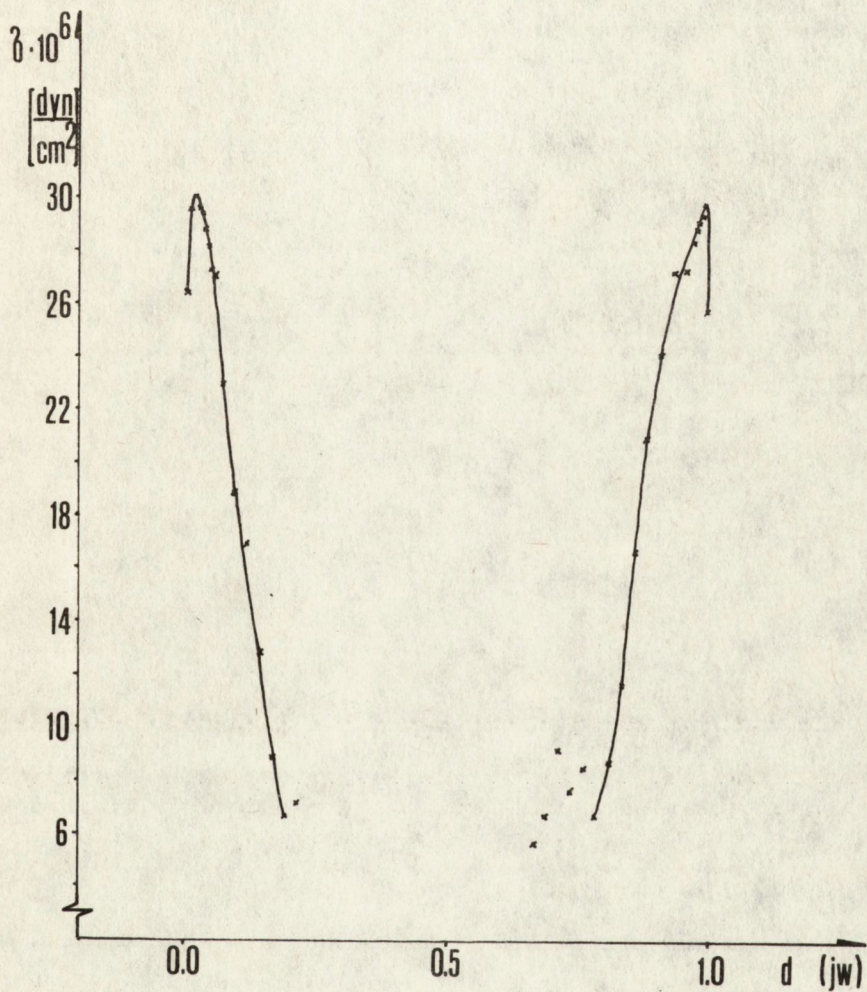
Pomimo tego, że do pomiarów rozkładu naprężeń wybrano jedynie płytki Si, których polaryskopowe obrazy naprężeń wskazywały na najbardziej symetryczny rozkład naprężeń w płytkach, na ww. rysunkach można zaobserwować rozkłady mniej i bardziej symetryczne, różniące się /o czym będzie dalej mowa/ ponadto rozkładem gradientu naprężeń.



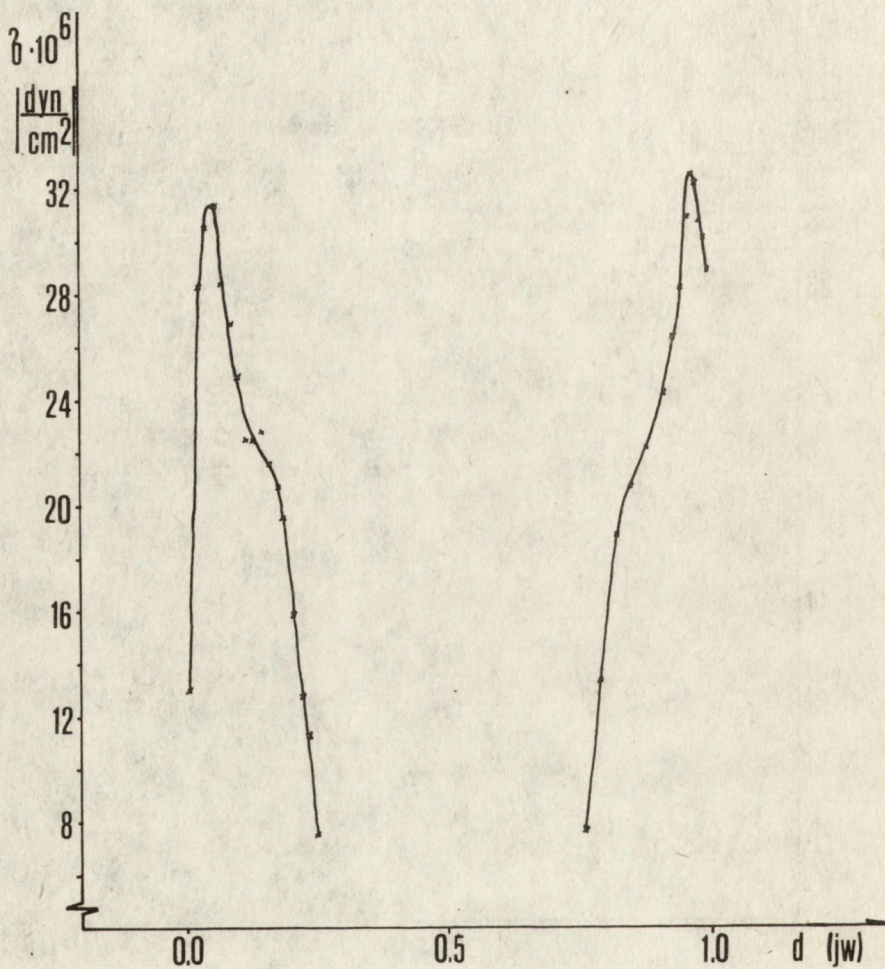
Rys. 11. Rozkład wielkości różnicy naprężeń głównych wzdłuż średnicy płytki Si nr 15-46 AII. Średnica płytki 81 mm



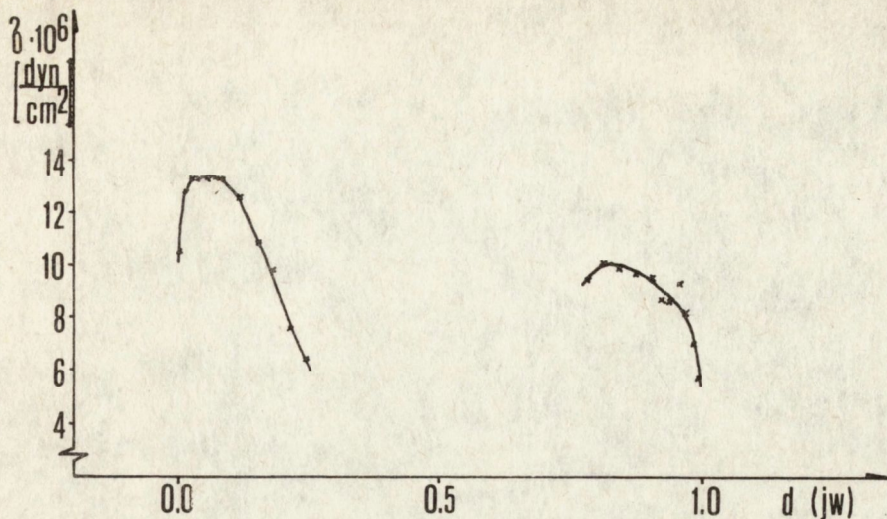
Rys. 12. Rozkład wielkości naprężenia radialnego wzdłuż średnicy płytki Si nr 16-28 AII. Średnica płytki 65 mm



Rys. 13. Rozkład wielkości różnicy napreżeń głównych wzdłuż średnicy płytki Si nr 15-40 II. Średnica płytki 83,5 mm



Rys. 14. Rozkład wielkości naprężenia radialnego
wzdłuż średnicy płytki Si nr 16-47 BII. Średnica płytki 66 mm



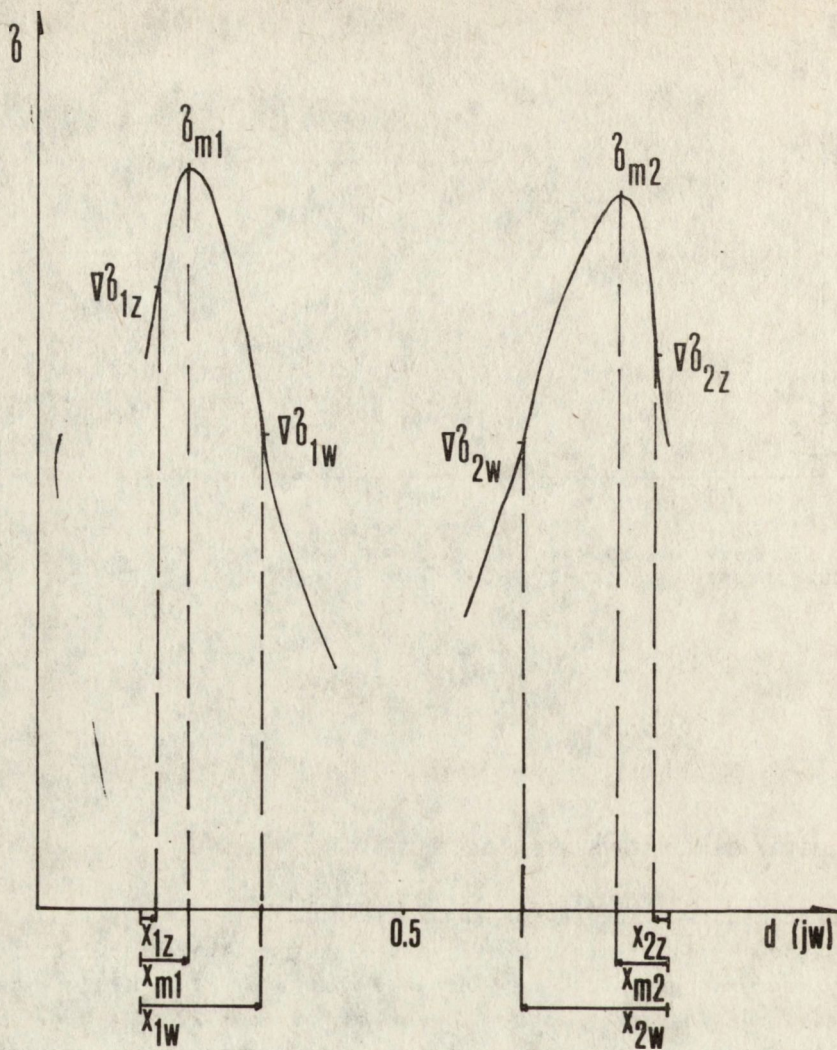
Rys. 15. Rozkład wielkości naprężenia radialnego wzdłuż średnicy płytki Si nr 16-35 BII. Średnica płytki 65,5 mm

5. PARAMETRY CHARAKTERYSTYCZNE NAPRĘŻEŃ

Z pokazanych w rozdz. 4 rozkładów wielkości naprężeń wynika, że bez względu na to, czy zmierzony rozkład jest rozkładem wielkości różnicy naprężeń głównych, czy też jest rozkładem wielkości naprężenia radialnego /będącego jednym z naprężeń głównych/, zmierzone rozkłady charakteryzują się posiadaniem maksimum położonego w pobliżu krawędzi płytki Si. Powyższy charakter krzywej rozkładu naprężeń występował we wszystkich zbadanych płytkach Si, a także jak wykazały wcześniejsze prace autorów - również w płytkach GaP i GaAs [13].

Korzystając z powyższego faktu, autorzy zaproponowali wprowadzenie następującego systemu parametrów charakteryzujących zjawisko naprężeń w materiale półprzewodnikowym. Przyjęto przy tym założenie, że dla scharakteryzowania naprężeń istniejących w próbce /płytkce/ materiału półprzewodnikowego, w której istnieje osiowo - symetryczny stan naprężeń jest wystarczający pomiar rozkładu naprężeń wzdłuż dowolnej średnicy płytki równoległej do osi przepuszczania polaryzatora, tj. pokrywającej się z jedną z izoklin tworzących ramiona krzyża.

Na rys. 16 pokazano schematycznie typowy rozkład wielkości naprężeń w płytce półprzewodnika z zaznaczeniem proponowanych parametrów.



Rys. 16. Schematyczny rozkład wielkości naprężeń w płytce półprzewodnikowej z zaznaczonymi parametrami charakterystycznymi naprężeń

Proponowanymi parametrami charakterystycznymi naprężeń są:

- δ_{m1}, δ_{m2} - maksymalne wielkości naprężeń [dyn/cm^2],
- x_{m1}, x_{m2} - odległości punktów na średnicy od krawędzi płytki; punkty odpowiadają maksymalnym wielkościom naprężeń [j. wzgl.],
- $\nabla\delta_{1z}, \nabla\delta_{2z}$ - maksymalne wielkości gradientów naprężeń na odcinkach krzywej rozkładu naprężeń od strony krawędzi płytki [dyn/cm^3].

- x_{1z}, x_{2z} - odległości punktów na średnicy od krawędzi płytki; punkty odpowiadają maksymalnym wielkościom gradientów $\nabla\delta_{1z}$ [j.wzgl.] ,
- $\nabla\delta_{1w}, \nabla\delta_{2w}$ - maksymalne wielkości gradientów naprężeń na odcinkach krzywej rozkładu naprężeń od strony środka płytki [dyn/cm³] ,
- x_{1w}, x_{2w} - odległości punktów na średnicy od krawędzi płytki; punkty odpowiadają maksymalnym wielkościom gradientów $\nabla\delta_{1w}$ [j.wzgl.] .

Zmierzone parami wielkości poszczególnych parametrów /np. δ_{m1} , δ_{m2} / zwykle różniły się między sobą o kilka do kilkunastu procent, aczkolwiek odnotowano również próbki o niemal idealnie symetrycznym rozkładzie naprężeń. Dlatego ostatecznie zaproponowano zestaw następujących, średnich parametrów charakteryzujących naprężenia w materiale półprzewodnikowym:

$$\bar{\delta}_m = \frac{1}{2} / \delta_{m1} + \delta_{m2} / \quad /1/$$

$$\bar{x}_m = \frac{1}{2} / x_{m1} + x_{m2} / \quad /2/$$

$$\bar{\nabla}\delta_z = \frac{1}{2} / \nabla\delta_{1z} + \nabla\delta_{2z} / \quad /3/$$

$$\bar{x}_z = \frac{1}{2} / x_{1z} + x_{2z} / \quad /4/$$

$$\bar{\nabla}\delta_w = \frac{1}{2} / \nabla\delta_{1w} + \nabla\delta_{2w} / \quad /5/$$

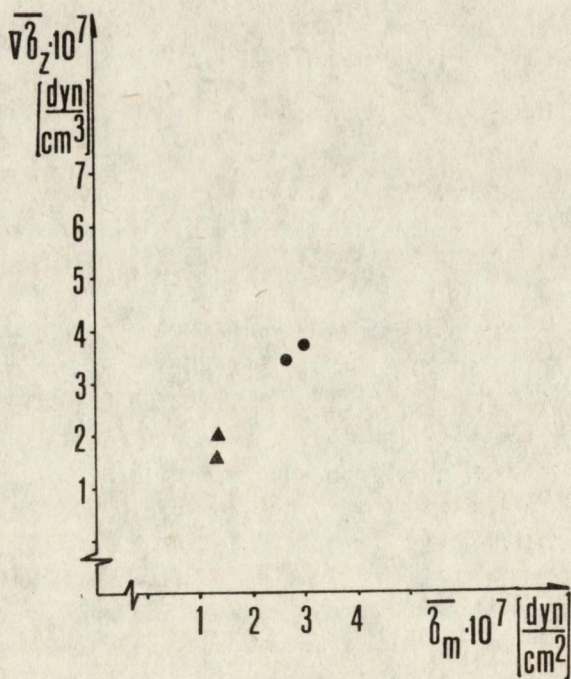
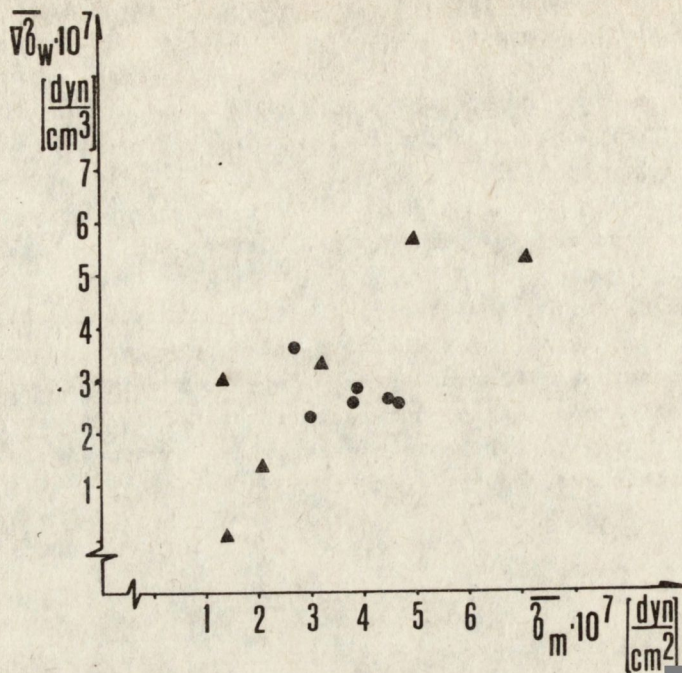
$$\bar{x}_w = \frac{1}{2} / x_{1w} + x_{2w} / \quad /6/$$

Badając związki pomiędzy ww. parametrami stwierdzono, że pomiędzy $\bar{\delta}_m$ a $\bar{\nabla}\delta_z$ i $\bar{\nabla}\delta_w$ istnieje w przybliżeniu proporcjonalna zależność /rys. 17/.

Stwierdzono również dość oczywistą, proporcjonalną zależność pomiędzy \bar{x}_w a \bar{x}_m , gdyż np. przesuwanie się punktu \bar{x}_m w kierunku środka płytki powinno prowadzić do podobnego przesuwania się punktu \bar{x}_w .

Nie stwierdzono natomiast istnienia zależności pomiędzy położeniem punktu \bar{x}_m a wielkością $\bar{\delta}_m$ lub pomiędzy wielkościami gradientów a odpowiadającymi im odległościami od krawędzi płytki.

Z faktu proporcjonalnej zależności wielkości gradientów naprężeń od wielkości maksymalnego naprężenia wynika, iż cechą charakteryzującą naprężenia, służącą do różnego rodzaju porównań, może być jedynie ten ostatni parametr. W niniejszej pracy przedstawiono więc zależności różnych parametrów materiałowych i parametrów procesu krystalizacji od $\bar{\delta}_m$, aczkolwiek autorzy dysponują również analogicznymi wynikami dla innych parametrów charakterystycznych naprężeń.



Rys. 17. Zależność gradientów naprężeń $\overline{\nabla \sigma_w}$ i $\overline{\nabla \sigma_z}$ od maksymalnego naprężenia $\overline{\sigma_m}$

Poniżej podano ekstremalne wielkości niektórych parametrów charakterystycznych naprężeń, zmierzone dla płytek Si:

$\bar{\delta}_m$	- od $1,05 \times 10^7$ dyn/cm ²	do $7,08 \times 10^7$ dyn/cm ² ,
\bar{x}_m	- od 0,012	do 0,18,
$\bar{\delta}_w$	- od $9,05 \times 10^6$ dyn/cm ³	do $5,63 \times 10^7$ dyn/cm ³ ,
\bar{x}_w	- od 0,045	do 0,27.

6. WPŁYW PARAMETRÓW PROCESU KRYSZTALIZACJI NA WIELKOŚCI NAPRĘŻEŃ W SI

Próbki, których wyniki przedstawiono poniżej, pochodziły z kryształów Si otrzymanych metodą Czochralskiego w dwóch urządzeniach do monokryształizacji. Niektóre parametry procesu krystalizacji, takie jak: szybkość obrotu tygla, szybkość obrotu zarodki, naciek argonu, ciśnienie w komorze i ciśnienie w sieci, były utrzymywane na niezmiennym poziomie przyjętym w technologii wytwarzania kryształów Si. Natomiast parametrami, których wielkości były zmieniane /regulowane/ w czasie procesu krystalizacji były: szybkość przesuwu zarodki, szybkość przesuwu tygla i moc nagrzewania. Ponieważ mierzalne naprężenia termiczne występowały jedynie w płytkach wyciętych z końcowych części kryształów, wielkości naprężeń badano w funkcji tych parametrów charakteryzujących końcową fazę procesu krystalizacji.

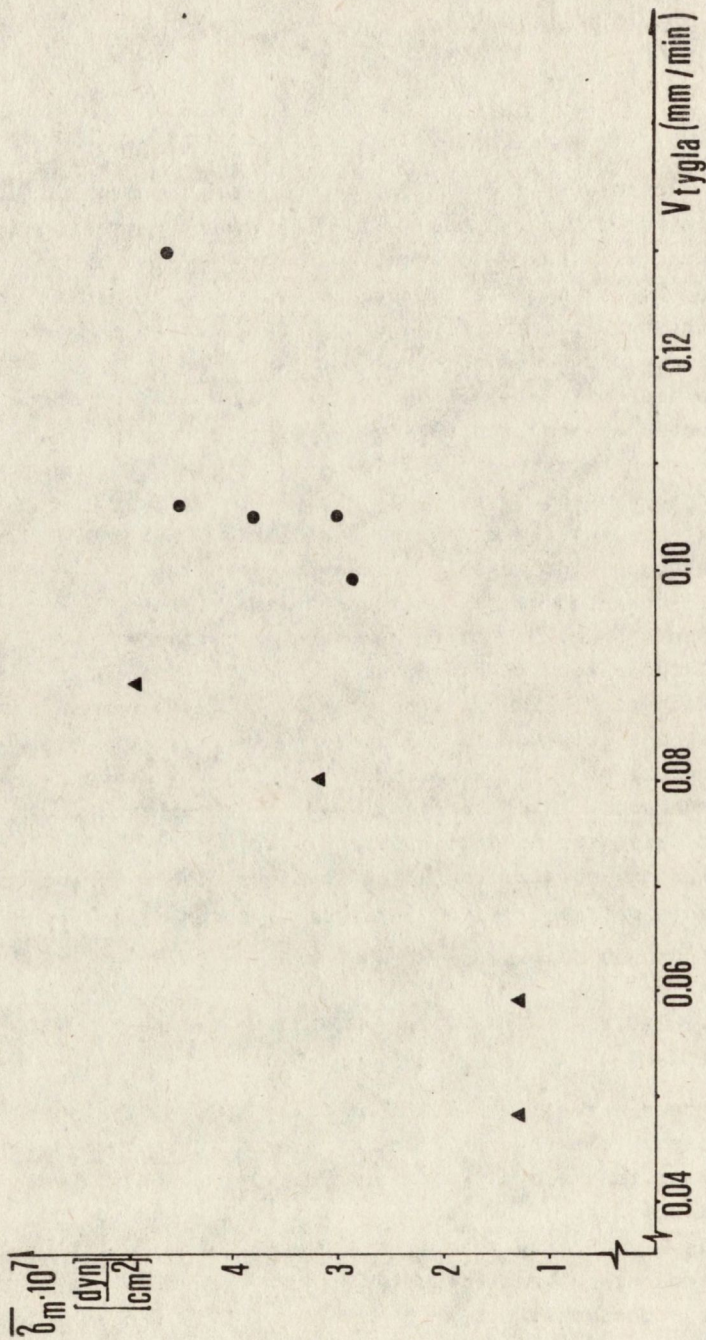
Na rys. 18 pokazano wyniki pomiarów wielkości maksymalnego naprężenia $\bar{\delta}_m$ w funkcji szybkości przesuwu tygla. Natomiast na rys. 19 pokazano zależność tego parametru od szybkości przesuwu zarodki.

Na rysunkach tych celowo nie narysowano krzywych charakteryzujących poszczególne zależności. Pomimo tego, że rozkład punktów pomiarowych, zwłaszcza na rys. 19, wskazuje na proporcjonalną zależność pomiędzy porównywanymi wielkościami, autorzy przypuszczają, że zależność ta będzie mieć nieco inny przebieg dla różnych urządzeń do monokryształizacji. Potwierdzenie tego przypuszczenia wymaga jednak przeprowadzenia dalszych badań, a zwłaszcza zgromadzenia odpowiednio dużej liczby danych doświadczalnych.

7. ZWIĄZEK POMIĘDZY NIEKTÓRYMI PARAMETRAMI MATERIAŁOWYMI A NAPRĘŻENIAMI W SI

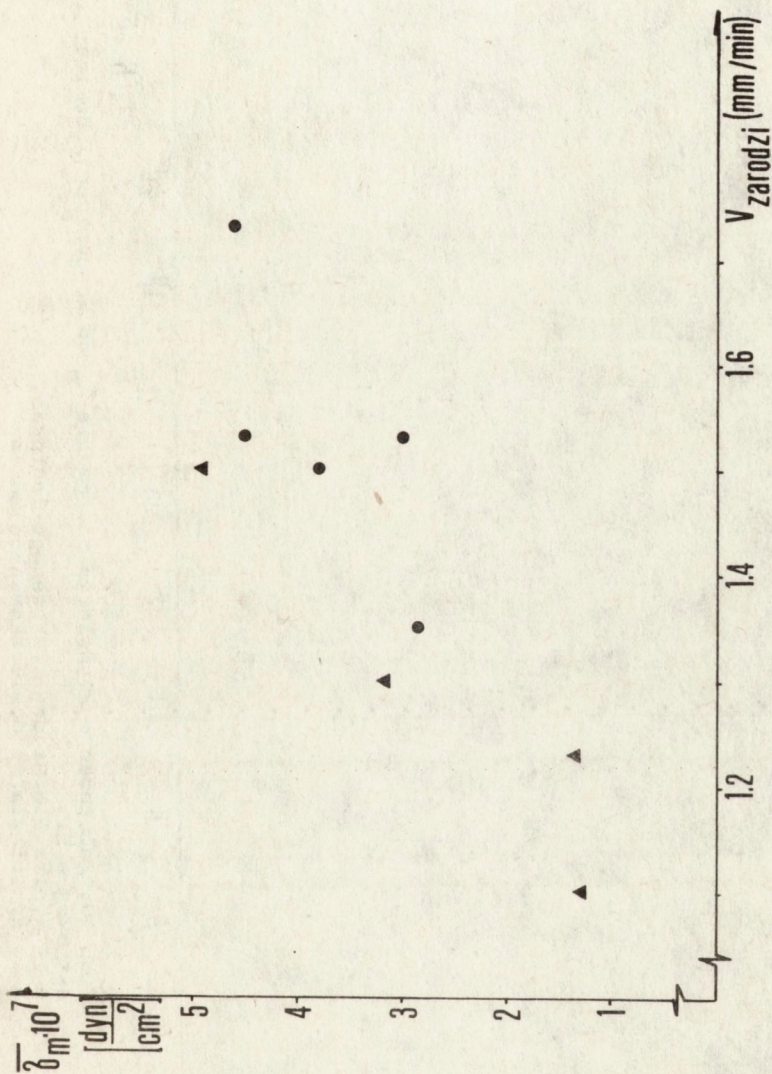
Badano przede wszystkim zależności pomiędzy naprężeniami a koncentracjami domieszek elektrycznie aktywnych oraz koncentracjami głównych domieszek pasożytniczych w Si. Wiadomo bowiem, że obce atomy w sieci kryształu Si powodują jej deformację, bez względu na to, czy atom wbudowuje się w sieć, czy też pozostaje w położeniu międzywęzłowym.

Nie stwierdzono zależności pomiędzy maksymalnym naprężeniem $\bar{\delta}_m$ a koncentracją domieszki aktywnej w Si /rys. 20/, o czym świadczy fakt, iż punkty pomiarowe na tym rysunku są rozłożone w części płaszczyzny ograniczonej kątem rozwartym.



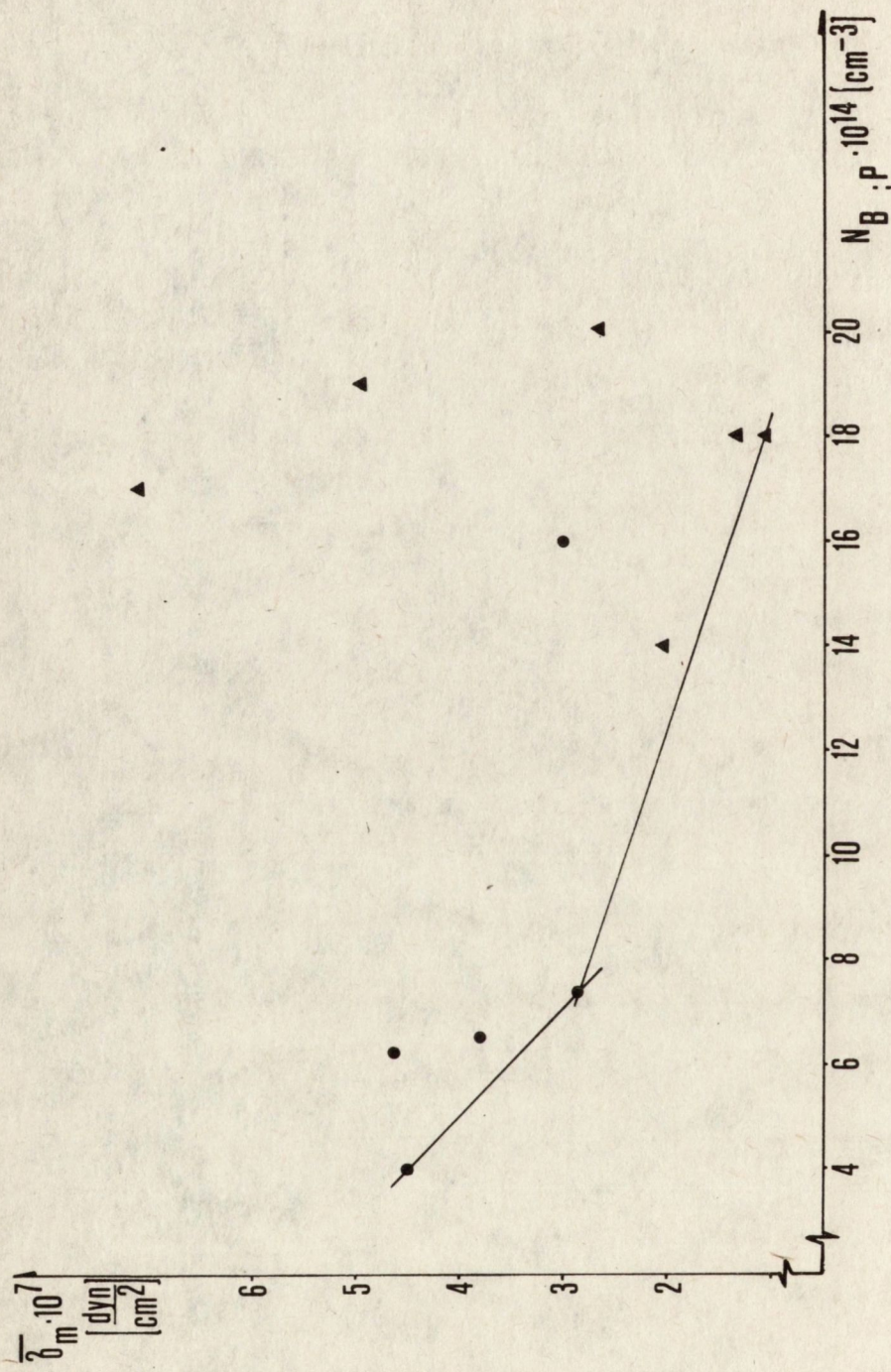
Rys. 18. Zależność maksymalnego naprężenia $\bar{\sigma}_m$ w płycie Si od szybkości przesuwu tygla:

- - wyniki dla płytek pochodzących z urządzenia nr 15 /typ "n", domieszkowany fosforem, orientacja [111]/,
- ▲ - wyniki dla płytek pochodzących z urządzenia nr 16 /typ "p", domieszkowany borem, orientacja [100]/



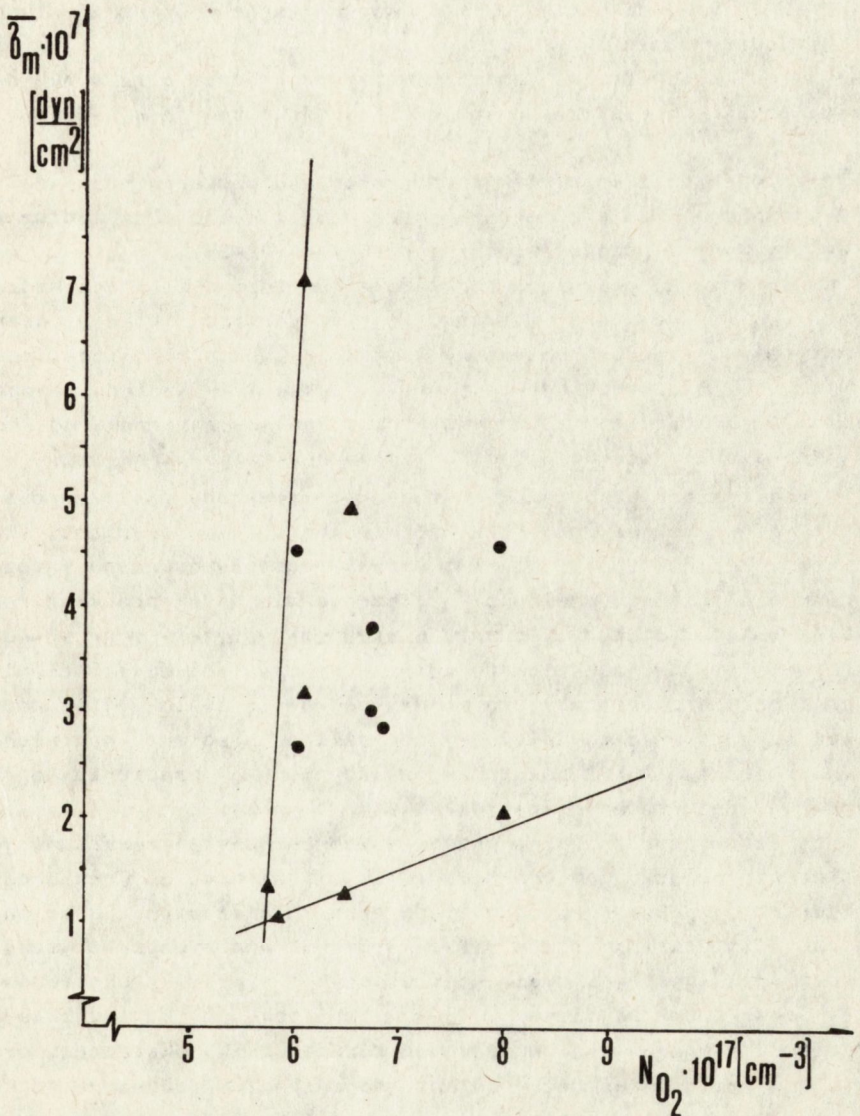
Rys. 19. Zależność maksymalnego naprężenia $\bar{\sigma}_m$ w płytce Si od szybkości przesuwu zarodzi:

- - wyniki dla płytek pochodzących z urzędzenia nr 15 /typ "n", domieszkiowany fosforem, orientacja [111]/
- ▲ - wyniki dla płytek pochodzących z urzędzenia nr 16 /typ "p", domieszkiowany borem, orientacja [100]/



Rys. 20. Zależność maksymalnego naprężenia $\bar{\sigma}_m$ od koncentracji domieszki aktywnej w Si:
 ● - wyniki dla Si domieszkowanego fosforem,
 ▲ - wyniki dla Si domieszkowanego borem

Podobnie nie stwierdzono istnienia zależności pomiędzy $\bar{\sigma}_m$ a koncentracją węgla. Natomiast zaobserwowano słabą zależność $\bar{\sigma}_m$ od koncentracji tlenu /rys. 21/, o czym świadczy fakt, iż punkty pomiarowe na rys. 21 są rozłożone w wyróżnionej części płaszczyzny ograniczonej kątem ostrym. Podobnie od koncentracji tlenu jest uzależniona wielkość maksymalnego gradientu wewnętrznego naprężeń $\bar{\nu}\bar{\sigma}_w$. Natomiast nie stwierdzono zależności pomiędzy koncentracją tlenu a \bar{x}_m lub \bar{x}_w .



Rys. 21. Zależność maksymalnego naprężenia $\bar{\sigma}_m$ od koncentracji tlenu w Si:
 ● - wyniki dla Si domieszkowanego fosforem,
 ▲ - wyniki dla Si domieszkowanego borem

Powyższe zależności dadzą się wyjaśnić w następujący sposób. Koncentracja domieszki aktywnej /bor, fosfor/ w badanych próbkach Si była rzędu 10^{14} - 10^{15} cm^{-3} . Koncentracja węgla była rzędu 10^{16} - 10^{17} cm^{-3} . Natomiast koncentracja tlenu w każdym przypadku wynosiła ponad 5×10^{17} cm^{-3} .

Wydaje się więc, że sumaryczny efekt deformacji sieci kryształu Si spowodowany obecnością atomów tlenu powinien być największy ze względu na największą koncentrację tlenu, a ponadto ze względu na kompleksy jakie tlen zwykle tworzy w krzemie.

Brak zależności pomiędzy $\bar{\sigma}_m$ a koncentracją domieszki aktywnej nie świadczy wcale o tym, że zależność taka nie pojawi się w przypadku, gdy koncentracja domieszki aktywnej będzie o rząd lub dwa rzędy wielkości większa od koncentracji spotykanych w badanych próbkach.

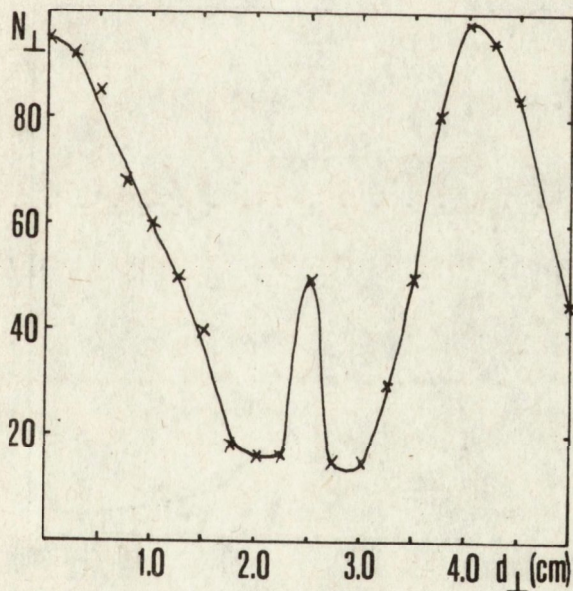
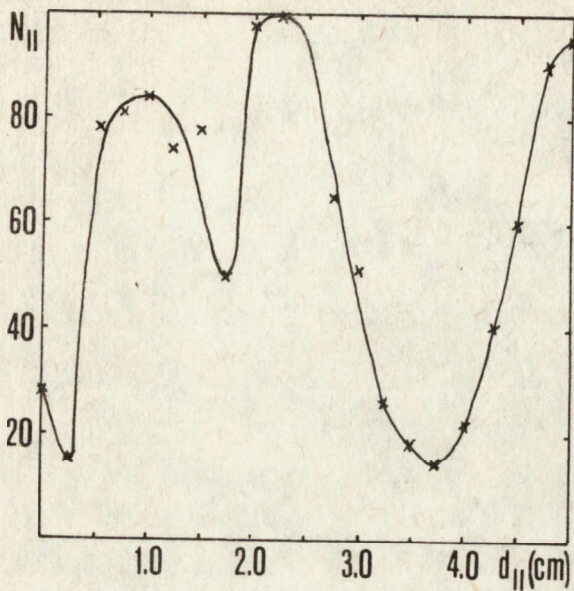
W przypadku kilku płytek Si po dokonaniu pomiarów rozkładów naprężeń ujawniono i zmierzono rozkłady gęstości dyslokacji wzdłuż ich średnic. Wyniki przedstawiono na rysunkach 22-24.

Oznaczenie N_m odpowiada rozkładowi gęstości dyslokacji wzdłuż średnicy, wzdłuż której mierzono również rozkład wielkości naprężeń. Punkt na osi rzędnych oznaczony wartością 2,5 cm odpowiada środkowi płytki, tak więc rozkłady gęstości dyslokacji ze względu na ograniczenie możliwości pomiarowych miernika zostały zmierzone od środka płytki na odległość do 2,5 cm w kierunku każdej z krawędzi.

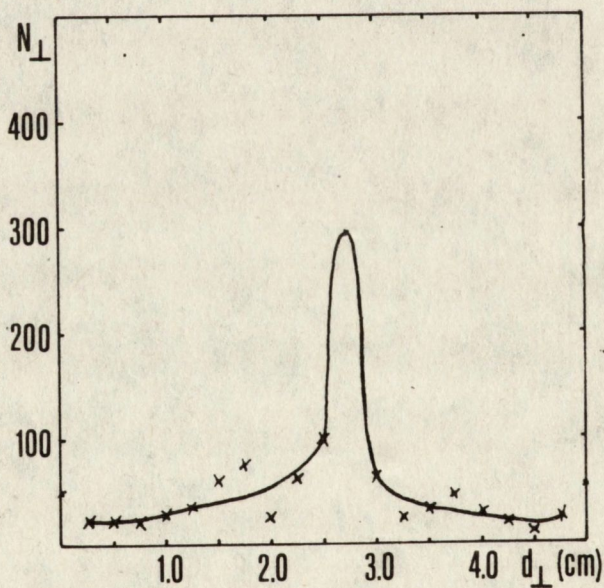
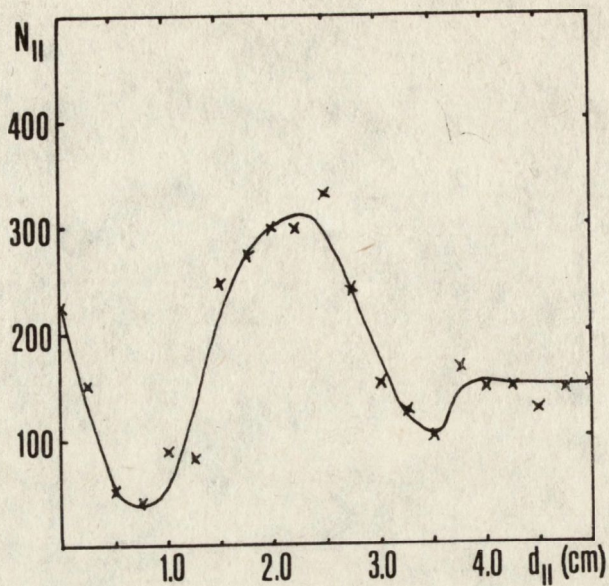
Przedstawione na powyższych rysunkach rozkłady gęstości dyslokacji nie mają na pierwszy rzut oka nic wspólnego z naprężeniami, których rozkłady /między innymi dla ww. próbek/ zostały pokazane w rozdz. 4. Porównanie rozkładu wielkości naprężenia dla danej próbki z rozkładem gęstości dyslokacji jedynie w przypadku płytki Si nr 15-40II sugeruje istnienie jakościowego związku między tymi wielkościami. W celu potwierdzenia związku między gęstością dyslokacji a naprężeniami zbadano więc tę zależność od rozkładu gradientu naprężeń.

Na rysunkach 25-27 pokazano rozkłady modułów gradientu naprężeń wzdłuż średnic badanych płytek Si.

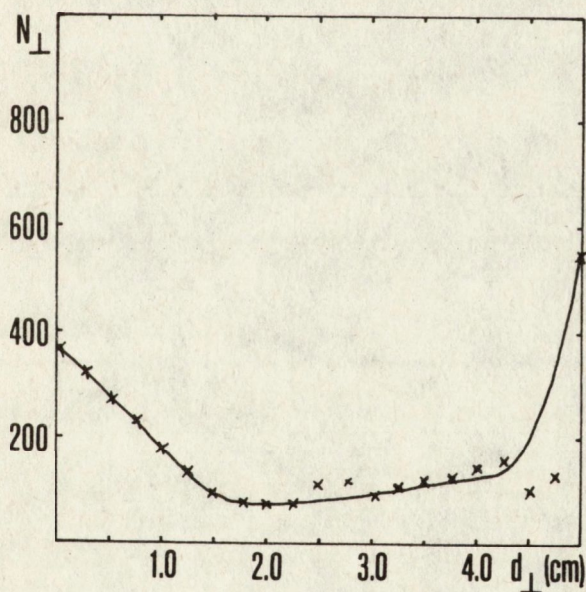
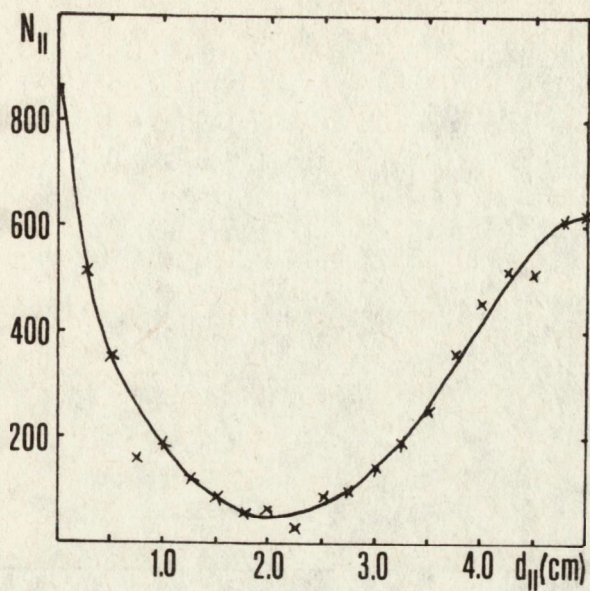
Charakterystyczną cechą przedstawionych powyżej rozkładów jest to, że w przypadku gdy gęstość dyslokacji wzrasta od środka płytki w kierunku jej krawędzi, odpowiada temu również wzrost gradientu naprężeń /płytki Si nr 15-40II/. Natomiast w przypadku płytek, gdzie w rozkładzie gęstości dyslokacji obserwuje się kilka ekstremów, w tym ekstremum /maksimum/ położone w środku płytki, w rozkładzie gradientu naprężeń jest widocznych również kilka ekstremów, przy czym maksymalna wielkość gradientu naprężeń jest oddalona od krawędzi płytki. Powyższy wniosek jest jakościowo zgodny z teorią tworzenia się dyslokacji w kryształach półprzewodników pod wpływem naprężeń [20].



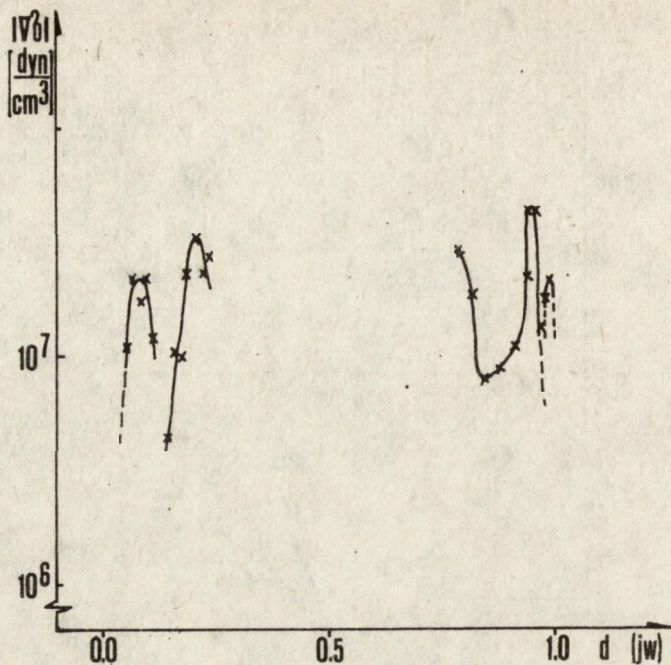
Rys. 22. Rozkład gęstości dyslokacji wzdłuż dwóch wzajemnie prostopadłych średnic płytki Si nr 16-47 BII, średnica płytki 66 mm. Symbol N_{\perp} odpowiada średnicy, wzdłuż której mierzono rozkład wielkości naprężeń



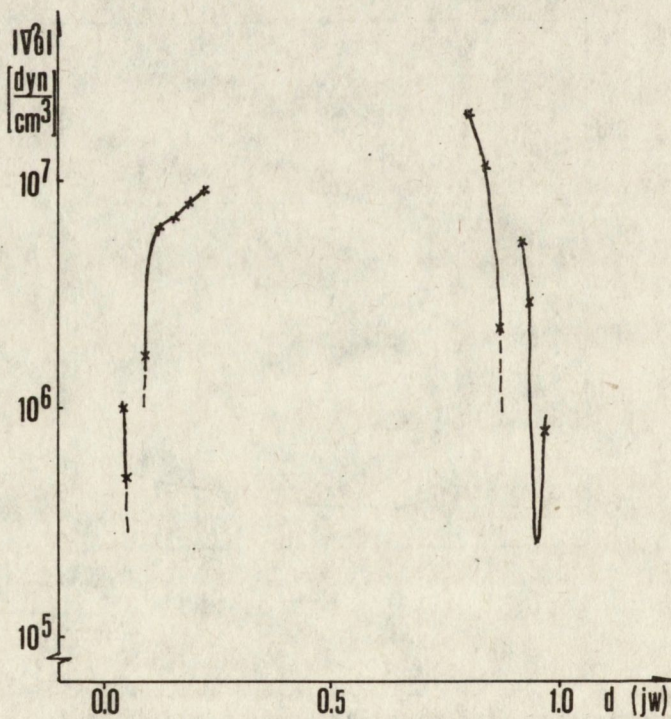
Rys. 23. Rozkład gęstości dyslokacji wzdłuż dwóch wzajemnie prostopadłych średnic płytki Si nr 16-35 BII, średnica płytki 65,5 mm. Symbol N_{\perp} odpowiada średnicy, wzdłuż której mierzono rozkład wielkości naprężeń



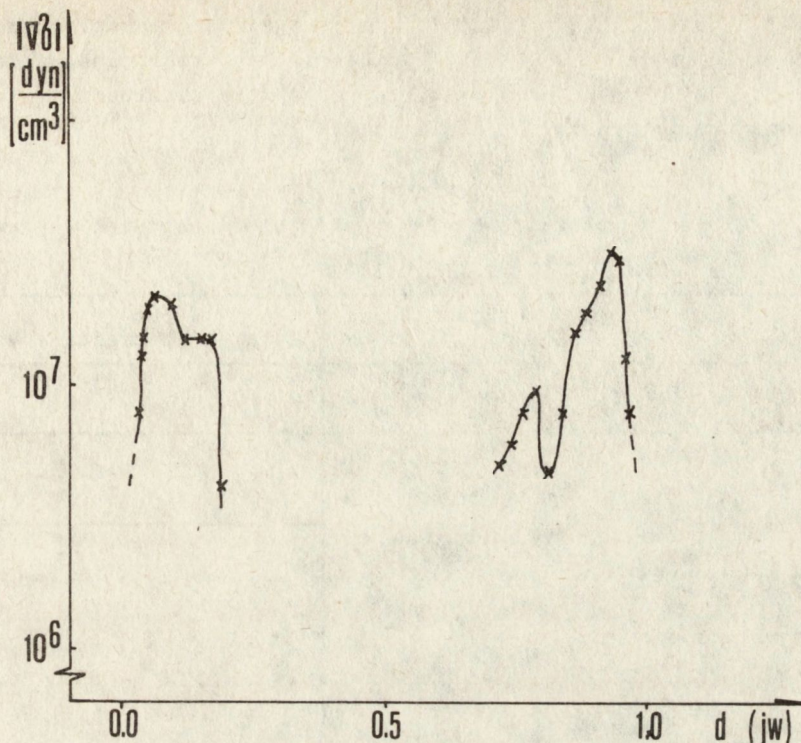
Rys. 24. Rozkład gęstości dyslokacji wzdłuż dwóch wzajemnie prostopadłych średnic płytki Si nr 15-40 II, średnica płytki 83,5 mm. Symbol N_{\perp} odpowiada średnicy, wzdłuż której mierzono rozkład wielkości naprężeń



Rys. 25. Rozkład modułu gradientu naprężeń wzdłuż średnicy płytki Si nr 16-47 BII



Rys. 26. Rozkład modułu gradientu naprężeń wzdłuż średnicy płytki Si nr 16-35 BII



Rys. 27. Rozkład modułu gradientu naprężeń wzdłuż średnicy płytki Si nr 15-40 II

8. WSTĘPNA OCENA WPŁYWU TECHNOLOGII NA WIELKOŚĆ NAPRĘŻEŃ W SI

Łącznie zbadano 291 płytek Si pochodzących z kryształów otrzymanych metodą Czochralskiego. 155 płytek pochodziło z I części kryształu /od strony zarodki/. 136 płytek pochodziło z II części kryształu /z końca kryształu/. Taka liczba przebadanych płytek umożliwia wyciągnięcie wstępnych wniosków odnośnie wpływu technologii na naprężenia w Si.

W tabeli 1 zestawiono zbiorczo wyniki statystyczne dotyczące zjawiska dwójłomności wymuszonej mechanicznie /naprężeń/ w badanych płytkach Si. Jak wynika z tego zestawienia, problem naprężeń /pomijając na razie sprawę obróbki mechanicznej/ istnieje jedynie w końcowej części wyciąganego kryształu. Zjawisko to dotyczy ok. 15% płytek pochodzących z tej części kryształów. Biorąc pod uwagę fakt,

iż maksymalna wielkość naprężenia w płytce Si jest wprost proporcjonalnie uzależniona od szybkości wyciągania kryształu oznacza to, że w przypadku tych kryształów stosowano zbyt duże szybkości wyciągania w końcowej fazie procesu krystalizacji.

Tabela 1. Statystyczne zestawienie wyników badań naprężeń w krzemie otrzymanym metodą Czochralskiego

	Liczba płytek	w tym płytek z II części kryształu
Liczba przebadanych płytek	291	136
Płytki jednolicie ciemne /wolne od naprężeń/	242	
Płytki naprężone	49	
w tym:		
- z zapolerowanymi rysami,	16	
- z innymi zapolerowanymi defektami,	12	
- z dużą gęstością dyslokacji,	2	
- z zamrożonymi naprężeniami termicznymi	19	19
w tym:		
- osiowo-symetrycznymi	14	14

W przypadku kilku płytek Si spotkano się z całkowicie asymetrycznym rozkładem naprężeń, co świadczy o silnym zaburzeniu warunków termicznych w tej fazie procesu krystalizacji, w której wykrył badany obszar półprzewodnika. Przyczyną może tu być chwilowa awaria urządzenia do monokrystalizacji lub awaria sieci energetycznej. Niestety na podstawie informacji zawartych w kartach technologicznych procesów nie udało się ustalić rzeczywistej przyczyny tego zjawiska.

Zaskakująco duży udział /10% ogólnej liczby płytek/ mają płytki z zapolerowanymi rysami po cięciu lub innymi defektami strukturalnymi. Zjawiska tego nie można wszędzie uogólniać na wszystkie płytki Si wytwarzane w CNPME i autorzy wspominają o nim jedynie dlatego, że metoda elastooptyczna umożliwia szybką i skuteczną kontrolę pracy urządzeń i osób w różnych etapach procesu obróbki mechanicznej.

Proporcjonalna, aczkolwiek słaba zależność pomiędzy maksymalną wielkością naprężenia w płytce Si a maksymalną koncentracją tlenu wskazuje, że działania techniczne mające na celu zmniejszenie koncentracji tlenu w Si są również działaniami w kierunku zmniejszenia wielkości naprężeń.

Przedstawione w niniejszej pracy doświadczalne wyniki badań naprężeń w krzemie otrzymywanym metodą Czochrałskiego mają charakter wyników wstępnych, pomimo tego, że przedmiotem badań było kilkaset płytek Si. Pełna charakterystyka zjawiska dwójłomności wymuszanej mechanicznie w Si będzie możliwa dopiero po zgromadzeniu dużej liczby danych doświadczalnych, co wymaga przede wszystkim czasu oraz posiadania odpowiedniej liczby próbek pomiarowych. Niemniej przedstawione wyniki umożliwiają już obecnie wysunięcie szeregu wniosków, dotyczących zwłaszcza wpływu technologii na wielkość naprężeń.

Warunki termodynamiczne procesu krystalizacji w metodzie Czochrałskiego sugerują możliwość wystąpienia znacznie większych naprężeń termicznych w krystalizującym obszarze w końcowym etapie procesu, niż na początku procesu krystalizacji. Wynika to przede wszystkim ze sposobu chłodzenia kryształu, a zwłaszcza znacznego odprowadzania ciepła przez sam kryształ w końcowym etapie procesu. Ten intuicyjny wniosek został potwierdzony doświadczalnie przez autorów.

Naprężenia o wielkościach powyżej 1×10^7 dyn/cm² występowały jedynie w płytkach wyciętych z końcowych części kryształów. Ocena wpływu naprężeń o takich wielkościach na wytrzymałość mechaniczną krzemu jest trudna, gdyż brak jest przekonywujących danych doświadczalnych na ten temat. W przypadku materiałów półprzewodnikowych obowiązującą obecnie teorią pęknięcia jest tzw. teoria pęknięcia kruchego np. [21-25]. Według tej teorii pęknięcie kryształu rozpoczyna się od mikropęknięcia znajdującego się /lub powstającego/ na powierzchni lub wewnątrz kryształu, powiększającego się pod wpływem siły zewnętrznej. Dane doświadczalne potwierdzają występowanie tego mechanizmu [25-27]. Powszechnie znane jest zjawisko łatwego pęknięcia płytek półprzewodnikowych, których krawędź została uszkodzona. Istnienie - jak wykazały badania autorów - stosunkowo dużych wielkości naprężeń i gradientów naprężeń w pobliżu krawędzi płytek Si może być czynnikiem ułatwiającym ich pęknięcie.

Teorie pęknięcia kruchego w kryształach wiążą także powstawanie mikropęknięć z ruchem i koalescencją wielu dyslokacji krawędziowych [21-24]. Wiadomo również, że składowa ścinająca pola naprężeń wokół dyslokacji jest czynnikiem ułatwiającym jej poślizg. Wynikałoby z tego, że naprężenia istniejące wokół dyslokacji w kryształach mogą być czynnikiem ułatwiającym jego pęknięcie.

Istnienie naprężeń o wielkościach powyżej 1×10^7 dyn/cm² może być czynnikiem ułatwiającym pęknięcie również w sposób pośredni, w wyniku tworzenia się nowych dyslokacji. Z danych literaturowych, np. [20], wynika, że naprężenia o tych wielkościach są tego samego rzędu lub

co najwyżej o rząd wielkości mniejsze od tzw. krytycznej wielkości naprężenia wywołującego powstawanie dyslokacji w krzemie. Pomimo tego, że badane kryształy były w zasadzie bezdyslokacyjne, w części próbek pochodzących z końca kryształów Si stwierdzono istnienie dyslokacji. W przypadku przyłożenia z zewnątrz do kryształu siły mechanicznej /np. naprężenie powstające w płytce Si w wyniku działania gradientów temperatury w procesie wytwarzania przyrządu półprzewodnikowego lub w procesie epitaksjalnego nakładania warstwy/ może się ona sumować z odpowiednią składową pola naprężeń samoistnych, powodując powstawanie nowych dyslokacji.

Warto wspomnieć o wynikach przedstawionych w pracy [27], z których można wnioskować, że pękanie krzemu może być ułatwione przez istnienie wewnątrz kryształu skupisk tlenu, które są otoczone obszarami o dużych naprężeniach mechanicznych. Naprężenia te mogą dodawać się z naprężeniami przyłożonymi z zewnątrz do kryształu i powodować lokalną koncentrację naprężeń wywołującą szybszy złom.

Należy również wspomnieć o tym, że niektórzy badacze [28] uważają, że jedynie naprężenia o wielkościach powyżej 2×10^9 dyn/cm² mogą łatwo powodować pękanie materiałów półprzewodnikowych.

Kwestia wpływu naprężeń o wielkościach powyżej 1×10^7 dyn/cm² na wytrzymałość mechaniczną krzemu jest nadal sprawą otwartą i wymaga przeprowadzenia odpowiednich badań. Abstrahując od wpływu naprężeń na parametry materiału półprzewodnikowego można stwierdzić, że metoda elastooptyczna jest metodą umożliwiającą szybkie określenie historii termicznej badanego kryształu i w powiązaniu z wykrywaniem ewentualnych defektów struktury krystalicznej po procesach obróbki mechanicznej może być wykorzystywana dla celów kontrolnych.

Porównanie wyników badań uzyskanych przez autorów z wynikami opublikowanymi w literaturze jest trudne, gdyż autorzy publikacji wymienionych we wstępie w większości przypadków ograniczyli się do przedstawienia polaryskopowych obrazów naprężeń w próbkach Si. Ponadto należy zauważyć, że jakość krzemu obecnie wytwarzanego w CNPME jest lepsza od krzemu otrzymywanego za granicą w latach pięćdziesiątych i sześćdziesiątych. W przypadku opublikowania konkretnych wielkości naprężeń w krzemie otrzymanym metodą Czochralskiego, najmniejsze wielkości naprężeń rzędu $1 - 8 \times 10^7$ dyn/cm² odnotował Lederhandler [6], natomiast największe Riney [29] - do 1×10^9 dyn/cm².

Prace dotyczące elastooptycznych metod badań naprężeń w krzemie były prowadzone przez autorów w ramach tematyki badawczej Instytutu Technologii Materiałów Elektronicznych. Próbki używane do badań pochodziły z kryształów Si wytworzonych w Centrum Naukowo-Produkcyjnym Materiałów Elektronicznych "Unitra-Cemat". Koncentracja tlenu i węgla w próbkach Si określana była metodami optycznymi w Zakładzie Badań Fizycznych Z-12. Rozkład gęstości dyslokacji zmierzony został w Zakładzie Badań Strukturalnych Z-1.

1. Doroszkiewicz R.S. - Elastooptyka - stan i rozwój polaryzacyjno-optycznych metod doświadczalnej analizy naprężeń, PWN, Warszawa, 1975
2. Nye J.F. - Własności fizyczne kryształów w ujęciu tensorowym i macierzowym, PWN, Warszawa, 1962
3. Dash W.C. - Phys. Rev., 98, 5, 1955, 1536
4. Giardini A.A. - Am. Mineral., 43, 1958, 249
5. Hornstra J., Penning P. - Philips Res. Repts., 14, 1959, 237
6. Lederhandler S.R. - J. of Appl. Phys., 30, 11, 1959, 1631
7. Lederhandler S.R., Eckhardt G. - Sol. State Des., 3, 27, 1962
8. Nikitienko W.M., Indenbom W.L. - Zawodsk. Lab., 2, 1963, 222
9. Appel A.V. et al. - Appl. Optics, 4, 11, 1965, 1475
10. De Nicola R.O., Tauber R.N. - J. of Appl. Phys., 42, 11, 1971, 4262
11. Brauer K.H. et al. - Krist. und Tech., 8, 1-3, 1973, 253
12. Adamkiewicz G., Bajor A. - Opracowanie metody i wykonanie zestawu pomiarowego do badań naprężeń metodą elastooptyczną w płytkach i monokryształach półprzewodnikowych, Opracowanie ITME, etap OT-1, ITME, Warszawa, 1983
13. ibid., etap OT-2, ITME, Warszawa, 1984
14. ibid., etap OT-3, ITME, Warszawa, 1985
15. Adamkiewicz G., Bajor A. - Materiały Elektroniczne, 3/51/, 1985, 19
16. Shurclif W.A., Ballard S.A. - Światło spolaryzowane, PWN, Warszawa 1968
17. Michael A.J. - J. of the Opt. Soc. America, 58, 7, 1968, 889
18. Bajor A., Adamkiewicz G. - Prace ITME, Warszawa, 16, 1985
19. Bajor A., Adamkiewicz G. - Zgłoszenie patentowe PRL nr P-252263, Sposób pomiaru dwójłomności wymuszonej mechanicznie
20. Pietras E., Benbenek Z. - Materiały Elektroniczne, 3/11/, 1975, 12
21. Zener C. - Acta Cryst., 3, 1948, 346
22. Bragg W.L., Lomer W.M. - Proc. Roy. Soc., 196, 1949, 171
23. Petch J. - Philos. Mag., 3, 1958, 1089
24. Cottrell A.H. - Dislocations and Plastic Flow in Crystals, Oxford Univ. Press 1959
25. Sylwestrowicz W.D. - Własności mechaniczne krzemu, ze szczególnym uwzględnieniem zjawiska pęknięcia, oraz górnej i dolnej granicy plastyczności, Praca doktorska, Politechnika Warszawska, 1961
26. Sylwestrowicz W.D. - Mechanical properties of single crystals of silicon, Bell Telephone Labs, Murray Hill 1962
27. Lichowski M. - Badanie własności mechanicznych monokryształicznego krzemu, uzyskanego różnymi metodami procesu technologicznego, ze szczególnym uwzględnieniem zjawiska kruchego pęknięcia, Praca dyplomowa wyk. w CNPME, Warszawa, 1978/79
28. Sikorski S., Świdorski J. - Fotoelektryczne kryteria oceny materiałów półprzewodnikowych, Biblioteka Elektroniki nr 7, ITE PAN, Warszawa, 1968
29. Riney T.D. - J. of Appl. Phys., 32, 3, 1961, 454

SPIS TREŚCI

1. Wstęp	5
2. Metoda elastooptyczna w zastosowaniu do badań krzemu	5
2.1. Obserwacja i rejestracja obrazów naprężeń	6
2.2. Pomiar wielkości naprężeń	7
3. Polaryskopowe obrazy naprężeń w kryształach i płytkach Si	8
4. Rozkłady wielkości naprężeń w płytkach Si	15
5. Parametry charakterystyczne naprężeń	19
6. Wpływ parametrów procesu krystalizacji na wielkości naprężeń w Si	23
7. Związek pomiędzy niektórymi parametrami materiałowymi a naprężeniami w Si	23
8. Wstępna ocena wpływu technologii na wielkość naprężeń w Si	33
9. Podsumowanie	35
Literatura	38
Od Redakcji	39

W ramach wydawanych zeszytów w serii "Prace ITME" ukazały się następujące pozycje:

- Nr 11 - 1984: W. Wierzchowski
"Odwzorowanie dyslokacji w krzemowych warstwach epitaksjalnych metodami odbiciowymi rentgenowskiej topografii dyfrakcyjnej"
- Nr 12 - 1984: A. Badzian
"Syntezy wysokociśnieniowe kryształów o strukturze typu diamentu i ich struktura atomowa w świetle badań rentgenowskich"
- Nr 13 - 1984: P. Naumowicz, S. Szarras, W. Wieteska, J. Cinak, C. Janusz
"Defekty wzrostowe w kryształach granatu gadolinowo-galowego"
- Nr 14 - 1984: M. Boniecki, Z. Librant
"Analiza własności mechanicznych materiałów ceramicznych metodami pęknięcia"
- Nr 15 - 1985: J. Korec
"Modelowanie procesu epitaksji z fazy gazowej"
- Nr 16 - 1985: A. Bajor, G. Adamkiewicz
"Fotometryczna metoda pomiaru naprężeń w materiałach półprzewodnikowych"
- Nr 17 - 1986: A. Taczanowski, J. Marks
"Helowe wykrywacze nieszczelności. Budowa i zastosowanie"
- Nr 18 - 1986: G. Adamkiewicz, A. Bajor
"Badanie naprężeń w krzemie otrzymywanym metodą Czochralskiego"

Ponadto przewidujemy wydanie zeszytów:

- K. Stróż
"Metody podwyższania precyzji w mikroanalizie rentgenowskiej"
- M. Pawłowska
"Badanie aktywności elektrycznej defektów strukturalnych w monokryształach półprzewodnikowych"
- J. Żmijs, M. Demianiuk, Z. Kaczmarek, T. Łukasiewicz
"Metoda Czochralskiego monokryształizacji"
- A. Gładki
"Teoria analizy kształtu w badaniach proszków metali i tlenków"
- A. Jaworski i inni
"Diamenty syntetyczne"



<http://rcin.org.pl>