

## POŁOŻENIE ATOMÓW Mn W GaAs: SPEKTROSKOPIA ABSORPCJI RENTGENOWSKIEJ

I.N. Demchenko, K. Ławniczak-Jabłońska, R. Jakiela, J.Z. Domagała, M. Klepka,  
A. Wolska, E. Piskorska i J. Sadowski

*Instytut Fizyki Polskiej Akademii Nauk, al. Lotników 32/46, 02-668, Warszawa*

**Streszczenie:** Do określenia zmian lokalnej struktury w otoczeniu atomów Mn (przed oraz po wygrzewaniu) w warstwach (Ga,Mn)As hodowanych za pomocą epitaksji z wiązek molekularnych zastosowano absorpcyjną spektroskopię rentgenowską (technika EXAFS). Wykazano, że absorpcja rentgenowska jest wystarczająco czuła, aby stwierdzić obecność wytrąceń oraz zmiany w ich strukturze krystalicznej spowodowane wygrzewaniem w temperaturze 600°C. Jakościowa oraz ilościowa analiza widm EXAFS dała jednoznaczną odpowiedź co do zmiany lokalnej struktury krystalicznej wokół atomów Mn z regularnej na heksagonalną (tzn. powstanie nowej fazy, a mianowicie wytrąceń heksagonalnych MnAs).

### Location of Mn atoms in GaAs: X-ray absorption spectroscopy.

**Abstract:** In order to determine the changes of the local structure around the Mn atoms in (Ga,Mn)As layers we have carried out an x-ray absorption spectroscopy experiment (EXAFS technique) in the samples grown by molecular beam epitaxy with and without annealing. The x-ray absorption is sensitive enough for determination of clusters formation and their crystalline structure changes in the consequence of annealing at the temperature of 600°C. The qualitative and the quantitative analysis of EXAFS spectra gives unambiguously answer about the changes of the local structure around Mn atom from cubic to hexagonal (*i.e.* new phase formation, namely hexagonal inclusions of MnAs).

### 1. Wstęp

Prognozuje się, że w ciągu najbliższych 10-15 lat procesory krzemowe osiągną kres swoich możliwości. W związku z tym w ostatnich latach obserwuje się na świecie gwałtowny rozwój nowej gałęzi elektroniki, tzw. spintroniki (magneto-elektroniki lub elektroniki spinowej). W sferze badań ta nowa dziedzina łączy prace z obszaru elektroniki (i optoelektroniki) oraz magnetyzmu. Celem jest stworzenie koncepcyjnie nowych urządzeń, które będą wykorzystywać spin elektronu. Aby tego dokonać, należy wcześniej opanować metody wstrzykiwania spolaryzowanych spinów, manipulowanie spinami i ich detekcję. Powstaje więc potrzeba poszukiwania innych zasad fizycznych, na których będą oparte szybko działające, koncepcyjnie nowe urządzenia (o niskim zużyciu energii oraz wydzieleniu ciepła) wykorzystujące spin elektronu. W urządzeniach spintronicznych odwrócenie spinu będzie wymagało bardzo niewielkiej energii. Szybkość zmiany kierunku spinu jest bardzo duża (kilka pikosekund). Spintronika jest więc bardzo perspektywnym kierunkiem rozwoju fizyki łączącym elektronikę oraz magnetyzm. Pierwsze urządzenia spintroniczne oparte na tradycyjnych materiałach magnetycznych zostały już wytworzone. Bazują one na gigantycznym magnetooporze warstw metalicznych lub warstw tlenków magnetycznych. Struktury takie niestety nie mogą być zintegrowane w konwencjonalnych półprzewodnikowych układach scalonych. W chwili obecnej wysiłek wielu laboratoriów skupiony jest na opracowaniu tech-

nologii takich materiałów, które mogłyby być łatwo zintegrowane z półprzewodnikami.

Powszechnie uważa się, że kluczem do sukcesu w dziedzinie spintroniki jest znalezienie odpowiedniego materiału do wytwarzania urządzeń spintronicznych. Materiały takie powinny mieć następujące cechy: ich struktura pasmowa powinna silnie zależeć od polaryzacji spinu elektronów, wstrzykiwanie spinowo spolaryzowanych elektronów powinno być względnie łatwe i oczywiście materiały te powinny być łatwo integrowalne w typowych obwodach scalonych. Znane materiały magnetyczne niestety nie posiadają wszystkich tych cech. Z drugiej strony typowe półprzewodniki są materiałami niemagnetycznymi. Naturalnymi kandydatami na materiały spintroniczne są tzw. półprzewodniki (pół)magnetyczne (DMS)<sup>a</sup>, [1-4] czyli mieszane kryształy klasycznych półprzewodników, w których kontrolowana część niemagnetycznych kationów jest zastąpiona przez jony magnetyczne [5-18] (na przykład, jony Mn<sup>2+</sup>). Uważa się, że najlepszymi kandydatami na materiały spintroniczne są DMS-y oparte na związkach grupy III-V, ze względu na: a) możliwość domieszkowania zarówno na typ *n* jak i *p*; b) łatwość wykorzystania w układach scalonych oraz c) występowanie ferromagnetyzmu w pewnych warunkach [10-19]. Naturalnie, do zastosowań komercyjnych konieczne są materiały ferromagnetyczne w temperaturze pokojowej.

<sup>a</sup> DMS (ang. *diluted magnetic semiconductor*)

W ciągu ostatnich lat na świecie zrobiono bardzo duży wysiłek aby znaleźć ferromagnetyczny, w temperaturze pokojowej, półprzewodnik z grupy III-V [20,21]. Dotychczas jednak takiego materiału nie udało się wytworzyć. W materiałach jednofazowych albo występuje ferromagnetyzm poniżej temperatury pokojowej (np. GaMnAs, InMnAs – rekordowe temperatury nie przekraczają 200 K) [19], albo w ogóle nie obserwuje się ferromagnetyzmu (np. GaMnN) [22]. Z drugiej strony wykazano, że w czasie wzrostu magnetycznych materiałów III-V powstają wytrącenia ferromagnetyczne, w wyniku czego otrzymuje się wielofazowy materiał ferromagnetyczny (często w temperaturze pokojowej) [23-27]. Powstawanie tych wytrąceń postrzegane było do tej pory jako „wada” i wynik niedoskonałości technologii. W ostatnim czasie własności tych wytrąceń – zwłaszcza MnAs – były intensywnie badane [28-32], w wyniku czego poznano ich podstawowe właściwości magnetyczne.

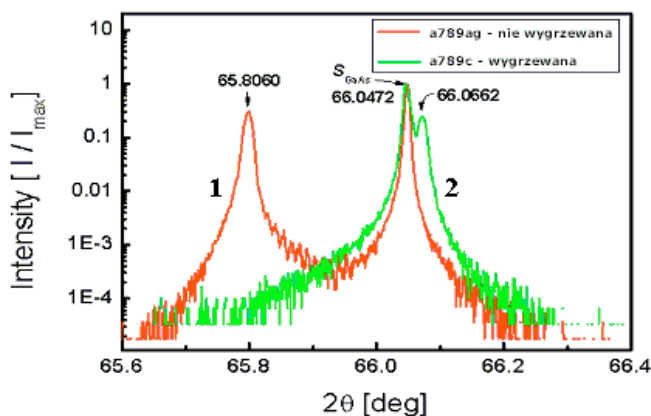
W niniejszej pracy zbadane zostały rozcieńczone półprzewodniki magnetyczne (Ga,Mn)As. W celu określenia lokalnej struktury atomowej wokół atomu Mn, wykonano serię pomiarów EXAFS<sup>b</sup> dla krawędzi absorpcji K manganu. Metoda EXAFS jest czuła na lokalną strukturę wokół wybranego pierwiastka. Ta cecha czyni ją efektywnym narzędziem do badań lokalnej struktury zwłaszcza w materiałach wieloskładnikowych i daje informację o odległościach pomiędzy najbliższymi sąsiadami ( $R$ ), średniej liczbie koordynacyjnej ( $N$ ) oraz czynnika Debye'a-Wallera ( $\sigma$ ), który opisuje chemiczne oraz termiczne nieuporządkowanie atomów każdego rodzaju otaczających centralny atom absorbujący. Informacja ta może być użyta do określenia typu wiązań, stopnia naprężeń tych wiązań w odniesieniu do wzorca oraz rodzaju defektów, np. podstawieniowych i/lub międzywęzłowych pozycji manganu.

## 2. Eksperyment

Warstwy (Ga,Mn)As wyhodowane zostały za pomocą epitaksji z wiązek molekularnych (MBE) na półprzewodzące podłoże GaAs(100). Komora MBE była wyposażona w trzy komórki efuzyjne z Ga, Mn oraz As. Zawartość manganu,  $x$ , w warstwie Ga<sub>1-x</sub>Mn<sub>x</sub>As była około 0.05, co zostało sprawdzone za pomocą dodatkowych badań SIMS<sup>c</sup>. Do monitorowania rekonstrukcji powierzchni warstwy w trakcie wzrostu wykorzystywano RHEED. Grubość warstwy (Ga, Mn)As wynosiła około 0.91  $\mu\text{m}$ . Dla sprawdzenia wpływu wygrzewania na lokalną strukturę wokół atomów Mn jedna z badanych próbek została wygrzana w temperaturze 600°C („a789c”). Druga próbka „a789ag” nie była wygrzewana.

Wysokorozdzielczy dyfraktometr rentgenowski (wypożyczony w zwierciadło rentgenowskie, monochromator czteroodbiciowy Ge i analizator) został wykorzystany do pomiarów XRD<sup>d</sup>. Z powodu bardzo słabego sygnału pochodzącego od wytrąceń nie było możliwe wykrycie fazy MnAs. Na Rysunku 1 przedstawiono skan  $2\theta/\omega$  dla symetrycznego refleksu 004 dla struktury (Ga,Mn)As/GaAs(001) przed i po

wygrzewaniu. Dla obu próbek obserwujemy refleks od podłoża GaAs (kąąt 66.0472,  $a=5.65325$  Å). Wygrzewanie w temperaturze około 600°C powoduje tworzenie się nanozia- ren MnAs. Po wygrzewaniu refleks odpowiadający rozto- rowowi GaMnAs (kąąt 65.8060,  $a=5.67073$  Å) znika. Na dy- fraktogramie nie widać refleksu od wytrąceń faz posiadają- cych mangan. Przy kącie 66.0662° obserwujemy jedynie refleks, który związany jest z „odpowiedzią” matrycy GaAs na pojawiające się dodatkowe naprężenia w wyniku formo- wania się wydzieleni.



**Rys. 1.** Skan  $2\theta/\omega$  dla symetrycznego refleksu 004 dla próbki (Ga,Mn)As/GaAs(001) przed (1) oraz po wygrzewaniu (2).

Absorpcja rentgenowska jest wystarczająco czuła, aby stwierdzić obecność wytrąceń oraz zmianę w ich strukturze krystalicznej spowodowaną wygrzewaniem. Już z jakościowej analizy widm EXAFS, tzn. porównania eksperymentalnych i teoretycznych funkcji rozkładu radialnego atomów wokół manganu, można uzyskać jednoznaczną odpowiedź co do zmiany lokalnej struktury krystalicznej wokół atomu Mn, z regularnej na heksagonalną (wytrącenia MnAs), co zostanie przedstawione poniżej.

Pomiary widm EXAFS przeprowadzono na stacji eksperymentalnej A1 w HASYLAB w temperaturze ciekłego azotu z wykorzystaniem monochromatora dwukrystalicznego Si(111). Pomiary zostały wykonane dla krawędzi K manganu (6539 eV) w modzie fluorescencyjnym. Sygnał z próbki zbierany był za pomocą siedmioelementowego fluorescencyjnego detektora Si.

## 3. Wyniki i dyskusja

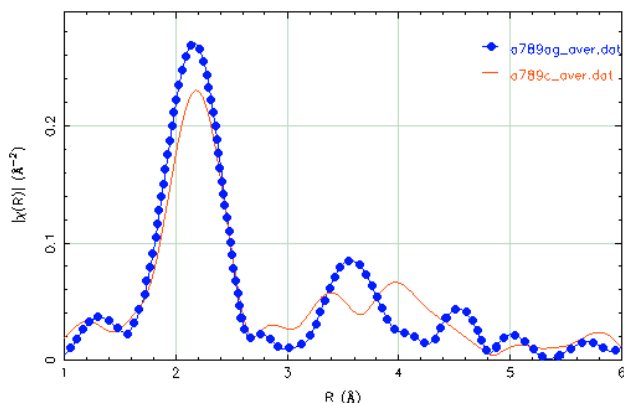
Na Rysunku 2 przedstawione są moduły transformaty Fouriera ( $|FT(R)|$ ) dla badanych próbek: „a789ag”, „a789c”.

Widać, że rozkład radialny wokół centralnego atomu Mn znacząco zmienia się w obszarze 3-5 Å. Żeby zinterpretować tę zmianę, obliczone zostały funkcje  $|FT(R)|$  dla rozmaitych modeli teoretycznych, w których atom Mn wchodzi w pozycje podstawieniowe lub międzywęzłowe, oraz dla związku heksagonalnego MnAs. Na Rysunku 3 przedstawione są teoretyczne funkcje  $|FT(R)|$  (od góry w dół) dla modelu:

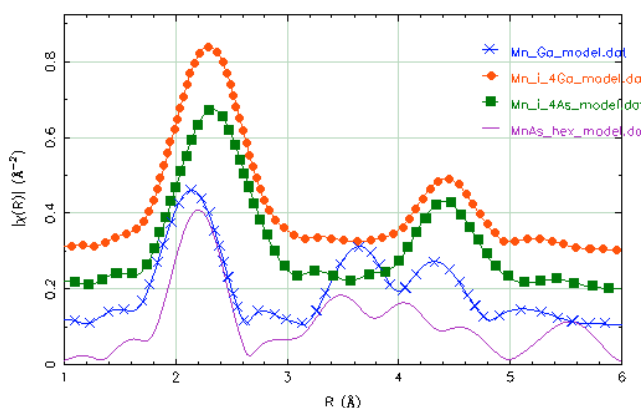
<sup>b</sup> EXAFS (*Extended X-ray Absorption Fine Structure*) – rozciągnięta subtelną strukturą widma absorpcyjnego.

<sup>c</sup> SIMS (*Second Ion Mass Spectroscopy*) – Spektroskopia masowa jonów wtórnych.

<sup>d</sup> XRD (*X-Ray diffraction*) – dyfrakcja promieni rentgenowskich.



**Rys. 2.** Moduł Transformaty Fouriera dla próbek badanych: nie wygrzewanej „a789ag” (•••) oraz wygrzewanej „a789c” (linia ciągła).



**Rys. 3.** Porównanie teoretycznie obliczonych funkcji  $|FT(R)|$  odpowiadających modelom (z góry na dół): międzywęzłowego Mn<sub>i\_4</sub>Ga (•••); międzywęzłowego Mn<sub>i\_4</sub>As (-■-); podstawieniowego Mn<sub>Ga</sub> (-x-); heksagonalnego MnAs (linia dolna). Opis modeli podano w tekście artykułu.

- 1) (Mn<sub>i\_4</sub>Ga), w którym atom Mn wchodzi w pozycję międzywęzłową (-1/4, -1/4, -1/4) w komórce elementarnej i w najbliższym otoczeniu ma czterech sąsiadów Ga;
- 2) (Mn<sub>i\_4</sub>As), w którym atom Mn wchodzi w pozycję międzywęzłową (1/2, 1/2, 1/2) w komórce elementarnej i w najbliższym otoczeniu ma czterech sąsiadów As;
- 3) podstawieniowego (Mn<sub>Ga</sub>), w którym atom Mn wchodzi w pozycję atomu Ga;
- 4) odpowiadającemu strukturze heksagonalnego MnAs.

Przy obliczeniach dla każdego modelu rozpatrywano klastery o promieniu 7  $\text{\AA}$ .

Długość ścieżek rozpraszania ograniczona została do 6  $\text{\AA}$ . Teoretyczne wartości czynnika Debye’a-Wallera ( $\sigma$ ) dla poszczególnych stref koordynacyjnych w odpowiednich modelach zostały obliczone na podstawie modelu Debye’a. Do obliczeń wykorzystane zostały dwie temperatury: tempe-

ratura w trakcie pomiaru, która wynosiła 115 K oraz temperatura Debye’a<sup>e</sup> ( $\Theta_D$ ) 340 K.

Porównując funkcje  $|FT(R)|$  odpowiadające wybranym modelom teoretycznym obserwujemy, że rozkład radialny dla modeli „międzywęzłowych” jest podobny. Stosując technikę EXAFS nie jesteśmy w stanie rozróżnić atomów Ga i As otaczających atom centralny ze względu na podobne rozpraszanie fotoelektronu (bliskie liczby atomowe:  $Z_{Ga}=31$ ,  $Z_{As}=33$ ). Oprócz czterech atomów Ga (model Mn<sub>i\_4</sub>Ga, odległość 2.448  $\text{\AA}$ ) lub As (model Mn<sub>i\_4</sub>As, odległość 2.448  $\text{\AA}$ ) w pierwszej strefie koordynacyjnej w odległości 2.827  $\text{\AA}$  znajduje się sześć atomów As lub Ga odpowiednio dla każdego modelu. W wyniku tego obserwujemy szerokie maksimum w obszarze  $\sim 2.5 \text{\AA}$  (Rysunek 2), który łączy w sobie dwie podstrefy. W obszarze pomiędzy 4-5  $\text{\AA}$  widoczne są maksima odpowiadające połączeniu trzeciej oraz czwartej stref koordynacyjnych (12 atomów Ga (4.6875  $\text{\AA}$ ) oraz 8 atomów As (4.896  $\text{\AA}$ ) dla modelu Mn<sub>i\_4</sub>Ga lub 12 atomów As oraz 8 atomów Ga w tej samej odległości dla modelu Mn<sub>i\_4</sub>As).

Dla modelu podstawieniowego (Mn<sub>Ga</sub>) obserwujemy trzy strefy koordynacyjne, w których naokoło atomu centralnego znajdują się 4 atomy As (2.448  $\text{\AA}$ ), 12 atomów Ga (3.998  $\text{\AA}$ ) oraz 12 atomów As (4.688  $\text{\AA}$ ).

Model odpowiadający heksagonalnemu MnAs ma bardziej skomplikowany rozkład radialny. Wokół atomu centralnego Mn w najbliższym otoczeniu znajduje się: 6 atomów As (odległość 2.576  $\text{\AA}$ ); 2 atomy Mn (odległość 2.851  $\text{\AA}$ ); 6 atomów Mn (odległość 3.718  $\text{\AA}$ ); 6 atomów As (odległość 4.524  $\text{\AA}$ ); 12 atomów Mn (odległość 4.685  $\text{\AA}$ ) oraz 6 atomów As (odległość 4.785  $\text{\AA}$ ).

Z porównania modeli teoretycznych z funkcjami eksperymentalnymi  $|FT(R)|$  możemy powiedzieć, że niewygrzewana próbka „a789ag” ma najbliższe otoczenie bardzo podobne do modelu Mn<sub>Ga</sub>. Z podobnego porównania wynika, że wygrzewana w temperaturze 600°C próbka „a789c” zmienia otoczenie lokalne i odpowiada modelowi heksagonalnego MnAs (zob. Rysunki 4, 5).

Na podstawie tych obserwacji przeprowadzona została dalsza ilościowa analiza widm EXAFS dla badanych próbek. Do analizy wykorzystane zostały programy Atena oraz Artemis. Teoretyczny sygnał EXAFS został obliczony za pomocą programu FEFF8. Wyniki dopasowania przedstawione są na Rysunku 6 a,b) oraz zebrane w Tabeli 1.

Na podstawie wyników ilościowej analizy funkcji EXAFS można wywnioskować, że wygrzewanie próbki w temperaturze 600°C powoduje zmianę w lokalnym otoczeniu wokół atomów Mn, co bardzo dobrze widoczne jest w danych przedstawionych w Tabeli 1. Dla tej próbki otoczenie lokalne atomów Mn podobne jest do otoczenia atomów manganu w heksagonalnym MnAs wyznaczanego w pracy [33]. Można dodać, że w przypadku próbki „a789ag” odległości Mn-As oraz Mn-Ga odpowiadają odległościom wyznaczonym dla roztworu GaMnAs zawierającego podobną

<sup>e</sup> Temperatura Debye’a dla czystego GaAs wynosi 345 K. Ze względu na to, że mamy do czynienia z warstwą GaMnAs o niewielkiej koncentracji manganu (rzędu 5 at.%) na podłożu GaAs, oraz grubość warstwy GaMnAs w stosunku do grubości podłoża jest mała, wartość temperatury Debye’a dla warstwy badanej była wzięta bliska wartości  $\Theta_D$  dla GaAs.

koncentrację Mn (około 5 at.%): pierwsza strefa –  $R_{\text{Mn-As}}=2.495\pm 0.002 \text{ \AA}$ ; druga strefa –  $R_{\text{Mn-Ga}}=4.03\pm 0.02 \text{ \AA}$  [34].

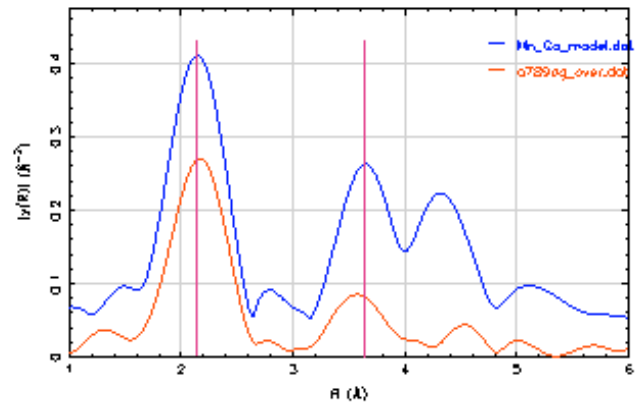
#### 4. Wnioski

Wyrzewanie warstwy (Ga,Mn)As w temperaturze 600°C prowadzi do zmiany lokalnej struktury wokół atomów manganu. Ilościowa analiza widma EXAFS dla nie wygrzewanej próbki „a789ag” wskazuje na to, że atomy Mn obsadzają głównie podstawieniowe pozycje Ga w matrycy GaAs. Z analizy tej próbki za pomocą XRD wynika, że stała sieciowa uformowanej warstwy jest większa ( $a=5.67073 \text{ \AA}$ ) w stosunku do stałej sieciowej podłoża GaAs ( $a'=5.65325 \text{ \AA}$ ).

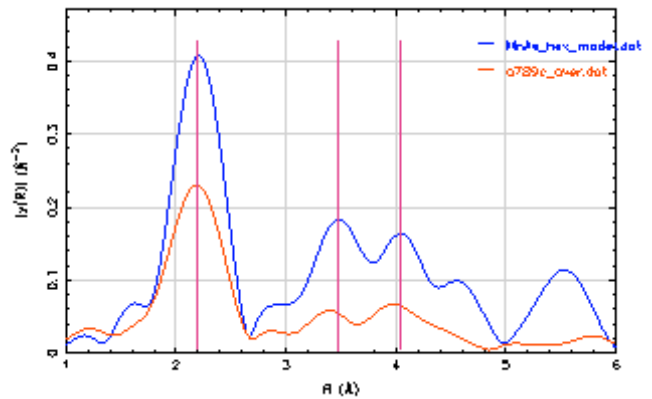
Po wygrzewaniu próbki w temperaturze 600°C uśredniona długość wiązań Mn-As jest bardzo zbliżona do długości wiązań heksagonalnego MnAs. Na podstawie tego możemy wnioskować, że w badanej warstwie została uformowana nowa faza, a mianowicie wytrącenia heksagonalnego MnAs, i że to „przejście strukturalne” wokół atomów Mn w próbce „a789c” odbyło się na skutek wygrzewania w temperaturze 600°C.

**Tabela 1.** Wyniki dopasowania dla próbek „a789ag” i „a789c”.

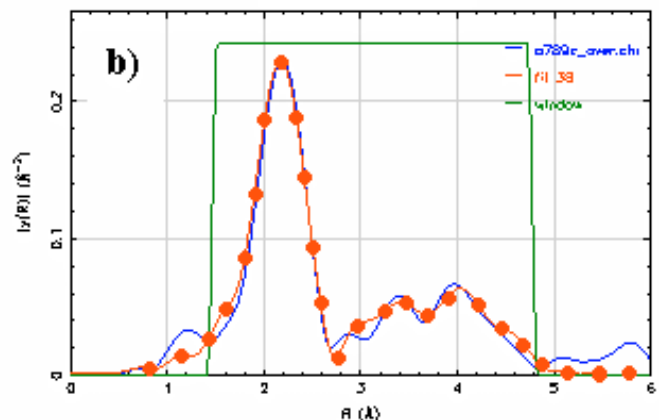
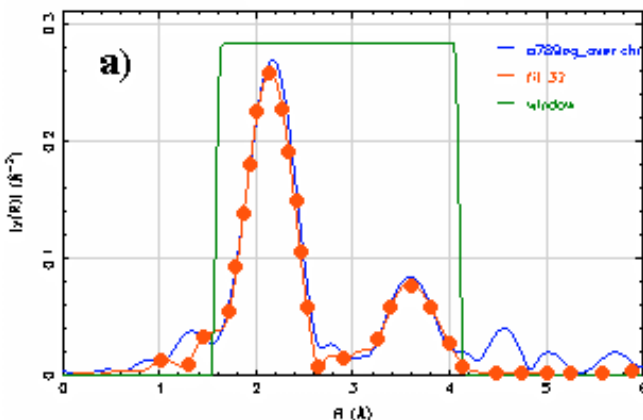
Próbka	Atom	N	R(Å)	$\sigma^2(\text{Å}^2)$	R
„a789ag”	As	4	2.489±0.003	0.0040±0.0004	0.022
	Ga	12	3.994±0.006	0.0147±0.0020	
„a789c” – 600°C	As	6	2.558±0.009	0.0073±0.0005	0.015
	Mn	2	2.845±0.035	0.0189±0.0083	
	Mn	6	3.692±0.026	0.0163±0.0027	
	As	6	4.529±0.033	0.0080±0.0026	
	Mn	12	4.760±0.038	0.0130±0.0032	



**Rys. 4.** Porównanie funkcji  $|FT(R)|$  odpowiadających: teoretycznemu modelowi podstawieniowego Mn\_Ga (linia górna) oraz niewygrzewanej próbce badanej „a789ag” (linia dolna).



**Rys. 5.** Porównanie funkcji  $|FT(R)|$  odpowiadających: teoretycznemu modelowi heksagonalnego MnAs (linia górna) oraz wygrzewanej próbce badanej „a789c” (linia dolna).



**Rys. 6.** Dopasowanie (—•—) modeli do eksperymentu (linia ciągła) dla próbek: (a) „a789ag”; (b) „a789c”. Zaznaczone „obramowanie” obszaru centralnego wyznacza tzw. „okno” określone przez funkcję Hanninga.

**Literatura**

- [1] S. Nakamura, *Proc. EGW-3 (The Third European GaN Workshop)*, Warsaw, June 22-24, 1998, *MRS Internet Journal of Nitride Semiconductor Research*, <http://nsr.mij.mrs.org>.
- [2] P. Ball, *Nature* **404** (2000) 918.
- [3] *Diluted Magnetic Semiconductors*, J.K. Furdyna, J. Kossut Semiconductor and Semimetals, vol. 25 (Academic, Boston 1988).
- [4] *Diluted Magnetic Semiconductors*, M. Balkanski, M. Averous (Eds.), (Plenum Press, New York 1991).
- [5] J. Kossut, W. Dobrowolski, w: *Handbook of Magnetic Materials*, vol. 7, K.H.J. Buschow (Ed.), (North Holland, Amsterdam 1993), str. 231.
- [6] H. Munekata *et al.*, *Phys. Rev. Lett.* **63** (1989) 1849.
- [7] M. Tanaka, *Mat. Sci. Eng. B* **31** (1995) 117.
- [8] H. Ohno *et al.*, *Appl. Phys. Lett.* **69** (1996) 363.
- [9] S. Koshihara *et al.*, *Phys. Rev. Lett.* **78** (1997) 4617.
- [10] H. Ohno, *Science* **281** (1998) 951.
- [11] H. Akai, *Phys. Rev. Lett.* **81** (1998) 3002.
- [12] K. Ando *et al.*, *J. Appl. Phys.* **83** (1998) 6548.
- [13] N. Akiba *et al.*, *Appl. Phys. Lett.* **73** (1998) 2122.
- [14] H. Munekata, S. Koshihara, *Superlatt. Microstruct.* **25** (1999) 251.
- [15] J. Okabayashi *et al.*, *Phys. Rev. B* **59** (1999) R2486.
- [16] J. Szczytko *et al.*, *Phys. Rev. B* **59** (1999) 12935.
- [17] B. Beschoten *et al.*, *Phys. Rev. Lett.* **83** (1999) 3073.
- [18] H. Ohno *et al.*, *J. Appl. Phys.* **85** (1999) 4277.
- [19] F. Matsukura *et al.*, *Phys. Rev. B* **57** (1998) R2037.
- [20] T. Dietl *et al.*, *Science* **287** (2000) 1019.
- [21] T. Jungwirth *et al.*, *Phys. Rev. B* **72** (2005) 165204.
- [22] M. Zając *et al.*, *Appl. Phys. Lett.* **79** (2001) 2432.
- [23] K. Ando *et al.*, *Appl. Phys. Lett.* **73** (1998) 387.
- [24] S. Sonoda *et al.*, *Appl. Phys. Lett.* **79** (2001) 3475.
- [25] S. Sonoda *et al.*, *J. Appl. Phys.* **91** (2002) 7912.
- [26] M. Zając *et al.*, *J. Appl. Phys.* **93** (2003) 4715.
- [27] S. Sonoda *et al.*, *Appl. Phys. Lett.* **82** (2003) 2079.
- [28] J. Sadowski, M. Adell, J. Kanski, L. Ilver, E. Janik, E. Lusakowska, J.Z. Domagala, S. Kret, P. Dłużewski, R. Brucas, M. Hanson, *Appl. Phys. Lett.* **87** (2005) 263114.
- [29] M. Adell, J. Kanski, L. Ilver, J. Sadowski, V. Stanciu, P. Svedlindh, *Phys. Rev. Lett.* **94** (2005) 139701.
- [30] M. Adell, J. Kanski, L. Ilver, V. Stanciu, P. Svedlindh, J. Sadowski, J.Z. Domagala, F. Terki, C. Hernandez, S. Charar, *Appl. Phys. Lett.* **86** (2005) 112501.
- [31] A. Kwiatkowski, J. Borysiuk, R. Bożek, D. Wasik, M. Kamińska, J. Sadowski, A. Twardowski, *Acta Phys. Polon. A* **110** (2006) 233.
- [32] F. Matsukura *et al.*, *Appl. Surf. Sci.* **159-160** (2000) 265.
- [33] Y.L. Soo, G. Kioseoglou, S. Kim, X. Chen, H. Luo, Y.H. Kao, H.-J. Lin, H.H. Hsieh, T.Y. Hou, C.T. Chen, Y. Sasaki, X. Liu, J.K. Furdyna, *Phys. Rev. B* **67** (2003) 214401.
- [34] A.M. Stuckey, "X-Ray studies of Mn doped III-V materials", Dissertation (University of Notre Dame, 2005).