
Spis treści

1. Curriculum Vitae	2
1.1 Dane personalne	2
1.2 Wykształcenie i stopnie naukowe	2
1.3 Historia zatrudnienia	2
1.4 Dane bibliometryczne według bazy danych Web of Science	2
2. Opis osiągnięcia naukowego stanowiącego przedmiot habilitacji	3
Wykaz publikacji stanowiących osiągnięcie naukowe	3
2.1 Krótkie podsumowanie działalności naukowej podczas studiów doktorskich	5
2.2 Działalność naukowa po otrzymaniu stopnia doktora, nie wchodząca w skład tematyki habilitacyjnej	5
2.3 Wstęp do wyników otrzymanych w ramach tematyki habilitacyjnej	5
2.4 Tematyczne wprowadzenie do publikacji habilitacyjnych	12
Bibliografia	44
3. Lista publikacji naukowych nie wchodzących w skład osiągnięcia	49
3.1 Lista publikacji naukowych w czasopismach znajdujących się w bazie Journal Citation Reports	49
3.2 Lista publikacji naukowych w czasopismach nie znajdujących się w bazie Journal Citation Reports	51
4. Naukowe wystąpienia konferencyjne	54
4.1 Referaty zaproszone	54
4.2 Referaty	55
4.3 Plakaty	58
5. Pozostała działalność naukowo-badawcza	64
5.1 Działalność dydaktyczna	64
5.2 Popularyzacja nauki	64
5.3 Współpraca międzynarodowa	66
5.4 Działalność recenzencka	67
5.5 Międzynarodowe i krajowe projekty naukowe	67
5.6 Nagrody i wyróżnienia	71
5.7 Budowa unikatowej aparatury badawczej	71
5.8 Staże w zagranicznych ośrodkach naukowych i akademickich	71
5.9 Krótkie pobyty naukowe w zagranicznych ośrodkach synchrotronowych	72
5.10 Zgłoszenie patentowe	75

1. Curriculum Vitae

1.1 Dane personalne

Iwona Agnieszka Kowalik-Arvaniti

Instytut Fizyki Polskiej Akademii Nauk
Al. Lotników 32/46
PL-02-668 Warszawa
Polska
Email: iwona.kowalik@ifpan.edu.pl

1.2 Wykształcenie i stopnie naukowe

Stopień **doktora nauk fizycznych**: grudzień 2006

Instytut Fizyki Polskiej Akademii Nauk, Warszawa (Polska)

Praca doktorska wykonana w Oddziale Spektroskopii Ciała Stałego, w Zespole Spektroskopii Elektronowej

Praca zatytułowana *“Stany 3d w strukturze elektronowej powierzchni GaN modyfikowanej warstwami zawierającymi metale przejściowe”*

Promotor: Prof. dr hab. Bogdan Kowalski

Tytuł **magistra**: wrzesień 2001

Wydział Fizyki, Uniwersytet Warszawski (Polska)

Praca magisterska wykonana w Instytucie Fizyki Doświadczalnej w Zakładzie Cząstek i Oddziaływań Fundamentalnych

Praca zatytułowana *“Detekcja mionów z otoczki wiązki protonowej w kalorymetrze BAC (eksperyment ZEUS przy akceleratorze HERA)”*

Promotor: Prof. dr hab. Jacek Ciborowski

Praca **licencjacka**: ukończona we wrześniu 1999

Wydział Fizyki, Uniwersytet Warszawski (Polska)

Praca licencjacka wykonana w Instytucie Fizyki Doświadczalnej w Zakładzie Fizyki Ciała Stałego (fizyka materiałowa i optyka)

Praca zatytułowana *„Morfologia powierzchni warstw GaN badana AFM”*

Promotor: Prof. dr hab. Jacek Baranowski

1.3 Historia zatrudnienia

Od 1 stycznia 2016 do chwili obecnej pracuję na stanowisku asystenta w Instytucie Fizyki Polskiej Akademii Nauk w Oddziale Fizyki i Technologii Nanostruktur Półprzewodników Szerokoprzerwowych, w Zespole Mikroskopii i Spektroskopii Elektronowej, Al. Lotników 32/46, 02-668 Warszawa, Polska;

Od 1 stycznia 2007 roku do 31 grudnia 2015 pracowałam na stanowisku adiunkta w Instytucie Fizyki Polskiej Akademii Nauk w Oddziale Fizyki i Technologii Nanostruktur Półprzewodników Szerokoprzerwowych, w Zespole Mikroskopii i Spektroskopii Elektronowej, Al. Lotników 32/46, 02-668 Warszawa, Polska;

Od 15 października 2007 do 15 stycznia 2009 byłam na urlopie bezpłatnym w IF PAN, pracując jako naukowiec w laboratorium synchrotronowym MAX-lab, Uniwersytet w Lund, Box 118, SE-221 00 Lund, Szwecja;

Od 1 października do 31 grudnia 2006 byłam doktorantką w Instytucie Fizyki Polskiej Akademii Nauk, Al. Lotników 32/46, 02-668 Warszawa, Polska;

1.4 Dane bibliometryczne według bazy danych Web of Science (Google Scholar)

Sumaryczny Impact Factor publikacji naukowych według listy Journal Citation Reports (JCR) zgodnie z rokiem opublikowania: 64,062

Impact Factor publikacji wchodzących w skład cyklu prac habilitacyjnych: 31,993

Impact Factor pozostałych publikacji, które ukazały się po uzyskaniu stopnia doktora (nie włączonych do cyklu prac habilitacyjnych): 16,853

Impact Factor publikacji, które ukazały się przed uzyskaniem stopnia doktora: 15,216

Całkowita liczba cytowań publikacji według bazy Web of Science (Google Scholar): 332 (451)

Liczba cytowań publikacji wchodzących w skład cyklu prac habilitacyjnych: 59 (77)

Liczba cytowań publikacji, które ukazały się po uzyskaniu stopnia doktora (nie włączonych do cyklu prac habilitacyjnych): 236 (325)

Liczba cytowań publikacji, które ukazały się przed uzyskaniem stopnia doktora: 37 (49)

Całkowita liczba cytowań bez uwzględnienia autocytowań: 308

Indeks Hirscha według bazy Web of Science: 9

2. Opis osiągnięcia naukowego stanowiącego przedmiot habilitacji

Lista publikacji naukowych wchodzących w skład monotematycznego cyklu publikacji habilitacyjnych zatytułowanego:

“Magnetyzm i struktura elektronowa wybranych funkcjonalnych materiałów spintronicznych: badania selektywne pierwiastkowo”

“Element specific magnetism and electronic structure of selected functional spintronic materials”

- H1. *Description of the new I1011 beamline for magnetic measurements using synchrotron radiation at MAX-lab*
I. A. Kowalik, G. Öhrwall, B. N. Jensen, R. Sankari, E. Wallén, U. Johansson, O. Karis and D. Arvanitis
Journal of Physics: Conference Series 211, 012030 (2010) (*Proceedings Paper*)
- H2. *Element specific magnetometry combining X-ray Circular with Linear Dichroism: fundamentals and applications*
I. A. Kowalik
Acta Phys. Pol. A 127, 831 (2015)
- H3. *Element specific characterization of heterogeneous magnetism in (Ga,Fe)N films*
I. A. Kowalik, A. Persson, M. Á. Niño, A. Navarro-Quezada, B. Faina, A. Bonanni, T. Dietl, D. Arvanitis
Physical Review B 85, 184411 (2012)
- H4. *Role of interface in ferromagnetism of (Zn,Co)O films*
M. Godlewski, E. Guzewicz, M.I. Łukasiewicz, **I. A. Kowalik**, M. Sawicki, B.S. Witkowski, R. Jakiela, W. Lisowski, J.W. Sobczak, M. Krawczyk
Physica Status Solidi B 248, 1596 (2011)
- H5. *Homogenous and heterogeneous magnetism in (Zn,Co)O: from a random antiferromagnet to a dipolar superferromagnet by changing the growth temperature*
M. Sawicki, E. Guzewicz, M. I. Łukasiewicz, O. Proselkov, **I. A. Kowalik**, W. Lisowski, P. Dłużewski, A. Wittlin, M. Jaworski, A. Wolska, W. Paszkowicz, R. Jakiela, B. S. Witkowski, L. Wachnicki, M. T. Klepka, F. J. Luque, D. Arvanitis, J. W. Sobczak, M. Krawczyk, A. Jablonski, W. Stefanowicz, D. Szentkiel, M. Godlewski, and T. Dietl
Phys. Rev. B 88, 085204 (2013)

- H6. *Soft x-ray absorption spectroscopy on Co doped ZnO: structural distortions and electronic structure*
I. A. Kowalik, E. Guziewicz, M. Godlewski, D. Arvanitis
Journal of Physics: Conference Series 712, 012104 (2016) (Proceedings Paper)
- H7. *Towards a new class of heavy ion doped magnetic semiconductors for room temperature applications*
J.W. Lee*, N.G. Subramaniam*, **I.A. Kowalik***, J. Nisar, J.C. Lee, Y.H. Kwon, J. Choon Lee, T.W. Kang, X. Peng, D. Arvanitis, R. Ahuja
Scientific Reports 5, 17053 (2015), * equal authors
- H8. *Enantiospecific spin polarization of electrons photoemitted through layers of homochiral organic molecules*
M.Á. Niño, **I.A. Kowalik**, F.J. Luque, D. Arvanitis, R. Miranda, J.J. de Miguel
Advanced Materials 26, 7474 (2014)
- H9. *Electron Spin Filter*
J.J. de Miguel, F.J. Luque, M.A. Nino, R. Miranda, **I.A. Kowalik**, D. Arvanitis
Publikacja nr US2016057859, *United States Patent and Trademark Office* (publikacja związana ze zgłoszeniem patentowym nr 14/830239)
<https://portal.uspto.gov/pair/PublicPair>
https://worldwide.espacenet.com/publicationDetails/biblio?FT=D&date=20160225&DB=EPODOC&locale=en_EP&C=US&NR=2016057859A1&KC=A1&ND=5#
Materiał zawarty w publikacji został zrecenzowany przez US Patent and Trademark Office.

2.1 Krótkie podsumowanie działalności naukowej podczas studiów doktoranckich

Tematem mojej rozprawy doktorskiej była charakteryzacja wpływu powłoki 3*d* wybranych metali przejściowych (TM) na strukturę elektronową układu TM/GaN w obszarze kilku pierwszych warstw atomowych. Do badań wybrana została powierzchnia GaN(000 $\bar{1}$) objętościowego azotku galu. Skoncentrowałam się na badaniach pasma walencyjnego układu TM/GaN i płytkiej powłoki rdzeniowej Ga 3*d*. Celem pracy było zidentyfikowanie procesów zachodzących na międzypowierzchni i charakteryzacja formujących się tam związków. W ramach tej pracy wykonałam pomiary struktury elektronowej TM/GaN (gdzie TM = Mn, Ti, Co) oraz MnAs/GaN metodą fotoemisji rezonansowej i kątowno-rozdzielczej, podczas stopniowego osadzania warstw *in situ* oraz po ich wygrzaniu. Metale przejściowe wybrane zostały w taki sposób, aby przeprowadzić badania struktury elektronowej, zmieniając obsadzenie otwartych powłok *d*. Zastosowana technika, wykorzystująca efekt Fano, pozwoliła na wyselekcjonowanie i zbadanie wkładu stanów TM 3*d* do struktury elektronowej pasma walencyjnego GaN. Określiłam stopniowe zmiany rozkładu gęstości stanów w miarę wzrostu grubości osadzonej warstwy. Wyniki badań fotoemisyjnych uzupełnione zostały *ex situ* pomiarami morfologii powierzchni (AFM), składu chemicznego (SIMS), oraz własności magnetycznych (SQUID). Wyniki tych prac skonfrontowałam z teoretycznymi obliczeniami struktury elektronowej oraz z wynikami doświadczalnymi dostępnymi w literaturze. Rozprawa doktorska została wyróżniona w krajowym konkursie im. Janusza Groszkowskiego w dziedzinie próżni, organizowanego przez Polskie Towarzystwo Próżniowe w 2007 roku.

2.2 Działalność naukowa po zakończeniu studiów doktoranckich, nie wchodząca w skład tematyki habilitacyjnej

Po zakończeniu studiów doktoranckich, przez około rok, pracowałam w dziedzinie technologii Atomic Layer Deposition (ALD). W Instytucie Fizyki PAN była to wówczas stosunkowo nowa technika wzrostu cienkich warstw. Przez kilka miesięcy pracowałam nad optymalizacją parametrów wzrostu oraz charakteryzacją warstw niedomieszkowanego ZnO. Charakteryzowałam strukturę, orientację krystalograficzną oraz jakość warstw przy użyciu dyfrakcji rentgenowskiej (XRD) i mikroskopii sił atomowych (AFM), a także ich własności optyczne za pomocą fotoluminescencji (PL). Optymalizowałam takie parametry wzrostu jak temperatura, czasy pulsu i pompowania prekursorów. Przeprowadziłam także pomiary przy użyciu skaningowego mikroskopu elektronowego (SEM). Strukturę elektronową i własności magnetyczne tego typu warstw ZnO, w tym przypadku domieszkowanych jonami magnetycznymi, scharakteryzowałam za pomocą rentgenowskiej spektroskopii absorpcyjnej w ramach tematyki habilitacyjnej.

2.3 Wstęp do wyników otrzymanych w ramach tematyki habilitacyjnej

“Magnetyzm i struktura elektronowa wybranych funkcjonalnych materiałów spintronicznych: badania selektywne pierwiastkowo”

2.3.1 Wstęp i motywacja wyboru tematyki

Jak wspomniałam w podrozdziale 2.1, podczas studiów doktoranckich zajmowałam się badaniem własności struktury elektronowej powierzchni półprzewodników, korzystając z możliwości oferowanych przez spektroskopię fotoemisyjną (PES). Powierzchniowo czułe eksperymenty PES przeprowadzone zostały z użyciem promieniowania synchrotronowego, dostarczającego wiązkę fotonów o energii potrzebnej do wzbudzenia fotoelektronów z wybranych powłok elektronowych. Po uzyskaniu stopnia doktora, w grudniu 2006, zmodyfikowałam kierunek swoich badań w celu poszerzenia działalności naukowej o charakteryzację również własności magnetycznych nowych materiałów. W tym czasie głównym problemem, dyskutowanym w literaturze fizyki ciała stałego w dziedzinie półprzewodników, była możliwość zintegrowania własności magnetycznych i

półprzewodnikowych w znanych dotąd materiałach. Intensywne starania podjęte zostały w kierunku wprowadzenia różnych domieszek w miejsca podstawieniowe sieci krystalicznej ZnO i GaN - materiałów wiodących w dziedzinie półprzewodników półmagnetycznych (DMS). Konkretne domieszki miały zmodyfikować strukturę elektronową sieci macierzystej w taki sposób, aby wymusić w szczególności ferromagnetyczną odpowiedź materiału, w niektórych przypadkach znacznie powyżej temperatury pokojowej, tym samym prowadząc do powstania nowej klasy materiałów ferromagnetycznych. Materiały typu DMS bazowałyby na znanych półprzewodnikach, które poprzez podstawieniowe domieszkowanie nabyłyby konkretnych własności magnetycznych, poszerzających ich możliwości zastosowań. Ze względu na domieszkowanie dodatkowym pierwiastkiem, do ich badań wymagane jest zastosowanie technik z kontrastem na skład pierwiastkowy, umożliwiających również pomiar momentu magnetycznego atomów danego pierwiastka składowego.

Ze względu na potrzebę charakteryzacji także własności magnetycznych półprzewodników typu DMS rozszerzyłam swoją działalność o nowe techniki pomiarowe, omówione w pracach **H[1]** i **H[2]**. Mając już podstawowe doświadczenie w dziedzinie fizyki półprzewodników, postanowiłam wykorzystać możliwości oferowane przez promieniowanie synchrotronowe do badań odpowiednich dla zastosowań w spintronice materiałów typu DMS. Skoncentrowałam się na półprzewodnikach szerokoprzerwowych GaN **H[2],H[3]** i ZnO **H[4], H[5], H[6], H[7]** domieszkowanych zarówno jonami pierwiastków magnetycznych z bloku *d*, jak również jonami diamagnetycznego pierwiastka bloku *p* o dużej liczbie atomowej. W poszukiwaniu alternatywnych sposobów wprowadzenia odpowiedzi magnetycznej i czułości spinowej do materiałów nieferromagnetycznych w ich czystej formie, zajęłam się także badaniami otwierającymi nowe możliwości w dziedzinie spintroniki, wykraczającymi poza tradycyjne materiały półprzewodnikowe. Badałam efekt filtrowania spinowego wywołanego przez chiralne cząsteczki organiczne **H[8],H[9]**. Chiralne półprzewodniki organiczne jawią się w tym kontekście jako interesujące nowe materiały do zastosowań spintronicznych. Zbiór omawianych tu publikacji stanowi propozycję nowych mechanizmów fizycznych możliwych do wykorzystania w poszukiwaniach materiałów spintronicznych. Domieszkowanie jonami pierwiastka bloku *p* pozwala podkreślić znaczenie stanów elektronowych o symetrii *p* w ZnO **H[7]**. Co więcej, domieszkowanie jonami pierwiastków ciężkich pozwala wprowadzić w macierzystej sieci krystalicznej miejsca sieciowe o wysokiej energii spin-orbita, umożliwiającej stabilizację odpowiedzi ferromagnetycznej w materiałach DMS **H[7]**. Kolejny kierunek moich badań to wykorzystanie chiralnych cząsteczek organicznych jako wydajnych filtrów spinowych na poziomie pojedynczej cząsteczki **H[8],H[9]**. W celu przeprowadzenia badań wspomnianych nowych materiałów, zdecydowałam się uzupełnić swoje doświadczenie w zakresie PES o rentgenowską spektroskopię absorpcyjną (XAS). W ramach spektroskopii absorpcyjnej skoncentrowałam się na eksperymentach rentgenowskiego kołowego dichroizmu magnetycznego (XMCD) w zakresie miękkiego promieniowania, obejmującego krawędzie absorpcji *L* metali przejściowych **H[2]**. Krawędzie te są ważne z punktu widzenia zastosowań magnetycznych. Technika XMCD pozwala na wyznaczenie momentu magnetycznego w sposób selektywny pod względem pierwiastków składowych materiału oraz ich powłok elektronowych w układach magnetycznych. Wiedzę nabytą wcześniej w zakresie PES rozszerzyłam także o analizę spinową. Techniki te stanowią kompleksowe i ważne uzupełnienie mojego wcześniejszego doświadczenia w zakresie spektroskopii fotoemisyjnej, umożliwiając spektroskopową charakteryzację materiałów magnetycznych, zwłaszcza materiałów typu DMS. Pozwalają one na badania, w sposób selektywny pod względem pierwiastka składowego, własności magnetycznych i struktury elektronowej kilku grup nowych funkcjonalnych materiałów spintronicznych, które wybrałam jako tematykę mojej habilitacji. Za względu na wysoki stopień rozcieńczenia domieszki w typowych materiałach DMS, w celu uzyskania omawianych tu wyników niezbędnych było kilka czasochłonnych ulepszeń eksperymentalnych, jak opisano w pracach **H[1]** i **H[2]**. Wynik tego nakładu pracy okazał się więcej niż satysfakcjonujący. Jak przedstawiono w niniejszym podsumowaniu oraz w cyklu publikacji habilitacyjnych, ze względu na osiągnięty wysoki poziom dokładności eksperymentalnej oraz dzięki zastosowaniu licznych technik wykorzystujących promieniowanie synchrotronowe, możliwe okazało się zaproponowanie dwóch nowych mechanizmów fizycznych pozwalających na opracowanie nowych rodzin materiałów dla zastosowań spintronicznych **H[7],H[8],H[9]**.

Aby zdobyć doświadczenie w zakresie technik opierających się na spektroskopii fotoabsorpcyjnej, skorzystałam z możliwości jakie oferowała praca przy budowie i uruchamianiu nowej linii pomiarowej o wysokiej jasności, w zakresie miękkiego promieniowania rentgenowskiego, z możliwością wyboru dowolnej polaryzacji światła. Pracę habilitacyjną rozpoczęłam od udziału w dokończeniu instalacji, uruchomieniu i kierowaniu pierwszym etapem eksploatacji przez użytkowników nowej linii I1011 w Szwedzkim Narodowym Laboratorium Synchrotronowym MAX-lab w Lund, podczas dwuletniego stypendium podoktorskiego w Szwecji **H[1]**. Dzięki nabytemu doświadczeniu w niniejszej pracy habilitacyjnej mogłam w pełni wykorzystać możliwości oferowane przez techniki XMCD/XAS do badań wyjątkowo słabych sygnałów magnetycznych, ponieważ nie tylko korzystałam, ale także projektowałam, uruchamiałam i kalibrowałam kilka narzędzi umożliwiających badania absorpcji rentgenowskiej na linii pomiarowej w tej dziedzinie. W cyklu publikacji habilitacyjnych omawiam nie tylko wyniki charakteryzacji istniejących już materiałów spintronicznych, ale także proponuję nowe mechanizmy fizyczne umożliwiające opracowanie ich nowych grup. W kilku wybranych przypadkach pokazuję, że najlepszy wgląd w źródło odpowiedzi magnetycznej pod kątem struktury elektronowej można osiągnąć poprzez wykonanie kompleksowych i wzajemnie się uzupełniających badań XMCD, XAS i PES dla kilku poziomów rdzeniowych oraz z wykorzystaniem różnej polaryzacji promieniowania rentgenowskiego.

Cykl publikacji wchodzących w skład niniejszej tematyki habilitacyjnej dotyczy opracowania i charakteryzacji nowych funkcjonalnych materiałów dla zastosowań w spintronice, osiągniętych dzięki możliwości zastosowania, w szczególności, spektroskopii wzbudzeń rezonansowych. Prace ukierunkowane były na badania własności magnetycznych i struktury elektronowej trzech rodzin materiałów. Dwie z nich, szerokoprzerwowe półprzewodniki GaN i ZnO, są szeroko badane nie tylko ze względu na domieszkowanie dla zastosowań magnetycznych, ale także ze względu na zastosowania w technologiach ukierunkowanych na energooszczędność i zastosowania optyczne. W przypadku rozcieńczonych półprzewodników magnetycznych bazujących na GaN i ZnO, zaprezentowany zbiór publikacji opiera się na możliwości pomiaru indywidualnego wkładu stanów $N(2p)$ **H[3]** i $O(2p)$ **H[7]** do całkowitej odpowiedzi magnetycznej materiałów. W tym kontekście niezbędne było przeprowadzenie badań w laboratoriach promieniowania synchrotronowego, zważywszy na źródło zapewniające przestrajalność energii fotonów wzbudzających, co pozwala uzyskać informację selektywnie dla konkretnego pierwiastka i konkretnej powłoki elektronowej. Idąc krok dalej, do przeprowadzenia spinowo-rozdzielczej charakteryzacji stanów elektronowych skorzystałam z możliwości kontroli stanu polaryzacji promieniowania wzbudzającego, zarówno w zakresie spektralnym miękkiego promieniowania rentgenowskiego, jak i ultrafioletu próżniowego (VUV). Analiza polaryzacji spinowej fotoelektronów pozwala wyznaczyć nie tylko spiny stanów elektronowych, ale również wpływ orbitali molekularnych na stan spinowy transmitowanych wiązek elektronowych **H[8]** **H[9]**.

2.3.2 Nowe rodziny i zastosowania funkcjonalnych materiałów spintronicznych: wykorzystanie spektroskopii i rezonansowego fotowzbudzenia.

Przy stale rosnącym zapotrzebowaniu na czujniki, mikroprocesory i innego rodzaju urządzenia telekomunikacyjne i informacyjne, ich energochłonność staje się ważnym problemem społecznym. Stanowi on czynnik ograniczający przyszły wzrost wydajności i ogranicza wykorzystanie urządzeń mobilnych. Czynnikiem jeszcze ważniejszym od konsumpcji energii w technologii informacyjnej i komunikacyjnej jest ich wpływ na zmiany klimatu. Rozważanych jest kilka sposobów mających na celu znalezienie nowego paradygmatu w technologii półprzewodników, aby rozwiązać wspomniane wyżej problemy i otworzyć nowe możliwości rozwoju w dziedzinie technologii informacyjnej i telekomunikacyjnej. Jednym z tych sposobów jest spintronika, stanowiąca jedno z możliwych rozwiązań na ograniczenie zużycia energii. Urządzenia spintroniczne jako nośnik informacji wykorzystują spin elektronu zamiast jego ładunku, jak ma to miejsce w urządzeniach elektronicznych.

Pomimo ciągłych starań ze strony wielu grup naukowych podczas ostatniej dekady, skierowa-

nych na lepszą kontrolę i zrozumienie materiałów typu DMS, kilka podstawowych pytań wciąż pozostaje bez odpowiedzi. Materiały DMS bazujące na ZnO i GaN oraz domieszkowane metalami przejściowymi były intensywnie badane ze względu na wcześniejsze prace, wskazujące na istnienie ferromagnetyzmu, w niektórych przypadkach nawet powyżej temperatury pokojowej [10, 11]. Jednakże zrozumienie na poziomie atomowym własności magnetycznych domieszkowanych azotków i tlenków nadal stanowi otwarty problem. Niektóre grupy naukowe obserwują dla tych materiałów tylko odpowiedź paramagnetyczną [12–14], podczas gdy inni raportują ferromagnetyzm utrzymujący się znacznie powyżej temperatury pokojowej dla teoretycznie takich samych materiałów [15]. Mediowany poprzez dziury ferromagnetyzm materiałów typu p był początkowo zasugerowany dla układów ZnO:TM [16]. Jednakże w kilku badaniach eksperymentalnych ferromagnetyzm w temperaturze pokojowej zaobserwowany został dla materiałów typu n [17]. Dlatego pochodzenie ferromagnetyzmu w materiałach ZnO:TM wciąż może być uważane za nie do końca wyjaśnione.

Materiały spintroniczne bazujące na ZnO i GaN: stan wiedzy w momencie rozpoczęcia niniejszych badań Ograniczona rozcieńczalność metali przejściowych w półprzewodnikach, prowadząca do separacji faz chemicznych (dekompozycja spinoidalna) w obszarach nanometrowej wielkości o dużej koncentracji składnika magnetycznego spójnie wbudowanego w nieferromagnetycznej matrycy, może być postrzegana jako nowa możliwość otrzymywania w sposób kontrolowany nanokryształów faz ferromagnetycznych i antyferromagnetycznych, takich jak nanokryształy Fe_xN w GaN. Jak zaobserwowano, w wyniku znacznego wkładu do energii wiązania niezapełnionych orbitali d położonych wysoko energetycznie, pierwiastki magnetyczne zamiast zajmować przypadkowe pozycje kationowe w sieci krystalicznej, wykazują tendencję do agregacji podczas epitaksji [18, 19]. Formują się zatopione w sieci nanokryształy, które albo zachowują strukturę matrycy (dekompozycja chemiczna), albo dają początek wytrąceniom (nanodekompozycja krystalograficzna) [18, 19]. Z powodu dużej koncentracji składnika magnetycznego, nanokryształy te charakteryzuje wysoka temperatura uporządkowania magnetycznego oraz wysoka temperatura blokowania systemu, zazwyczaj powyżej temperatury pokojowej, przez co dominują one własności magnetyczne całego układu. Z początku wiele uwagi poświęcono półprzewodnikom ZnO i GaN domieszkowanym manganem. W wielu przypadkach zaobserwowano ferromagnetyzm ZnO domieszkowanego Mn spowodowany formowaniem się ferromagnetycznych wytrąceń faz tlenków manganu, podczas gdy jednorodny materiał ZnMnO nie wykazywał klarownego sygnału o takim charakterze [12]. Badania warstw ZnCoO w ostatnich latach pokazały, że sygnał magnetyczny tego materiału ma naturę superparamagnetyczną i pochodzi od małych antyferromagnetycznych wytrąceń Co [20], podczas gdy jednorodnie rozcieńczony materiał ma charakter paramagnetyczny. W momencie kiedy okazało się, że możliwe jest intencjonalne otrzymywanie faz wtórnych, ważnym aspektem w kontekście materiałów DMS stało się formowanie ferromagnetycznych klastrów. Zważywszy na występowanie klastrów lub nanokryształów w powszechnie znanych materiałach DMS, duże wysiłki położono na poszukiwanie możliwości ich funkcjonalizacji dla zastosowań spintronicznych [21]. Cienkie warstwy epitaksjalnego (Ga,Fe)N badane są ze względu na własności magnetyczne - temperatura przejścia T_C jest wyższa od temperatury pokojowej nawet przy stosunkowo niskiej koncentracji Fe (rzędu kilku procent) $\mathbf{H}$ [3]. Rozcieńczone warstwy (Ga,Fe)N są idealnym materiałem do badań wielkości całki wymiany oddziaływań odpowiedzialnych za sygnał magnetyczny półprzewodników domieszkowanych metalami przejściowymi [16, 19]. W wyniku kompleksowej charakteryzacji badanych materiałów pod kątem elektrycznym, strukturalnym, magnetycznym i optycznym [22, 23], zidentyfikowane zostały możliwe źródła odpowiedzi magnetycznej, a mianowicie zależnie od parametrów wzrostu: (A) obecność niespójnych, ferromagnetycznych, bogatych w Fe nanokryształów o fazie krystalograficznej innej od fazy matrycy (jak azotki żelaza), zatopionych w paramagnetycznej sieci macierzystej, lub (B) separacja fazy chemicznej, prowadząca do formowania spójnych i bogatych w Fe obszarów w sieci GaN [22, 23].

Problem formowania się magnetycznych wytrąceń możemy zminimalizować poprzez domieszkowanie pierwiastkami nieferromagnetycznymi i nieferrimagnetycznymi w ich formie objętościowej oraz tlenkowej $\mathbf{H}$ [7]. W takim przypadku wpływ formowania się wytrąceń lub klastrów na cał-

kowity sygnał magnetyczny materiału DMS jest mniej prawdopodobny. W ostatnich latach dużą uwagę poświęcono ZnO domieszkowanemu Cu, postrzegając go jako obiecujący modelowy materiał DMS wolny od wytrąceń ferromagnetycznych. Miedź potencjalnie jest jonem magnetycznym w stanie 2^+ , a więc jedynie w wyniku domieszkowania podstawieniowego Cu w miejsca sieciowe Zn materiał ten może wykazać własności ferromagnetyczne. Ferromagnetyzm nie może pochodzić od metalicznych wytrąceń miedzi lub wtórnych faz magnetycznych, ponieważ jej tlenki (CuO i Cu_2O) nie wykazują własności ferromagnetycznych w temperaturze 300 K [24]. Mimo wszystko ZnCuO nie jest wolne od kontrowersji. Istnieją doniesienia, w których autorzy potwierdzają własności ferromagnetyczne tego materiału [25–27] oraz takie, gdzie inni im zaprzeczają [28].

Propozycja nowych kierunków w badaniach materiałów spintronicznych: ZnO domieszkowane Bi. W wyniku badań teoretycznych przewidziano, że wygenerowanie dziur może ustabilizować fazę ferromagnetyczną w materiałach typu DMS [29]. Stabilność fazy ferromagnetycznej materiałów domieszkowanych jonami innymi niż metale przejściowe zależy od koncentracji dziur i od sprzężenia wymiany stanów akceptorowych domieszki [29, 30]. W literaturze zademonstrowano także, że ferromagnetyzm materiału półprzewodnikowego może być związany z wprowadzeniem do układu wolnych nośników stosując domieszkę anionową, taką jak N lub C [29, 30]. Koncentrując się na domieszkach w postaci jonów spoza grupy metali przejściowych, zgodnie z modelem pasmowym ferromagnetyzmu wybór ciężkich pierwiastków nieferromagnetycznych niesie za sobą korzyści z punktu widzenia stabilizacji odpowiedzi ferromagnetycznej. Wynika to z wyższej energii spin-orbita związanej z rdzeniami jonów ciężkich pierwiastków, wiążącej moment magnetyczny z siecią krystaliczną. Wybór ten pozwala także podkreślić znaczenie stanów elektronowych, innych niż te o symetrii d , w mediacji oddziaływań ferromagnetycznych. Jako materiał modelowy wybraliśmy ZnO domieszkowane Bi **H[7]**. Domieszkowanie lekkim pierwiastkiem bloku p , takim jak B w ZnO, również prowadzi do powstania fazy ferromagnetycznej tego materiału, jednakże w tym przypadku jest to związane z formowaniem się defektów [31]. W przeciwieństwie do atomów lekkich, domieszkowanie ciężkim pierwiastkiem bloku p , takim jak Bi, prowadzi do ferromagnetyzmu pasmowego zależnego od oddziaływania $p - p$, niezwiązanego z defektami. Ta obserwacja silnie sugeruje, że oddziaływanie spin-orbita rzeczywiście odgrywa kluczową rolę dla magnetyzmu pasmowego w ZnO. Zgodnie z moją wiedzą, nasza praca jest pierwszym doniesieniem na temat ferromagnetyzmu w półprzewodniku domieszkowanym metalem bloku p **H[7]**. Dobrze znany jest fakt, że domieszkowanie pierwiastkiem ciężkim prowadzi do wzrostu anizotropii magnetycznej i ostatecznie magnetyzacji układu metalicznego nawet w stanie nieuporządkowanym. Dlatego domieszkowanie materiału typu DMS pierwiastkiem innym niż metal przejściowy, takim jak nieferromagnetyczny jon ciężki, może otworzyć całkowicie nowy kierunek w poszukiwaniach materiałów spintronicznych. Większość badań materiałów magnetycznych opartych na ZnO i GaN wykonana została przy użyciu magnetometrii SQUID. Jednakże, na co wskazał Ando [32], magnetometria SQUID jest konieczna ale niewystarczająca do zgłębienia zjawiska ferromagnetyzmu pasmowego. Dlatego dla tej klasy materiałów niezbędne są uzupełniające spektroskopowe badania magnetyczne, czułe na wybrany pierwiastek składowy materiału, takie jak XMCD w zakresie miękkiego promieniowania rentgenowskiego.

Wykorzystanie chiralnych cząsteczek organicznych do zastosowań spintronicznych. Kontrola własności magnetycznych konwencjonalnych półprzewodników magnetycznych, wykorzystujących jako domieszki ferromagnetyczne metale typu $3d$, okazała się niełatwym wyzwaniem. Trudności te stały się motywacją do poszukiwań nowych grup materiałów spintronicznych i bardziej elastycznych rozwiązań, potencjalnie łatwych do integracji w konkretnych urządzeniach technologicznych. W omawianym cyklu publikacji habilitacyjnych zaproponowałam domieszkowanie ZnO ciężkimi jonami spoza bloku metali przejściowych, w celu wykorzystania możliwości oferowanych przez ferromagnetyzm stanów elektronowych $p - p$ **H[7]**. W tym przypadku energia spin-orbita pozwala efektywnie łączyć spin elektronu z siecią krystaliczną i ustabilizować fazę

ferromagnetyczną. Alternatywą jest poszukanie nowych własności fizycznych pozwalających na opracowanie nowych grup materiałów spintronicznych - temat przewijający się przez omawiany cykl publikacji habilitacyjnych. Zaproponowałam również możliwość wykorzystania chiralności cząsteczek organicznych w celu powiązania spinu elektronu z siecią $\mathbf{H}$ [8]. Przełom technologiczny mógłby przynieść pomyślny rozwój spintroniki opartej na węglu. Wynika to z kilku faktów. Po pierwsze, większa wartość długości koherencji i mniejsze prawdopodobieństwo rozpraszania spinów elektronów podczas ich transportu [33] powinny skutkować większą prędkością nośników i mniejszą konsumpcją energii przez urządzenia. Cząsteczki i materiały organiczne już w przeszłości były używane do konstrukcji urządzeń elektronicznych. Elektronika molekularna [34] zmierza do ostatecznego etapu miniaturyzacji, w pełni wykorzystując ogromną wszechstronność oraz lepszą kontrolę i powtarzalność syntezy molekularnych bloków budulcowych, które można otrzymywać metodami chemii organicznej. Jednakże te same własności fizyczne, które ułatwiają transport spinu ze względu na małe rozpraszanie, jednocześnie stanowią wadę dla produkcji spinowo spolaryzowanych prądów, gdyż słabe oddziaływanie spin-orbita utrudnia separację spinów. Dlatego w wielu przypadkach koniecznością było użycie tradycyjnych materiałów magnetycznych jako źródeł prądów spinowych. W ramach pracy habilitacyjnej badałam nową koncepcję ominięcia tych trudności, jaką jest wykorzystanie czysto organicznych cząsteczek chiralnych w celu generacji polaryzacji spinowej. Najnowsze wyniki [35] pokazują, że elektrony transmitowane w temperaturze pokojowej poprzez długie chiralne struktury molekularne zyskują polaryzację spinową porównywalną z polaryzacją charakterystyczną dla konwencjonalnych ferromagnetyków. W pracy dotyczącej niniejszej tematyki pokazaliśmy, że proces ten zachodzi już na poziomie pojedynczej warstwy molekularnej $\mathbf{H}$ [8], co otwiera nowe możliwości efektywnej miniaturyzacji molekularnych elementów spintronicznych, o ile uda się zintegrować odpowiednią warstwę chiralną w organicznym urządzeniu spintronicznym. W tym kontekście interesującą implikacją omawianych badań jest fakt, że rozpraszanie spinów może odgrywać istotną rolę w życiowych procesach chemicznych, zważywszy że w organizmach żywych ilość cząsteczek obu chiralności nie jest jednakowa.

Cząsteczki chiralne pojawiają się w różnych konfiguracjach zwanych enancjomerami, gdzie jedna z nich jest lustrzanym odbiciem drugiej. Wciąż niewyjaśnioną tajemnicą natury jest dysproporcja występowania poszczególnych enancjomerów, najpierw stwierdzona we wszystkich organizmach żywych na ziemi, a potem w całym wszechświecie. Omawiane w niniejszej pracy habilitacyjnej eksperymenty spinowo-rozdzielczej fotoemisji ujawniają specyficzną relację pomiędzy chiralnością cząsteczek a spinem elektronu. Nasze pomiary pokazują, że prąd elektronowy emitowany przez warstwę różnych enancjomerów tej samej cząsteczki prowadzi do makroskopowej polaryzacji spinowej zorientowanej wzdłuż różnych kierunków przestrzeni. Efekt ten można obserwować w temperaturze pokojowej w skali pojedynczej monowarstwy, używając nawet liniowo spolaryzowanego promieniowania wzbudzającego $\mathbf{H}$ [8]. Eksperymenty te otworzyły drogę ku nowym możliwościom wykorzystania materiałów bazujących na węglu, o słabym sprzężeniu spin-orbita, jako efektywnych i wszechstronnych filtrów spinowych dla zastosowań spintronicznych. Ponadto jest to pierwsze potwierdzenie eksperymentalne, że wynik napromieniowania zaadsorbowanej warstwy chiralnej jest charakterystyczny dla danego enancjomera, i jako taki może dostarczyć pewnych wskazówek dotyczących źródła tego zagadkowego zjawiska.

Już Louis Pasteur, zaraz po swoim odkryciu zjawiska chiralności cząsteczek opartym na molekularnej aktywności optycznej [36], spekulował na temat możliwości jego związku z magnetyzmem. Chociaż istnienie związku między tymi dwoma efektami zostało później wykluczone przez Lorda Kelvina w oparciu o argumenty dotyczące symetrii [37], w ostatnich czasach zgromadzono wiele dowodów sugerujących, że obie własności rzeczywiście są ze sobą powiązane. Asymetryczna absorpcja fotonów przez chiralne media, zależna od ich kierunku propagacji względem przyłożonego pola magnetycznego, najpierw została przewidziana teoretycznie [38], a następnie potwierdzona eksperymentalnie [39]. Ten tak zwany efekt *dichroizmu magnetochiralnego* [40] odegrał istotną rolę w rozbudzeniu zainteresowania tym kierunkiem nauki, niedawno osiągając punkt kulminacyjny dzięki spektakularnemu odkryciu 60-procentowej polaryzacji spinowej elektronów, które biorąc swój początek z podłoża Au tuż poniżej poziomu Fermiego zostały przetransmitowane przez

warstwy chiralnej podwójnej helisy DNA [35]. Wyniki prezentowane w niniejszej pracy habilitacyjnej potwierdzają, a także wykraczają poza obserwacje tej pionierskiej publikacji. W naszych eksperymentach byliśmy w stanie zbadać wpływ dwóch różnych enancjomerów tej samej cząsteczki, oznaczanych jako *R* ("Rectus") i *S* ("Sinister"). Dzięki temu mogliśmy zademonstrować, że zamiana jednego enancjomera na jego zwierciadlane odbicie nie odwraca, jak sądzono, znaku polaryzacji spinowej transmitowanych elektronów, ale może obrócić kierunek tej polaryzacji w przestrzeni **H**[8]. Pokazaliśmy także, że silna asymetria spinowa, co najmniej porównywalna z tą charakterystyczną dla typowych ferromagnetyków, może być osiągnięta dzięki monowarstwie molekularnej w temperaturze pokojowej i bez konieczności uporządkowania dalekiego zasięgu.

Podsumowanie i wnioski W wyniku prezentowanych tu badań, przeprowadzonych przy użyciu zestawu technik spektroskopowych wykorzystujących promieniowanie synchrotronowe, scharakteryzowałam trzy klasy nowych materiałów do zastosowań spintronicznych. W przypadku dwóch z nich badałam istnienie pasmowej polaryzacji spinowej w walencyjnych stanach elektronowych **H**[2], **H**[3], **H**[4], **H**[5], **H**[6], **H**[7]. W przypadku trzeciej klasy materiałów pokazaliśmy, że redukcja symetrii przestrzennej jest źródłem polaryzacji spinowej wiązki elektronów **H**[8]. W przypadku cząsteczek chiralnych i ZnO wykorzystanie narzędzi spektroskopowych było kluczowe dla charakteryzacji dwóch nowych klas materiałów spintronicznych.

Na początku badań zaobserwowałam, że pod wpływem domieszkowania warstw GaN jonami Fe, w celu uzyskania nanokryształów azotku żelaza zatopionych w sieci macierzystej GaN, stany $N(2p)$ wnoszą istotny wkład do całkowitego momentu magnetycznego, co podkreśla znaczenie stanów o symetrii p w półprzewodnikach magnetycznych **H**[3]. Pomysł przeprowadzenia badań polaryzacji spinowej stanów o symetrii p i związana z tym potrzeba rozwinięcia niezbędnych narzędzi analitycznych, pozwoliły mi pójść krok dalej i w rezultacie umożliwiły pomiar także odpowiedzi magnetycznej stanów $O(2p)$, wynikającej z domieszkowania ZnO ciężkim metalem diamagnetycznym, jakim był w tym przypadku Bi **H**[7]. W dziedzinie materiałów DMS dotychczasowe badania skoncentrowane były głównie wokół domieszkowania metalami typu d , szczególnie z serii metali przejściowych, takimi jak Mn, Cr, Fe, Co, Ni, Cu. W przeciwieństwie do nich, domieszkowanie nieferromagnetycznymi metalami bloku p pozwala na charakteryzację wpływu oddziaływań elektronów $p-p$ w układach DMS. Materiał ZnO po domieszkowaniu Bi staje się ferromagnetyczny w temperaturze pokojowej, a układ ten stanowi interesujący przykład nowego typu materiału DMS. Ponadto duża energia spin-orbita atomów Bi stabilizuje fazę ferromagnetyczną, analogicznie do układów metalicznych **H**[7]. W ramach omawianego cyklu prac przebadałam także modelowy materiał typu DMS - warstwy ZnO domieszkowane Co **H**[4], **H**[5], **H**[6]. Umożliwiło to głębsze wyjaśnienie pochodzenia odpowiedzi ferromagnetycznej oraz powiązanie jej ze stanami $Co(3d)$ atomów kobaltu zlokalizowanych na międzypowierzchni cienkich warstw z podłożem Si, otrzymanych metodą ALD **H**[4], **H**[5].

Trzecia grupa badanych materiałów, bazująca na chiralnych cząsteczkach organicznych, jest nowym zjawiskiem w literaturze. Mimo że wpływ cząsteczek chiralnych na stan polaryzacji światła jest znany już od 1848 roku, ich zastosowanie jako nowego medium dla spintroniki do bardzo niedawna było pomijane w badaniach zorientowanych na zjawiska magnetyczne. W omawianej pracy scharakteryzowałam, w sposób spinowo-rozdzielczy, strukturę stanów elektronowych niosących informację o chiralności modelowego układu w formie ultra cienkich i czystych enancjomerycznie warstw molekularnych adsorbowanych na powierzchni metalicznej. Zaobserwowaliśmy, że nawet pojedyncza homochiralna warstwa molekularna działa jak idealny polaryzator spinowy **H**[8]. Podsumowując, prezentuję tu wyniki otrzymane technikami spektroskopowymi, opartymi na promieniowaniu synchrotronowym, dla wszystkich trzech kategorii materiałów, jakimi zajmowałam się podczas ostatnich lat. Wyniki tych badań otwierają nowe możliwości zastosowań i prezentują nowe rodziny materiałów spintronicznych.

Co ważne, układ pomiarowy z którego korzystałam do przeprowadzenia niniejszych badań, a mianowicie linia eksperymentalna I1011 działająca wówczas na pierścieniu akumulacyjnym MAX II **H**[1], **H**[2], aktualnie przeniesiona jest do Polski, gdzie trwają przygotowania do po-

nowego uruchomienia jej na pierścieniu o energii 1.5 GeV w laboratorium synchrotronowym Solaris w Krakowie. Przeniesienie linii pomiarowej do Polski spowodowane było budową nowego pierścienia w Szwecji, o energii 3 GeV, co uniemożliwiło dalsze korzystanie z linii I1011 ze względu na wysokie koszty adaptacyjne. Mam nadzieję, że niniejszy zbiór publikacji będzie motywacją do dalszych badań w tej tematyce już tu, w Polsce, oraz że zainspiruje on nowych użytkowników w dziedzinie badań materiałów DMS do korzystania z narzędzi spektroskopii poziomów rdzeniowych, w celu głębszego zrozumienia tej trudnej a jednocześnie bogatej w zastosowania tematyki fizyki ciała stałego.

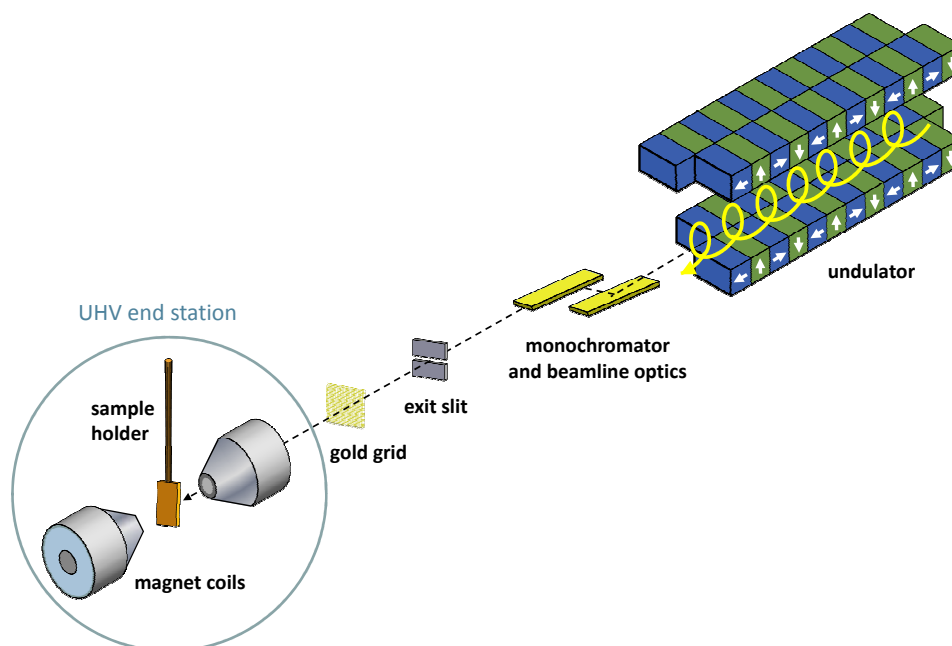
2.4 Tematyczne wprowadzenie do publikacji habilitacyjnych

2.4.1 XMCD jako narzędzie magnetometrii selektywnej względem pierwiastków składowych H[1], H[2]

Motywacja, wyzwania eksperymentalne i ogólne znaczenie wyników. Większość wyników prezentowanych w cyklu publikacji habilitacyjnych otrzymana została na linii pomiarowej I1011 w laboratorium MAX-lab. Linia ta przeznaczona jest do badań XAS, XMCD, rentgenowskiego liniowego dichroizmu magnetycznego (XLMD) oraz rentgenowskiego rezonansowego rozprzelenia magnetycznego (XRMS). Podczas stażu podoktorskiego, razem z pracownikami MAX-lab, byłam odpowiedzialna za charakteryzację i kalibrację poszczególnych komponentów linii pomiarowej. Razem z pracownikami MAX-lab wprowadzałam lub koordynowałam realizację niezbędnych modyfikacji w aparaturze i oprogramowaniu, przygotowując linię pomiarową do jej regularnej eksploatacji.

Byłam odpowiedzialna za charakteryzację pracy eliptycznie polaryzującego undulatora (EPU), w szczególności za kontrolę stopnia polaryzacji kołowej jego poszczególnych harmonicznych. Zaprojektowałam i wykonałam szereg układów magnetycznych do pomiarów XMCD w warunkach UHV, włącznie z niezbędnymi do tych celów standardowymi materiałami magnetycznymi. Do niektórych pomiarów potrzebne było przygotowanie magnetycznych próbek *in situ*, w innych przypadkach wystarczały standardowe próbki *ex situ* H[1], H[2]. Uczestniczyłam w pozycjonowaniu linii wiązki i charakteryzacji jego wpływu na stopień polaryzacji kołowej promieniowania. Uczestniczyłam w projektowaniu, montażu i charakteryzacji kilku komponentów wykorzystywanych w stacjach końcowych linii, w tym kilku detektorów i towarzyszącej im elektroniki. W pomiarach widm poziomów rdzeniowych stopniowo udało się zwiększyć sygnał w stosunku do tła oraz szumów, aby ostatecznie osiągnąć czułość powierzchniową na poziomie małego ułamka submonowarstwy na powierzchni H[2]. Ten etap pracy był czasochłonny ale konieczny, ponieważ w zależności od badanych krawędzi absorpcji sygnał XMCD materiałów typu DMS może być bardzo słaby. Dla pomiarów krawędzi *K* atomów O i N w ZnO i GaN poziom dokładności na linii I1011 osiągnął wartość 10^{-4} atomowego przekroju czynnego na absorpcję, nawet w przypadku bardzo rozcieńczonych materiałów DMS H[3], H[7]. Tak wysoki poziom czułości pomiarów jest wyjątkowy dla linii pracującej w zakresie miękkiego promieniowania rentgenowskiego i korzystającej z trzeciej harmonicznej undulatora, zważywszy że energia pierścienia akumulacyjnego MAX II wynosi 1.5 GeV. Udało się osiągnąć widma poziomów rdzeniowych o porównywalnej jakości do tych otrzymywanych na pierścieniach akumulacyjnych o energii 3 GeV, gdzie możliwa jest praca z wykorzystaniem pierwszej harmonicznej undulatora H[1], H[2], H[3], H[4], H[5], H[6], H[7]. Warto też wspomnieć, że udało się zastosować nie tylko detekcję całkowitej wydajności elektronów (TEY), ale także słabego sygnału całkowitej wydajności fluorescencji rentgenowskiej (TFY), który umożliwia profilowanie głębokościowe materiałów DMS H[7].

Wybrane wyniki przedstawione w kontekście tematyki habilitacyjnej. Plan linii eksperymentalnej I1011, zlokalizowanej na pierścieniu akumulacyjnym MAX II (1.5 GeV) w laboratorium synchrotronowym MAX IV w Lund (Szwecja), schematycznie przedstawiony jest na Rys. 1.



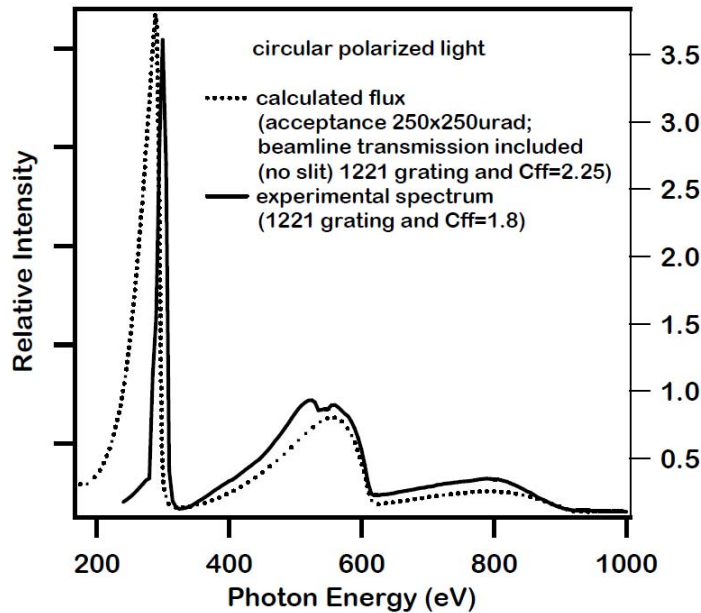
Rysunek 1: Schemat linii pomiarowej I1011 funkcjonującej wówczas w laboratorium synchrotronowym MAX-IV w Lund (Szwecja), służącej do pomiarów XAS/XMCD w zakresie miękkiego promieniowania rentgenowskiego. Linia wyposażona jest w eliptycznie polaryzujący undulator (EPU), umożliwiającą pełną kontrolę stanu polaryzacji światła. Monochromator typu cPGM (z firmy BESTEC) zapewnia duży strumień (10^{11} - 10^{12} fotonów/s) promieniowania rentgenowskiego w zakresie energii 0.1 - 1.7 keV. Sygnał odniesienia I_0 mierzony jest w modzie TEY przy użyciu złotej siatki znajdującej się pomiędzy szczeliną wyjściową układu optycznego i stacją końcową H[2].

W celu uzyskania zależności spinowej procesu absorpcji rentgenowskiej najlepiej skorzystać ze źródła promieniowania rentgenowskiego zapewniającego różnorodną polaryzację. W szczególności techniki XMCD i XLMD wymagają pełnej kontroli stanu polaryzacji w całym zakresie energii pokrywającym krąg absorpcji wszystkich interesujących pierwiastków, przy jednoczesnym zapewnieniu wysokiej rozdzielczości energii fotonów i wystarczającego ich strumienia. Linia I1011 wyposażona jest w eliptycznie polaryzujący undulator (EPU) dostarczający miękkie promieniowanie rentgenowskie o różnorodnym stanie polaryzacji: od liniowej (poziomej i pionowej) do kołowej. EPU jednocześnie zapewnia silny strumień fotonów i wysoką jasność w interesującym zakresie energii od 0.1-1.7 keV. Silny strumień fotonów (jak pokazano na Rys. 2) umożliwia pomiary nawet rozcieńczonych materiałów magnetycznych oraz nanostruktur. Trzecia harmoniczna undulatora pokrywa pełny zakres krąg L bloku metali przejściowych $3d$, umożliwiając badania najważniejszych pod kątem technologicznym materiałów w sposób selektywny pod względem pierwiastków składowych.

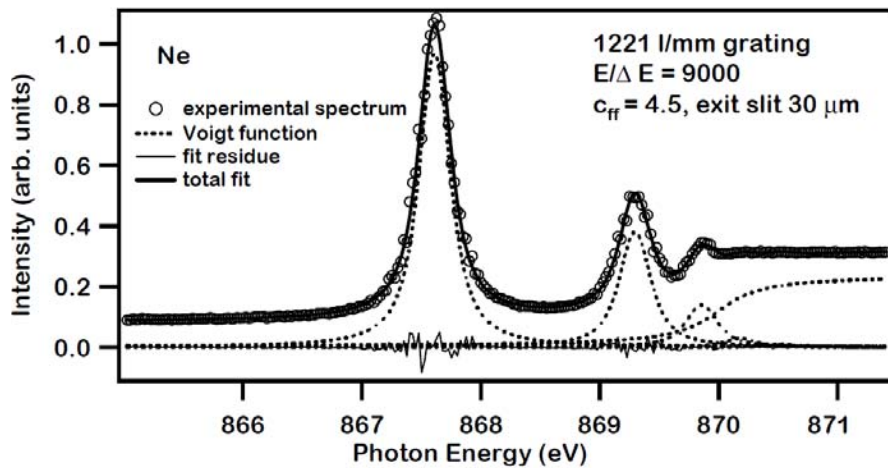
Aby zoptymalizować strumień fotonów oraz zdolność rozdzielczą zastosowany został monochromator typu kolimującego PGM (collimated Plane Grating Monochromator - cPGM). Monochromator ten pokrywa zakres energii od 0.1 do 1.7 keV, zapewniając silny strumień fotonów i dobrą rozdzielczość energii. Zawiera on trzy siatki dyfrakcyjne typu blazed grating, które można wymienić w próżni: 336, 1221 i 1400 l/mm. Takie rozwiązanie jest stosowane do monochromatyzacji wiązki rentgenowskiej z zachowaniem stanu polaryzacji w całym pokrywanym przez dany monochromator zakresie energetycznym. Możliwość wyboru tak zwanego parametru c_{ff} pozwala osiągnąć kompromis między energetyczną zdolnością rozdzielczą, natężeniem strumienia fotonów oraz tłumieniem wyższych harmonicznych [41, 42]. Zdolność rozdzielcza scharakteryzowana została przy użyciu próbki w fazie gazowej, poprzez pomiar całkowitego prądu jonowego. Do charakte-

ryzacji w zakresie energii około 0.2 - 1 keV zastosowane zostały różne gazy. Na Rysunku 3, jako przykład, pokazany jest wynik uzyskany dla siatki 1221 l/mm i gazu Ne. Zakres energii badany przy użyciu krawędzi K Ne jest bliski krawędzi L Co i charakteryzuje możliwości pomiarowe linii I1011 dla ferromagnetyków $3d$ okresu czwartego bloku metali przejściowych. Monochromator cPGM zaprojektowany został tak, aby zapewnić rozdzielczość 10 000 w całym obejmowanym zakresie energetycznym, ale nawet przy dość swobodnych ustawieniach parametrów ($c_{ff} = 4.5$, szczelina $30 \mu\text{m}$), zdolność rozdzielcza osiągnęła wartość powyżej 9000 dla gazu N_2 oraz 6000 dla Ne, przy czym natężenie wiązki na próbce wyniosło około 10^{11} fotonów/s. Strumień fotonów został oszacowany z dokładnością do rzędu wielkości, na podstawie fotoprądu z wykonanej metodą galwanoplastyki drobnej siatki Au umieszczonej na drodze wiązki.

W tym czasie brałam udział także w pracach wykończeniowych, takich jak projektowanie elementów i ich montaż, dwóch stacji końcowych, które mogą być zamieniane w zależności od warunków wymaganych do realizacji konkretnych eksperymentów. Jako przykład na Rys. 4(a) pokazana jest magnetyczna stacja końcowa UHV zwana "octupole". Została ona zaprojektowana specjalnie tak, aby rozwiązać problem ograniczonego dostępu optycznego, z jakim zazwyczaj trzeba się borykać przy pomiarach magnetycznych z użyciem promieniowania synchrotronowego [43]. Nazwa stacji związana jest z ośmioma chłodzonymi wodą elektromagnesami, równomiernie rozmieszczonymi wokół powierzchni sfery komory UHV, co umożliwia przyłożenie pola magnetycznego w dowolnym kierunku. To rozwiązanie, włącznie z możliwością obrotu całej komory wokół osi wiązki, pozwala na badania własności magnetycznych w różnych geometriach eksperymentalnych przyłożonego pola magnetycznego, promieniowania elektromagnetycznego i orientacji próbki. Elektromagnesy, każdy o natężeniu do 100 A, generują pole magnetyczne o indukcji do 1 T w miejscu położenia próbki. Takie możliwości eksperymentalne pozwalają zoptymalizować warunki pomiarowe dla różnych układów magnetycznych badanych metodą XMCD i XLMD. Druga stacja końcowa dedyko-



Rysunek 2: Fotoprąd I_0 zmierzony ze złotej siatki przy zastosowaniu siatki dyfrakcyjnej 1221 l/mm porównany z przewidywaniami teoretycznymi dla światła liniowo spolaryzowanego. Wyraźnie widoczne są 1-sza i 2-ga harmoniczna. Minimum widoczne w zmierzonym widmie przy energii około 530 eV spowodowane jest zanieczyszczeniem elementów optycznych linii tlenem. Minima spowodowane węglem również mogą być obserwowane. W przypadku przedstawionego widma nie są one wyraźnie widoczne, ponieważ zlokalizowane są po niskoenergetycznej stronie 1-szej harmonicznej. Minima te można znormalizować korzystając z sygnału odniesienia strumienia I_0 H[1].



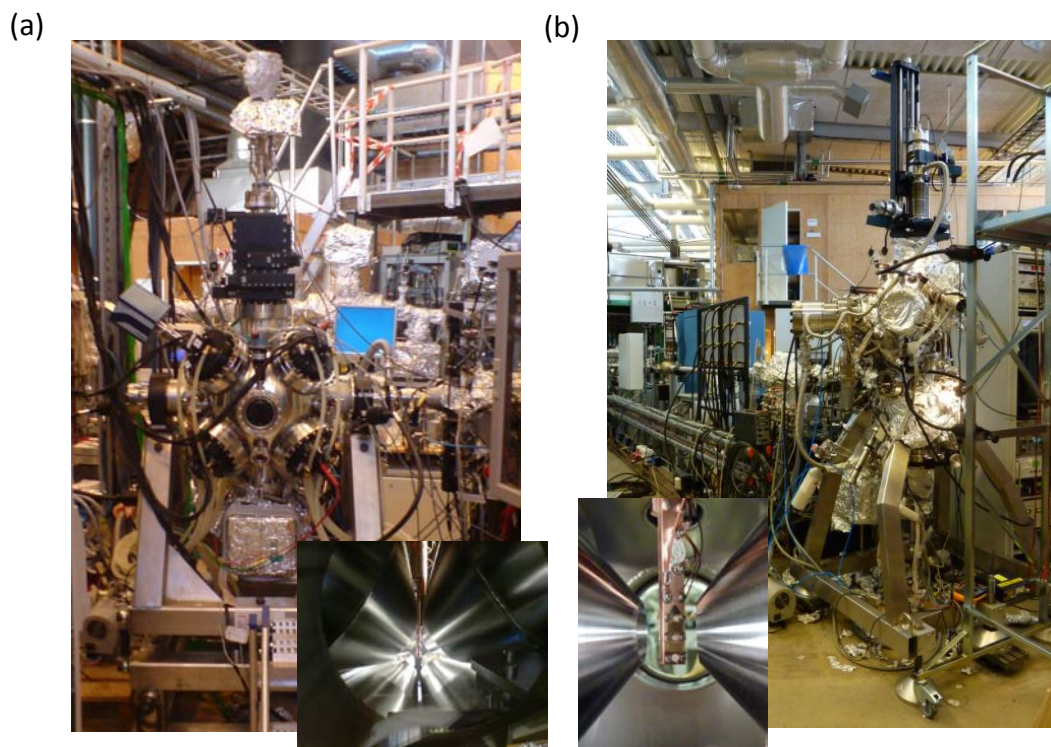
Rysunek 3: Widmo całkowitej wydajności jonów zmierzone dla progu jonizacji $1s$ gazu Ne. Widmo zdominowane jest przez pik absorpcyjny $1s$ do $3p$, między 867 i 868 eV. Przedstawiona jest analiza profilu Voigta, szerokość odpowiada zdolności rozdzielczej 6000 $\text{\AA}$ [1].

wana jest eksperymentom w zakresie fizyki powierzchni. W komorze zainstalowany jest obracalny, niezależnie od obrotu próbki, zestaw cewek magnetycznych. W tym przypadku pole magnetyczne może być obracane tylko w płaszczyźnie horyzontalnej. Układ ten może być rutynowo wygrzewany, co pozwala nprowadzić badania w zakresie fizyki powierzchni w warunkach ultra wysokiej próżni (Fig. 4(b)). Jednak zważywszy na ograniczenie rozmiarów cewek stosować można jedynie słabsze pole magnetyczne o indukcji do około 65 mT w modzie DC.

Wpływ otrzymanych wyników na obszar badań i przyszłe możliwości. Możliwości techniczne linii eksperymentalnej I1011 pozwalają na optymalizację warunków pomiarowych w zależności od rodzaju układów magnetycznych badanych metodą XMCD [44]. W przypadku metali przejściowych $3d$ technika XMCD polega na spinowo selektywnym fotowzbudzeniu elektronów $2p_{3/2}$, $2p_{1/2}$ do pustego pasma $3d$. Światło spolaryzowane kołowo przekazuje moment pędu $+\hbar$ (w przypadku polaryzacji prawoskrętnej σ^+) lub $-\hbar$ (w przypadku polaryzacji lewoskrętnej σ^-) sprzężonym spinowo-orbitalnie elektronowym stanom rdzeniowym. Proces ten prowadzi do selektywności spinowej w procesie absorpcji rentgenowskiej. Poprzez zastosowanie magneto-optycznych reguł sum, bezpośrednio z eksperymentalnego sygnału XMCD można wyznaczyć momenty magnetyczne orbitalny (m_l) i spinowy (m_s) [45]. Stwierdziliśmy, że ilość zdepolaryzowanego światła jest zaniedbywalna. Eksperymenty mogą być prowadzone zarówno w stanie remanencji magnetycznej jak i w polu magnetycznym, w szczególności w stałym polu magnetycznym (w modzie DC). Inną techniką, dostępną w przypadku stacji końcowej “octupole”, jest XRMS, znana również jako rentgenowskie odbicie rezonansowe. Fotodiody może być przesuwana po łuku ± 90 stopni prostopadle do osi wiązki. Możliwość przesuwania fotodiody z jednoczesną możliwością obrotu całej komory o ± 90 stopni oraz wyboru polaryzacji światła, pozwala mierzyć dichroizm magnetyczny metodą odbicia rezonansowego w dowolnych konfiguracjach stanu polaryzacji i kierunku magnetyzacji. Eksperymenty XMCD i XRMS mogą być uzupełnione także o pomiar pętli histerzy wykonany dla wybranego pierwiastka składowego materiału w modzie całkowitej wydajności elektronów lub przy użyciu fotodiody. Wszystkie te opcje ostatecznie pozwalają na pełną charakteryzację magnetyczną próbki (pomiar magnetycznego momentu nasycenia, pola koercji, anizotropii magnetycznej) w sposób selektywny pod względem pierwiastków składowych badanego układu. Kriogenicznie chłodzony uchwyt próbki umożliwia pomiar sygnału XMCD i XRMS w funkcji temperatury, do minimum 20 K.

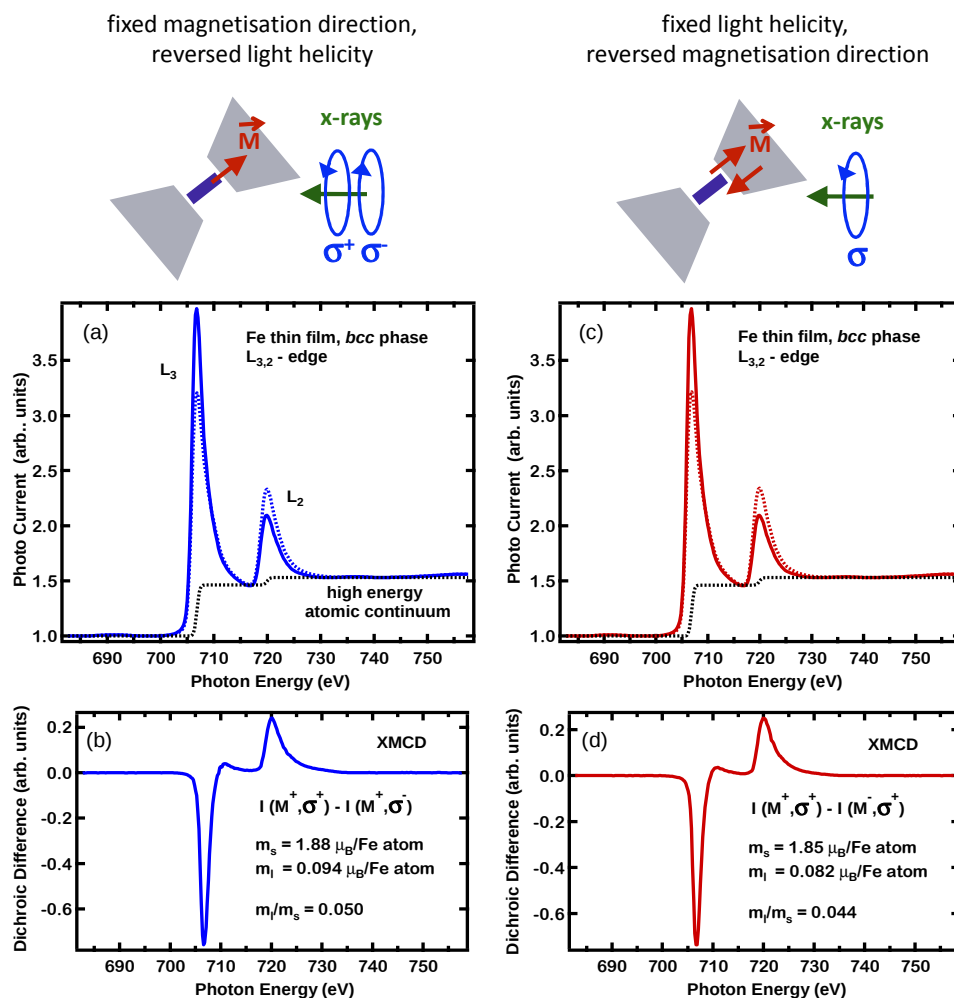
Aby wyznaczyć stopień polaryzacji kołowej promieniowania wychodzącego z undulatora, wy-

konane zostały pomiary XMCD dla standardowych próbek magnetycznych **H[2]**. Jako przykład prezentuję tu wyniki otrzymane dla grubej warstwy Fe typu *bcc* o wysokim stopniu uporządkowania krystalicznego oraz czystości (Rys. 2.4.1). Warstwa Fe zabezpieczona była przed utlenieniem dodatkową warstwą ochronną. Absorpcję rentgenowską możemy mierzyć korzystając z różnych procesów wtórnych towarzyszących zanikowi dziury rdzeniowej. Ważne jest, aby pomiar wykonany został w konfiguracji zapewniającej proporcjonalność mierzonego sygnału do współczynnika absorpcji. W tym przypadku pomiary zostały wykonane w modzie całkowitej wydajności elektronów (TEY). Aby zminimalizować niepewność wyznaczenia wartości momentu magnetycznego, ten sam pomiar XMCD powtórzony został z wykorzystaniem kontrolowanych parametrów, jakie zapewnia nam układ eksperymentalny. Dichroiczna para widm przedstawiona na Rys. 2.4.1(a,b) zmierzona została przy zachowaniu takiego samego stanu magnetycznego próbki, odwracając polaryzację światła (σ^+ versus σ^-) poprzez odwrócenie fazy EPU. Natomiast na Rys. 2.4.1(c,d) pokazany został równoważny wynik, ale otrzymany poprzez zachowanie stałej polaryzacji światła i odwrócenie kierunku magnetyzacji. Zakres energii obejmujący krawędzie *L* żelaza zapewniony



Rysunek 4: Zdjęcia stacji końcowych ultra wysokiej próżni (UHV) zlokalizowanych na linii pomiarowej I1011 w laboratorium synchrotronowym MAX-IV (Lund, Szwecja). Komora UHV zwana “octupole” wyposażona jest w osiem elektromagnesów chłodzonych wodą, generujących w miejscu położenia próbki pole magnetyczne o indukcji do 1 T (a). Próbką znajdującą się w środku pomiędzy elektromagnesami może być obracana wokół osi uchwytu (wstawka do rysunku (a)). Cała komora może być obracana wokół osi wiązki o $\pm 90^\circ$, co pozwala na pomiar własności magnetycznych w różnych konfiguracjach kierunku przyłożonego pola magnetycznego i orientacji próbki względem kierunku padania promieniowania elektromagnetycznego, także dla wiązki rentgenowskiej odbitej od próbki pod małymi kątami. W stacji końcowej przeznaczonej do eksperymentów w zakresie fizyki powierzchni (b) zainstalowany został zestaw obracalnych cewek magnetycznych (wstawka do rysunku (b)). W tym przypadku przykładane pole magnetyczne może być obracane tylko w płaszczyźnie horyzontalnej, poprzez obrót cewek niezależny od obrotu próbki.

został przy użyciu siatki 1221 l/mm. Zmierzona została różnica absorpcji kołowo spolaryzowanego promieniowania rentgenowskiego w modzie TEY pomiędzy równoległą i antyrównoległą orientacją spinu fotonu.



Rysunek 5: Widma XAS (a,c) i ich różnica XMCD (b,d) zmierzona dla krawędzi $L_{3,2}$ metalicznej warstwy *bcc* żelaza. Przedstawione zostały dwie równoważne metody pomiaru efektu XMCD. Obie metody prowadzą do takiego samego wyniku w granicach błędu eksperymentalnego **H[2]**

W celu uniknięcia efektu nasycenia w procesie wtórnym, pomiar wykonany został pod kątem padania wiązki 45° względem powierzchni próbki. Widma absorpcyjne zmierzone zostały w stanie remanencji magnetycznej, po namagnesowaniu próbki w polu o indukcji 0.2 T wzdłuż osi łatwego namagnesowania. Dane przeanalizowane zostały z wykorzystaniem magneto-optycznych reguł sum, pozwalających na wyznaczenie orbitalnego i spinowego momentu magnetycznego przypadającego na atom danego pierwiastka. W tym przypadku skoncentrowano się na momencie spinowym, zakładając znaną ilość dziur dla objętościowego Fe (3.8) i zaniebując członem dipolowym, który dla objętościowego Fe jest mały. Znając konfigurację eksperymentalną oraz zakładając, że namagnesowanie w remanencji jest z dobrym przybliżeniem równe pełnemu nasyceniu magnetycznemu próbki, można określić stopień polaryzacji kołowej, wynoszącej 0.9(1). Wynik ten jest bliski wartości przewidzianej dla 3-ciej harmonicznej EPU dla wybranego stożka akceptacji.

Większość problemów naukowych poruszonych w niniejszym cyklu publikacji habilitacyjnych (strona 3-4) rozwiązanych zostało dzięki pracom eksperymentalnym przeprowadzonym na linii I1011 w laboratorium MAX-lab **H[1]**. W zależności od potrzeb, wyniki te uzupełnione zostały

badaniami z użyciem innych technik, takich jak fotoemisyjna mikroskopia elektronowa (PEEM) **H[3], H[2]**, magnetyczna mikroskopia fotoelektronów (XMCD-PEEM) **H[2]** i spinowo- oraz kątowo-rozdzielcza spektroskopia fotoemisyjna (ARUPS) **H[8]**.

Dyskusja dotycząca wykorzystania technik opartych na XAS do charakteryzacji własności magnetycznych niskowymiarowych materiałów ważnych z punktu widzenia technologii, przedstawiona została w monografii **H[2]**. Publikacja ta zawiera opis zarówno układu eksperymentalnego, jak również sposobu przeprowadzenia pomiarów i analizy widm absorpcyjnych.

2.4.2 Odpowiedź magnetyczna nanokryształów Fe_xN : wkład atomów Fe i N do całkowitego sygnału magnetycznego **H[3], H[2]**

Motywacja, wyzwania eksperymentalne i ogólne znaczenie wyników. Dotychczas w literaturze prezentowane były już różne zastosowania półprzewodników zawierających dodatkową warstwę kropek kwantowych. Obserwowane były korzystne własności elektroniczne, optyczne, termoelektryczne i magnetyczne półprzewodników zawierających metaliczne i/lub magnetyczne nanokryształy [46, 47].

Badania eksperymentalne magnetycznych nanokryształów zatopionych w macierzystej sieci krystalicznej wymagają zastosowania kilku technik analitycznych. Przede wszystkim należy zobrazować nanokryształy oraz w miarę możliwości określić ich skład, strukturę i uporządkowanie krystaliczne. Kolejnym krokiem jest pomiar i analiza ich własności magnetycznych. Korzystając z magnetometrii indukcyjnej, sygnał magnetyczny zazwyczaj możemy rozłożyć na kilka składowych i każdą z nich, ewentualnie, przypisać konkretnemu fazie materiału. Do przygotowania bogatych w żelazo nanokryształów Fe_xN , zatopionych w sieci krystalicznej GaN, grupa z Johannes Kepler University w Linz (Austria) zastosowała technikę MOCVD. Dzięki charakteryzacji warstw metodami SIMS, mikroskopii elektronowej, XRD i EXAFS z użyciem twardego promieniowania rentgenowskiego, możliwe było potwierdzenie formowania nanokryształów Fe_xN w sieci krystalicznej GaN [22, 23]. W omawianych warstwach współistnieje kilka faz nanokryształów Fe_xN , co czyni je trudnymi do scharakteryzowania. Magnetometria SQUID wykazała, że odpowiedź magnetyczna, jako funkcja temperatury i pola magnetycznego, jest superpozycją kilku składowych, z których ferromagnetyczna i paramagnetyczna wydają się najbardziej wiarygodne dla dalszej analizy. Wyniki te były motywacją do badań niniejszych próbek z wykorzystaniem miękkiego promieniowania rentgenowskiego. Obszar spektralny 0.1-1.7 keV pozwala na wzbudzenie wybranego pierwiastka składowego na kilku poziomach rdzeniowych atomów Ga, N i Fe, a tym samym pozwala uzyskać informację związaną z każdym z nich oddzielnie. Krawędzie K azotu, jak również krawędzie L żelaza oraz galu, pozwalają na charakteryzację struktury lokalnej i stanu magnetycznego wszystkich atomów składowych. W szczególności krawędzie L żelaza pozwalają na wyznaczenie orbitalnego i spinowego momentu magnetycznego związanego ze stanami elektronowymi $3d$. Krawędź N azotu umożliwia charakteryzację stanów $N(2p)$ i zbadanie ich ewentualnego udziału w odpowiedzi magnetycznej **H[3]**. Ze względu na wysoki stopień rozcieńczenia atomów Fe w materiale, spodziewane jest słabe natężenie spektralne związane tą domieszką, a w szczególności jej słaba odpowiedź dichroiczna, która w tej sytuacji staje się trudna do zmierzenia z dużą dokładnością.

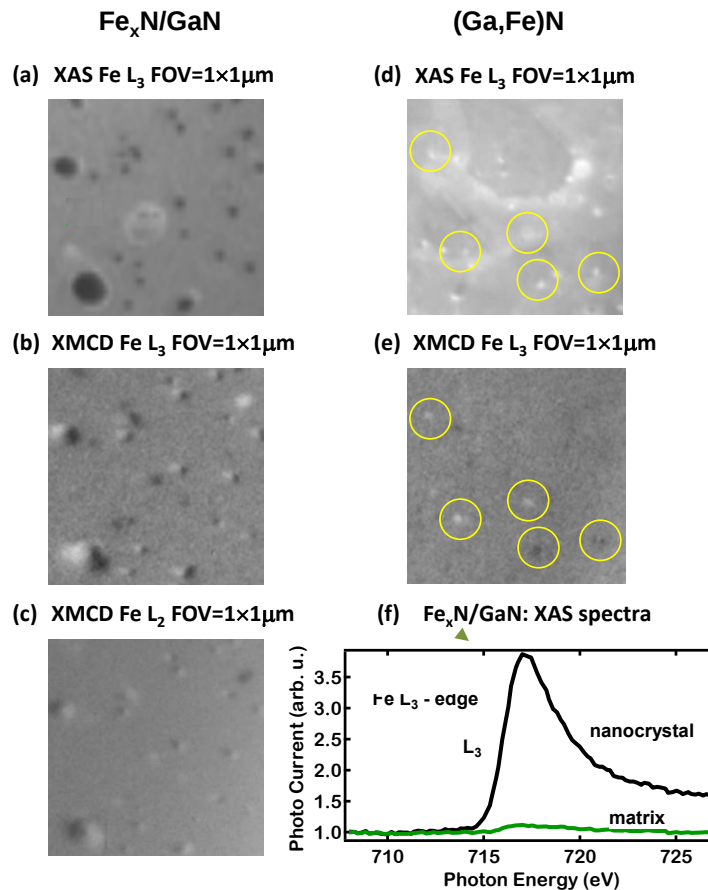
Powyżej przedstawione zostało tło w momencie, kiedy rozpoczęte zostały omawiane w niniejszym dokumencie badania spektroskopowe i mikroskopowe w zakresie miękkiego promieniowania rentgenowskiego. Eksperymenty te wymagają większej uwagi niż badania przeprowadzone wcześniej w zakresie twardego promieniowania rentgenowskiego, ze względu na płytszą penetrację miękkiego promieniowania oraz ograniczone możliwości wykorzystania modu detekcji fluorescencyjnej do pomiarów XAFS, w których mamy duży stosunek sygnału do szumu. Detekcja w modzie TFFY jest łatwa do zastosowania w przypadku twardego promieniowania rentgenowskiego, gdzie pomiar całkowitej wydajności fluorescencji jest rutynową metodą na liniach pomiarowych wyposażonych w detektory komercyjne. Niski poziom fluorescencji, rzędu 10^{-3} dla krawędzi L_3 Fe oraz 10^{-4} dla krawędzi K N (przypadających na dziurę rdzeniową), nie pozwala na pomiar widma o wysokim

stosunku sygnału do szumu w przypadku rozcieńczonych półprzewodników magnetycznych, jakie są naszym tematem badań. Dodatkowo detekcję sygnału fluorescencyjnego w tym zakresie spektralnym utrudnia sprawa płytkiej penetracji próbki przez miękkie promieniowanie rentgenowskie oraz konieczność prowadzenia pomiarów w warunkach ultra wysokiej próżni. Po wzbudzeniu dziury rdzeniowej, dominującym mechanizmem deekscytacji, pozwalającym znacznie poprawić stosunek sygnału do szumu widm w zakresie miękkiego promieniowania rentgenowskiego, jest proces Auger'a. Wysokiej jakości widma, umożliwiające dokładną analizę słabych sygnałów pochodzących od nanokryształów, można uzyskać w modzie całkowitej wydajności elektronów. Wybór detekcji w modzie TEY pociąga za sobą potrzebę odpowiedniego przygotowania powierzchni materiału. Metoda ta pozwala na charakteryzację obszaru przypowierzchniowego próbki. Głębokość penetracji w przypadku badanych poziomów rdzeniowych jest rzędu 5 nm. Dlatego pomiary próbek GaN zostały przeprowadzone z użyciem specjalnie przygotowanych narzędzi analitycznych fizyki powierzchni, przystosowanych do badań magnetycznych. Należało rozwiązać kilka problemów, takich jak czystość powierzchni próbki i charakteryzacja możliwych efektów ładowania się warstw w obszarze przypowierzchniowym.

Otrzymane wyniki w pełni uzasadniają wysiłki włożone w przygotowanie ultra wysokiej próżni, optymalizację detektorów i charakteryzację stanu powierzchni próbek. Możliwe było zmierzenie nie tylko momentu spinowego atomów Fe w nanokryształach Fe_xN , ale również ich momentu orbitalnego. Udało się także dokonać ich bezpośredniego zobrazowania, zarówno pod kątem rozkładu pierwiastków składowych jak i kontrastu magnetycznego. Zarejestrowana została także magnetyczna struktura domenowa, w tym przypadku multidomenowa struktura nanokryształów nie tylko większych, ale nawet mniejszych, o wymiarach rzędu 40 nm **H[2]**. Poziom dokładności pomiarów umożliwił także analizę sygnału magnetycznego atomów N, mimo że krawędzie K charakteryzuje słaby kontrast dichroiczny **H[3]**. Co więcej, możliwy był pomiar odpowiedzi XLMD atomów żelaza. Sygnał XLMD, odpowiadający jednemu wzbudzonemu atomowi danego pierwiastka, jest znacznie słabszy i trudniejszy do zmierzenia niż różnica XMCD. Omawiane wyniki mają znaczenie z punktu widzenia przyszłych możliwości wykorzystania $(\text{Ga,Fe})\text{N}$, gdyż scharakteryzowany może zostać sygnał magnetyczny zatopionych w sieci GaN nanokryształów faz innych niż ferromagnetyczna.

Wybrane wyniki przedstawione w kontekście tematyki habilitacyjnej. Korzystając z rentgenowskiej spektroskopii absorpcyjnej i związanych z nią technik pomiaru własności magnetycznych otrzymujemy informacje o lokalnym stanie elektronowym i magnetycznym GaN domieszkowanego Fe, którego wcześniejsze badania strukturalne i magnetyczne wykazały silnie niejednorodny rozkład jonów Fe oraz złożone makroskopowe własności magnetyczne [22, 23, 48–50]. W szczególności, dzięki pomiarom rentgenowskiej fotoemisyjnej mikroskopii elektronowej (XPEEM), przeprowadzonym na linii eksperymentalnej Nanospectroscopy w laboratorium synchrotronowym Elettra w Trieste (Włochy), w sposób bezpośredni zademonstrowaliśmy istnienie bogatych w Fe nanokryształów Fe_xN , zlokalizowanych blisko powierzchni warstw epitaksjalnych $(\text{Ga,Fe})\text{N}$. Scharakteryzowaliśmy ich rozmieszczenie, stan chemiczny oraz magnetyczny **H[2],H[3]**. Pokazaliśmy, że nanokryształy Fe_xN zatopione w sieci GaN stabilizują ferromagnetyzm $(\text{Ga,Fe})\text{N}$ w temperaturze 300 K **H[3]**. Wnioski te potwierdzają zarówno wyniki pomiarów XMCD-PEEM (mikrografy z kontrastem magnetycznym) jak również sygnał XAS i XMCD scałkowany z obszaru powierzchni oświetlonego wiązką rentgenowską. Nanokryształy charakteryzuje zróżnicowany stopień zawartości azotu. Przeprowadziliśmy także ilościową analizę wpływu zawartości azotu w nanokryształach na orbitalny moment magnetyczny oraz stabilizację ferromagnetyzmu w temperaturze 300 K.

Przy użyciu techniki XPEEM w modzie XAS zobrazowaliśmy rozkład nanokryształów oraz scharakteryzowaliśmy ich skład chemiczny. Określiliśmy również ilość podstawieniowego Fe rozcieńczonego w sieci GaN. Ustawienie wartości energii fotonów odpowiadającej krawędzi L_3 Fe (tzw. białej linii) pozwoliło zwiększyć wiarygodność pomiaru XAS rozdzielczego przestrzennie oraz jego czułość w obszarach próbki o mniejszej koncentracji Fe. Na Rysunku 6 pokazane są przykłady mikrografów XPEEM dla wybranych próbek: dla nanokryształów Fe_xN osadzonych

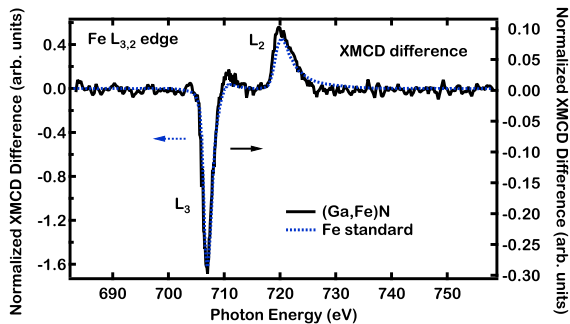


Rysunek 6: Mikrografy PEEM zmierzone na linii pomiarowej “Nanospectroscopy” w laboratorium synchrotronowym Elettra dla cienkich warstw $\text{Fe}_x\text{N}/\text{GaN}$ i $(\text{Ga,Fe})\text{N}$ zawierających nanokryształy. Pole widzenia (FOV) wynosi $1 \times 1 \mu\text{m}$. Pomiary wykonywane są w warunkach wiązki rentgenowskiej padającej pod małym kątem do powierzchni próbki, więc mierzona jest tylko składowa namagnesowania zorientowana w płaszczyźnie warstwy, głównie w konkretnym kierunku. Mikrografy na panelu (a) i (b) otrzymane zostały w modzie XAS i pozwalają na wizualizację bogatych w Fe nanokryształów znajdujących się na powierzchni warstwy GaN i w obszarze przypowierzchniowym $(\text{Ga,Fe})\text{N}$, które widoczne są jako ciemniejszy kontrast. Mikrografy pokazane na panelu (b), (c) i (e) przedstawiają sygnał XMCD zmierzony dla krawędzi L_3 ((b) i (e)) oraz L_2 (c). Widma XAS pokazane na panelu (f) potwierdzają, że w próbce $\text{Fe}_x\text{N}/\text{GaN}$ prawie cała ilość Fe skoncentrowana jest w nanokryształach. Widoczny kontrast ma charakter magnetyczny, gdyż jest on przeciwny dla obu paneli ((b) i (c)). W przypadku większych nanokryształów widoczny jest kontrast magnetyczny charakterystyczny dla tzw. struktury “vortex”. Dla warstwy $(\text{Ga,Fe})\text{N}$ obszary pomiędzy nanokryształami nie są całkiem ciemne, co wskazuje, że Fe jest rozcieńczony również w sieci GaN. Mikrografy (d) i (e) ilustrują, że nie wszystkie nanokryształy charakteryzuje kontrast ferromagnetyczny. Wyniki opublikowane zostały częściowo w pracy **H[2]**.

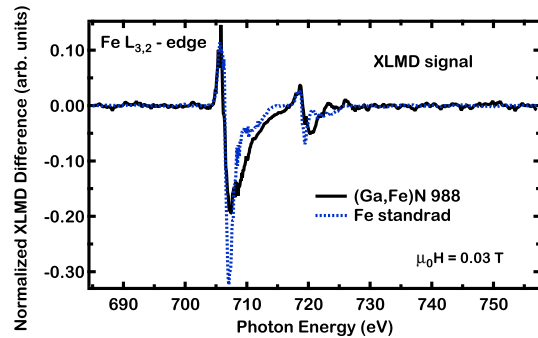
na powierzchni GaN (próbka numer s1311 (a)) oraz dla nanokryształów zatopionych w matrycy $(\text{Ga,Fe})\text{N}$ (próbka numer s988 (d)) **H[2]**. Mikrografy te dowodzą istnienia bogatych w żelazo nanokryształów o rozmiarach rzędu od 40 do 150 nm (a) oraz od 30 do 50 nm (d), które widoczne są jako ciemny lub jasny kontrast względem sieci GaN. Ciemny kontrast na mikrografie (a) odpowiada bogatym w Fe nanokryształom, ale niewielka ilość Fe jest także rozcieńczona w sieci GaN. Obserwację tą potwierdzają także widma absorpcyjne otrzymane z obszaru pojedynczego

nanokryształu oraz domieszkowanej sieci GaN (f). Ze względu na geometrię pomiaru, w której promieniowanie rentgenowskie pada na powierzchnię warstwy pod kątem 16° , widoczny kontrast jest wynikiem składowej magnetyzacji w płaszczyźnie próbki. W przypadku warstw (Ga,Fe)N zaobserwowaliśmy, że koncentracja jonów magnetycznych nie jest jednorodna i że w obszarach, gdzie odległości pomiędzy nanokryształami są małe, przestrzeń między nimi charakteryzuje widoczne jasne “halo” **H[3]**. Powyższe wyniki pozwalają powiązać całkowitą magnetyzację próbki z jej topografią, z punktu widzenia wkładu paramagnetycznych rozdzielczonych jonów Fe i ferromagnetycznych nanokryształów o dużej koncentracji żelaza [23].

Pomiary nanokryształów Fe_xN osadzonych na powierzchni GaN przeprowadziliśmy dla obu krawędzi Fe, L_3 i L_2 , w temperaturze pokojowej w magnetycznie “dziewiczym” stanie próbki. Ich kontrast magnetyczny przedstawiony jest odpowiednio na mikrografach (b) oraz (c). Odwrócenie kontrastu między mikrografami (b) i (c) potwierdza jego magnetyczny charakter. Wszystkie nanokryształy, niezależnie od wielkości, są w stanie ferromagnetycznym, natomiast sama warstwa nie wykazuje kontrastu magnetycznego. Niektóre z mniejszych nanokryształów są jednodomenowe, a ich kontrast rzeczywiście odwraca się ze zmianą energii fotonów z krawędzi L_3 na L_2 . Inne nanokryształy wykazują złożoną strukturę domenową w formie zwanej “vortex” **H[2]**. Struktura taka pojawia się wtedy, kiedy formowanie ściany między domenami ferromagnetycznymi staje się niekorzystne pod względem energii magnetostatycznej. Pomiary XMCD-PEEM przeprowadzone dla nanokryształów zatopionych w sieci krystalicznej GaN wykazały, że w zbadanej serii próbek przyjmują one formę jednodomenową. Jednakże nie wszystkie z nanokryształów wykazują kontrast ferromagnetyczny. (Fig. 6 (e)) Nanokryształy nie wykazujące kontrastu ferromagnetycznego mogą mieć charakter antyferromagnetyczny lub paramagnetyczny.



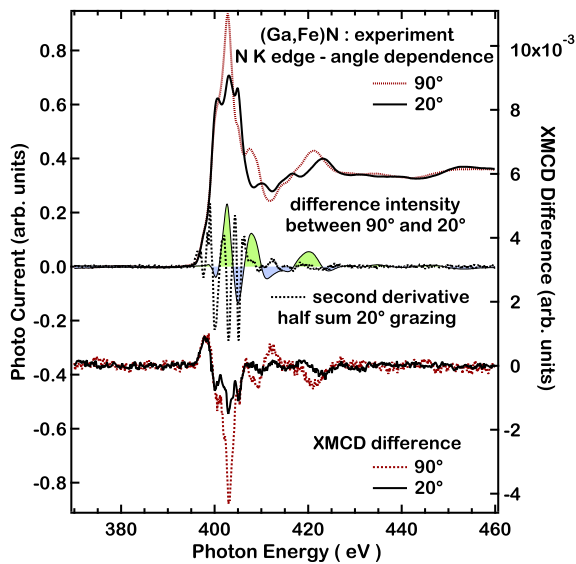
Rysunek 7: Widma różnicy absorpcji XMCD otrzymane dla krawędzi L Fe. Sygnał XMCD znormalizowany jest do ilości atomów Fe. Obserwowane jest silne podobieństwo pomiędzy cienką warstwą Fe typu bcc oraz Fe w próbce (Ga,Fe)N. Wielkość sygnału magnetycznego próbki (Ga,Fe)N stanowi około 20% sygnału metalicznej warstwy Fe.



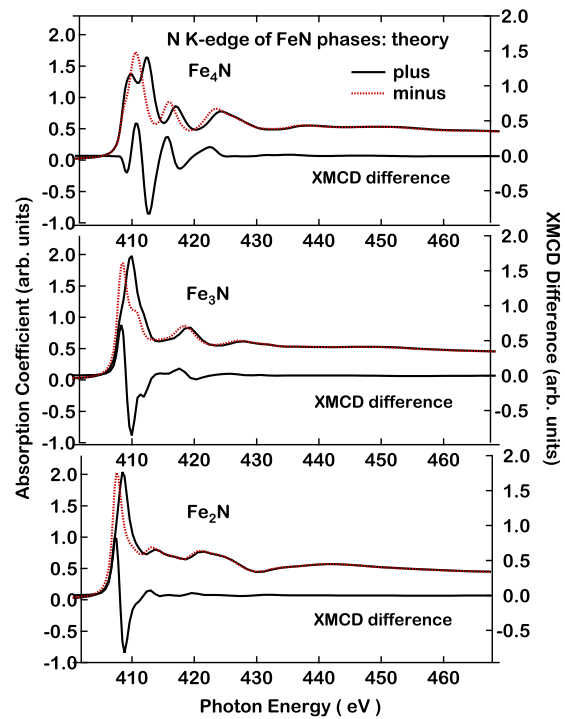
Rysunek 8: Widmo różnicy absorpcji XLMD otrzymane dla krawędzi L Fe. Sygnał XLMD znormalizowany jest do ilości atomów Fe. W przeciwieństwie do dichroizmu kołowego w tym przypadku obserwowane są znaczne różnice kształtu spektralnego dichroizmu liniowego atomów Fe w próbce (Ga,Fe)N względem metalicznej warstwy Fe. Wielkość sygnału XLMD próbki (Ga,Fe)N jest porównywalna z wielkością sygnału warstwy Fe typu bcc, co wskazuje na istnienie znacznej liczby atomów Fe w stanie nieferromagnetycznym.

Odpowiedź magnetyczna nanokryształów wnoszących wkład do całkowitego momentu magnetycznego warstw zbadana została z użyciem powierzchniowo scałkowanych pomiarów XMCD dla krawędzi L żelaza **H[3]**. Przykład typowego widma XMCD przedstawiony został na Rys. 7. Odpowiedź magnetyczna próbki nie jest tu całkowicie nasycona i zależy od wartości przyłożonego pola magnetycznego. Szczegółowy opis analizy XMCD dla warstw (Ga,Fe)N przedstawiony został w pracy **H[3]**. Rysunek 8 pokazuje, że charakterystykę magnetycznej odpowiedzi warstw można

poszerzyć również o pomiary rentgenowskiego liniowego dichroizmu magnetycznego (XLMD). W przypadku pomiarów XLMD współczynnik absorpcji rentgenowskiej mierzony jest w konfiguracji, gdzie kierunek pola elektrycznego padającej wiązki jest równoległy lub prostopadły do kierunku namagnesowania próbki. Sygnał XLMD jest znacznie słabszy od sygnału XMCD, ale jego pomiar na linii I1011 jest możliwy do wykonania **H[2]**. Co ważne, jest on niezerowy zarówno dla ferromagnetycznych jak i antyferromagnetycznych konfiguracji atomowych momentów magnetycznych [51]. Różnica XLMD przedstawiona na Rys. 8 potwierdza, że znaczna część magnetycznych nanokryształów jest w stanie nieferromagnetycznym. W przeciwieństwie do sygnału XMCD pochodzącego od nanokryształów Fe_xN (Rys. 7) i wynoszącego jedynie około 20% odpowiedzi ferromagnetycznej warstwy Fe (bcc) znormalizowanej na atom pierwiastka, wielkość sygnału XLMD jest porównywalna. Oznacza to, że w przypadku znacznej części nanokryształów Fe_xN momenty magnetyczne ich atomów Fe rzeczywiście nie znajdują się w konfiguracji równoległej. Wynik ten jest zgodny z obserwacjami XMCD-PEEM (Rys. 6), gdzie tylko około 50% bogatych w żelazo nanokryształów wykazuje kontrast XMCD.



Rysunek 9: Krawędź K N zmierzona dla próbki $(\text{Ga,Fe})\text{N}$ o numerze s300 (lewa oś) przy użyciu liniowo spolaryzowanej wiązki rentgenowskiej, padającej wzdłuż normalnej do powierzchni warstwy (90°) oraz pod małym kątem do płaszczyzny powierzchni (20°), przedstawiona po odjęciu stałego sygnału przedkrawędziowego o wartości 1.0. Przedstawiona jest także różnica tych widm: sygnał negatywny (lewa oś) ilustruje stany $s \rightarrow p_z$, zaś sygnał pozytywny - $s \rightarrow p_x, p_y$. Różnica XMCD zmierzona została dla obu kątów padania wiązki rentgenowskiej (prawa oś) w polu magnetycznym o indukcji ± 80 mT. Pokazana jest również druga pochodna widma XAS azotu otrzymanego dla wiązki padającej pod małym kątem do powierzchni próbki. Odtwarza ona oscylacyjną część sygnału XMCD, co wskazuje na pasmowy charakter stanów końcowych **H[3]**



Rysunek 10: Widma teoretyczne XAS i XMCD obliczone dla krawędzi K N przy użyciu kodu FEFF dla faz $\gamma\text{-Fe}_4\text{N}$, $\epsilon\text{-Fe}_3\text{N}$ i $\zeta\text{-Fe}_2\text{N}$. Widma XAS (linie ciągłe i punktowe, lewa oś) odpowiadają pełnej polaryzacji kołowej promieniowania. Dla każdego z tych przypadków przedstawiona jest różnica XMCD (prawa oś). W przypadku $\gamma\text{-Fe}_4\text{N}$, $\epsilon\text{-Fe}_3\text{N}$ różnica XMCD obliczona została dla stabilnego stanu ferromagnetycznego (linie ciągłe XMCD, prawa oś). Dla $\zeta\text{-Fe}_2\text{N}$ obliczenia przeprowadzone zostały przy założeniu stanu ferromagnetycznego **H[3]**.

Sygnał XMCD przedstawiony na Rys. 9 zawiera dwie składowe: część oscylacyjna nakłada się na szerszy zlokalizowany kształt spektralny $N(2p)$, co ponownie dowodzi obecności różnych faz magnetycznych. Podobnie jak zostało to zrobione we wcześniejszej pracy [52] uwzględniliśmy drugą pochodną widma XAS. Zaobserwowaliśmy jej zgodność z oscylacyjną częścią sygnału XMCD, co sugeruje znaczny stopień pasmowego charakteru badanych stanów końcowych. Z widma przedstawionego na Rys. 9 można wyznaczyć wartość energii wymiany, wynoszącą około 0.9 eV, a więc mieszczącą się w zakresie wartości oczekiwanym dla magnetyzmu pasmowego. Obserwowany pasmowy charakter magnetyzmu sugeruje, że nanokryształy Fe_xN polaryzują również atomy znajdujące się w ich bliskim otoczeniu, co wyjaśnia duży sygnał XMCD oraz jego silną zależność kątową. Zależność kątowa poszczególnych składowych spektralnych sygnału XMCD dla krawędzi K azotu, odpowiadających stanom $N(2p)$, stanowi dodatkową wskazówkę, że polaryzacja spinowa atomów N wywołana jest sprzężeniem wymiany z sąsiednimi atomami Fe. W celu uzyskania dalszych ilościowych informacji na podstawie widm eksperymentalnych XAS i XMCD, wyniki te porównaliśmy z widmami teoretycznymi **H[3]**. Skorzystaliśmy z pakietu FEFF, który jest kodem z pierwszych zasad, opierającym się na metodzie obliczeń wielokrotnego rozpraszania (ang. multiple scattering) w sposób samouzgodniny, przeznaczonym do jednoczesnego obliczania widm absorpcyjnych i struktury elektronowej. W niniejszej pracy obliczyliśmy także część magnetyczną współczynnika absorpcji. Dokładność danych eksperymentalnych jest rzędu 10^{-3} atomowego przekroju czynnego dla krawędzi K azotu (Rys. 9), co pociąga za sobą potrzebę dużej dokładności również obliczeń teoretycznych. Skorzystaliśmy z możliwości programu FEFF wykonania obliczeń widm klastrów atomowych [53, 54]. Do obliczeń użyliśmy klastra GaN o strukturze wurcytu, o promieniu 12 Å (zawierającego 638 atomów) wokół wzbudzonego atomu N. W celu sprawdzenia zbieżności obliczeń potencjału samouzgodnionego w modzie “Full Multiple Scattering”, przeprowadziliśmy systematyczne obliczenia dla klastra atomowego o różnych wartościach promienia wokół atomu wzbudzonego.

Odtworzyliśmy względne różnice natężenia poszczególnych składowych widma oraz ich różnice względem wysokoenergetycznego kontinuum. Przedyskutowaliśmy pochodzenie i symetrię poszczególnych składowych spektralnych oraz efekt dichroizmu poziomów rdzeniowych dla krawędzi K azotu. Otrzymane wyniki są zgodne z wcześniejszymi obliczeniami FEFF, gdzie nie podjęto dyskusji zależności kątowej widm XAS ani efektów magnetycznych [55]. W przypadku wyników XAS dla niedomieszkowanego GaN, otrzymaliśmy dobrą zgodność teorii z eksperymentem w całym zakresie dostępnej energii fotonów, w szczególności energia krawędzi absorpcji widma teoretycznego jest zgodna z wynikiem doświadczalnym z dokładnością 0.5 eV, co odpowiada 0.12% dokładności względnej **H[3]**. Teoretyczne widma absorpcji wskazują, że płaszczyzna heksagonalna sieci krystalicznej wurcytu GaN zorientowana jest w płaszczyźnie powierzchni próbki. W takim przypadku najbardziej intensywna składowa widma w energii około 400 eV (Rys. 9 i Rys. 10), widoczna jest wówczas, kiedy wektor pola elektrycznego wiązki rentgenowskiej zorientowany jest w płaszczyźnie heksagonalnej, a więc kiedy wiązka elektromagnetyczna pada prostopadłe do powierzchni **H[3]**.

Otrzymawszy dobrą zgodność teorii z eksperymentem dla składowych spektralnych krawędzi K azotu oraz dla ich zależności kątowej, skorzystaliśmy z możliwości obliczenia różnicy XMCD przy użyciu programu FEFF. Zmierzona różnica XMCD dla krawędzi K azotu charakteryzuje się oscylacjami względem energii fotonów, silnymi blisko krawędzi absorpcji oraz słabnącymi lecz szybciej oscylującymi w wyższych energiach. Te szybkie oscylacje są szczególnie widoczne, kiedy wektor falowy kołowo spolaryzowanej wiązki rentgenowskiej zorientowany jest niemal równolegle do płaszczyzny próbki, czyli kiedy wiązka pada pod małym kątem do jej powierzchni. Występowanie oscylacji w zmierzonym sygnale XMCD wskazuje na pasmowy charakter badanych tu stanów końcowych p **H[3]**. Koncentrując się na źródle sygnału XMCD dla krawędzi K azotu, prezentujemy wyniki obliczeń teoretycznych dla γ - Fe_4N , ϵ - Fe_3N oraz ζ - Fe_2N , do których zastosowane zostały eksperymentalne wartości parametrów sieci krystalicznej [56, 57]. Obserwujemy, że także teoretyczny sygnał XMCD (Rys. 10) zawiera część oscylacyjną, przy czym w przypadku ϵ - Fe_3N i ζ - Fe_2N jest ona najsilniejsza tuż przy krawędzi absorpcji. Pozwala to stwierdzić, że nanokryształy ϵ - Fe_3N i ζ - Fe_2N o ferromagnetycznym stanie podstawowym, wnoszą wkład do obserwowanego

sygnału XMCD. Do obliczeń teoretycznych użyliśmy struktur magnetycznych wspomnianych faz, które były dyskutowane wcześniej w literaturze [58, 59]. Wyniki przedstawione na Rys. 10 prowadzą do następujących dwóch wniosków. Po pierwsze, wyliczony i znormalizowany sygnał XMCD jest około 120-krotnie silniejszy od wartości otrzymanej eksperymentalnie (Rys. 9). Takiej różnicy należałoby się spodziewać, ponieważ koncentracja Fe w próbce wynosi około 5%, a w nanokryształach Fe_xN na jeden atom N przypadają 2 do 4 atomów Fe. Po drugie, każde z teoretycznie obliczonych widm XMCD wykazuje pewne podobieństwa do wyników doświadczalnych, ale żadne z nich nie odtwarza w pełni eksperymentalnego sygnału XMCD jako funkcji energii fotonów. Z drugiej strony, jest bardzo prawdopodobne, że średnia ważona wyliczonych różnic XMCD może odtworzyć wyniki eksperymentalne. Taką interpretację uzasadnia również zależność energetyczna drugiej pochodnej widma XAS. Jak można oczekiwać, nanokryształy $\epsilon\text{-Fe}_3\text{N}$ i $\zeta\text{-Fe}_2\text{N}$ są fazami dominującymi [23]. Fakt, że sygnał XMCD wykazuje zależność kątową, można wytłumaczyć wystarczającą ilością bogatych w Fe nanokryształów, które przejmują orientację wymuszoną przez sieć krystaliczną GaN. Takie obserwacje rzeczywiście były wcześniej dokonane na omawianych tu próbkach, przy użyciu mikroskopii elektronowej [23].

Wpływ otrzymanych wyników na obszar badań i przyszłe możliwości. Wyniki omówione w tym podrozdziale i przedstawione w dwóch publikacjach przez I.A. Kowalik et al H[3] i I.A. Kowalik H[2] otwierają nowe możliwości wykorzystania (Ga,Fe)N oraz nowe perspektywy w dziedzinie materiałów DMS. Odnośnie układu (Ga,Fe)N pokazano, że dzięki dokładnemu zastosowaniu specjalistycznych narzędzi spektro-mikroskopowych bazujących na promieniowaniu synchrotronowym i zintegrowanych z technikami fizyki powierzchni, *możliwe jest nie tylko bezpośrednio zobrazowanie nanokryształów, ale także wyodrębnienie ich stanu magnetycznego*. W niniejszych badaniach w pełni wykorzystaliśmy możliwości oferowane przez technikę XMCD do pomiarów spinowego i orbitalnego momentu magnetycznego atomów Fe na krawędziach L w warstwach (Ga,Fe)N. Ponadto, wykraczając poza zakres typowej analizy, *byliśmy w stanie zmierzyć i przeanalizować* (korzystając z obliczeń teoretycznych *ab-initio*) *moment magnetyczny atomów azotu*, a przez to scharakteryzować wkład magnetyczny stanów $\text{N}(2p)$ H[3]. Dzięki temu, że w przypadku techniki XAFS użytej w zakresie miękkiego promieniowania rentgenowskiego udało nam się osiągnąć poziom dokładności umożliwiający pomiar oraz analizę małych różnic dichroicznych rzędu 10^{-5} współczynnika absorpcji, mogliśmy przeprowadzić charakteryzację odpowiedzi magnetycznej lekkich atomów drugiego okresu układu okresowego pierwiastków, wchodzących w skład typowych szerokoprzerwowych związków półprzewodnikowych DMS. Pomysłnie zastosowaliśmy obliczenia spinowo-rozdziałowe *ab-initio* modelujące widma eksperymentalne w celu wyjaśnienia obserwowanych efektów. Wyniki tych badań *zostały opublikowane w nowej książce w dziedzinie promieniowania synchrotronowego i magnetyzmu* [60]. Nasza analiza danych z użyciem kodu FEFF została przedstawiona jako materiał edukacyjny w tej dziedzinie. Ponadto *rozwiązaliśmy podstawowe problemy detekcji sygnału XLMD i zademonstrowaliśmy jej wykorzystanie* H[2]. W kontekście (Ga,Fe)N jest to ważny krok, który umożliwia bezpośredni pomiar odpowiedzi antyferromagnetycznej warstw zawierających nanokryształy Fe_xN .

2.4.3 Magnetyzm i struktura domieszkowanych cienkich warstw ZnO: wpływ stanów elektronowych o symetrii d i p . H[2], H[4], H[5], H[6], H[7]

Motywacja, wyzwania eksperymentalne i ogólne znaczenie wyników. Od momentu pojawienia się teoretycznych sugestii opartych na obliczeniach *ab initio*, że materiał $(\text{Zn},\text{Co})\text{O}$ może być ferromagnetyczny [29], oraz późniejszych eksperymentalnych obserwacji ferromagnetyzmu wysokotemperaturowego [15], materiał ten osiągnął status modelowego układu dla szerokiej klasy rozcieńczonych tlenków magnetycznych [61–63]. Jednakże przez ostatnie lata stawiało się coraz bardziej oczywiste, że zrozumienie tych ferromagnetyków wymaga zastosowania zaawansowanych technik nanocharakteryzacji, pozwalających na określenie, w jaki sposób domieszki magnetyczne

wbudowują się i jak są rozmieszczone w materiale, w zależności od warunków wzrostu i współdomieszkowania [18].

W przypadku wielu badań dotyczących $(\text{Zn,Mn})\text{O}$ [12, 13] oraz $(\text{Zn,Co})\text{O}$ [13, 14] obserwowany był tylko paramagnetyczny charakter materiału, na który wpływa sprzężenie antyferromagnetyczne pomiędzy sąsiednimi spinami [14, 64, 65]. W tym czasie dyskutowano, czy liczne obserwacje wysokotemperaturowego ferromagnetyzmu w rozcieńczonych tlenkach magnetycznych, o ile nie pochodzą z artefaktów eksperymentalnych, są wynikiem nieprzypadkowego rozmieszczenia jonów metali przejściowych wprowadzonych do materiału celowo lub w wyniku zanieczyszczenia [18]. Istnieje wiele prac teoretycznych [63] i doświadczalnych [18, 66] dotyczących materiałów typu DMS, gdzie w celu osiągnięcia ferromagnetyzmu powyżej temperatury pokojowej, w miejsca kationowe częściowo podstawione zostały jony metali przejściowych. Jednakże może się tu pojawić niepożądana separacja faz, która stanowi problem dla materiałów DMS domieszkowanych TM i często utrudnia ich praktyczne zastosowania. Ponadto wytrącenia tlenków metali przejściowych mogą być ferromagnetyczne, co poddaje w wątpliwość pochodzenie ferromagnetyzmu w tego rodzaju półprzewodnikach bazujących na tlenkach i azotkach oraz powoduje trudności w produkcji funkcjonalnych materiałów DMS.

Taki był w skrócie stan wiedzy w momencie zainicjowania badań prezentowanych w niniejszym podrozdziale. Zważywszy na korzyści, jakie do magnetycznych i selektywnych pod względem pierwiastków składowych badań materiałów typu DMS wnosi zastosowanie miękkiego promieniowania rentgenowskiego, niniejsza praca skoncentrowana jest wokół dwóch proponowanych rozwiązań materiałowych dotyczących ZnO jako kryształu macierzystego. W pierwszym przypadku materiałem wybranym do badań były warstwy ZnO:Co. W tym przypadku przeanalizowana została seria próbek przygotowanych w różnych warunkach wzrostu **H[4]**, **H[5]**, **H[6]**. Możliwości, jakie daje spektroskopia w zakresie miękkiego promieniowania rentgenowskiego, wykorzystane zostały dla lepszego zrozumienia pochodzenia odpowiedzi ferromagnetycznej obserwowanej w pomiarach magnetometrii indukcyjnej dla niektórych z badanych próbek **H[5]**. W drugim przypadku wykorzystane zostały możliwości spektroskopii absorpcyjnej oraz bardzo wysoka czułość opracowanych metod detekcji dla propozycji praktycznego wykorzystania ZnO jako materiału DMS. W tej pracy scharakteryzowana została odpowiedź magnetyczna tlenu w ZnO domieszkowanym Bi, a pomiary wykonane zostały dla poziomów $\text{O}(2p)$ **H[7]**. Niniejsze badania stanowiły wyzwanie ze względu na bardzo słabe sygnały dichroiczne dla krawędzi K .

W celu zbadania próbek ZnO:Bi dokonane zostały usprawnienia eksperymentalne pod kątem detekcji widm absorpcji rentgenowskiej, które zagwarantowały, że obserwowany sygnał magnetyczny rzeczywiście jest własnością materiału związaną z siecią ZnO, jak przewidziano teoretycznie w wyniku obliczeń DFT. Pomiary zostały przeprowadzone w polu magnetycznym o indukcji 0.5 T, przy jednoczesnym zastosowaniu modów detekcji całkowitej wydajności elektronów (TEY) i całkowitej wydajności fluorescencji rentgenowskiej (TFY) **H[7]**. Głębokość próbki ZnO w modzie TFY jest znacznie większa niż w przypadku TEY i jest ona rzędu 100 nm dla energii fotonów bliskiej krawędzi K tlenu, co pozwala otrzymać informację z objętości badanych cienkich warstw. Jednoczesny pomiar w modzie TEY pozwala scharakteryzować obszar przypowierzchniowy materiału. Do analizy danych użyto kodu FEFF, co umożliwiło dokładniejszą analizę ilościową wyników eksperymentalnych oraz ich powiązanie z obliczeniami *ab initio* struktury elektronowej i magnetycznej. W badaniach wykorzystany został cały dostępny zakres energetyczny miękkiego promieniowania rentgenowskiego. Przeanalizowany został także kołowy dichroizm magnetyczny krawędzi L jonów Co w ZnO:Co **H[2]**, **H[5]**. Domieszkowanie jonami Bi prowadzi do ferromagnetyzmu pasmowego związanego z oddziaływaniem $p-p$, co zostało bezpośrednio zmierzone na krawędzi K tlenu i dichroizm stanów $\text{O}(2p)$ został przeanalizowany **H[7]**. Modelowanie widm XAS z użyciem kodu FEFF pozwoliło na porównanie struktury krystalicznej i elektronowej domieszkowanego ZnO w obszarze przypowierzchniowym względem całej objętości próbki **H[7]**. Zaobserwowaliśmy małe, ale istotne różnice. W przypadku warstw ZnO:Co zmierzaliśmy różnice natężenia widm XAS dla krawędzi K tlenu oraz dla krawędzi L kobaltu i cynku. Ich analiza pozwoliła przypisać je małym efektom strukturalnym **H[6]**. Niewielkie różnice struktury krystalicznej mogą mieć silny wpływ na

wystąpienie ferromagnetyzmu, a także mogą poprawić zgodność teorii i doświadczenia dla układów DMS bazujących na ZnO.

Mówiąc bardziej szczegółowo, w przypadku ZnO:Co scharakteryzowana została seria cienkich warstw o domieszkowaniu rzędu 10%. Magnetometria SQUID wykazała sygnał paramagnetyczny lub ferromagnetyczny **H[5]**. Aby zidentyfikować źródło odpowiedzi magnetycznej, poprzez bombardowanie materiału przygotowane zostały specjalne próbki ZnO:Co z kraterem, w którym wyeksponowany został obszar międzypowierzchni warstwy z podłożem Si. Badania XPS pokazały, że w kraterze znajduje się metaliczny Co **H[4],H[5]**. Transmisyjna mikroskopia elektronowa potwierdziła występowanie bogatych w kobalt wytrąceń w obszarze bliskim podłoża Si. W tym kontekście, korzystając z przygotowanej wcześniej aparatury eksperymentalnej w MAX-lab **H[1]**, rozpoczęte zostały badania XAS i XMCD na serii próbek, jak również pomiary z wykorzystaniem spektromikroskopii XPEEM **H[5]**. Badania te zostały przeprowadzone zarówno dla przypowierzchniowego obszaru cienkich warstw ZnO:Co, jak również dla międzypowierzchni warstw z podłożem Si. Otrzymane wyniki dowodzą, że poprzez dobór odpowiednich parametrów wzrostu możliwa jest kontrola stanu elektronowego atomów Co **H[6]**. Skorelowaliśmy stan elektronowy rdzenia jonowego kobaltu z różnicami obserwowanymi w strukturze elektronowej oraz lokalnym otoczeniu atomów sieci macierzystej, scharakteryzowanej przy użyciu widm absorpcji rentgenowskiej dla krawędzi *K* tlenu i *L* cynku **H[6]**. Wyniki XAS pozwoliły na dyskusję wyboru parametrów wzrostu warstw metodą ALD tak, aby wpływać na konkretne własności materiału.

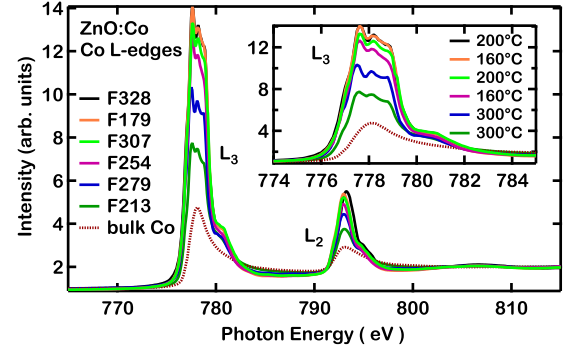
Aby uzasadnić wybór Bi jako domieszki ZnO trzeba zaznaczyć, że używając nieferro- i nieferrimagnetycznej domieszki w jej formie objętościowej lub tlenkowej, minimalizujemy problem związany z formowaniem się magnetycznych wytrąceń **H[7]**. Materiały DMS o temperaturze Curie (T_C) powyżej 300 K mogą być syntetyzowane poprzez podstawieniowe domieszkowanie półprzewodników w anionowych miejscach sieciowych jonami pierwiastków spoza bloku metali przejściowych **H[7]**. Z kolei, gdy skoncentrujemy się na domieszkowaniu pierwiastkami spoza bloku metali przejściowych, zgodnie z teorią pasmową struktury elektronowej, ze względu na stabilizację fazy ferromagnetycznej korzystny jest wybór ciężkich jonów, z uwagi na ich dużą energię spin-orbita. W ten sposób możemy zbadać również wpływ na mediację oddziaływań ferromagnetycznych stanów elektronowych innych niż te o symetrii *d*. Pokazaliśmy, że domieszkowanie ciężkim pierwiastkiem z bloku *p*, takim jak Bi, prowadzi do ferromagnetyzmu pasmowego związanego z oddziaływaniami *p*–*p*, co rzeczywiście podkreśla kluczową rolę sprzężenia spin-orbita dla pasmowego magnetyzmu w ZnO **H[7]**. Domieszkowanie materiałów typu DMS nieferromagnetycznymi jonami ciężkimi może otworzyć nowy kierunek w poszukiwaniach materiałów spintronicznych.

Wybrane wyniki dotyczące ZnO:Co przedstawione w kontekście tematyki habilitacyjnej. Zbadana seria cienkich warstw ZnO:Co, o koncentracji domieszki rzędu 10%, wytworzona została metodą Atomic Layer Deposition (ALD) w temperaturach 160 – 300 °C na podłożu Si. W Tabeli 1 podsumowane zostały niektóre z parametrów wzrostu **H[6]**. Aby scharakteryzować omawiane warstwy pod kątem topografii powierzchni, wielkości ziaren krystalicznych, czystości fazy, składu i odpowiedzi magnetycznej, przeprowadzone zostały pomiary z wykorzystaniem technik Atomic Force Microscopy (AFM), Scanning Electron Microscopy (SEM), X-Ray Diffraction (XRD), Secondary Ion Mass Spectrometry (SIMS), X-ray Photoelectron Spectroscopy (XPS), High Resolution Transmission Electron Microscopy (HR-TEM) oraz magnetometrii SQUID **H[4],H[5]**.

Dla omawianej serii próbek zaobserwowaliśmy systematyczne różnice natężenia tzw. białej linii krawędzi *L* kobaltu oraz jej strukturę multipletową **H[6]**. Udokumentowaliśmy znaczne różnice stanu elektronowego rdzeni jonowych Co, jak również różnice lokalnego otoczenia atomów sieci macierzystej, scharakteryzowanych przy użyciu rentgenowskich widm absorpcyjnych zmierzonych dla krawędzi *K* tlenu i *L* cynku. Teoretyczne obliczenia modelowe pozwoliły powiązać obserwowane efekty z małymi odkształceniami sieci ZnO **H[6]**. Kierując się wynikami badań XPS i HR-TEM, wykorzystaliśmy technikę XMCD do zbadania, w sposób selektywny pod kątem pierwiastka składowego, własności nanokrystalłów Co zlokalizowanych na międzypowierzchni war-

Sample	T_g [°C]	ZnO:CoO $m:n$	t [nm]	x_{Co} [%]
F179	160	2:1	140	15(8.9)
F213	300	8:1	130	8.8
F254	160	8:1	70	18-36
F279	300	8:1	1280	5.9
F307	200	2:1	250	8
F328	200	2:1	60	11.4

Tablica 1: Lista zbadanych próbek. W tabeli uwzględniona została temperatura wzrostu warstw, ilość cykli ZnO w stosunku do cykli CoO, grubość warstw i koncentracja Co otrzymana metodą SIMS. W przypadku próbek F179 i F254 SIMS wskazuje na niejednorodne domieszkowanie warstw. Dane częściowo przedstawione zostały w pracy **H[5]**, **H[6]**.



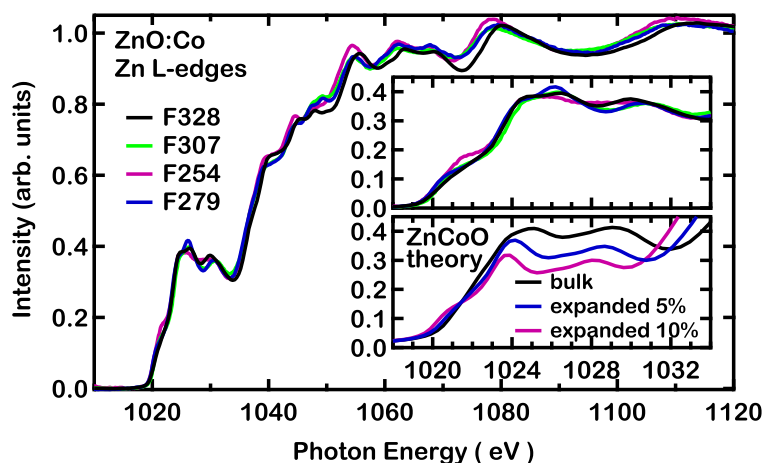
Rysunek 11: Widma XAS otrzymane dla krawędzi L Co. Natężenie białej linii zmienia się wraz ze zmianą parametrów wzrostu. Zaobserwowano korelację natężenia białej linii z temperaturą wzrostu (wstawka do rysunku). Dane przedstawione zostały częściowo w pracy **H[6]**.

stwa/podłoże **H[2]**, **H[4]**, **H[5]**. Pomiaru XAS i XMCD przeprowadzone zostały w modzie TEY. Oznacza to, że zbadany został obszar warstwy o grubości tylko około 5 nm. W tym przypadku jest to bardzo korzystne, ponieważ umożliwia oddzielne zbadanie obszaru bliskiego powierzchni warstwy ZnO i porównania go z wynikami otrzymanymi z jego dolnej warstwy blisko podłoża w obszarze krateru **H[2]**, **H[4]**, **H[5]**. Na Rys. 11, Rys. 12 i Rys. 13 przedstawione zostały wyniki pomiarów TEY otrzymane w konfiguracji pomiarowej, kiedy wiązka rentgenowska spolaryzowana liniowo pada wzdłuż normalnej do powierzchni próbki. W celu porównania wyników wszystkie widma XAS zostały znormalizowane do wysokości kontinuum atomowego stanów końcowych. Aby określić stan elektronowy domieszki Co, zmierzone zostały również widma referencyjne dla metalicznej warstwy kobaltu przygotowanej i scharakteryzowanej *in situ* **H[2]**.

Krawędź L kobaltu warstw ZnO:Co rzeczywiście charakteryzuje obserwowana wcześniej struktura multipletowa, typowa dla magnetycznie rozcieńczonych warstw ZnO:Co [67, 68]. Nasze próbki oznaczyliśmy według numeru kolejności wzrostu warstw, jak na przykład F328 (Tabela 1, Fig. 11). Zaobserwowaliśmy silny wzrost natężenia białej linii względem objętościowej formy Co, co ilustruje Rys. 11 **H[2]**, **H[5]**, **H[6]**. Powierzchnia białej linii jest proporcjonalna do ilości wolnych stanów końcowych Co(3d). Jednocześnie obserwujemy spadek natężenia w zakresie spektralnym za liniami L_3 i L_2 (odpowiednio 782-790 eV oraz 796-802 eV). Wspomniane obszary spektralne odpowiadają stanom końcowym Co(4s). Dane zawarte w Tabeli 1 pokazują, że różnice powierzchni spektralnej najlepiej korelują się z temperaturą wzrostu warstw. Wzrost ZnO:Co w niskiej temperaturze prowadzi do wysokiego natężenia białej linii. Różnice natężenia XAS obserwowane na krawędzi L kobaltu osiągają wartość rzędu 10%, natomiast na krawędzi L cynku wynoszą kilka % i widoczne są w szczególności w obszarze bliskim krawędzi **H[6]**. Nawet jeśli z punktu widzenia natężenia bezwzględnego mogą się one wydawać niewielkie, to jednak ich różnic względnych nie można zaniedbać. Wyniki przedstawione na Rys. 13 demonstrują, że różnice natężenia na krawędzi K tlenu mogą być bardzo duże blisko krawędzi absorpcji, porównywalne z różnicami natężenia widma Co (około 530 eV). Jak można zauważyć na Rys. 11, Rys. 12 i Rys. 13, w przypadkach kiedy białe linie Co są najintensywniejsze i o porównywalnym natężeniu, jak w przypadku próbek F254 i F328, obserwowane są znaczne różnice natężenia na krawędzi L cynku i K tlenu. Na Rys. 11 wzrost natężenia widma XAS na krawędzi L Co odzwierciedla wzrost ilości pustych stanów 3d kobaltu oraz zmniejszenie ilości pustych stanów 4s względem metalicznej formy Co. Podobny wynik zaobserwowany został w przypadku kontrolowanego utleniania ultracienkich warstw Ni dla jego stanów Ni(3d) i Ni(4s) [69]. W przypadku Ni zauważono, że różnice te korelują się z osłabieniem odpó-

wiedzi ferromagnetycznej [69]. Kiedy każdy z atomów Ni traci jako pierwszych sąsiadów atomy Ni i w zamian zyskuje atomy O, wówczas ustawienie momentu magnetycznego atomów Ni zmienia się z równoległego na antyrównoległe względem najbliższego atomu Ni. Podobnego efektu można się spodziewać w przypadku atomów Co.

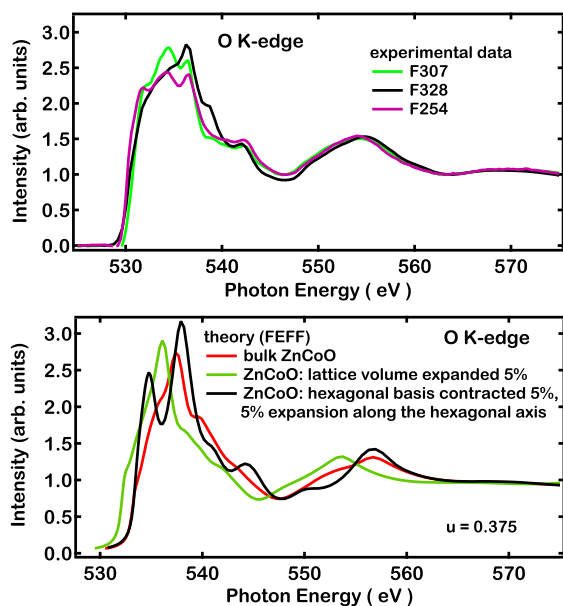
Duże zróżnicowanie natężenia spektralnego atomów Co może być wytłumaczone przy założeniu, że w sieci krystalicznej ZnO występują bogate w Co klastry, co było wcześniej sugerowane [20, 70]. Zakładając istnienie klastrów Co w sieci ZnO, większe natężenie białej linii krawędzi L pozwala wnioskować, że albo są one mniej liczne (co prowadzi do większej koncentracji Co podstawieniowego), albo są one mniejszych rozmiarów, albo ewentualnie zawierają one więcej tlenu. Zważywszy, że kobalt jest rozcieńczony w sieci ZnO i jego koncentracją jest rzędu 10%, różnice natężenia na krawędzi Zn i O sugerują, że za silne zróżnicowanie natężenia obserwowane dla krawędzi Co odpowiedzialne są małe odkształcenia strukturalne związane z siecią ZnO. Rzeczywiście w przypadku występowania klastrów Co, kiedy nie wszystkie atomy domieszki podstawiają atomy Zn, można oczekiwać naprężeń sieci ZnO. Ponadto zaobserwowaliśmy małe różnice energii oraz względnego natężenia poszczególnych składowych struktury multipletowej na krawędzi L kobaltu, co sugeruje, że przynajmniej część atomów Co znajduje się w otoczeniu o innej symetrii krystalicznej. Aby wyjaśnić źródło różnic spektralnych policzyliśmy modelowe widma teoretyczne, w których do sieci ZnO wprowadziliśmy odkształcenia strukturalne **H**[6].



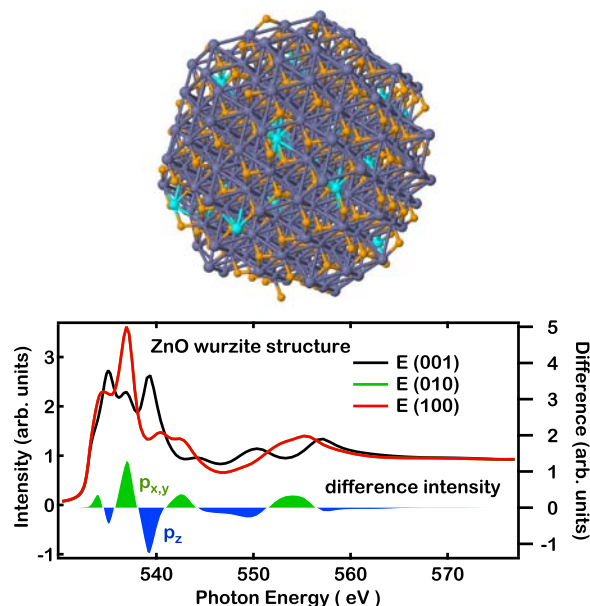
Rysunek 12: Widmo XAS otrzymane dla krawędzi L Zn. We wstawce do rysunku pokazane zostały widma eksperymentalne (wstawka górna) oraz widma teoretyczne (wstawka dolna). Większość danych przedstawiona została w pracy **H**[6].

Przy użyciu kodu FEFF wykonaliśmy również obliczenia teoretyczne dla krawędzi K tlenu oraz L cynku, a otrzymane widma modelowe porównaliśmy z wynikami eksperymentalnymi. Do obliczeń użyliśmy wersji FEFF9 [54, 71]. Zastosowaliśmy klaster ZnO o promieniu 12 Å (zawierający 608 atomów) wokół fotowzbudzonego atomu O w strukturze krystalicznej wurcytu. Ze względu na nieuporządkowany wzrost ziaren obliczenia przedstawione na Rys. 13 wykonane zostały dla nieuporządkowanego światła. Liniowo spolaryzowana wiązka rentgenowska użyta została do obliczeń przedstawionych na Rys. 14, w celu sprawdzenia zależności kątowej w strukturze wurcytu oraz charakteru poszczególnych składowych spektralnych [6]. Atomy Co obsadzają miejsca sieciowe Zn i rozmieszczone są losowo (Rys. 14). Rozpatrzyliśmy kilka różnych konfiguracji rozmieszczenia atomów Co w klastrze, których wyniki okazały się spójne z dokładnością lepszą niż 2% z punktu widzenia natężenia.

Okazało się, że po uwzględnieniu małych odkształceń strukturalnych rzędu 5% stałej sieciowej, możliwe jest odtworzenie różnic kształtu widm otrzymanych dla warstw F307 i F254 względem próbki F328 z dokładnością rzędu wielkości **H**[6]. W szczególności jesteśmy w stanie odtworzyć silne różnice spektralne danych doświadczalnych na krawędzi absorpcji, w energii około 530 eV.



Rysunek 13: Eksperymentalne i teoretyczne widma XAS otrzymane dla krawędzi K O dla cienkiej warstwy ZnO:Co. Widmo teoretyczne obliczone zostało dla koncentracji Co wynoszącej 4%. **H[6]**

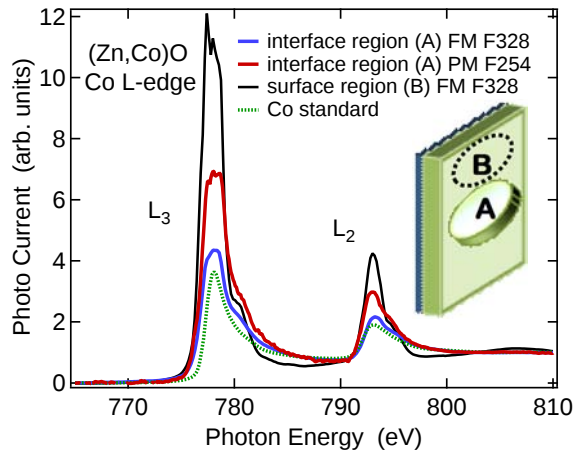


Rysunek 14: Wizualizacja klastra użytego do obliczeń widm XAS dla krawędzi K O dla próbki ZnO:Co. Dane częściowo przedstawione zostały w pracy **H[6]**.

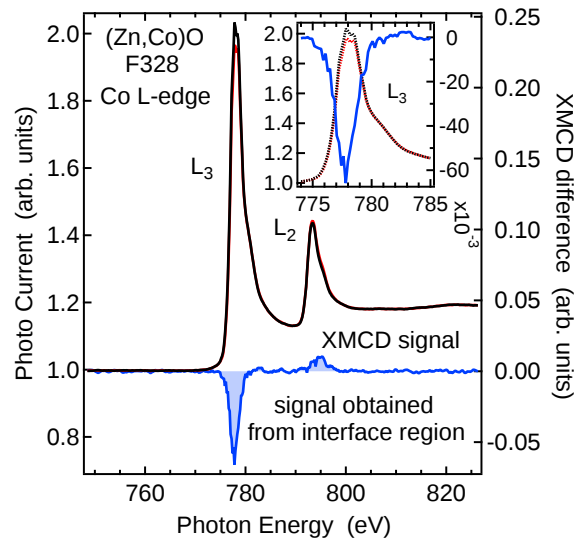
Próbki charakteryzuje wzrost ziarnisty o typowym rozmiarze ziarna rzędu 4-5 nm. Prawdopodobnie należy oczekiwać poszerzenia krawędzi absorpcji, jakie rzeczywiście tu obserwujemy i które możemy odtworzyć w modelu teoretycznym uwzględniając małe odkształcenia strukturalne każdego ziarna, jak przedstawiono na Rys. 13. Rys. 14 ilustruje typ symetrii poszczególnych składowych widma dla krawędzi K tlenu. Oś c (kierunek z) struktury heksagonalnej badana jest wówczas, gdy wektor pola elektrycznego zorientowany jest wzdłuż kierunku (001). Również w przypadku wyników otrzymanych dla krawędzi L cynku, które przedstawione zostały na Rys. 12, możliwe było odtworzenie trendów różnic natężenia widm, przy założeniu ekspansji sieci krystalicznej ZnO o wartość rzędu 5-10%. Stwierdzenie istnienia odkształceń strukturalnych w ZnO:Co stanowi istotny wynik dla zastosowań magnetycznych. Jak zaproponowano wcześniej, odkształcenia strukturalne w ZnO:Co mają wpływ na własności magnetyczne materiału. Zgodnie z modelem teoretycznym, zmniejszenie stałej sieci rzędu 5% przyczynia się do wzrostu temperatury Curie o około 100 K [72].

Jak wspomniano we wstępie do niniejszego rozdziału, do badań użyliśmy specjalnie przygotowanych próbek, umożliwiających pomiar struktury krystalicznej i elektronowej powierzchni oraz obszaru międzypowierzchniowego cienkich warstw w takich samych warunkach eksperymentalnych **H[5]**. Na Rys. 15 i Rys. 16 obszar powierzchniowy i międzypowierzchniowy oznaczone są odpowiednio jako A i B. Korzystając z rozdzielczości techniki XAS na dany pierwiastek, sprawdziliśmy skład próbek ZnO:Co w obszarach A i B. Rezonansowy charakter wzbudzenia czyni technikę XAS bardziej czułym narzędziem do detekcji zanieczyszczeń w małych koncentracjach, niż laboratoryjny nierezonansowy XPS lub spektroskopia Auger. W badanych próbkach nie stwierdziliśmy śladów Ti, V, Mn, Cr lub Fe. Koncentracja Co w obszarze „objętościowym” próbki F328 wynosi średnio 6%, jednakże nie jest ona jednorodna w całej warstwie. Najwyższa koncentracja w przypadku warstwy F328 wynosiła około 14%, jest to wartość zbliżona do koncentracji Co otrzymanej z analizy danych XANES z wykorzystaniem twardego promieniowania rentgenowskiego **H[5]**.

Stwierdziliśmy duże różnice spektralne białej linii Co, zmierzonej w obszarze powierzchni i międzypowierzchni próbki (Rys. 15) **H[5]**. Krawędzie L kobaltu i K tlenu zmierzone w obszarze krateru świadczą o innej kompozycji i stanie elektronowym rdzeni jonów O i Co niż w przypadku



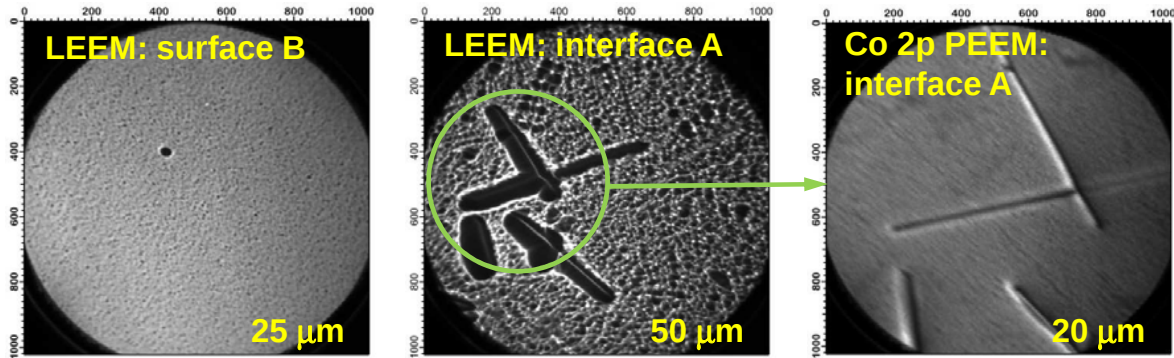
Rysunek 15: Widma absorpcji rentgenowskiej otrzymane dla krawędzi L kobaltu w ferromagnetycznej próbce $(\text{Zn},\text{Co})\text{O}$ o numerze F328. Widma zmierzone zostały w obszarze międzypowierzchni warstwa/podłoże (obszar A, krater) oraz w obszarze przypowierzchniowym (obszar B warstwy). Wynik z obszaru przypowierzchniowego pokazany jest także dla paramagnetycznej próbki $(\text{Zn},\text{Co})\text{O}$ o numerze F254. Widma absorpcyjne dla krawędzi L kobaltu zmierzone zostały dla wiązki padającej wzdłuż normalnej do powierzchni próbki (kąt 90° pomiędzy kierunkiem propagacji wiązki a płaszczyzną powierzchni próbki) w modzie TEY i znormalizowane zostały do wysokości kontinuum. Część danych przedstawiona została w pracy **H[5]**.



Rysunek 16: Widma XAS (lewa oś) i XMCD (prawa oś) zmierzone w modzie TEY w funkcji energii fotonów. Pomiary przeprowadzone zostały w temperaturze pokojowej w polu magnetycznym o indukcji 35 mT. Widma XAS zmierzone zostały dla niemal w pełni spolaryzowanego kołowo światła (0.85) przy kącie padania wiązki 40° . Wstawka do rysunku przedstawia w powiększeniu krawędź L_3 widma XAS i XMCD **H[5]**.

obszaru przypowierzchniowego. Dokładniej mówiąc, kontinuum stanów końcowych (symetrii s), przypadające między liniami L_3 i L_2 widma Co, ma większe natężenie w obszarze krateru. Ponieważ wysokość kontinuum stanów końcowych jest bezpośrednim wyznacznikiem stopnia metaliczności, wynik ten prowadzi do wniosku, że Co w obrębie międzypowierzchni występuje albo w formie ciągłej ultracienkiej warstwy, albo w postaci warstwy nanokryształów. Kształt spektralny krawędzi L kobaltu wskazuje na to, że w obszarze międzypowierzchni metaliczny Co jest fazą dominującą, ale nie jedyną. Zaobserwowaliśmy również współwystępowanie małej ilości CoO [73]. Różnica stanu elektronowego atomów Co na powierzchni warstwy względem obszaru międzypowierzchni manifestuje się także dużą różnicą ilości dziur atomów Co w tych dwóch badanych regionach próbki, co ilustruje powierzchnia spektralna pod linią L_3 (Rys. 15). Powierzchnia białej linii krawędzi Co, otrzymanej z obszaru powierzchniowego próbki, jest 2.5 krotnie większa względem metalicznego kobaltu, natomiast w przypadku kobaltu z obszaru krateru jest ona większa 1.25 krotnie (Rys. 15). Większe natężenie białej linii świadczy o tym, że liczba dziur $3d$ w przypadku atomów Co w obu obszarach jest większa względem stanu metalicznego. Biorąc pod uwagę powyższe liczby można stwierdzić, że widma otrzymane w obszarze międzypowierzchni w dużym stopniu mają charakter metaliczny, gdyż obserwowany wzrost natężenia białej linii wynosi tylko

25%. Nie jest oczywiste, że wzrost ten spowodowany jest wyłącznie występowaniem atomów Co^{2+} , jeśli jednak tak założymy, wówczas dane przedstawione na Rys. 15 wskazywałyby, że 17% atomów Co obszaru międzypowierzchni jest w stanie 2^+ . Wynik ten potwierdza różnice hybrydyzacji Co z sąsiednimi atomami. Aby podsumować tę część dyskusji należy dodać, że w obszarze międzypowierzchni zaobserwowana została także pewna ilość Zn, co świadczy o braku ciągłości warstwy Co.



Rysunek 17: Mikrograf LEEM, otrzymany w modzie zwierciadlanym, przedstawiający topografię powierzchni (lewy panel) i międzypowierzchni (środkowy panel). Mikrograf PEEM, obrazujący dystrybucję atomów Co w obszarze międzypowierzchni, otrzymany został jako różnica natężenia między 62 eV i 56 eV (prawy panel). Pole widzenia (FOV) wskazane jest dla każdego mikrografu w dolnym prawym rogu.

Własności magnetyczne domieszki Co scharakteryzowane zostały za pomocą techniki XMCD. Nie zaobserwowaliśmy mierzalnego efektu dichroizmu kołowego w modzie TEY w obszarze powierzchni, w polu magnetycznym o indukcji do 0.5 T, w temperaturze 300 K. Brak sygnału ferromagnetycznego w temperaturze 300 K w obszarze powierzchniowym jest zgodny z poprzednimi obserwacjami [67]. Natomiast słaby sygnał XMCD zmierzony został w temperaturze pokojowej w obszarze międzypowierzchni (wewnątrz krateru, Rys. 16) w polu magnetycznym o indukcji 35 mT w kierunku płaszczyzny powierzchni $\mathbf{H}[2], \mathbf{H}[5]$. Dla omawianej rodziny próbek odpowiedź ferromagnetyczna w kilku przypadkach zaobserwowana została również w pomiarach magnetometrii SQUID $\mathbf{H}[5]$. Odpowiedź dichroiczna jest znacznie silniejsza dla białej linii L_3 , co świadczy o tym, że moment orbitalny atomów Co w obszarze międzypowierzchni jest większy niż w przypadku kobaltu objętościowego. Wartość m_l/m_s otrzymana dla ZnO:Co po zastosowaniu magneto-optycznych reguł sum wynosi 0.31(7), podczas gdy w przypadku metalicznego Co typowa wartość to około 0.08 $\mathbf{H}[2]$.

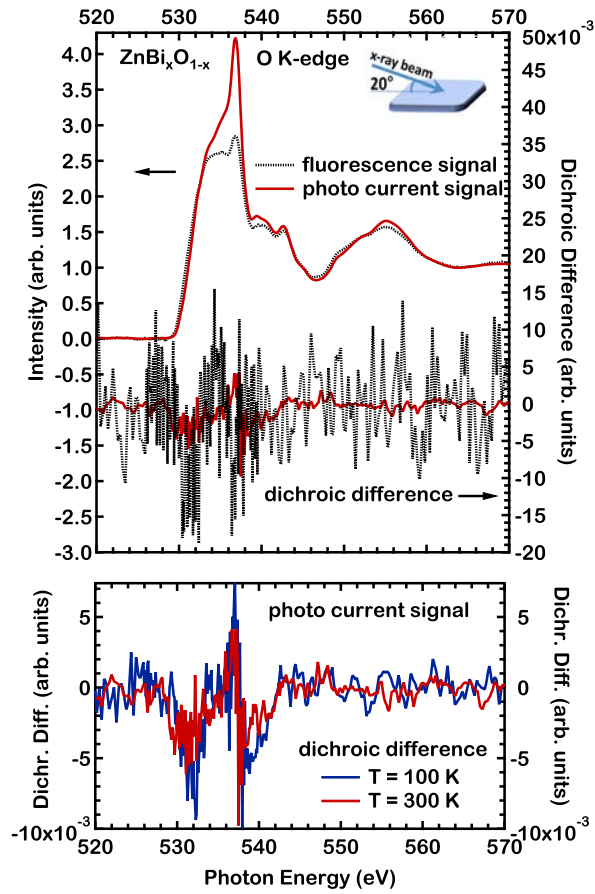
Błędy związane z czynnikiem T_z wynoszą maksymalnie 12% [74]. Jednakże nie jest oczywiste, że w przypadku wysokiej symetrii lokalnego otoczenia atomów Co, z jakim mamy tu do czynienia, czynnik T_z miałby odgrywać ważną rolę. Wyższa wartość m_l/m_s względem Co w formie objętościowej jest możliwa, jeśli atomy Co gromadziłyby się w formie małych kryształów o metalicznym rdzeniu [75, 76]. Ewentualnie, opcją spójną z otrzymaną przez nas wartością doświadczalną byłby przypadek bardzo chropowatej, miejscowo metalicznej warstwy Co w obszarze krateru.

Wartość momentu magnetycznego otrzymanego z obszaru międzypowierzchni w temperaturze 300 K wynosi 0.21(4) μ_B na atom Co momentu spinowego, po korekcji dla kąta padania wiązki rentgenowskiej i stopnia jej polaryzacji. Wartość ta stanowi około 13% momentu spinowego metalicznego Co. W tym kontekście można zwrócić uwagę, że w warunkach niniejszego eksperymentu ciągła warstwa Co o grubości zaledwie 2-3 warstw atomowych niosłaby cały moment magnetyczny w temperaturze 300 K. Mała wartość momentu magnetycznego, jaką tu otrzymaliśmy, jest kolejnym przejawem silniejszych niż w przypadku cienkiej warstwy efektów skończonego rozmiaru, wskazującym na ewentualne formowanie się nanokryształów Co. Otrzymane tu wartości momentów magnetycznych znacznie różnią się od wartości raportowanych dla ZnO zawierającego

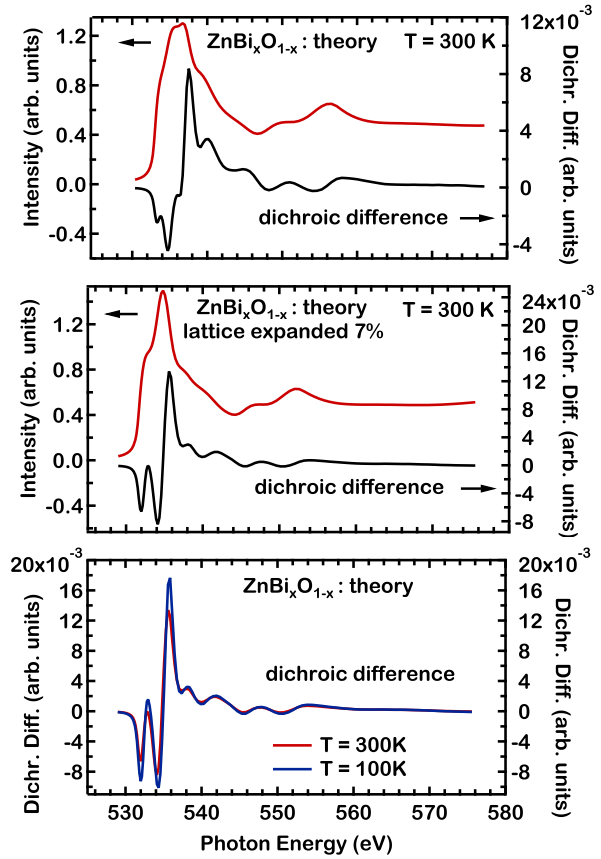
rozproszone w objętości warstw nanokryształy Co o średnicy około 5 nm [77]. Różnica ta ilustruje fakt, że dokładny rozmiar, forma i kształt geometryczny wytrąceń odgrywa kluczową rolę i decyduje o ostatecznym wyniku. Z drugiej strony, zgromadzona baza danych tego rodzaju badań przeprowadzonych na dobrze scharakteryzowanych strukturalnie układach mogłaby okazać się ważna dla identyfikacji faz występujących w próbkach. Podsumowując, zarówno duża wartość stosunku momentu orbitalnego do spinowego, jak również niska wartość momentu magnetycznego otrzymanego na podstawie magneto-optycznych reguł sum, świadczą o występowaniu w obszarze międzypowierzchniowym nanokryształów Co lub nieciągłej warstwy kobaltu **H**[5]. Pomiar X-PEEM przeprowadzone na linii eksperymentalnej I311 w laboratorium synchrotronowym MAX-lab potwierdziły, że warstwy ZnO:Co są jednorodne (Rys. 17, panel lewy) z wyjątkiem obszaru międzypowierzchniowego, gdzie w bezpośredni sposób nanokryształy zostały zobrazowane (Rys. 17, panel środkowy). Rozkład Co zilustrowany został na mikrografie różnicowym przedstawionym na prawym panelu Rys. 17, który wskazuje, że rzeczywiście wytrącenia te zawierają kobalt.

Wybrane wyniki dotyczące ZnO:Bi przedstawione w kontekście tematyki habilitacyjnej. Poprzedni podrozdział ukazuje złożoność zagadnienia oraz niektóre komplikacje wynikające z wykorzystywania układu ZnO:Co do zastosowań DMS. W niniejszej części przedstawione zostanie alternatywne rozwiązanie problemu domieszkowania ZnO pod kątem jego zastosowań jako materiału DMS. Jest to domieszkowanie pierwiastkiem ciężkim Bi, w tym przypadku metodą Pulsed Laser Deposition (PLD). Do charakteryzacji własności magnetycznych warstw $\text{ZnBi}_x\text{O}_{1-x}$ na poziomie atomowym zastosowana została spektroskopia absorpcyjna **H**[7]. Aby zbadać wynikającą z domieszkowania jonami Bi magnetyzm związany z elektronami $\text{O}(2p)$, do wzbudzenia elektronów rdzeniowych $\text{O}(1s)$, prowadzących do przejścia dipolowego do stanów $\text{O}(2p)$, użyte zostało kołowo spolaryzowane promieniowanie rentgenowskie na linii pomiarowej I1011 w MAX-lab. Pomiar wykonany został w polu magnetycznym o indukcji 0.5 T. Na Rys. 18 przedstawione są widma XAS zmierzone dla krawędzi K tlenu z użyciem kołowo spolaryzowanego światła. Charakterystyczne zróżnicowanie natężenia w obszarze bliskim krawędzi absorpcji wynika z przejść do stanów końcowych $\text{O}(2p)$. Sygnał XMCD otrzymany dla krawędzi K tlenu jest bezpośrednim dowodem na to, że atomy O niosą moment magnetyczny. Na ogół krawędzie K prowadzą do raczej słabych efektów XMCD. Niemniej jednak, w omawianym przypadku zaobserwowaliśmy wyraźną odpowiedź XMCD pochodzącą od atomów tlenu w polu magnetycznym o indukcji 0.5 T. Sygnał ten świadczy o tym, że stany $\text{O}(2p)$ są w dużym stopniu spinowo spolaryzowane, zgodnie z wcześniejszymi wynikami teoretycznymi *ab initio* oraz wynikami pomiarów magnetometrii SQUID wykonanymi dla omawianych tu próbek. Zaobserwowaliśmy, że detekcja całkowitej wydajności elektronów (TEY) oraz całkowitej wydajności fluorescencji rentgenowskiej (TFY) prowadzi do silnych różnic kształtu spektralnego, jak to było obserwowane wcześniej dla cienkich warstw ZnO [78]. Różnice widm TEY i TFY świadczą o możliwości występowania różnic w strukturze elektronowej i krystalicznej obszaru bliskiego powierzchni warstwy względem jej obszaru wewnętrznego.

Aby na podstawie eksperymentalnych widm XAS i XMCD uzyskać dalsze informacje ilościowe, dane porównane zostały z widmami teoretycznymi **H**[7]. Znow zastosowany został kod FEFF [53, 54]. Pracowaliśmy tu z opcją przestrzeni rzeczywistej, dogodną dla precyzyjnych obliczeń także w wyższych energiach, powyżej krawędzi absorpcji. Zważywszy na różnice natężenia obserwowane eksperymentalnie, zarówno dla widm XAS jak i XMCD przedyskutowaliśmy szerszy zakres energetyczny (529-570 eV). Wyniki obliczeń widm XAS, przeprowadzonych przy pomocy programu FEFF dla $\text{ZnBi}_x\text{O}_{1-x}$, przedstawione zostały na Rys. 19. Dla uproszczenia obliczeń użyta została struktura krystaliczna ZnO bez uwzględnienia nieporządku statycznego lub defektów. Aby otrzymać charakterystyczny kształt widma w modzie TEY, gdzie stosunek sygnału do szumu jest dużo wyższy, niezbędne okazało się rozszerzenie sieci krystalicznej. Znacznie lepszą zgodność z widmami TEY można uzyskać zakładając rozszerzenie objętościowe sieci krystalicznej w obszarze powierzchniowym o 8(2)%. Widmo TFY wydaje się zgodne z superpozycją widm teoretycznych otrzymanych dla objętościowych wartości stałych sieci ZnO oraz stałych sieci roz-



Rysunek 18: Eksperymentalne widma XAS i XMCD otrzymane przy użyciu prawie w pełni kołowo spolaryzowanej wiązki elektromagnetycznej dla cienkiej warstwy $\text{ZnBi}_x\text{O}_{1-x}$ ($x=4\%$). Wiązka promieniowania rentgenowskiego padała pod kątem 20° do powierzchni próbki. Dichroizm magnetyczny XMCD zmierzony został jako różnica sygnału dla przeciwnego kierunku przyłożonego pola magnetycznego. Silniejsza różnica XMCD obserwowana jest w przypadku pomiaru w modzie TFY. **H[7].**



Rysunek 19: Teoretyczne widma XAS i XMCD obliczone dla $\text{ZnBi}_x\text{O}_{1-x}$ ($x=3\%$) przy użyciu programu FEFF. Do obliczeń zastosowane zostało światło o tym samym stopniu polaryzacji kołowej jak w przypadku danych doświadczalnych. Widma ZnO domieszkowanego Bi, otrzymane dla znanych wartości stałych sieciowych ZnO , dobrze odtwarzają widma eksperymentalne otrzymane w modzie TFY. Widma zmierzone w modzie TEY najlepiej odtwarzają wyniki teoretyczne po wprowadzeniu poszerzenia sieci krystalicznej ZnO , w przypadku przedstawionym na niniejszym wykresie o 7%. Pomiar TEY jest czuły na przypowierzchniowy obszar badanej warstwy $\text{ZnBi}_x\text{O}_{1-x}$, natomiast w przypadku pomiaru TFY badana jest cała objętość niniejszej warstwy. Nieuporządkowanie spowodowane drganiami termicznymi sieci krystalicznej uwzględnione zostało w widmach XAS i XMCD poprzez zastosowanie modelu Debye'a. **H[7].**

szerzonej. Dla obliczeń teoretycznych atomy Bi zostały wbudowane podstawieniowo w miejscach sieciowych tlenu w koncentracji 3%. Widma teoretyczne pokazują, że płaszczyzna heksagonalna wurcytu sieci ZnO zorientowana jest w płaszczyźnie powierzchni próbki. Najbardziej dominujące składowe widma eksperymentalnego mogą być odtworzone teoretycznie, zarówno pod względem

energii jak i względnego natężenia składowych spektralnych, jeśli założymy relaksację sieci obszaru przypowierzchniowego mierzonego w modzie TEY. Koncentrując się na obliczeniach FEFF różnicy XMCD oraz źródle tego sygnału na krawędzi K tlenu, przedstawiamy dwa przypadki graniczne związane z badanym materiałem. Sygnał XMCD policzyliśmy dla sieci ZnO poszerzonej objętościowo o 7%, aby odtworzyć obszar powierzchniowy próbki mierzonej w modzie TEY, a także dla objętościowej struktury ZnO , której wkład widoczny jest głównie w widmach TFY. Wyniki przedstawione na Rys. 19 przedstawiają teoretyczną różnicę XMCD dla $\text{ZnBi}_x\text{O}_{1-x}$, otrzymaną dla rozszerzonej sieci ZnO . Użyte wartości momentu spinowego dla atomów O, Zn i Bi otrzymane zostały z obliczeń *ab initio* teorii funkcjonałów gęstości (DFT) i wynosiły odpowiednio $0.022 \mu_B/\text{atom}$, $0.033 \mu_B/\text{atom}$ i $0.26 \mu_B/\text{atom}$ **H[7]**.

Wynik obliczeń zależnych od spinu, przedstawiony na Rys. 19, dość dobrze odtwarza wielkość doświadczalnej różnicy XMCD z Rys. 18 otrzymanej pod małym kątem padania wiązki **H[7]**. Sygnał dichroiczny, jak przewidziano teoretycznie, rozpoczyna się na krawędzi absorpcji przejściami do zdelokalizowanych stanów końcowych o charakterze $O(2p)$. Rozszerzenie stałej sieci w różnym stopniu i nałożenie oscylacji XMCD wszystkich tych faz prowadzi do uśrednienia oscylacji XMCD, które w miarę wzrostu energii kinetycznej fotoelektronów mają tendencję do wygasania, jak to obserwujemy eksperymentalnie. Wynika to z faktu, że wszystkie te oscylacje zaczynają się na krawędzi absorpcji, ale mają różne fazy, co prowadzi do destruktywnej interferencji w wyższych energiach kinetycznych fotoelektronów. Różnice w sygnale XMCD otrzymanym z obliczeń teoretycznych względem wyniku eksperymentalnego, mogą wynikać również z nieuporządkowania strukturalnego, w szczególności jeśli chodzi o wyniki TEY z obszaru przypowierzchniowego. Odpowiedź magnetyczna silnie zmienia się w zależności od stałych sieciowych ZnO , jak zilustrowano na Rys. 19. Sygnał XMCD otrzymany z pomiaru TFY również będzie superpozycją kilku wkładów, wynikających z ograniczonej głębokości pomiaru, co także prowadzi do obniżenia amplitudy sygnału. Fakt, że kod FEFF odtwarza kilka charakterystycznych cech sygnału XMCD, stanowi silne potwierdzenie dla wartości momentów magnetycznych otrzymanych teoretycznie. Udało się zidentyfikować wiarygodny powód rozbieżności między wynikami pomiarów XAS otrzymanymi w modzie detekcji TEY i TFY, którym jest poszerzenie sieci krystalicznej. Ostateczne wymodelowanie sygnału XMCD wymagałoby nie tylko użycia kodu *ab initio* FEFF do obliczeń różnych geometrii, ale także ważonego uśrednienia otrzymanych wyników pod kątem profilowania głębokościowego, z uwzględnieniem chropowatości powierzchni zwiększającej liczbę wolnych parametrów. Wyniki FEFF poprawnie odtwarzają negatywny sygnał dichroiczny bezpośrednio na krawędzi absorpcji. Jednakże nie oddają one negatywnego sygnału eksperymentalnego w wyższej energii fotonów. Możliwą przyczyną tej rozbieżności, poza nieuporządkowaniem strukturalnym i relaksacją powierzchni, może być wkład momentu orbitalnego, którego istnienie nie było tu dyskutowane. Prawdopodobny wkład momentu orbitalnego atomów tlenu jest spójny z wysoką energią spin-orbita atomów Bi.

Wpływ otrzymanych wyników na obszar badań i przyszłe możliwości. Udokumentowaliśmy korelację temperatury wzrostu próbek z różnicami natężenia widm XAS na krawędziach poziomów rdzeniowych wszystkich pierwiastków składowych warstw ZnO:Co otrzymanych metodą ALD **H[6]**. Efekt zaobserwowany na krawędziach L kobaltu potwierdza występowanie w sieci krystalicznej ZnO małych, bogatych w Co klastrów **H[4], H[5]**. Można oczekiwać, że klastry Co spowodują lokalne naprężenia sieci macierzystej. Kontrola lokalnego naprężenia sieci ZnO jest istotna, ponieważ jak pokazano w pracy teoretycznej, zniekształcenia strukturalne w materiałach DMS mają wpływ na ich właściwości magnetyczne [72]. *Modelowanie widm absorpcyjnych dla krawędzi K tlenu i L cynku*, za pomocą kodu *ab initio* o nazwie FEFF **potwierdza, że małe różnice strukturalne sieci ZnO stanowią możliwe wyjaśnienie obserwowanych różnic natężenia spektralnego H[6]**. Podsumowując, *poprzez zastosowanie metody ALD w zestawieniu z techniką pomiarową XAS, możliwe jest kontrolowanie wybranych właściwości próbek, takich jak ferromagnetyzm ZnO:Co* .

Używając ZnO domieszkowanego Bi, jako przykładu *nowego rodzaju materiałów DMS*

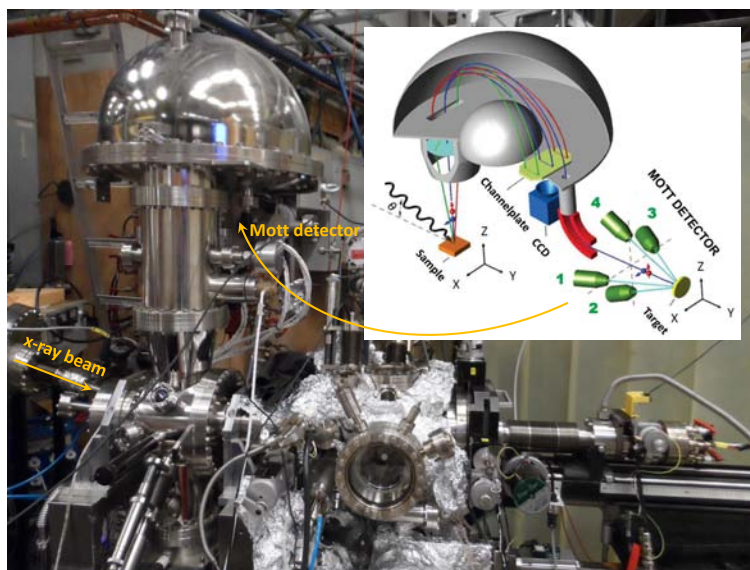
opartych na półprzewodnikach tlenkowych domieszkowanych jonami ciężkimi, omawiana praca podkreśla **znaczenie oddziaływań stanów elektronowych symetrii p dla stabilizacji fazy ferromagnetycznej H [7]**. Nasze badania obejmują zarówno obliczenia teoretyczne *ab initio* przeprowadzone metodą DFT, jak i prace eksperymentalne. Otrzymane wyniki dowodzą, że w warstwach $ZnBi_xO_{1-x}$ występuje ferromagnetyzm utrzymujący się powyżej temperatury pokojowej. Cienkie warstwy $ZnBi_xO_{1-x}$ przygotowane zostały metodą Pulsed Laser Deposition (PLD). **Źródłem ferromagnetyzmu obserwowanego w temperaturze pokojowej są dziury wprowadzone poprzez domieszkowanie jonami Bi oraz sprzężenie $p-p$ oddziaływań między bizmutem i atomami sieci krystalicznej ZnO** . Metodą XMCD zmierzony został znaczny moment magnetyczny dla krawędzi K tlenu, gdzie badamy bezpośrednio polaryzację spinową stanów $O(2p)$. Wynik ten jest zgodny z przewidywaniami teoretycznymi i pomiarami magnetometrii indukcyjnej. Obliczenia *ab initio* struktury elektronowej i magnetycznej warstw $ZnBi_xO_{1-x}$ o różnych stopniach domieszkowania pozwoliły prześledzić źródło ferromagnetycznego charakteru materiału. Wydaje się, że **energia spin-orbita ciężkiego jonu Bi stabilizuje fazę ferromagnetyczną H [7]**. Warstwy $ZnBi_xO_{1-x}$, domieszkowane ciężkim pierwiastkiem nieferromagnetycznym, są zatem obiecującym przykładowym kandydatem dla nowej klasy materiałów do zastosowań spintronicznych wykorzystujących polaryzację spinową stanów p .

Podsumowując, nasze obserwacje eksperymentalne oraz obliczenia *ab initio* pokazują, że **ZnO domieszkowane Bi jest potencjalnym prototypowym układem dla nowej klasy rozcieńczonych półprzewodników magnetycznych, ferromagnetycznych w temperaturze pokojowej H [7]**. Wolne nośniki w materiale DMS zawierającym domieszkę anionową, odgrywają ważną rolę w kontekście ich własności elektronicznych i magnetycznych. Źródłem ferromagnetyzmu w $ZnBi_xO_{1-x}$ jest sprzężenie $p-p$ oddziaływań między atomami Bi, Zn i O. Domieszkowanie Bi jako ciężkim pierwiastkiem z bloku p , prowadzi do pasmowego ferromagnetyzmu niezwiązanego z defektami. Natomiast domieszkowanie pierwiastkiem lekkim bloku p , takim jak B, nie skutkuje stabilną fazą ferromagnetyczną. Nasze wyniki sugerują, że oddziaływania typu $p-p$ i sprzężenie spin-orbita są kluczowymi czynnikami, jakie atom domieszki powinien wprowadzić do sieci ZnO w celu stabilizacji ferromagnetyzmu pasmowego **H [7]**. Wyniki przedstawione dla warstw $ZnBi_xO_{1-x}$ są ważne także w przypadku takich materiałów jak GaAs, GaN i TiO_2 . Celowe jest podjęcie dalszych wysiłków w kierunku wykorzystania domieszkowania jonami pierwiastków ciężkich, gdyż sprzyjają one sprzężeniu $p-p$ i poprzez wzmocnienie sprzężenia spin-orbita stabilizują ferromagnetyzm pasmowy.

2.4.4 Częsteczki chiralne dla zastosowań jako filtry spinowe H [8], H [9]

Motywacja, wyzwania eksperymentalne i ogólne znaczenie wyników. Jedną z głównych trudności na drodze pomyślnego rozwoju spintroniki jest możliwość generacji i detekcji prądów spinowo spolaryzowanych. Typowym źródłem polaryzacji spinowej w materiałach ferromagnetycznych jest sprzężenie spin-orbita, które generuje wkład energii rozszczepiający poziomy energetyczne o przeciwnych orientacjach spinów, umożliwiając ich łatwiejszą separację. Jednakże to samo sprzężenie spin-orbita jednocześnie faworyzuje rozpraszanie spinowe oraz proces odwrócenia spinu, tym samym ograniczając długość koherencji nośników, a przez to odległość na jaką informacja może być efektywnie transmitowana.

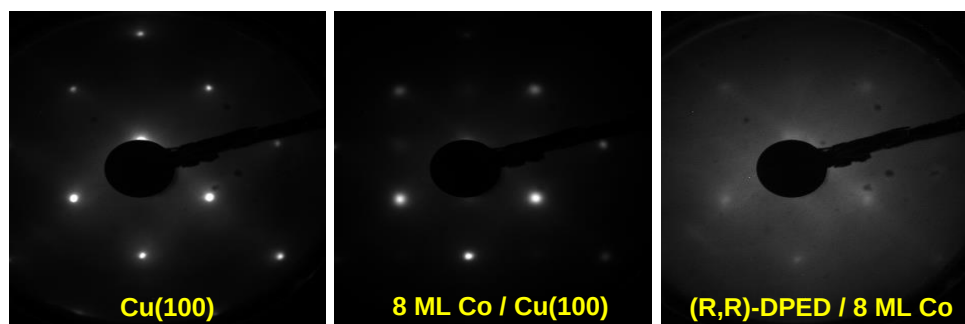
W poprzednich rozdziałach niniejszej pracy do charakteryzacji własności magnetycznych i struktury elektronowej znanych układów półprzewodnikowych, takich jak GaN i ZnO domieszkowane metalami przejściowymi, pod kątem możliwości ich użycia w dziedzinie spintroniki, zastosowane zostały najnowsze techniki spektroskopowe. W przypadku ZnO zbadana została koncepcja wykorzystania sprzężenia spin-orbita, a także po raz pierwszy jako domieszkę użyto nieferromagnetycznego w formie objętościowej pierwiastka bloku p , w tym przypadku Bi. Zastosowany ciężki pierwiastek pozwolił otrzymać jedną z najwyższych wartości energii spin-orbita w ramach bloku p . Jednak nadal pozostaje pytanie, czy możliwe jest otrzymanie odpowiednich dla zastosowań spintronicznych materiałów o słabym sprzężeniu spin-orbita.



Rysunek 20: Fotografia oraz schematyczne przedstawienie eksperymentu fotoemisyjnego z rozdzielczością spinową. Analiza energii fotoelektronów przeprowadzona jest przy użyciu analizatora energii Scienta SES 200. Analizator wyposażony jest w detektor Motta służący do analizy spinów. Fotoelektrony przyspieszane są w kierunku tarczy wykonanej z Th. We wstawce do rysunku pokazana jest geometria pomiaru przy użyciu detektora Motta. Polaryzacja spinowa może być mierzona w dwóch ortogonalnych kierunkach - w płaszczyźnie powierzchni próbki oraz wzdłuż normalnej do jej powierzchni.

W tym kontekście kolejnym celem, do jakiego aktualnie się dąży, jest wykorzystanie w urządzeniach elektronicznych cząsteczek organicznych. W dziedzinie elektroniki molekularnej podjęto próby osiągnięcia ostatecznego progu miniaturyzacji i pełnego wykorzystania wszechstronności, kontroli i powtarzalności syntezy bloków molekularnych, które mogą być otrzymywane metodami chemii organicznej. Wykorzystanie cząsteczek jako bloków budulcowych w kompleksowych strukturach faworyzujących przewodnictwo prądów spinowych jest zagadnieniem szczególnie interesującym, ponieważ słabe sprzężenie spin-orbitalne i nadsubtelne oddziaływanie materiałów opartych na węglu znacznie redukują rozpraszanie i sprzyjają transportowi spinowemu na duże odległości. Główną wadą tego rozwiązania, w przeciwieństwie do wcześniej wspomnianego przypadku ZnO:Bi, są małe masy atomowe pierwiastków składowych materiałów organicznych, wpływające na słabe sprzężenie spin-orbita, co z kolei utrudnia separację spinową. Ostatnie doniesienia eksperymentalne i teoretyczne, jakie ukazały się podczas realizacji niniejszych badań, wykazały że silną polaryzację spinową można uzyskać poprzez emisję lub transmisję elektronów przez warstwę długich organicznych struktur chiralnych, takich jak DNA, zaadsorbowanych w uporządkowany sposób na powierzchni Au [35, 79]. Odkrycie to może stanowić przełom w pracach zmierzających do opracowania technologii mikroelektroniki wykorzystującej jako nośniki informacji spin elektronu zamiast jego ładunku. Z fizycznego punktu widzenia źródło polaryzacji spinowej obserwowanej dla cząsteczek chiralnych wciąż nie jest w pełni zrozumiałe i potrzebne są dalsze prace, które umożliwią wykorzystanie tej nowej wiedzy do rozwoju technologicznego. W omawianej pracy ważnym krokiem było podjęcie badań z wykorzystaniem zestawu nowoczesnych technik spektroskopowych. Efektywne filtrowanie spinowe może występować już na bardzo krótkich odległościach, rzędu jednej warstwy molekularnej małych cząsteczek organicznych **H**[8]. Do momentu ukazania się naszej pracy uznawane było, że w celu uzyskania efektywnej polaryzacji spinowej elektronów niezbędne jest użycie długich struktur helikalnych.

Podczas naszych badań przeprowadziliśmy systematyczny proces osadzania i charakteryzacji modelowej cząsteczki chiralnej, adsorbowanej na dobrze scharakteryzowanej powierzchni. Do badań wpływu molekularnej monowarstwy na rozpraszanie spinu elektronu wybraliśmy prostą

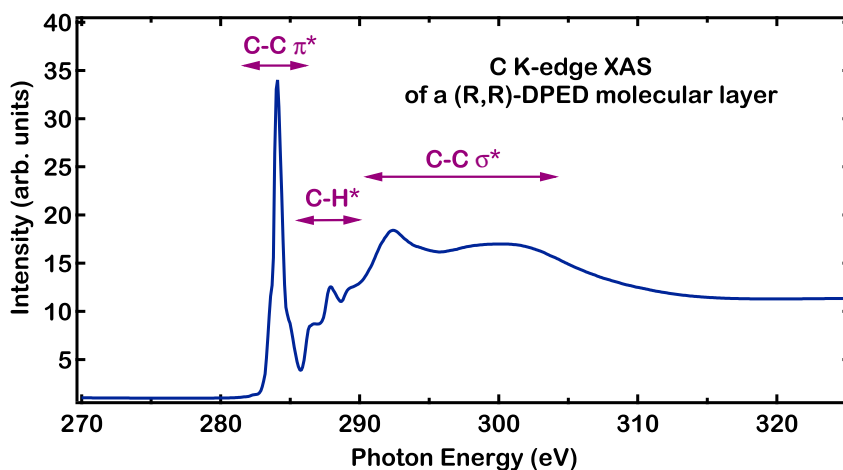


Rysunek 21: Obrazy LEED otrzymane przy energii elektronów 133 eV w temperaturze 300 K. Oba enancjomery cząsteczki DPED formują na powierzchni Co nieuporządkowaną monowarstwę, co na obrazie LEED obserwowane jest jako wzrost natężenia tła i brak dodatkowych punktów dyfrakcyjnych. Prawy panel przedstawia obraz LEED dla enancjomeru (R,R)-DPED.

cząsteczkę 1,2-difenylo-1,2-etanodiol (DPED) **H[8]**. Zastosowanie narzędzi fizyki powierzchni niezbędnych do osadzania warstw i ich charakteryzacji *in situ* oraz technik spektroskopowych w MAX-lab pozwoliło kontrolować adsorpcję molekularną zarówno bezpośrednio na powierzchni Cu(100), jak i na przygotowanej na niej *in situ* warstwie Co. Co/Cu(100) jest modelowym układem w dziedzinie magnetyzmu cienkich warstw. Warstwy Co na powierzchni Cu(100) rosną epitaksjalnie w fazie tetragonalnej powierzchniowo centrowanej (fcc), przyjmując małe tetragonalne odkształcenia wynikające z dopasowania do stałej sieci Cu wzdłuż powierzchni warstwy. Taka ultra cienka warstwa Co, rzędu kilku monowarstw, stanowi dobrze scharakteryzowaną magnetyczną monodomę, która może być wykorzystana jako niemal idealne źródło spinowo spolaryzowanych elektronów. Adsorpcja cząsteczek DPED na tak przygotowanej warstwie Co oraz detekcja elektronów transmitowanych poprzez monowarstwę molekularną przy użyciu detektora Mott'a w klasycznym eksperymencie fotoemisyjnym, pozwala wyznaczyć efektywność pojedynczej warstwy molekularnej w procesie filtrowania spinowego fotoelektronów o dobrze określonej energii kinetycznej w niemalże idealnych warunkach.

Rysunek 20 przedstawia stację eksperymentalną linii pomiarowej I3 zlokalizowanej na pierścieniu MAX III w MAX-lab. Powierzchnia (100) monokryształu Cu przygotowana została w procesie cyklicznego bombardowania jonami Ar^+ oraz wygrzewania w temperaturze 900 K. Powierzchnia Cu(100) najpierw została scharakteryzowana przy użyciu techniki LEED, jak pokazano na Rys. 21, a potem również spektroskopii ARUPS. Następnie *in situ* osadzona została warstwa Co, a techniki LEED i ARUPS ponownie pozwoliły sprawdzić jej stan. Warstwa Co została namagnesowana *in situ* przy użyciu stałego magnesu zamontowanego w komorze preparacyjnej. Stan remanencji magnetycznej został sprawdzony *in situ* przy użyciu analizy spinowej, korzystając z detektora Mott'a znajdującego się przy hemisferycznym analizatorze elektronów (Rys. 20). Po sprawdzeniu, że warstwa Co(100) wykazuje oczekiwane własności, na jej powierzchni osadzone zostały cząsteczki DPED. W tych warunkach ARUPS pozwolił na scharakteryzowanie spinu spolaryzowanych fotoelektronów pochodzących z powierzchni Co(100) i propagowanych poprzez monowarstwę molekularną.

Omawiane tu eksperymenty ARUPS poprzedzone zostały serią badań XAS i XMCD na linii I1011 w MAX-lab. Badania te pozwoliły stwierdzić, że cząsteczki adsorbują w procesie słabej chemisorpcji. XAS na krawędzi K węgla pozwala zbadać stan elektronowy cząsteczek DPED. Scharakteryzowana została zarówno monowarstwa molekularna na powierzchni Co(100) w temperaturze 300 K, jak również adsorpcja na powierzchni Cu(100) w temperaturze 150 K. W 150 K otrzymać można wielowarstwę cząsteczek DPED. Widmo XAS przedstawione na Rys. 22 może posłużyć do identyfikacji poszczególnych rezonansów molekularnych. Wraz ze wzrostem energii fotonów na krawędzi K węgla obserwowane są przejścia ze stanu początkowego $\text{C}(1s)$ do kolejnych nieobsadzonych orbitali molekularnych. Analizując widmo XAS dla cząsteczki DPED, zgodnie z

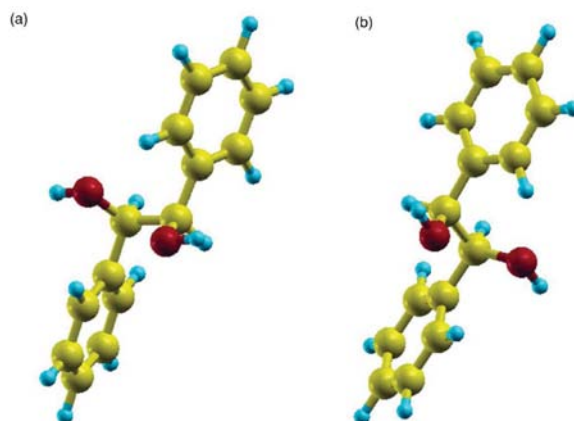


Rysunek 22: Widmo XAS zmierzona na krawędzi K węgla dla warstwy molekularnej cząsteczki (R,R)-DPED. Cząsteczki zaadsorbowane zostały bezpośrednio na powierzchni Cu(100). Widmo XAS zmierzone zostało w temperaturze 150 K. Kąt padania wiązki względem powierzchni próbki wynosił 22° .

literaturą zaobserwować można antywiązące orbitale molekularne, zarówno o charakterze lokalnej symetrii π jak i σ [80]. Rezonans π , odpowiadający głównie nieobsadzonym orbitalom molekularnym C w stanie hybrydyzacji sp^2 w cząsteczce DPED (wiązania atomowe C-C), widoczny jest w energii fotonów około 284 eV, natomiast nieobsadzone orbitale molekularne atomów C o symetrii σ obserwowane są w wyższych energiach (290-310 eV). W zakresie energii 286-290 eV widoczne są słabsze rezonanse molekularne, zgodnie z literaturą przypisane nieobsadzonym orbitalom molekularnym związanym z atomami H (wiązania C-H) [80]. Przypisane poszczególnym maksimum rezonanse molekularne są zgodne z wynikami teoretycznymi otrzymanymi przy użyciu zastosowanego do naszych badań pakietu StoBe. Wyniki te są zgodne również z literaturową interpretacją widma XAS dla krawędzi K węgla [80]. Badania XAS pozwoliły stwierdzić, że cząsteczki DPED, zarówno na powierzchni Cu(100) jak i Co(100), adsorbują w formie molekularnej.

Wybrane wyniki przedstawione w kontekście tematyki habilitacyjnej. Do badań zjawiska polaryzacji spinowej w warstwach chiralnych użyliśmy cząsteczki DPED. Charakteryzuje się ona dwoma centrami chiralnymi, zlokalizowanymi na dwóch atomach C łączących pierścienie węglowe. Przeprowadziliśmy badania dwóch chiralnych enancjomerów o konfiguracjach (R,R) i (S,S), które zilustrowane są odpowiednio na Rys. 23 a i Fig. 23 b. Jako podłoże dla adsorpcji warstw cząsteczek homochiralnych, z kilku względów wybraliśmy ultracienką warstwę Co osadzoną epitaksjalnie na powierzchni (001) monokryształu Cu. W przeszłości Co/Cu(001) był szeroko badany jako modelowy układ dla magnetyzmu dwuwymiarowego [81]. Ponieważ jego strukturę pasmową scharakteryzowano w sposób spinowo-rozdzielczy, korzystając z eksperymentów fotoemisyjnych analogicznych do naszego [82, 83], pomiar polaryzacji spinowej naszej warstwy Co służy zarówno do kalibracji detektora spinowego, jak również jako odniesienie *in situ* dla wartości polaryzacji spinowej indukowanej przez warstwy cząsteczek chiralnych. Poza tym zastosowanie monokrystalicznego podłoża pozwala na precyzyjną kontrolę osi anizotropii magnetycznej warstwy Co [84], co jest istotne dla prawidłowego zorientowania magnetyzacji warstwy względem detektora Mott'a. Wreszcie, cząsteczki DPED, które wykazują zaniedbywalną przyczepność do czystej powierzchni Cu w temperaturze pokojowej szybko przylegają do warstwy Co, formując stabilną monowarstwę molekularną, co umożliwia w łatwy sposób otrzymywać powtarzalne próbki.

Wyniki pomiarów polaryzacji spinowej w płaszczyźnie powierzchni warstwy Co o grubości 8-ML, osadzonej na podłożu Cu(001), przedstawione są na Rys. 25 **H**[8]. Obraz LEED, pokazany na środkowym panelu Rysunku 21, charakteryzuje się ostrymi punktami dyfrakcyjnymi na sł-

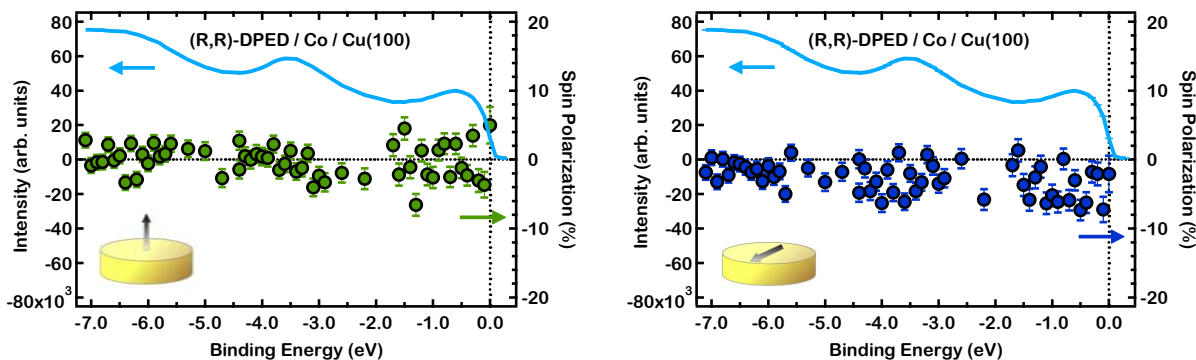


Rysunek 23: Konfiguracja dwóch enancjomerów cząsteczki DPED użytych do omawianych badań, otrzymana z obliczeń DFT przy użyciu teoretycznego pakietu StoBe: (a) (R,R)-(+)-DPED i (b) (S,S)-(-)-DPED.

bym tle. Wynik ten demonstruje, że zgodnie z oczekiwaniami [85] warstwa Co na Cu(001) rośnie pseudomorficznie, z dobrą krystalicznością i małą chropowatością. Przed rozpoczęciem eksperymentu warstwa Co została namagnesowana w płaszczyźnie powierzchni. Zmierzony został sygnał polaryzacji spinowej o wartości sięgającej 20% w płaszczyźnie warstwy w obszarze pasma d Co, bezpośrednio poniżej E_F (Rys. 25). Zgodnie z oczekiwaniami [82, 83] nie stwierdzono istotnej polaryzacji spinowej w kierunku prostopadłym do powierzchni **H**[8].

Po scharakteryzowaniu podłoża przeszliśmy do docelowych badań wpływu adsorpcji cząsteczek chiralnych na spin elektronów. Zaadsorbowaliśmy homochiralną warstwę (R,R)-(+)-DPED w temperaturze 300 K na podłożu 8 ML Co/Cu(001), analogicznym do omówionego wyżej. Słaby obraz LEED (1×1) z silnym rozproszonym tłem, przedstawiony na prawym panelu Rysunku 21, świadczy o nieuporządkowanym w płaszczyźnie powierzchni wzroście warstwy. Na Rys. 24 przedstawione są odpowiednie wyniki ARUPS i polaryzacji spinowej, otrzymane w płaszczyźnie powierzchni i w kierunku do niej prostopadłym. Składowe spektralne widoczne w energii wiązania 3.7 i 6.5 eV odpowiadają orbitalom molekularnym HOMO i HOMO+1 cząsteczki (R,R)-(+)-DPED. Struktura obserwowana tuż przy poziomie Fermiego odpowiada pasmu d kobaltu. Dla tej próbki zaobserwowaliśmy niemal stałą polaryzację spinową w płaszczyźnie powierzchni oraz polaryzację bliską zeru w kierunku do niej prostopadłym. W tym przypadku oszacowana minimalna wartość polaryzacji spinowej indukowanej przez pojedynczą molekularną warstwę chiralną w temperaturze 300 K wynosi około 5%. W rzeczywistości wartość ta może być wyższa, ponieważ w niniejszym eksperymencie mierzony jest tylko rzut spinu w płaszczyźnie wzdłuż osi Y , jak schematycznie pokazano na Rys. 20, natomiast nie są mierzone składowe spinu równoległe do kierunku X . Wartość polaryzacji spinowej przedstawionej na Rys. 24 jest znacznie różna od tej otrzymanej dla metalicznej warstwy Co. Polaryzacja spinowa w kierunku płaszczyzny powierzchni, oczekiwana dla namagnesowanej warstwy Co nie pokrytej warstwą molekularną, jest teraz znacznie mniejsza i mieści się w energetycznie niezależnym sygnale generowanym przez warstwę chiralną **H**[8].

Dane przedstawione na Rys. 24 potwierdzają fundamentalne stwierdzenia dokonane przez Göhlera *et al* [35]. Niemniej jednak efekt, jaki wywołuje zamiana enancjomeru na jego lustrzane odbicie, nie mógł zostać zbadany przez autorów pracy [35], gdyż do swoich eksperymentów zastosowali oni podwójną helisę chiralnego łańcucha DNA o jednej skrętności. Choć wydawało się uzasadnione oczekiwać, że znak polaryzacji w takim przypadku byłby odwrócony, to jednak dotychczas brakowało bezpośredniego potwierdzenia tej hipotezy. W niniejszej pracy spróbowaliśmy znaleźć odpowiedź na to pytanie poprzez osadzenie analogicznej warstwy enancjomeru o przeciwnej skrętności, (S,S)-(-)-DPED, na takim samym podłożu Co/Cu(001) i ponowne wykonanie bezpośredniego pomiaru polaryzacji spinowej **H**[8]. Podobnie jak w przypadku (R,R)-(+)-DPED, obraz LEED

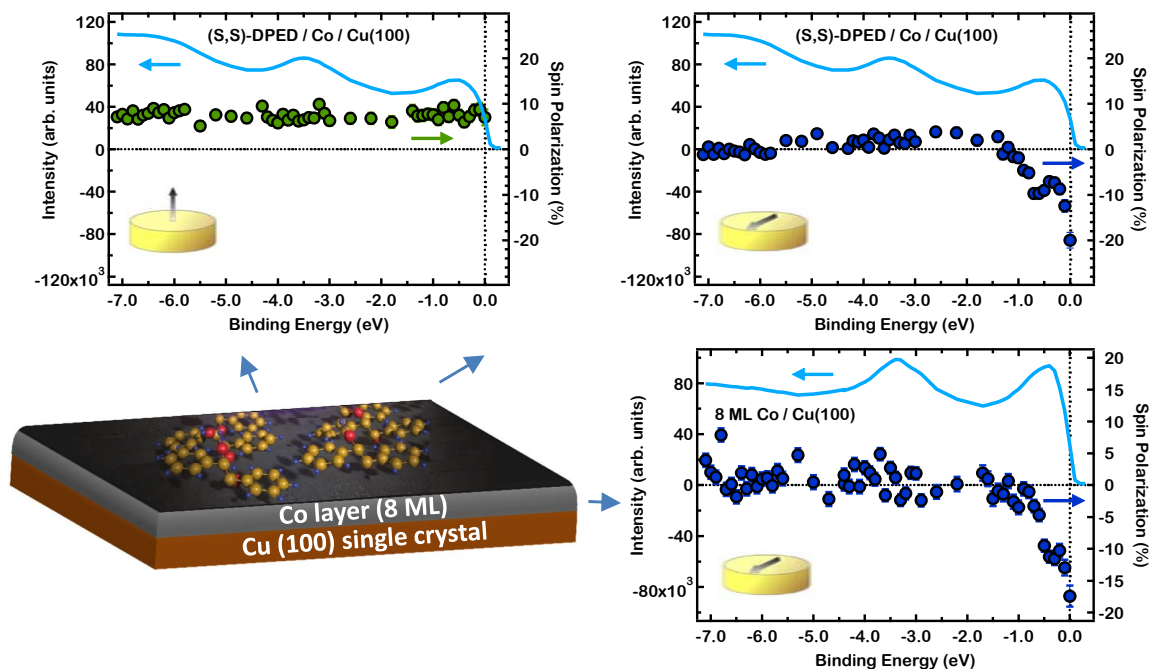


Rysunek 24: Widma polaryzacji spinowej otrzymane dla kierunków w płaszczyźnie powierzchni i prostopadłym do powierzchni warstwy w punkcie przestrzeni odwrotnej $k_{||} = 0$, zmierzone w temperaturze 300 K dla próbki namagnesowanej w płaszczyźnie. Dla kierunku w płaszczyźnie powierzchni próbki obserwowana jest polaryzacja spinowa prawie stała w funkcji energii H [8].

pokazuje analogiczny stopień nieuporządkowania strukturalnego warstwy molekularnej. Również kształt widma ARUPS jest niemalże identyczny jak ten otrzymany dla przeciwnego enancjomera. Jednakże analiza spinowa, przedstawiona na Rys. 25, ujawnia całkiem nieoczekiwany efekt. Zamiast prostego odwrócenia znaku polaryzacji spinowej obserwujemy obrócenie jej kierunku w przestrzeni, przy czym wartość polaryzacji w kierunku prostopadłym do powierzchni pozostaje stała w całym zmierzonym zakresie energetycznym i wynosi około 8%. Jednocześnie, co wydaje się nawet bardziej zaskakujące, nadal wyraźnie widoczna jest polaryzacja spinowa elektronów d kobaltu w kierunku płaszczyzny warstwy w obszarze energetycznym bliskim poziomowi Fermiego. Wielkość polaryzacji spinowej indukowanej przez warstwę chiralną najdokładniej można oszacować poprzez porównanie jej wartości z polaryzacją spinową pochodzącą od warstwy Co znajdującej się poniżej. Zredukowana wartość polaryzacji spinowej warstwy Co pokrytej cząsteczkami organicznymi względem wyniku otrzymanego dla czystej warstwy (Rys. 25) sugeruje, że adsorpcja warstwy (S,S)-(-)-DPED mogła wpłynąć na pole koercji, a w konsekwencji także na strukturę domenową ferromagnetycznej warstwy Co, redukując jej namagnesowanie szczątkowe. Nie można wykluczyć także modyfikacji momentów magnetycznych Co związanej z transferem ładunku pomiędzy zaadsorbowanymi cząsteczkami a podłożem.

Oczekuje się, że asymetryczny potencjał wewnętrzny wytworzony przez deformacje warstwy spowodowane naprężeniami w arkuszach grafenu wytworzy pseudo-magnetyczne pole dochodzące do 300 T [86]. Wydaje się, że efekt ten może mieć związek ze źródłem polaryzacji spinowej elektronów w cząsteczkach chiralnych. Według kilku publikacji jakie niedawno się ukazały, polaryzacja spinowa elektronów może być wywołana przez efektywne pole magnetyczne, jakie elektrony czują podczas propagacji przez helikalny potencjał elektryczny wytworzony przez chiralne medium [87–89]. Nasze wyniki popierają powyższe modele, ponieważ wartość polaryzacji spinowej otrzymana w naszym eksperymencie pozostaje niemalże stała w całym mierzonym zakresie energetycznym, w związku z czym wydaje się nie być związana z żadnym konkretnym stanem elektronowym ani podłoża ani warstwy molekularnej. Osadzenie warstwy molekularnej na podłożu ferromagnetycznym, poza jego użytecznością do celów kalibracyjnych, pozwoliło zademonstrować potencjał, jaki cząsteczki chiralne wykazują pod kątem obrotu kierunku polaryzacji. Widma przedstawione na Rys. 25 demonstrują, że efekt wywołany przez chiralną warstwę jest taki sam dla wszystkich analizowanych elektronów, niezależnie od ich pochodzenia (pasmo d kobaltu czy orbitale molekularne) i od ich początkowego stanu polaryzacji.

W naszej pracy po raz pierwszy opublikowana została obserwacja, że promieniowanie elektromagnetyczne wywołuje różną odpowiedź przeciwnych enancjomerów tej samej cząsteczki. Nasze wyniki demonstrują silne różnice między dwoma enancjomerami pod względem zdolności filtro-



Rysunek 25: Widma polaryzacji spinowej otrzymane dla kierunków w płaszczyźnie powierzchni i prostopadłym do powierzchni warstwy w punkcie przestrzeni odwrotnej $k_{\parallel} = 0$, zmierzone w temperaturze 300 K. Pomimo, że próbka wcześniej została namagnesowana w kierunku płaszczyzny powierzchni, tak jak w eksperymencie dotyczącym cząsteczki (R,R)-(+)-DPED, w tym przypadku obserwowane są fotoelektrony spolaryzowane spinowo w kierunku prostopadłym, a wartość polaryzacji spinowej nie zależy od ich energii wiązania. Elektrony Co d zachowują swoją polaryzację w płaszczyźnie powierzchni. Wyniki polaryzacji spinowej przedstawione zostały w pracy **H[8]**.

wania i obracania dwóch składowych spinu (w płaszczyźnie i prostopadłej do powierzchni) **H[8]**. Efekt ten może być związany z różnicami struktury krystalograficznej i elektronowej obu zaadsorbowanych warstw. Ponieważ enantiomery chiralne charakteryzuje różna konfiguracja przestrzenna, można sobie wyobrazić, że po ich adsorpcji na powierzchni (czyli w środowisku, w którym złamana jest symetria inwersji przestrzennej), rozmieszczenie i względne ustawienie enancjomerów także może być różne.

Wnioski omówionych wyżej badań są istotne z kilku powodów. Po pierwsze, mogą one zwiększyć elastyczność pod względem praktycznych zastosowań, takich jak wytwarzanie filtrów spinowych dla detektorów lub wykorzystanie ich w urządzeniach spintronicznych [33, 90, 91]. Ponadto mogą one także rzucić światło na podstawowe pytania dotyczące źródła asymetrii chiralnej we wszechświecie [92, 93]. Cząsteczki chiralne wykryte w przestrzeni kosmicznej zazwyczaj są w formie zaadsorbowanej na powierzchni pyłu międzygwiazdowego i podlegają wpływom promieniowania elektromagnetycznego. Jako potencjalne źródło nadmiaru enancjomerycznego, zaproponowano niedawno enancjoselektywne zwiększenie szybkości reakcji, wywołane przez elektrony wtórne spolaryzowane spinowo [94]. Nasza praca dostarcza pierwsze bezpośrednie dowody na to, że enancjoselektywna odpowiedź na promieniowanie zaadsorbowanych cząsteczek chiralnych może być zjawiskiem uniwersalnym, nawet bez konieczności użycia światła spolaryzowanego kołowo. Obserwacja ta może być kluczowa dla zrozumienia mechanizmów odpowiedzialnych za występowanie asymetrii chiralnej w całym wszechświecie. Mamy nadzieję, że nasze wyniki będą motywacją do dalszych prac w tym kierunku.

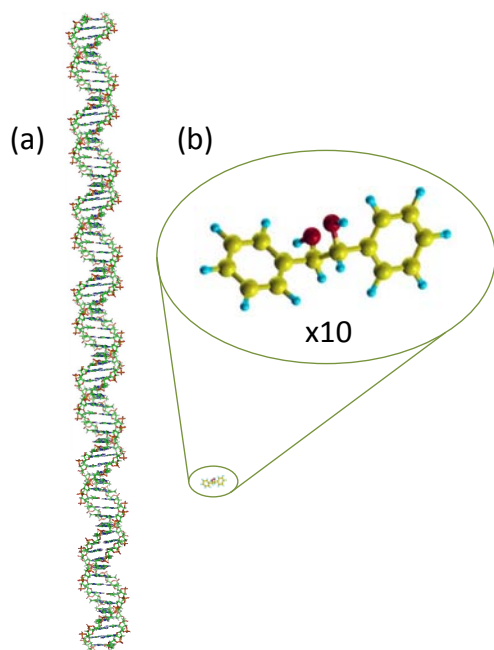
Wpływ otrzymanych wyników na obszar badań i przyszłe możliwości. Spintronika jest obiecującą dziedziną nauki, obejmującą udział zarówno dyscypliny fizyki ciała stałego jak i nauki

o materiałach. W urządzeniach spintronicznych dąży się do wykorzystania spinu elektronu zamiast jego ładunku, jako nośnika informacji. Nadzieje związane z tymi urządzeniami wynikają z dłuższej drogi koherencji i mniejszego prawdopodobieństwa rozpraszania spinu elektronu podczas transportu, a co za tym idzie większej prędkości nośników i niskiej konsumpcji energii. Wprowadzenie na szeroką skalę rozwiązań technologicznych opartych na spintronice pozwoli nie tylko na znaczną oszczędność energii, ale także na zwiększenie wydajności mobilnych urządzeń elektronicznych. Dla przykładu, spintronika na bazie węgla mogłaby się przyczynić do usprawnień technologicznych dla zastosowań optoelektronicznych. Zostały już przeprowadzone badania organicznych diod emitujących światło (LED) dla praktycznych zastosowań w elastycznych wyświetlaczach oraz świecących urządzeniach kontrolowanych zewnętrznym polem magnetycznym. Efektywność organicznych diod emitujących światło jest ograniczona procesem konwersji. Pary elektron-dziura, generowane podczas przepływu prądu przez złącze donor-akceptor, mogą być w konfiguracji spinowej singletowej lub trypletowej. Stany singletowe są bardziej wydajne pod względem emisji światła w porównaniu do stanów trypletowych, które faworyzują przejścia generujące ciepło. Poprawę wydajności urządzeń optoelektronicznych można osiągnąć poprzez odpowiednie filtrowanie spinowe wprowadzonych nośników ładunku [95].

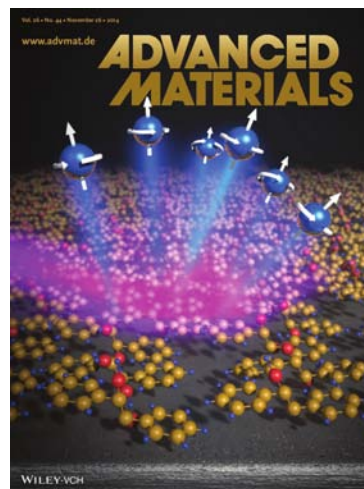
Jedną z kluczowych kwestii do rozwiązania na drodze rozwoju urządzeń spintronicznych, jest skuteczne generowanie i detekcja elektronów spinowo spolaryzowanych. Tradycyjnie prądy spinowo spolaryzowanych elektronów otrzymywane były w procesie wzbudzenia optycznego fotokatody półprzewodnikowej (takiej jak GaAs) za pomocą światła kołowo spolaryzowanego. Metoda ta jest stosowana do dziś, ze względu na wysoki stopień polaryzacji jaką można uzyskać (do 92%). Jednakże wydajność tej metody pozostaje niska (około 0.5%), a natężenie prądu jest bardzo słabe. Stanowi to także ograniczenie detekcji spinowo-rozdzielczej prądów elektronowych. Działanie tradycyjnych detektorów Mott'a oparte jest na efekcie sprzężenia spin-orbita (SOC). Detektory te dostarczają informacji o polaryzacji spinowej na podstawie asymetrii rozpraszania elektronów, zazwyczaj na powierzchni wykonanej z ciężkiego pierwiastka, takiego jak wolfram (W) lub złoto (Au). Ten rodzaj detekcji wymaga wysokiego napięcia przyspieszającego (około 30-40 eV) do osiągnięcia wydajności zaledwie rzędu 10^{-4} . Inne układy detekcji wykorzystują efekt filtrowania spinowego. Pierwsze takie urządzenia wykorzystują efekt gigantycznego magnetooporu (GMR) w wielowarstwach magnetycznych metali przejściowych. Ostatnio zainteresowanie wydajnym filtrowaniem spinowym przesunęło się w kierunku magnetycznych złącz tunelowych. Oczekuje się, że urządzenia oparte na takich złączach będą bardziej wydajne, gdyż tunelowanie jest procesem elastycznym i zachowuje orientację spinu.

Pomysł wykorzystany w omawianej pracy habilitacyjnej, jakim jest zastosowanie organicznych cząsteczek chiralnych do filtrowania spinowego, pojawił się dopiero niedawno. Podstawowym założeniem było wykorzystanie symetrii chiralnej, która charakteryzuje niektóre rodzaje cząsteczek organicznych, do zorientowania spinów transmitowanych przez nie elektronów. Ponieważ cząsteczki te zawierają tylko lekkie atomy, ich sprzężenie spin-orbita jest zaniedbywalne i długość koherencji spinu może być ekstremalnie długa. Początkowo proponowano, że polaryzacja spinowa związana jest z efektywnym polem magnetycznym pojawiającym się w cząsteczce ze względu na symetrię helikalną jej potencjału wewnętrznego [79]. W pionierskiej pracy zademonstrowano, że dzięki wykorzystaniu chiralnych łańcuchów podwójnej helisy DNA uporządkowanych na metalicznym podłożu (Au) uzyskać można silną polaryzację spinową, osiągającą nawet 60% [35, 79].

Publikacja dotycząca DNA [35] i towarzyszący jej patent (EP 2 492 984) opierają się na porównaniu wyników polaryzacji spinowej zmierzonej dla dwóch układów - pojedynczej i podwójnej helisy DNA o tej samej skrętności. Pierwsze z nich formują nieuporządkowaną warstwę, natomiast drugie wykazują uporządkowanie przestrzenne wysokiego stopnia. Z eksperymentu tego wynioskowano, że uporządkowane rozmieszczenie cząsteczek chiralnych na podłożu jest niezbędnym warunkiem osiągnięcia polaryzacji spinowej. Taki wymóg znacznie ogranicza możliwości stosowania tej techniki do celów praktycznych, ponieważ liczba kombinacji podłoże/cząsteczka spełniających ten warunek może być bardzo mała, a warunki potrzebne do wytwarzania stabilnych i dobrze



Rysunek 26: Rysunek (a) przedstawia łańcuch DNA o długości zgodnej z długością łańcucha DNA użytego w eksperymentach transmisji elektronów przeprowadzonych w celu uzyskania silnej polaryzacji spinowej [35]. W pracy **H[8]** obserwowana jest silna polaryzacja spinowa przy transmisji elektronów przez jedynie homochiralną monowarstwę cząsteczek DPED, pokazanej w skali względem DNA na rysunku (b).



Rysunek 27: Ilustracja eksperymentu przeprowadzonego metodą fotoemisji spinowo-rozdzielczej w celu zbadania efektów polaryzacji spinowej homochiralnej monowarstwy cząsteczek DPED adsorbowanych na ultracienkiej warstwie ferromagnetycznej Co osadzonej na powierzchni Cu(001). Ilustracja opublikowana została na okładce Advanced Materials. Cząsteczki DPED nie tylko filtrują spinowo spolaryzowane fotoelektronów, ale także działają jako polaryzatory spinowe **H[8]**.

uporządkowanych układów cząsteczek trudne i kosztowne do osiągnięcia. Ponadto, mimo że eksperymenty przeprowadzone zostały dla cząsteczek tylko jednej skrętności, nie mając potwierdzenia eksperymentalnego założono, że przy zamianie cząsteczki na przeciwny enancjomer znak polaryzacji spinowej będzie odwrócony. Jeśli rzeczywiście tak by było, również ten fakt stanowiłby ograniczenie możliwych kombinacji filtrujących warstw molekularnych z materiałami spinowo-spolaryzowanymi, takimi jak metale ferromagnetyczne. **Przedstawione w niniejszej pracy habilitacyjnej wyniki, otrzymane dla obu form enancjomerycznych, pozwoliły stwierdzić, że podobnie silną polaryzację spinową można otrzymać stosując homochiralną warstwę cząsteczek organicznych grubości rzędu tylko jednej monowarstwy H[8].** Wynik ten znosi warunek stosowania długich, uporządkowanych przestrzennie łańcuchów o chiralnej symetrii, umożliwiając większą elastyczność i wyższą wydajność nowych urządzeń działających jako filtry spinowe. Rysunek 26 ilustruje znaczny zysk, jaki osiągamy na drodze do wytworzenia filtra spinowego opartego na chiralnych cząsteczkach organicznych. Do momentu przeprowadzenia naszego eksperymentu zakładano, że aby otrzymać silny efekt filtrowania spinowego konieczna jest propagacja elektronów poprzez długie struktury helikalne. W publikacji habilitacyjnej pokazaliśmy, że podobnie silną polaryzację spinową można uzyskać dzięki transmisji elektronów poprzez jedynie 1-2 monowarstwy homochiralnych cząsteczek DPED, co dla porównania z DNA (w skali) przedstawiono na Rys. 26 (b) **H[8]**. Eksperyment fotoemisyjny graficznie przedstawiony jest na Ry-

sunku 27. *Ponadto niniejsze wyniki pokazują, że cząsteczki chiralne mogą działać na elektrony także jak polaryzatory spinowe, a nie tylko ich filtry. Zaobserwowaliśmy, że wybór enancjomera jest kluczowy, ponieważ pozwala on uzyskać polaryzację spinową w wybranym kierunku przestrzeni, a nie tylko odwrócić polaryzację spinową wiązki elektronowej H[8].* Ze względu na znaczenie omawianych wyników dla dziedziny spintroniki molekularnej opartej na węglu, stały się one podstawą zgłoszenia patentowego USA (obecnie w toku) zatytułowanego “Electron Spin Filter” o numerze US 14/830239, publikacja numer US20160057859 (A1) **H[9]**. Znaczenie i potencjał technologiczny omówionych wyników został zauważony przez edytorów czasopisma naukowego Advanced Materials, którzy poprosili o zilustrowanie naszego eksperymentu w celu umieszczenia go na okładce, która pokazana jest na Rys. 27. Wyniki prac **H[8]** i **H[9]** zostały zaprezentowane podczas międzynarodowych konferencji oraz warsztatów. Ich znaczenie oraz potencjał prostych cząsteczek chiralnych dla zastosowań magnetycznych zostały dostrzeżone przez wiele znanych grup naukowych w Unii Europejskiej. Umożliwiło to nawiązanie nowych kontaktów z grupami naukowymi w ramach UE, a bogaty potencjał wykorzystania otrzymanych wyników do zastosowań w dziedzinie spintroniki molekularnej zaowocował złożeniem wniosku w ramach programu Marie Skłodowska-Curie Innovative Training Network (Horizon 2020), którego jestem koordynatorem. Tytuł zgłoszonego projektu EU ITN brzmi “CHiral Media for carbon-based molecular Spintronics” (CHIMES, nr zgłoszenia 765096). Do projektu CHIMES przystąpiło osiem instytucji akademickich i dwie firmy z sześciu krajów UE.

Podziękowania

Bardzo dziękuję Narodowemu Centrum Nauki (NCN) za wsparcie w ramach projektu nr DEC-2011/03/D/ST3/02654. W przypadku eksperymentów przeprowadzonych w laboratorium synchrotronowym MAX-IV (wcześniej MAX-lab) dziękuję za wsparcie w ramach projektu Baltic Science Link koordynowanego przez Swedish Research Council, VR oraz z funduszy w ramach European Community's Seventh Framework Programme (FP7/2007-2013) CALIPSO, umowa nr Nr. 312284.

Literatura

- [1] I. A. Kowalik, G. Öhrwall, B. N. Jensen, R. Sankari, E. Wallén, U. Johansson, O. Karis, and D. Arvanitis, J. Phys. Conf. Series **211**, 012030 (2010).
- [2] I. A. Kowalik, Acta Phys. Pol. A **127**, 831 (2015).
- [3] I. A. Kowalik, A. Persson, M. Á. Niño, A. Navarro-Quezada, B. Faina, A. Bonanni, T. Dietl, and D. Arvanitis, Phys. Rev. B **85**, 184411 (2012).
- [4] M. Godlewski, E. Guziewicz, M. I. Łukasiewicz, I. A. Kowalik, M. Sawicki, B. S. Witkowski, R. Jakiela, W. Lisowski, J. W. Sobczak, and M. Krawczyk, Phys. Status Solidi B **248**, 1596 (2011).
- [5] M. Sawicki, E. Guziewicz, M. I. Łukasiewicz, O. Proselkov, I. A. Kowalik, W. Lisowski, P. Dłużewski, A. Wittlin, M. Jaworski, A. Wolska, et al., Phys. Rev. B **88**, 085204 (2013).
- [6] I. A. Kowalik, E. Guziewicz, M. Godlewski, and D. Arvanitis, J. Phys. Conf. Series **712**, 012104 (2016).
- [7] J. W. Lee, N. G. Subramaniam, I. A. Kowalik, J. Nisar, J. C. Lee, Y. H. Kwon, J. C. Lee, T. W. Kang, X. Peng, D. Arvanitis, et al., Sci. Rep. **5**, 17053 (2015).
- [8] M. Á. Niño, I. A. Kowalik, F. J. Luque, D. Arvanitis, R. Miranda, and J. J. de Miguel, Adv. Mater. **26**, 7474 (2014).

- [9] J. J. de Miguel, F. J. Luque, M. Á. Niño, R. Miranda, I. A. Kowalik, and D. Arvanitis, Patent Application: Electron Spin Filter **US 2016/0057859A1**, 14/830239 (2014).
- [10] T. Dietl, K. Sato, T. Fukushima, A. Bonanni, M. Jamet, A. Barski, S. Kuroda, M. Tanaka, P. N. Hai, and H. Katayama-Yoshida, *Rev. Mod. Phys.* **87**, 1311 (2015).
- [11] P. Sharma, A. Gupta, K. V. Rao, F. J. Owens, R. Sharma, R. Ahuja, J. M. O. Guillen, B. Johansson, and G. A. Gehring, *Nat. Matter.* **2**, 673 (2003).
- [12] A. Wójcik, K. Kopalko, M. Godlewski, E. Guzewicz, R. Jakiela, R. Minikayev, and W. Paszkowicz, *Appl. Phys. Lett.* **89**, 051907 (2006).
- [13] S. Koleśnik and B. Dąbrowski, *J. Appl. Phys.* **96**, 5379 (2004).
- [14] A. Ney, T. Kammermeier, K. Ollefs, S. Ye, V. Ney, T. C. Kaspar, S. A. Chambers, F. Wilhelm, and A. Rogalev, *Phys. Rev. B* **81**, 054420 (2010).
- [15] K. Ueda, H. Tabata, and T. Kawai, *Appl. Phys. Lett.* **79**, 988 (2001).
- [16] T. Dietl, H. Ohno, F. Matsukura, J. Cibert, and D. Ferrand, *Science* **287**, 1019 (2000).
- [17] G. T. Thaler, M. E. Overberg, B. Gila, R. Frazier, C. R. Abernathy, S. J. Pearton, J. S. Lee, S. Y. Lee, Y. D. Park, Z. G. Khim, et al., *Appl. Phys. Lett.* **80**, 3964 (2002).
- [18] A. Bonanni and T. Dietl, *Chem. Soc. Rev.* **39**, 528 (2010).
- [19] K. Sato, L. Bergqvist, J. Kudrnovský, P. H. Dederichs, O. Eriksson, I. Turek, B. Sanyal, G. Bouzerar, H. Katayama-Yoshida, V. A. Dinh, et al., *Rev. Mod. Phys.* **82**, 1633 (2010).
- [20] D. Iuşan, R. Knut, B. Sanyal, O. Karis, O. Eriksson, V. A. Coleman, G. Westin, J. M. Wikberg, and P. Svedlindh, *Phys. Rev. B* **78**, 085319 (2008).
- [21] S. Kuroda, N. Nishizawa, K. Takita, M. Mitome, Y. Bando, K. Osuch, and T. Dietl, *Nat. Mater.* **6**, 440 (2007).
- [22] A. Bonanni, M. Kiecana, C. Simbrunner, T. Li, M. Sawicki, M. Wegscheider, M. Quast, H. Przybylinska, A. Navarro-Quezada, R. Jakiela, et al., *Phys. Rev. B* **75**, 125210 (2007).
- [23] A. Navarro-Quezada, W. Stefanowicz, T. Li, B. Faina, M. Rovezzi, R. T. Lechner, T. Devillers, G. Bauer, M. Sawicki, T. Dietl, et al., *Phys. Rev. B* **81**, 205206 (2010).
- [24] G. F. Dionne, *Magnetic Oxides* (Springer New York, ISBN 978-1-4419-0053-1, 2009).
- [25] D. Chakraborti, J. Narayan, and J. T. Prater, *Appl. Phys. Lett.* **90**, 062504 (2007).
- [26] A. Tiwari, M. Snure, D. Kumar, and J. T. Abiade, *Appl. Phys. Lett.* **92**, 062509 (2008).
- [27] T. S. Herng, D.-C. Qi, T. Berlijn, J. B. Yi, K. S. Yang, Y. Dai, Y. P. Feng, I. Santoso, C. Sánchez-Hanke, X. Gao, et al., *Phys. Rev. Lett.* **105**, 207201 (2010).
- [28] D. J. Keavney, D. B. Buchholz, Q. Ma, and R. P. H. Chang, *Appl. Phys. Lett.* **91**, 012501 (2007).
- [29] K. Sato and H. Katayama-Yoshida, *Jpn. J. Appl. Phys.* **39**, L555 (2000).
- [30] X. Peng and R. Ahuja, *Appl. Phys. Lett.* **94**, 102504 (2009).
- [31] S. Yılmaz, J. Nisar, Y. Atasoy, E. McGlynn, R. Ahuja, M. Parlak, and E. Bacaksýz, *Ceramics International* **39**, 4609 (2013).

- [32] K. Ando, Science **312**, 1883 (2006).
- [33] G. A. Prinz, Science **282**, 1660 (1998).
- [34] M. A. Reed, Proc. IEEE **87**, 652 (1999).
- [35] B. Göhler, V. Hamelbeck, T. Z. Markus, M. Kettner, G. F. Hanne, Z. Vager, R. Naaman, and H. Zacharias, Science **331**, 894 (2011).
- [36] L. Pasteur, Ann. Chim. Phys. **24**, 442 (1848).
- [37] L. Kelvin, *Baltimore Lectures* (Clay, London, 1884).
- [38] G. Wagnière and A. Meier, Chem. Phys. Lett. **93**, 78 (1982).
- [39] G. L. J. A. Rikken and E. Raupach, Nature **390**, 493 (1997).
- [40] L. D. Barron and J. Vrbancich, Mol. Phys. **51**, 715 (1984).
- [41] R. Follath, Nucl. Instrum. Meth. A **467-468**, 418 (2001).
- [42] R. Follath and F. Senf, Nucl. Instrum. Meth. A **390**, 388 (1997).
- [43] J. Kulesza, E. Johnson, A. Lyndaker, A. Deyhim, R. Jayne, and J. H. Dunn, AIP Conf. Proc. **879**, 531 (2007).
- [44] C. T. Chen, F. Sette, Y. Ma, and S. Modesti, Phys. Rev. B **42**, 7262 (1990).
- [45] P. Carra, B. T. Thole, M. Altarelli, and X. Wang, Phys. Rev. Lett. **70**, 694 (1993).
- [46] H. Katayama-Yoshida, K. Sato, T. Fukushima, M. Toyoda, H. Kizaki, V. A. Dinh, and P. H. Dederichs, Phys. Stat. Sol. (a) **204**, 15 (2007).
- [47] T. Dietl, J. Appl. Phys. **103**, 07D111 (2008).
- [48] H. Przybylinska, A. Bonanni, A. Wolos, M. Kiecana, M. Sawicki, T. Dietl, H. Malissa, C. Simbrunner, M. Wegscheider, H. Sitter, et al., Mat. Sci. Eng. B **126**, 222 (2006).
- [49] A. Bonanni, A. Navarro-Quezada, T. Li, M. Wegscheider, Z. Matěj, V. Holý, R. T. Lechner, G. Bauer, M. Rovezzi, F. D’Acapito, et al., Phys. Rev. Lett. **101**, 135502 (2008).
- [50] M. Rovezzi, F. D’Acapito, A. Navarro-Quezada, B. Faina, T. Li, A. Bonanni, F. Filippone, A. A. Bonapasta, and T. Dietl, Phys. Rev. B **79**, 195209 (2009).
- [51] B. T. Thole, G. van der Laan, and G. A. Sawatzky, Phys. Rev. Lett. **55**, 2086 (1985).
- [52] C. Brouder, M. Alouani, and K. H. Bennemann, Phys. Rev. B **54**, 7334 (1996).
- [53] J. J. Rehr and R. C. Albers, Rev. Mod. Phys. **72**, 621 (2000).
- [54] J. J. Rehr, J. J. Kas, M. P. Prange, A. P. Sorini, Y. Takimoto, and F. Vila, Comptes Rendus Physique **10**, 548 (2009).
- [55] K. Jorissen and J. Rehr, Phys. Rev. B **81**, 245124 (2010).
- [56] H. Jacobs, D. Rechenbach, and U. Zachwieja, J. Alloys Compounds **10**, 227 (1995).
- [57] D. Rechenbach and H. Jacobs, J. Alloys Compounds **15**, 235 (1996).
- [58] W. Zhou, L. jia Qu, Q. ming Zhang, and D. sheng Wang, Phys. Rev. B **40**, 6393 (1989).

- [59] M. Sifkovits, H. Smolinski, S. Hellwig, and W. Weber, *J. Magn. Magn. Mater.* **204**, 191 (1999).
- [60] J. A. van Bokhoven and C. Lamberti, *X-Ray Absorption and X-Ray Emission Spectroscopy: Theory and Applications* (Wiley, ISBN 978-1-118-84423-6, 2016).
- [61] S. J. Pearton, C. R. Abernathy, M. E. Overberg, G. T. Thaler, D. P. Norton, N. Theodoropoulou, A. F. Hebard, Y. D. Park, F. Ren, J. Kim, et al., *J. Appl. Phys.* **93**, 1 (2003).
- [62] T. Dietl, *Nature Materials* **2**, 646 (2003).
- [63] J. M. D. Coey, *Current Opinion in Solid State and Materials Science* **10**, 83 (2006).
- [64] P. Sati, C. Deparis, C. Morhain, S. Schäfer, and A. Stepanov, *Phys. Rev. Lett.* **98**, 137204 (2007).
- [65] A. Ney, K. Ollefs, S. Ye, T. Kammermeier, V. Ney, T. C. Kaspar, S. A. Chambers, F. Wilhelm, and A. Rogalev, *Phys. Rev. Lett.* **100**, 157201 (2008).
- [66] T. Doetl, *Nat. Matter.* **9**, 965 (2010).
- [67] M. Kobayashi, Y. Ishida, J. I. Hwang, Y. Osafune, A. Fujimori, Y. Takeda, T. Okane, Y. Saitoh, K. Kobayashi, H. Saeki, et al., *Phys. Rev. B* **81**, 075204 (2010).
- [68] S. C. Wi, J.-S. Kang, J. H. Kim, S.-B. Cho, B. J. Kim, S. Yoon, B. J. Suh, S. W. Han, K. H. Kim, K. J. Kim, et al., *Appl. Phys. Lett.* **84**, 4233 (2004).
- [69] F. May, M. Tischer, D. Arvanitis, M. Russo, J. H. Dunn, H. Henneken, H. Wende, R. Chauvistré, N. Mårtensson, et al., *Phys. Rev. B* **53**, 1076 (1996).
- [70] D. Iuşan, M. Kabir, O. Grånäs, O. Eriksson, and B. Sanyal, *Phys. Rev. B* **79**, 125202 (2009).
- [71] J. J. Rehr, J. J. Kas, F. Vila, M. P. Prange, and K. Jorissen, *Phys. Chem. Chem. Phys.* **12**, 5503 (2010).
- [72] S. J. Pearton, D. P. Norton, M. P. Ivill, A. F. Hebard, J. M. Zavada, W. M. Chen, and I. A. Buyanova, *IEEE Trans. Elec. Dev.* **54**, 1040 (2007).
- [73] A. M. Mulders, H. Loosvelt, A. F. Rodriguez, E. Popova, T. Konishi, K. Temst, O. Karis, D. Arvanitis, and C. V. Haesendonck, *J. Phys.: Cond. Matter* **21**, 124211 (2009).
- [74] D. Weller, J. Stöhr, R. Nakajima, A. Carl, M. G. Samant, C. Chappert, R. Mégy, P. Beauvillain, P. Veillet, and G. A. Held, *Phys. Rev. B* **81**, 245124 (2010).
- [75] M. Tischer, O. Hjortstam, D. Arvanitis, J. H. Dunn, F. May, K. Baberschke, J. Trygg, J. M. Wills, B. Johansson, and O. Eriksson, *Phys. Rev. Lett.* **75**, 1602 (1995).
- [76] P. Gambardella, A. Dallmeyer, K. Maitti, M. C. Malagoli, W. Eberhardt, K. Kern, and C. Carbone, *Nature* **416**, 301 (2002).
- [77] M. Opel, K.-W. Nielsen, S. Bauer, S. Goennenwein, J. Cezar, D. Schmeisser, J. Simon, W. Mader, and R. Gross, *Euro. Phys. J. B* **63**, 437 (2008).
- [78] P. Thakur, V. Bisogni, J. C. Cezar, N. B. Brookes, G. Ghiringhelli, S. Gautam, K. H. Chae, M. Subramanian, R. Jayavel, and K. Asokan, *J. Appl. Phys.* **107**, 103915 (2010).
- [79] R. Naaman and D. H. Waldeck, *J. Phys. Chem. Lett.* **3**, 2178 (2012).
- [80] J. Stöhr, in *NEXAFS spectroscopy* (Springer-Verlag Berlin Heidelberg, ISBN 3-540-54422-4, 1996), vol. 25 of *Springer Series in Surface Sciences*.

- [81] C. M. Schneider, P. Bressler, P. Schuster, J. Kirschner, J. J. de Miguel, and R. Miranda, *Phys. Rev. Lett.* **64**, 1059 (1990).
- [82] C. M. Schneider, J. J. de Miguel, P. Bressler, J. Garbe, S. Ferrer, R. Miranda, and J. Kirschner, *J. Phys. (France)* **Coll. C8,, Suppl. 12**, 1657 (1988).
- [83] C. M. Schneider, J. J. de Miguel, P. Bressler, P. Schuster, R. Miranda, and J. Kirschner, *J. Electron Spec. Rel. Phen.* **51**, 263 (1990).
- [84] C. M. Schneider, P. Bressler, P. Schuster, J. Kirschner, J. J. de Miguel, R. Miranda, and S. Ferrer, *Vac.* **41**, 503 (1990).
- [85] J. J. de Miguel, A. Cebollada, J. M. Gallego, S. Ferrer, R. Miranda, C. M. Schneider, P. Bressler, J. Garbe, K. Bethke, and J. Kirschner, *Surf. Sci.* **211/212**, 732 (1989).
- [86] N. Levy, S. A. Burke, K. L. Meaker, M. Panlasigui, A. Zettl, F. Guinea, A. H. C. Neto, and M. F. Crommie, *Science* **329**, 544 (2010).
- [87] R. Gutiérrez, E. Díaz, R. Naaman, and G. Cuniberti, *Phys. Rev. B* **85**, 081404(R) (2012).
- [88] S. Yeganeh, M. A. Ratner, E. Medina, and V. Mujica, *J. Chem. Phys.* **131**, 014707 (2009).
- [89] R. Naaman and Z. Vager, *Top. Curr. Chem.* **298**, 237 (2011).
- [90] D. D. Awschalom, R. Epstein, and R. Hanson, *Sci. Am.* **297**, 84 (2007).
- [91] O. B. Dor, S. Yochelis, S. P. Mathew, R. Naaman, and Y. Paltiel, *Nat. Commun.* **4**, 2256 (2013).
- [92] M. H. Engel and B. Nagy, *Nature* **296**, 837 (1982).
- [93] M. H. Engel and S. A. Macko, *Nature* **389**, 265 (1997).
- [94] R. A. Rosenberg, M. A. Haija, and P. J. Ryan, *Phys. Rev. Lett.* **101**, 178301 (2008).
- [95] T. D. Nguyen, E. Ehrenfreund, and Z. V. Vardeny, *Science* **337**, 204 (2012).

3. Lista publikacji naukowych nie wchodzących w skład osiągnięcia

3.1 Lista publikacji naukowych w czasopismach znajdujących się w bazie Journal Citation Reports

A) Opublikowane po uzyskaniu stopnia doktora (od stycznia 2007)

1. *Gd and Sm on clean semiconductor surfaces - resonant photoemission studies*
E. Guziewicz, B.A. Orlowski, B.J. Kowalski, I.A. Kowalik, A. Reszka, L. Wachnicki, S. Gieraltowska, M. Godlewski, R.L. Johnson
Applied Surface Science 282, 326 (2013)
2. *Growth of SiC by PVT method in the presence of cerium dopant*
K. Racka, E. Tymicki, K. Grasa, I.A. Kowalik, D. Arvanitis, M. Pisarek, K. Kosciwicz, R. Jakiela, B. Surma, R. Diduszko, D. Teklinska, J. Mierczyk, J. Krupka
Journal of Crystal Growth 377, 88 (2013)
3. *Magneto-optical Properties of (Ga,Fe)N Layers*
J. Papierska, J.-G. Rousset, W. Pacuski, P. Kossacki, A. Golnik, M. Nawrocki, J.A. Gaj, J. Suffczynski, I. Kowalik, W. Stefanowicz, M. Sawicki, T. Dietl, A. Navarro-Quezada, B. Faina, T. Li, A. Bonanni
Acta Physica Polonica A 120, 921 (2011)
4. *ZnCoO films by Atomic Layer Deposition – influence of a growth temperature on uniformity of cobalt distribution*
M. Łukasiewicz, B. Witkowski, M. Godlewski, E. Guziewicz, M. Sawicki, W. Paszkowicz, E. Łusakowska, R. Jakiela, T. Krajewski, I.A. Kowalik, B.J. Kowalski
Acta Physica Polonica A 116, 921 (2009) (Proceedings Paper)
5. *Microscopic (AFM) and resonant photoemission study of Gd/Si(111) interface*
B.A. Orlowski, B.J. Kowalski, E. Guziewicz, E. Łusakowska, V. Osinniy, I.A. Kowalik, M.A. Pietrzyk, E. Nossarzewska-Orłowska, R.L. Johnson
Radiation Physics and Chemistry 78, S22 (2009) (Proceedings Paper)
6. *Electronic structure of bulk ferromagnetic $Ge_{0.86}Mn_{0.14}Te$*
M.A. Pietrzyk, B.J. Kowalski, B.A. Orlowski, P. Dziawa, W. Knoff, V. Osinniy, I.A. Kowalik, W. Dobrowolski, V.E. Slynko, E.I. Slynko, R.L. Johnson
Radiation Physics and Chemistry 78, S17 (2009) (Proceedings Paper)
7. *Structural and optical properties of low-temperature ZnO films grown by atomic layer deposition with diethylzinc and water precursors*
I.A. Kowalik, E. Guziewicz, K. Kopalko, S. Yatsunenko, A. Wojcik-Głodowska, M. Godlewski, P. Dłuzewski, E. Łusakowska, W. Paszkowicz
Journal of Crystal Growth 311, 1096 (2009)
8. *The influence of growth temperature and precursors' doses on electrical parameters of ZnO thin films grown by atomic layer deposition technique*
T. Krajewski, E. Guziewicz, M. Godlewski, L. Wachnicki, I.A. Kowalik, A. Wojcik-Głodowska, M. Łukasiewicz, K. Kopalko, V. Osinniy, M. Guziewicz
Microelectronics Journal 40, 293 (2009)
9. *Extra-Low Temperature Growth of ZnO Thin Films by Atomic Layer Deposition*
E. Guziewicz, M. Godlewski, K. Kopalko, I.A. Kowalik, S. Yatsunenko, V. Osinniy, W. Paszkowicz, E. Łusakowska, P. Dłuzewski
Journal of the Korean Physical Society 53, 2880 (2008) (Proceedings Paper)
10. *Extremely low temperature growth of ZnO by atomic layer deposition*
E. Guziewicz, I.A. Kowalik, M. Godlewski, K. Kopalko, V. Osinniy, A. Wojcik, S. Yatsunenko, E. Łusakowska, W. Paszkowicz, M. Guziewicz

Journal of Applied Physics 103, 033515 (2008)

11. *Photoemission study of Mn 3d electrons in the valence band of Mn/GeMnTe*
M.A. Pietrzyk, B.J. Kowalski, B.A. Orlowski, W. Knoff, V. Osinniy, I.A. Kowalik, T. Story
Acta Physica Polonica A 112, 275 (2007) (*Proceedings Paper*)
12. *Extra-low temperature growth of ZnO by atomic layer deposition with diethylzinc precursor*
I.A. Kowalik, E. Guzewicz, K. Kopalko, S. Yatsunenkov, M. Godlewski, A. Wojcik, V. Osinniy, T. Krajewski, T. Story, E. Lusakowska, W. Paszkowicz
Acta Physica Polonica A 112, 401 (2007) (*Proceedings Paper*)
13. *MnAs dots grown on GaN(0001)-(1x1) surface*
I.A. Kowalik, B.J. Kowalski, R.J. Iwanowski, K. Kopalko, E. Lusakowska, M. Sawicki, J. Sadowski, M. Adell, I. Grzegory, S. Porowski
Physical Review B 75, 235303 (2007)
14. *Resonant photoemission study of TM/GaN (TM = Mn, Ti, Co) interface formation*
I.A. Kowalik, B.J. Kowalski, B.A. Orlowski, P. Kaczor, P. Dziawa, E. Lusakowska, S. Mickevicius, R.L. Johnson, J. Brison, L. Houssiau, I. Grzegory, S. Porowski
Journal of Electron Spectroscopy and Related Phenomena 156, LXXXI (2007) (*Proceedings Paper*)
15. *MnAs dots on GaN(0001) surface - Growth process and electronic structure*
B.J. Kowalski, I.A. Kowalik, R.J. Iwanowski, K. Kopalko, E. Lusakowska, M. Sawicki, J. Sadowski, M. Adell, I. Grzegory, S. Porowski
Physics of Semiconductors, Pts A and B 893, 113 (2007) (*Proceedings Paper*)

B) Opublikowane przed uzyskaniem stopnia doktora (do grudnia 2006)

16. *GaN(0001) surface doped with Fe atoms*
B.A. Orlowski, I.A. Kowalik, B.J. Kowalski, N. Barrett, I. Grzegory, S. Porowski
J. Alloys and Comp. 423, 136 (2006)
17. *Resonant photoemission study of Ti interaction with GaN surface*
I.A. Kowalik, B.J. Kowalski, P. Kaczor, B.A. Orlowski, E. Lusakowska, R.L. Johnson, L. Houssiau, J. Brison, I. Grzegory, S. Porowski
Surface Science 600, 873 (2006)
18. *Resonant photoemission study of $\text{Eu}_{1-x}\text{Gd}_x\text{Te}$ layers*
B.A. Orlowski, P. Dziawa, B. Kowalski, I. Kowalik, M. Pietrzyk, V. Osinniy, T. Story, S. Mickievicius, R. Johnson
Applied Surface Science 252, 5379 (2006)
19. *Surface and electronic structure of $\text{Ga}_{0.92}\text{In}_{0.08}\text{N}$ thin film investigated by photoelectron spectroscopy*
B.J. Kowalski, I.A. Kowalik, R.J. Iwanowski, J. Sadowski, J. Kanski, B.A. Orlowski, J. Ghijsen, F. Mirabella, E. Lusakowska, P. Perlin, S. Porowski, I. Grzegory, M. Leszczynski
Thin Solid Films 476, 396 (2005)
20. *Fano resonance of Eu^{2+} and Eu^{3+} in (Eu,Gd)Te MBE layers*
B.A. Orlowski, B.J. Kowalski, P. Dziawa, M. Pietrzyk, S. Mickievicius, I.A. Kowalik, V. Osinniy, B. Taliashvili, T. Story, R.L. Johnson
Acta Phys. Pol. A 108, 803 (2005)
21. *Electronic structure of GaN(0001)-(1x1) surface*
B.J. Kowalski, R.J. Iwanowski, J. Sadowski, I.A. Kowalik, J. Kanski, I. Grzegory, S. Porowski
Surface Science 548, 220 (2004)

22. Interaction between Sm and GaN - a photoemission study

E. Guziewicz, B.J. Kowalski, B.A. Orlowski, A. Szczepanska, Z. Golacki, I.A. Kowalik, I. Grzegory, S. Porowski, R.L. Johnson
Surface Science 551, 132 (2004)

23. Photoemission study of Mn/GaN

I.A. Kowalik, B.J. Kowalski, B.A. Orlowski, E. Lusakowska, S. Mickevičius, R.L. Johnson, I. Grzegory, S. Porowski
Surface Science 566, 457 (2004)

24. MnAs overlayer on GaN(0001)-(1×1) – its growth, morphology and electronic structure

B.J. Kowalski, I.A. Kowalik, R.J. Iwanowski, E. Lusakowska, M. Sawicki, J. Sadowski, I. Grzegory, S. Porowski
Acta Physica Polonica A 105, 645 (2004)

25. Mn doped ZnTe (110) surface in Resonant Photoemission study

B.A. Orlowski, S. Mickevičius, B.J. Kowalski, I.A. Kowalik, K. Kopalko, A. Mycielski, R.L. Johnson
J. Alloys and Compounds 382, 218 (2004)

26. Differential Reflectivity and photoemission study of ZnTe and CdTe (110) Surface

B.A. Orlowski, I.A. Kowalik, B.J. Kowalski, M. Suffczynski, A. Mycielski, S. Colonna, C. Ottaviani, F. Ronci, A. Cricenti
J. Alloys and Compounds 382, 224 (2004)

3.2 Lista publikacji naukowych w czasopismach nie znajdujących się w bazie Journal Citation Reports**A) Raporty publikowane przez międzynarodowe laboratoria promieniowania synchrotronowego****1. Investigating the surface and interface of (Zn,Co)O thin films by XAS and XMCD**

I.A. Kowalik, F. J. Luque, E. Guziewicz, M. Godlewski, D. Arvanitis
MAX IV Activity Report vol. 2013, 2 strony (2014)

2. Enantiospecific Spin Polarisation of Electrons Photoemitted through Layers of Homochiral Organic Molecules

M. Á. Niño, I. A. Kowalik, F. J. Luque, D. Arvanitis, R. Miranda, J. J. de Miguel
MAX IV Activity Report vol. 2013, 2 strony (2014)

3. Heterogeneous magnetism in (Ga,Fe)N films: experiment and theory at the N K-edge

I.A. Kowalik, A. Persson, M. Á. Niño, A. Navarro-Quezada, B. Faina, A. Bonanni, T. Dietl, D. Arvanitis
MAX IV Activity Report vol. 2012, 2 strony (2013)

4. X-ray Absorption of doped ZnO thin films: surface and subsurface material chemistry

N.G. Subramainam, I. Kowalik, R. Sudar Kodi, S. Senthil Kumar, Juwon Lee, Jaechul Lee, Tae Won Kang, B. Johansson, R. Ahuja, D. Arvanitis
MAX IV Activity Report vol. 2012, 2 strony (2013)

5. Surface versus interface composition by element specific microscopy: Co doped ZnO

I.A. Kowalik, M.A. Niño, M. Łukasiewicz, A.A. Zakharov, E. Guziewicz, M. Godlewski, T. Dietl, D. Arvanitis
MAX-lab Activity Report vol. 2010, 142-143 (2011)

6. Extended X-ray Absorption Fine Structure of Prussian blue analogues

I.A. Kowalik, F. J. Luque, H. Prima García, J. P. Prieto, F. Romero, M. Makarewicz, J. J. de Miguel, R. Miranda, E. Coronado, and D. Arvanitis
MAX-lab Activity Report vol. 2010, 314-315 (2011)

7. X-ray absorption and magnetic circular dichroism on Prussian blue analogues

I.A. Kowalik, F.J. Luque, H. Prima Garcia, J.P. Prieto, F. Romero, M. Makarewicz, D. Arvanitis, J.J. de Miguel, R. Miranda, E. Coronado
MAX-lab Activity Report vol. 2010, 450-451 (2011)

8. *Linear x-ray dichroism at BL I1011: first results on bcc Fe*
I.A. Kowalik, F. Luque, D. Arvanitis
MAX-lab Activity Report vol. 2010, 452-453 (2011)
9. *Interfacial effects in the magnetism of metastable fcc FeCu alloy thin films*
F.J. Luque, M. Á. Niño, A. Persson, I. Kowalik, D. Arvanitis, R. Miranda, J.J. de Miguel
MAX-lab Activity Report vol. 2010, 454-455 (2011)
10. *Element specific characterization of (Ga,Fe)N: magnetism and structure*
I.A. Kowalik, A. Persson, A. Bonanni, T. Dietl, D. Arvanitis
MAX-lab Activity Report vol. 2009, 394-395 (2010)
11. *X-ray Absorption and Magnetic Circular Dichroism on a Prussian blue analogue: first results*
I.A. Kowalik, H. Prima Garcia, J.P. Prieto, F. Romero, E. Jiménez, J. Camarero, M. Makarewicz, D. Arvanitis, R. Miranda, and E. Coronado
MAX-lab Activity Report vol. 2009, 424-425 (2010)
12. *On the electronic structure and magnetic properties of GeMnTe versus GeMnEuTe: XAS and XMCD results*
I.A. Kowalik, A. Wolska, A. Persson, D. Arvanitis, V.E. Slynko, E.I. Slynko
MAX-lab Activity Report vol. 2008, 432-433 (2009)
13. *Commissioning of beamline I1011 – First results*
I.A. Kowalik, G. Öhrwall, B.N. Jensen, E. Wallén, U. Johansson, O. Karis, D. Arvanitis
MAX-lab Activity Report vol. 2008, 456-457 (2009)
14. *MnSb and MnAs quantum dots grown by MBE on GaN(0001) surface - resonant photoemission study*
I.A. Kowalik, B.J. Kowalski, M. Sawicki, M. Pietrzyk, J. Sadowski, E. Łusakowska, I. Grzegory, S. Porowski
MAX-lab Activity Report vol. 2007, 92-93 (2008)
15. *Co-layer formation on GaN - a resonant photoemission study*
I.A. Kowalik, B.J. Kowalski, B.A. Orłowski, P. Dziawa, R.L. Johnson, I. Grzegory, S. Porowski
Hasylab Annual Report vol. 2005, 729-730 (2006)
16. *MnAs dots on GaN(0001)-(1x1)*
B. Kowalski, I.A. Kowalik, R. Iwanowski, K. Kopalko, E. Łusakowska, M. Sawicki, J. Sadowski, M. Adell, I. Grzegory, S. Porowski
MAX-lab Activity Report vol. 2004, 104-105 (2005)
17. *Photoemission study of Mn/GaN*
I.A. Kowalik, B. Kowalski, B. Orłowski, E. Łusakowska, S. Mickievicius, R.L. Johnson, I. Grzegory, S. Porowski
Hasylab Annual Report vol. 2003, 779-780 (2004)
18. *Ti on GaN surface - a resonant photoemission study*
B. Kowalski, I.A. Kowalik, P. Kaczor, R.L. Johnson, I. Grzegory, S. Porowski
Hasylab Annual Report vol. 2003, 805-806 (2004)
19. *Mn doped ZnTe(110)(1x1) surface in resonant photoemission study*
B. Orłowski, S. Mickievicius, B. Kowalski, I.A. Kowalik, K. Kopalko, A. Mycielski, R.L. Johnson
Hasylab Annual Report vol. 2003, 383-384 (2004)
20. *Photoemission study of MnAs deposited on GaN(0001)-(1x1)*
B. Kowalski, R. Iwanowski, E. Łusakowska, I.A. Kowalik, M. Sawicki, J. Sadowski, I. Grzegory, S. Porowski
MAX-lab Activity Report vol. 2003, 116-117 (2004)
21. *Mn on GaN – a resonant photoemission study*
I.A. Kowalik, B.J. Kowalski, R.J. Iwanowski, J. Sadowski, J. Kanski, I. Grzegory, S. Porowski

MAX-lab Activity Report vol. 2002, 94-95 (2003)

22. *Photoemission study of Sm/GaN(0001) interface formation*

B. Orlowski, B. Kowalski, E. Guziewicz, I.A. Kowalik, A. Szczepańska, S. Mickevicius, I. Grzegory, S. Porowski, Ł. Pluciński, R.L. Johnson
Hasylab Annual Report vol. 2001, 291-292 (2002)

23. *Photoemission studies of Ga_{1-x}In_xN and GaN epitaxial layers*

I.A. Kowalik, B.J. Kowalski, R.J. Iwanowski, J. Sadowski, J. Kanski, P. Perlin, S. Porowski, I. Grzegory, M. Leszczyński
MAX-lab Activity Report vol. 2001, 106-107 (2002)

B) Publikacje pokonferencyjne i długie abstrakty

24. *Resonant photoemission of 4f electrons on clean semiconductor surfaces*

E. Guziewicz, B.A. Orlowski, A. Reszka, L. Wachnicki, S. Gieraltowska, M. Godlewski, I.A. Kowalik, B.J. Kowalski, R.L. Johnson
Bull. Polish Synchr. Rad. Soc. 11, 69-70 (2012)

25. *Electronic structure and magnetic properties of self-organized MnSb and MnAs dots grown by MBE on GaN surface*

I.A. Kowalik, B.J. Kowalski, M. Sawicki, M. Pietrzyk, J. Sadowski, E. Łusakowska, I. Grzegory, and S. Porowski
Bull. Polish Synchr. Rad. Soc. 7, 77 (2008)

26. *Microscopic and resonant photoemission study of Si/Gd*

B.A. Orlowski, B.J. Kowalski, E. Łusakowska, I.A. Kowalik, M.A. Pietrzyk, E. Guziewicz, E. Nossarzewska-Orłowska, R.L. Johnson
Bull. Polish Synchr. Rad. Soc. 7, 129-130 (2008)

27. *MnAs dots on GaN(0001) surface – growth proces and electronic structure*

B.J. Kowalski, I.A. Kowalik, R.J. Iwanowski, K. Kopalko, E. Łusakowska, M. Sawicki, J. Sadowski, M. Adell, I. Grzegory, S. Porowski
AIP Conf. Proc. 893, 113 (2007)

28. *Laser-induced band bending variation for ZnTe(110) 1x1 surface*

S.D. Thorpe, S. Colonna, F. Ronci, A. Cricenti, B.A. Orlowski, I.A. Kowalik, B.J. Kowalski
Epiotics-8 Proc., 187 (2006)

29. *Localized 3d states in spintronic materials - studies with use of synchrotron radiation*

B.J. Kowalski, I.A. Kowalik, R.J. Iwanowski, E. Łusakowska, K. Kopalko, M. Sawicki, J. Sadowski, M. Adell, I. Grzegory, S. Porowski
Bull. Polish Synchr. Rad. Soc. 4, 8-9 (2005)

30. *A resonant photoemission study of Co/GaN system*

I.A. Kowalik, B.J. Kowalski, B.A. Orlowski, P. Dziawa, E. Łusakowska, R.L. Johnson, J. Brison, L. Houssiau, I. Grzegory, S. Porowski
Bull. Polish Synchr. Rad. Soc. 4, 14-15 (2005)

31. *Photoemission studies of Ga_{0.92}In_{0.08}N(0001) and GaN(0001)*

B.J. Kowalski, I.A. Kowalik, R.J. Iwanowski, B.A. Orlowski, E. Łusakowska, J. Sadowski, J. Kanski, J. Ghijsen, F. Mirabella, P. Perlin, S. Porowski, I. Grzegory, M. Leszczyński
Bull. Polish Synchr. Rad. Soc. 3, 80-81 (2004)

32. *Mn, GaMn and MnAs on GaN(0001)-(1x1) surface*

I.A. Kowalik, B.J. Kowalski, R.J. Iwanowski, E. Łusakowska, J. Sadowski, I. Grzegory, S. Porowski
Bull. Polish Synchr. Rad. Soc. 3, 78-79 (2004)

33. *Ti interaction with GaN surface - a resonant photoemission study*

I.A. Kowalik, B.J. Kowalski, P. Kaczor, B.A. Orlowski, E. Lusakowska, R.L. Johnson, L. Houssian, J. Brison, I. Grzegory, S. Porowski
Bull. Polish Synchr. Rad. Soc. 3, 58-59 (2004)

34. *Electronic structure of GaN(0001)-(1x1) surface - an angle resolved photoemission study*
B. Kowalski, R. Iwanowski, J. Sadowski, I.A. Kowalik, J. Kanski, I. Grzegory, S. Porowski
Inst. Phys. Conf. Ser. vol. 171, C4.5 (1-8) (2003)

4. Naukowe wystąpienia konferencyjne “Abstract only”

4.1 Referaty zaproszone

1. *Soft x-ray spectroscopy and spectro-microscopy on ZnO thin films: tracing the origin of ferromagnetism upon Co doping*
I.A. Kowalik, M.I. Łukasiewicz, E. Guzewicz, M. Godlewski, F.J. Luque, M.A. Nino, A. Zakharov, D. Arvanitis
International Conference Spin Physics, Spin Chemistry and Spin Technology, 1-5.06.2015 St. Petersburg (Russian Federation)
Conference Programme 13 (2015);
2. *Circular, Linear and Natural Dichroism at MAX IV-lab: challenges and perspectives*
I.A. Kowalik
User Meeting, MAX IV, Session “Solid State, Structure and Surface”, 21-23.09.2015 Lund, (Sweden)
Program on line: https://www.maxiv.se/files/Parallel_session_4S_UM15.pdf ;
3. *Soft x-ray spectroscopy and spectro-microscopy on (Ga,Fe)N films*
I.A. Kowalik, M. Á. Niño, F. J. Luque, A. Locatelli, T. Onur Montes, A. Bonanni, T. Dietl, D. Arvanitis
The joint STINT Workshop on functional materials and minerals, 10-11.06.2013 Uppsala (Sweden);
4. *Soft x-ray spectroscopy and microscopy on functionalized Diluted Magnetic Semiconductor films*
I.A. Kowalik, M.A. Niño, A. Locatelli, T. Onur Montes, A. Bonanni, T. Dietl, D. Arvanitis
European Materials Research Society (E-MRS), Symposium H “Novel Materials for Electronics, Optoelectronics, Photovoltaics and Energy Saving Applications”, 19-23.09.2011 Warsaw (Poland)
Book of Abstracts H III-2 (2011);
5. *Magnetyczna spektroskopia i spektro-mikroskopia na materiałach spintronicznych*
I.A. Kowalik, M.A. Niño, A. Locatelli, T. Onur Menteş, A. Bonanni, T. Dietl, D. Arvanitis
IX Krajowe Sympozjum Użytkowników Promieniowania Synchrotronowego, 26-27.09.2011 Warsaw (Poland);
Bull. Polish Synchr. Rad. Soc. 10, 42 (2011)
6. *Electronic structure and magnetic properties of self-organized MnSb and MnAs dots grown by MBE on GaN surface*
I.A. Kowalik, B.J. Kowalski, M. Sawicki, M. Pietrzyk, J. Sadowski, E. Lusakowska, I. Grzegory, S. Porowski
9th International School and Symposium on Synchrotron Radiation in Natural Science (ISSRNS 2008), 15-20.06.2008 Ameliówka (Poland);
Bull. Polish Synchr. Rad. Soc. 7, 77 (2008)

Referaty zaproszone wygłoszone przez współautorów

7. *Element Specific Magnetism and Structure of Functional Magnets: Prussian Blue Derivatives*
D. Arvanitis, I.A. Kowalik, F.J. Luque, M.Á. Niño, J.J. de Miguel, R. Miranda, H. Prima García, J. P. Prieto, F. Romero, M. Makarewicz, E. Coronado
The joint STINT Workshop on functional materials and minerals, 10-11.06.2013 Uppsala (Sweden);
8. *II-VI based DMS materials- from materials properties to magnetic properties*
M. Godlewski, M.I. Łukasiewicz, A. Wójcik-Głodowska, I. Kowalik, E. Guzewicz
EMN Fall Meeting – Energy, Materials, Nanotechnology, 7-10.12.2013 Orlando FL (USA);

9. *Resonant photoemission of 4f electrons on clean semiconductor surfaces*
E. Guzewicz, B.A. Orlowski, A. Reszka, L. Wachnicki, S. Gieraltowska, M. Godlewski, I.A. Kowalik, B.J. Kowalski, R.L. Johnson
11th International School and Symposium on Synchrotron Radiation in Natural Science (ISSRNS 2012), 20-25.05.2012 Tyniec, Karków (Poland);
Bull. Polish Synchr. Rad. Soc. 11, 69 (2012)
10. *Homogenous and Heterogeneous Magnetism in (Zn,Co)O*
M. Sawicki, E. Guzewicz, M. I. Lukasiewicz, O. Proselkov, I.A. Kowalik, P. Dłuzewski, W. Paszkowicz, R. Jakiela, B.S. Witkowski, L. Wachnicki, W. Stefanowicz, D. Sztienkiel, M. Godlewski and T. Dietl
International Conference on Oxide Materials for Electronic Engineering – fabrication, properties and applications OMEE-2012, 3–7.09.2012 Lviv (Ukraine);
11. *XPS studies of (Zn,Co)O/Si interfaces*
E. Guzewicz, M. Godlewski, M.I. Lukasiewicz, W. Lisowski, M. Krawczyk, J.W. Sobczak, A. Jablonski, M. Sawicki, I.A. Kowalik, D. Arvanitis, F.J. Luque, P. Dłuzewski, T. Dietl
Joint Polish-Japanese Workshop “Spintronics – from new materials to applications”, 15-18.11.2011 Warsaw (Poland);
12. *Wide band-gap II-VI semiconductors for optoelectronic applications*
E. Guzewicz, M. Godlewski, K. Kopalko, A. Szczerbakow, I.A. Kowalik, A. Wójcik, S. Yatsunenko, W. Paszkowicz, E. Łusakowska
European Materials Research Society Fall Meeting (E-MRS 2007), Symposium C “Atomic Layer Deposition”, 17-21.09.2007 Warsaw (Poland)
Scientific Programme and Book of Abstracts 89 (2007);
13. *Localized 3d states in spintronic materials - studies with use of synchrotron radiation*
B.J. Kowalski, I.A. Kowalik, R.J. Iwanowski, E. Łusakowska, K. Kopalko, M. Sawicki, J. Sadowski, M. Adell, I. Grzegory, S. Porowski
6th Polish Meeting of Synchrotron Radiation Users (KSUPS), 8-9.09.2005 Warsaw (Poland);
Bull. Polish Synchr. Rad. Soc. 4, 8-9 (2005)
14. Gallium nitride surface formation and modification by Mn deposition – photoemission studies with use of synchrotron radiation
B.J. Kowalski, I.A. Kowalik, R.J. Iwanowski, B.A. Orlowski, E. Łusakowska, J. Sadowski, R.L. Johnson, I. Grzegory, S. Porowski
European Materials Research Society (EMRS), Symposium B “Development of Methods for Characterizing the Microstructure of Novel Materials”, 14-18.09.2003 Warsaw (Poland)
Program of EMRS Fall Meeting 28 (2003);

4.2 Referaty

1. *Towards single molecule spin filters: organic chiral molecules on metal surfaces*
I.A. Kowalik, M. Á. Niño, F. J. Luque, D. Arvanitis, J. J. de Miguel
First European Conference on Molecular Spintronics (ECMoS), 15-18.11.2016 Bologna (Italy);
Abstract accepted as regular talk;
2. *X-ray absorption and photoemission spectroscopy of organic chiral molecules on metal surfaces*
I.A. Kowalik, M. Á. Niño, F. J. Luque, D. Arvanitis, R. Miranda, J. J. de Miguel
Joint European Magnetic Symposia (JEMS), 21-26.08.2016 Glasgow (UK);
Book of Abstracts (2016);
3. *Soft x-ray absorption spectroscopy on Atomic Layer Deposition grown ZnO films*
I.A. Kowalik, M.I. Łukasiewicz, E. Guzewicz, M. Godlewski, D. Arvanitis
International Conference on X-ray Absorption Fine Structure, 23-28.08.2015 Karlsruhe (Germany);
Book of Abstracts 64 (2015);

4. *Combining linear and circular L-edge x-ray dichroism: identification of magnetic phases in (Ga,Fe)N*
I.A. Kowalik, A. Locatelli, T. Onur Montes, F. Luque, B. Faina, A. Bonanni, T. Dietl and D. Arvanitis
European Materials Research Society Fall Meeting E-MRS, Symposium X "Antiferromagnetic spintronics: materials, characterization, functionalities", 15-19.09.2014 Warsaw (Poland);
Book of Abstracts 366 (2014);
5. *X-ray absorption and photoemission spectroscopy on chiral DPED molecules on Cu(100) and Co/Cu(100)*
F. J. Luque, I. A. Kowalik, M. Á. Niño, D. Arvanitis, R. Miranda, J. J. de Miguel
European Materials Research Society Fall Meeting E-MRS, Symposium H "Organic and Carbon based Spintronics: materials and device trends", 16-20.09.2013, Warsaw (Poland);
Book of Abstracts 172 (2013);
6. *Soft x-ray spectroscopy and microscopy on Co doped ZnO films*
I.A. Kowalik, M.I. Lukasiewicz, E. Guziewicz, M. Godlewski, F. Luque, M.A. Nino, A. Zakharov, D. Arvanitis
European Materials Research Society Fall Meeting E-MRS, Symposium F "Novel materials for electronic, optoelectronic, photovoltaic and energy saving applications", 16-20.09.2013, Warsaw (Poland);
Book of Abstracts 110 (2013);
7. *Nano magnetism in functional dilute magnetic semiconductors: (Ga,Fe)N films*
I.A. Kowalik, M.A. Niño, A. Locatelli, T. Onur Montes, A. Bonanni, T. Dietl and D. Arvanitis
TEAM workshop "Atomic and molecular level devising of functional nanostructures for magnetic and catalytic applications", 12-16.04.2011 Zakopane (Poland);
8. *Soft x-ray absorption on (Ga,Fe)N films: magnetism and structure*
I.A. Kowalik, A. Persson, A. Bonanni, T. Dietl, D. Arvanitis
23rd General Conference of the Condensed Matter Division of the European Physical Society, 30.08-03.09.2010 Warsaw (Poland)
Book of Abstracts 53 (2010);
9. *Element specific characterization of (Ga,Fe)N: XMCD and XPEEM*
I.A. Kowalik, A. Persson, M.A. Niño, A. Bonanni, T. Dietl, D. Arvanitis
European Materials Research Society E-MRS, 13-17.09.2010 Warsaw (Poland);
10. *A resonant photoemission study of Co/GaN system*
I.A. Kowalik, B.J. Kowalski, B.A. Orlowski, P. Dziawa, E. Łusakowska, R.L. Johnson, J. Brison, L. Houssiau, I. Grzegory, S. Porowski
6th Polish Meeting of Synchrotron Radiation Users (KSUPS), 08-09.09.2005 Warsaw (Poland);
Bull. Polish Synchr. Rad. Soc. 4, 14-15 (2005)
11. *Ti interaction with GaN surface - a resonant photoemission study*
I.A. Kowalik, B.J. Kowalski, P. Kaczor, B.A. Orlowski, E. Łusakowska, R.L. Johnson, L. Houssian, J. Brison, I. Grzegory, S. Porowski
VIIth International School and Symposium on Synchrotron Radiation in Natural Science (ISSRNS), 8-13.06.2004 Zakopane (Poland)
Bull. Polish Synchr. Rad. Soc. 3, 58-59 (2004);

Referaty wygłoszone przez współautorów

12. *Adsorption of homochiral organic molecules on metal surfaces: Structure and enantiospecific photoelectron spin polarization*
M. Á. Niño, R. Palacios, F. J. Luque, I. A. Kowalik, S. Matencio, E. Barrena, D. Arvanitis, C. Ocal, J. J. de Miguel
31st European Conference on Surface Science, 31.08-04.09.2015 Barcelona (Hiszpania);
13. *Enantiospecific spin polarization from adsorbed organic chiral molecules*
J. J. de Miguel, M. A. Nino, R. Palacios, F. J. Luque, I. A. Kowalik, S. Matencio, E. Barrena, D. Arvanitis, C. Ocal

Chirality at the Nanoscale, 03.11-06.11.2015 Leuven (Belgium);

14. *Enantiospecific spin polarisation of electrons photoemitted through layers of homochiral organic molecules*
M. Á. Niño, I. A. Kowalik, F. J. Luque, D. Arvanitis, R. Miranda, J. J. de Miguel
30th European Conference on Surface Science (ECOSS-30), 31.08.-05.09.2014 Antalya (Turkey);
15. *Enantiospecific spin polarization of electrons photoemitted through layers of homochiral molecules*
J. J. De Miguel, M. Á. Niño, I. A. Kowalik, F. J. Luque, D. Arvanitis, R. Miranda
Workshop on "Electronic and Magnetic Properties of Chiral Structures and their Assemblies", 30.06.-04.07.2014 Telluride, CO (USA);
16. *Nanospectroscopy On FeCu Magnetic Alloy Films: Electronic Interface Effects In Organic-Metal Films*
M. A. Niño, F. J. Luque, P. Perna, I. O. Kowalik, T. O. Montes, A. Locatelli, L. Aballe, D. Arvanitis, R. Miranda, J. J. de Miguel
12th European Conference on Molecular Electronics (ECME-2013), 03-07.09.2013, London (U. K.);
17. *Nanospectroscopy on FeCu magnetic alloy films: electronic interface effects in organic-metal films*
M. A. Niño, F. J. Luque, P. Perna, I. O. Kowalik, T. O. Montes, A. Locatelli, L. Aballe, D. Arvanitis, R. Miranda, J. J. de Miguel
19th International Vacuum Congress (IVC-19), International Conference on Nanoscience and Technology (ICN+T) and 15th International Conference on Solid Surfaces (ICSS-15), 09-13.09.2013, Paris (France);
18. *Atomic Layer Deposition – a growth method for novel spintronics materials*
M.I. Łukasiewicz, M. Godlewski, E. Guzewicz, A. Wojcik-Głodowska, K. Kopalko, A. Wolska, M. Klepka, B.S. Witkowski, R. Jakiela, I.A. Kowalik
13th International Conference on Atomic Layer Deposition, 28-31.07.2013 San Diego (USA);
19. *X-ray circular dichroism in chemisorbed chiral molecules*
F. J. Luque, I. A. Kowalik, M. Á. Niño, D. Arvanitis, R. Miranda, J. J. de Miguel
29th European Conference on Surface Science (ECOSS-29), 03-05.09.2012 Edinburgh (U. K.);
20. *Circular dichroism of chemisorbed DPED chiral molecule film*
M. A. Niño, F.J. Luque, I. Kowalik, D. Arvanitis, R. Miranda, J.J. de Miguel
Multifunctional Hybrids and Organics Conference (MAMA-Hybrids), 22-24.10.2012, Ischia (Italy);
21. *Electronic interface effects in FeCu alloy films grown on self-assembled Pb islands*
F. J. Luque, I. A. Kowalik, T. O. Montes, A. Locatelli, R. Miranda, J. J. de Miguel, D. Arvanitis, M. Á. Niño
29th European Conference on Surface Science (ECOSS-29), 03-05.09.2012 Edinburgh (U. K.);
22. *XPS studies of (Zn,Co)O/Si interfaces*
E. Guzewicz, M. Godlewski, M.I. Łukasiewicz, W. Lisowski, M. Krawczyk, J. W. Sobczak, M. Sawicki, I. A. Kowalik, D. Arvanitis, F. Luque, P. Dłuzewski
International Conference on the Formation of Semiconductor Interfaces (13th ICFSI), 3-8.07.2011 Prague (Czech Republic);
23. *Interfacial effects in the magnetism of metastable fcc FeCu alloys*
M. Á. Niño, F. J. Luque, T. O. Montes, I. A. Kowalik, A. Locatelli, D. Arvanitis, R. Miranda, J. J. de Miguel
28th European Conference on Surface Science (ECOSS-28), 28.08-02.09.2011 Wrocław (Poland);
24. *Extra-low temperature growth of ZnO thin films by Atomic Layer Deposition*
E. Guzewicz, M. Godlewski, K. Kopalko, I.A. Kowalik, A. Wojcik, S. Yatsunenko, V. Osinnyi, W. Paszkowicz, E. Łusakowska
The 13th International Conference on II-VI Compounds, 10-14.09.2007 Jeju (Korea);
25. *MnAs grown on GaN(0001)-(1×1) surface*
B. Kowalski, R. Iwanowski, E. Łusakowska, I.A. Kowalik, M. Sawicki, J. Sadowski, I. Grzegory, S. Porowski
13th International Congress on Thin Films (ICTF 13), 8th International Conference on Atomically Controlled Surfaces, Interfaces and Nanostructures (ACSIN 8), 19-23.06.2005 Stockholm (Sweden)

Book of Abstracts 30 (2005);

26. *Gallium nitride surface formation and modification by Mn deposition - photoemission studies with use of synchrotron radiation*

B. Kowalski, I.A. Kowalik, R. Iwanowski, B. Orłowski, E. Łusakowska, J. Sadowski, R.L. Johnson, I. Grzegory, S. Porowski

E-MRS 2003 Fall Meeting: Symposium B, 15-19.09.2003 Warsaw (Poland);

4.3 Plakaty

1. *Linear and circular Fe L-edge x-ray dichroism on (Ga,Fe)N: element specific magnetometry including the antiferromagnetic components*

I.A. Kowalik, N. Gonzalez Szwacki, M.A. Niño, A. Locatelli, T. Onur Montes, F. Luque, A. Navarro-Quezada, B. Faina, T. Dietl, A. Bonanni, and D. Arvanitis

Joint European Magnetic Symposia (JEMS), 21-26.08.2016 Glasgow (UK);

Book of Abstracts (2016);

2. *Spin-sensitive spectroscopy studies of chiral molecules adsorbed at surfaces*

I.A. Kowalik, J. J. de Miguel, M. Á. Niño, F. J. Luque, D. Arvanitis

The Future of X-ray and Electron Spectroscopy, 15-17.06.2016 Uppsala (Szwecja)

Book of Abstracts (2016);

3. *X-ray spectro-microscopy on ZnO thin films: tracing the origin of ferromagnetism upon Co doping*

I.A. Kowalik, M.I. Łukasiewicz, E. Guzewicz, M. Godlewski, F.J. Luque, M.A. Nino, A. Zakharov, D. Arvanitis

International Conference on X-ray Absorption Fine Structure, 23-28.08.2015 Karlsruhe (Germany)

Book of Abstracts 131 (2015);

4. *Nano magnetism by means of core level dichroism in a functional dilute magnetic semiconductor: (Ga,Fe)N films*

I.A. Kowalik, M.A. Nino, A. Locatelli, T.O. Montes, F.J. Luque, A. Navarro-Quezada, B. Faina, A. Bonanni, T. Dietl, D. Arvanitis

IEEE International Magnetism Conference (INTERMAG), 04-08.05.2014 Dresden (Germany)

Book of Abstracts 254 (2014);

5. *Large x-ray circular dichroism in adsorbed films of homochiral organic molecules*

F. J. Luque, I. A. Kowalik, M. Á. Niño, D. Arvanitis, R. Miranda, J. J. de Miguel

30th European Conference on Surface Science (ECOSS-30), 31.08.-05.09.2014 Antalya (Turkey);

6. *Spin polarization of electrons photoemitted through layers of homochiral organic molecules*

M Á Niño, I A Kowalik, F J Luque, D Arvanitis, R Miranda, J. J. de Miguel

International Symposium on Spin-Polarized Electron Physics and Nanomagnetism, 10-13.07.2014 Halle (Germany);

7. *Structural and electronic characterization of adsorber layers of chiral molecules by x-ray absorption*

F. J. Luque, M. Á. Niño, I. A. Kowalik, D. Arvanitis, R. Miranda, J. J. de Miguel

Workshop on "Electronic and Magnetic Properties of Chiral Structures and their Assemblies", 30.06-04.07.2014 Telluride, CO (USA);

8. *Magnetic Microspectroscopy and Dichroic Effects in X-Ray Absorption by Adsorbed Thin Films of Chiral Molecules*

M.A. Nino, F.J. Luque, J.J. de Miguel, P. Perna, R. Miranda, I. Kowalik, L. Aballe, M. Foerster, D. Arvanitis

Workshop on "Electronic and Magnetic Properties of Chiral Structures and their Assemblies", 30.06-04.07.2014 Telluride, CO (USA);

9. *Synchrotron radiation for study Fano type photoemission resonances In rare earth atoms*

B.A. Orłowski, B.J. Kowalski, E. Guzewicz, I. Kowalik, M. Pietrzyk, A. Reszka

10th National Meeting of Synchrotron Radiation Users (KSUPS-10), 09-11.09.2013 Stalowa Wola (Poland)

Bull. Polish Synchr. Rad. Soc. 12, 47 (2013);

10. *Soft x-ray spectroscopy and microscopy on ZnO films: the importance of the inner interface*

- I.A. Kowalik, M.I. Lukaszewicz, E. Guzewicz, M. Godlewski, F. J. Luque, M. Á . Niño, A. Zakharov, D. Arvanitis
3rd European Workshop on Self Organized Nanomagnets, 16-20.04.2012 Guadarrama, Madrid (Spain)
Book of Abstracts 126 (2012);
11. *Electronic interface effects in FeCu alloy films grown on self-assembled Pb islands*
F. J. Luque, I. A. Kowalik, T. O. Montes, A. Locatelli, R. Miranda, J. J. De Miguel, D. Arvanitis, M. Á . Niño
3rd European Workshop on Self Organized Nanomagnets, 16-20.04.2012 Guadarrama, Madrid (Spain)
Book of Abstracts 130 (2012);
12. *Synchrotron radiation-based studies of Prussian Blue derivatives*
I.A. Kowalik, F. J. Luque, H. Prima García, J. P. Prieto, M. Á . Niño, F. Romero, M. Makarewicz, J. J. de Miguel, R. Miranda, E. Coronado, D. Arvanitis
3rd European Workshop on Self Organized Nanomagnets, 16-20.04.2012 Guadarrama, Madrid (Spain)
Book of Abstracts 168 (2012);
13. *Circular dichroism in chemisorbed chiral molecules*
F. J. Luque, I. A. Kowalik, M. Á . Niño, D. Arvanitis, R. Miranda, J. J. de Miguel
3rd European Workshop on Self Organized Nanomagnets, 16-20.04.2012, Guadarrama, Madrid (Spain)
Book of Abstracts 174 (2012);
14. *Electronic structure and magnetism of (Zn,Co)O films: A soft x-ray spectroscopy study*
I.A. Kowalik, M.I. Lukaszewicz, E. Guzewicz, M. Godlewski, F.J. Luque, M.A. Nino, A. Zakharov, D. Arvanitis
11th International School and Symposium on Synchrotron Radiation in Natural Science (ISSRNS 2012), 20-25.05.2012 Tyniec, Karków (Poland)
Bull. Polish Synchr. Rad. Soc. 11, 108 (2012);
15. *Soft x-ray spectroscopy and spectro-microscopy on Co doped ZnO films*
I.A. Kowalik, M.I. Lukaszewicz, E. Guzewicz, M. Godlewski, F.J. Luque, M.A. Nino, A. Zakharov, D. Arvanitis
International Workshop on Zinc Oxide and Related Materials, 11-14.09.2012 Nicea (France);
16. *Room temperature nano-magnetism of (Ga,Fe)N films: element specific spectroscopy and microscopy*
I.A. Kowalik, M.A. Niño, A. Locatelli, T. Onur Montes, A. Navarro-Quezada, Mauro Rovezzi, A. Bonanni, T. Dietl and D. Arvanitis
40th "Jaszowiec" International School and Conference on the Physics of Semiconductors, 25.06-01.07.2011 Krynica-Zdrój (Poland)
Book of Abstracts 213 (2011);
17. *Magneto-optical properties of (Ga,Fe)N layers*
J. Papierska, J.-G. Rousset, A. Golnik, W. Pacuski, M. Nawrocki, J. A. Gaj, J. Suffczyński, I. Kowalik, W. Stefanowicz, M. Sawicki, T. Dietl, A. Navarro-Quezada, B. Faina, Tian Li, A. Bonanni
40th "Jaszowiec" International School and Conference on the Physics of Semiconductors, 25.06-01.07.2011 Krynica-Zdrój (Poland)
Book of Abstracts 229 (2011);
18. *Natural x-ray dichroism in chemisorbed films of chiral molecules*
F. J. Luque, M. Á . Niño, I. A. Kowalik, D. Arvanitis, R. Miranda, J. J. de Miguel
28th European Conference on Surface Science (ECOSS-28), 28.08-02.09.2011 Wrocław (Poland);
19. *ZnCoO Films by Atomic Layer Deposition – structural and magnetic properties*
M. Łukaszewicz, M. Godlewski, E. Guzewicz, M. Sawicki, W. Paszkowicz, E. Łusakowska, R. Jakiela, T. Krajewski, I.A. Kowalik, B.J. Kowalski, B. Witkowski
Fifth International School and Conference on Spintronics and Quantum Information Technology (Spintech 5), 07-11.06.2009 Cracow (Poland)
Program and abstracts 206 (2009);
20. *ZnCoO Films by Atomic Layer Deposition – optimization of a growth parameters to obtain uniform cobalt distribution*

- M. Łukasiewicz, B. Witkowski, M. Godlewski, E. Guziewicz, M. Sawicki, W. Paszkowicz, E. Łusakowska, R. Jakiela, T. Krajewski, I.A. Kowalik, B.J. Kowalski
The Baltic ALD conference (BALD 2009), 15-16.06.2009 Uppsala (Sweden);
21. *The new I1011 beam line for magnetism work at MAX-lab: description and first results*
I.A. Kowalik, G. Öhrwall, B. N. Jensen, E. Wallén, U. Johansson, O. Karis, D.Arvanitis
International Conference on Magnetism (ICM), 26-31.07.2009 Karlsruhe (Germany)
Program and Abstracts 238 (2009);
22. *The new I1011 beamline for magnetic measurements at MAX-lab*
I.A. Kowalik, G. Öhrwall, B. N. Jensen, E. Wallén, U. Johansson, O. Karis, D.Arvanitis
Polarized Neutrons and Synchrotron X-rays for Magnetism (PNSXM), 02-05.08.2009 Bonn (Germany);
23. *Commissioning of beamline I1011 at MAX-lab – First results*
I.A. Kowalik, G. Öhrwall, B. N. Jensen, E. Wallén, U. Johansson, O. Karis, D.Arvanitis
The 10th International Conference on Synchrotron Instrumentation (SRI 2009), 27.09-02.10.2009 Malbourne (Australia);
24. *ZnCoO Films by Atomic Layer Deposition – influence of a growth temperature on uniformity of cobalt distribution*
M. Łukasiewicz, B. Witkowski, M. Godlewski, E. Guziewicz, M. Sawicki, W. Paszkowicz, E. Łusakowska, R. Jakiela, T. Krajewski, I.A. Kowalik, B.J. Kowalski
XXXVIII International School and Conference on the Physics of Semiconductors, 19-26.06.2009 Krynica-Zdrój (Poland)
Book of Abstracts 121 (2009);
25. *The influence of growth temperature and precursors' doses on electric parameters of ZnO thin films*
T. Krajewski, E. Guziewicz, M. Godlewski, Ł. Wachnicki, I.A. Kowalik, K. Kopalko, A. Wójcik, V. Osinniy, M. Guziewicz
European Material Research Conference March Meeting 2008, 26-30.05.2008 Strassbourg (France);
26. *Self-Organized MnSb and MnAs Dots Grown by MBE on GaN(0001) Surface – Comparison of Electronic Structure and Magnetic Properties*
I.A. Kowalik, B.J. Kowalski, M. Sawicki, M. Pietrzyk, J. Sadowski, E. Łusakowska, I. Grzegory, S. Porowski
XXXVII International School on the Physics of Semiconducting Compounds, 7-13.06.2008 Ustroń-Jaszowiec (Poland)
Book of Abstracts 106 (2008);
27. *Reactivity of Gd on Si(111) surface*
B.A. Orlowski, E. Łusakowska, I.A. Kowalik, M.A. Pietrzyk, B.J. Kowalski, E. Guziewicz, E. Nossarzewska-Orłowska, R.L. Johnson
XXXVII International School on the Physics of Semiconducting Compounds, 7-13.06.2008 Ustroń-Jaszowiec (Poland)
Book of Abstracts 112 (2008);
28. *Electronic Structure of Mn deposited ZnMnO films grown by ALD technique – resonant photoemission study*
I.A. Kowalik, E. Guziewicz, Ł. Wachnicki, K. Kopalko, E. Łusakowska, W. Paszkowicz, M. Godlewski
9th International School and Symposium on Synchrotron Radiation in Natural Science (ISSRNS 2008), 15-20.06.2008, Ameliówka (Poland)
Bull. Polish Synchr. Rad. Soc. 7, 112 (2008);
29. *Microscopic and resonant photoemission study of Gd/Si*
B.A. Orlowski, B.J. Kowalski, E. Guziewicz, E. Łusakowska, V. Osinniy, I.A. Kowalik, M.A. Pietrzyk, E. Nossarzewska-Orłowska, R.L. Johnson
9th International School and Symposium on Synchrotron Radiation in Natural Science (ISSRNS-9), 15-20.06.2008, Ameliówka (Poland)
Bull. Polish Synchr. Rad. Soc. 7, 129-130 (2008);
30. *Photoemission Study of Mn 3d Electrons in the valence band of Mn/GeMnTe*
M.A. Pietrzyk, B.J. Kowalski, B.A. Orlowski, W. Knoff, V. Osinniy, I.A. Kowalik, T. Story, R.L. Johnson
XXXVI International School on the Physics of Semiconducting Compounds, 9-15.06.2007 Jaszowiec (Poland)

Book of Abstracts 44 (2007);

31. *Extra-low temperature growth of ZnO by ALD with diethylzinc precursor*

I.A. Kowalik, E. Guziejewicz, K. Kopalko, S. Yatsunenkov, M. Godlewski, A. Wójcik, V. Osinniy, T. Krajewski, T. Story, E. Łusakowska, W. Paszkowicz

XXXVI International School on the Physics of Semiconducting Compounds, 9-15.06.2007 Jaszowiec (Poland)

Book of Abstracts 70 (2007);

32. *Gd 4f electrons contribution to Si/Gd valence band*

B.A. Orlowski, B.J. Kowalski, E. Guziejewicz, E. Łusakowska, V. Osinniy, I.A. Kowalik, M.A. Pietrzyk, E. Nossarzewska-Orłowska, A. Bukowski, L. Johnson

7th Polish Meeting of Synchrotron Radiation Users (KSUPS-7), 24-26.09.2007 Poznań (Poland)

Bull. Polish Synchr. Rad. Soc. 6, 55 (2007);

33. *Mn 3d contribution to the valence band of Mn/GeMnTe*

M.A. Pietrzyk, B.J. Kowalski, B.A. Orlowski, W. Knoff, V. Osinniy, I.A. Kowalik, T. Story, R.L. Johnson

7th Polish Meeting of Synchrotron Radiation Users (KSUPS-7), 24-26.09.2007 Poznań (Poland)

Bull. Polish Synchr. Rad. Soc. 6, 62 (2007);

34. *ZnO thin films for organic/inorganic heterojunctions*

I.A. Kowalik, Ł. Wachnicki, E. Guziejewicz, K. Kopalko, S. Yatsunenkov, M. Godlewski, A. Wójcik, V. Osinniy, T. Krajewski, T. Story, E. Łusakowska, W. Paszkowicz

European Materials Research Society Fall Meeting (E-MRS 2007), Acta Materialia Gold Medal Workshop, 17-21.09.2007 Warsaw (Poland)

Scientific Programme and Book of Abstracts 309 (2007);

35. *Mn 3d electrons in the valence band of Mn/Ge_{0.9}Mn_{0.1}Te – a resonant photoemission study*

M. Pietrzyk, B.J. Kowalski, B.A. Orlowski, W. Knoff, V. Osinniy, I.A. Kowalik, T. Story, R.L. Johnson,

European Materials Research Society Fall Meeting (E-MRS 2007), Symposium I “New opportunities and challenges in material research using synchrotron and free electron laser sources”, 17-21.09.2007 Warsaw (Poland)

Scientific Programme and Book of Abstracts 235 (2007);

36. *Gd atoms on Si (111) surface – AFM and photoemission study*

B.A. Orlowski, B.J. Kowalski, E. Guziejewicz, E. Łusakowska, V. Osinniy, I.A. Kowalik, M.A. Pietrzyk, E. Nossarzewska-Orłowska, A. Bukowski, R. L. Johnson

European Materials Research Society Fall Meeting (E-MRS 2007), Symposium I “New opportunities and challenges in material research using synchrotron and free electron laser sources”, 17-21.09.2007 Warsaw (Poland)

Scientific Programme and Book of Abstracts 234 (2007);

37. *Mn 3d electrons in the valence band of Mn/GeMnTe-a photoemission study*

M.A. Pietrzyk, B.J. Kowalski, B.A. Orlowski, W. Knoff, V. Osinniy, I.A. Kowalik, T. Story, R.L. Johnson,

IVC-17/ICSS-13 and ICN+T 2007 Co-Organised with NCSS-6/NSM-22/SVM-4, 02-06.07.2007 Stockholm (Sweden);

38. *Effect of annealing on electrical properties of low temperature ZnO films*

I.A. Kowalik, E. Guziejewicz, K. Kopalko, M. Godlewski, A. Wójcik, V. Osinniy, T. Krajewski, T. Story

5th International Conference on Solid State Crystals (ICSSC-5) and 8th Polish Conference on Crystal Growth (PCCG-8), 20-24.05.2007, Zakopane (Poland)

Book of Abstracts 22 (2007);

39. *MnAs dots on GaN(0001) surface – growth process and electronic structure*

B.J. Kowalski, I.A. Kowalik, R.J. Iwanowski, K. Kopalko, E. Łusakowska, M. Sawicki, J. Sadowski, M. Adell, I. Grzegory, S. Porowski,

28th International Conference on the Physics of Semiconductors, 24-28.07.2006, Vienna (Austria);

40. *Resonant Photoemission Studies of the Electronic Structure of MnAs Dots on GaN*

I.A. Kowalik, B.J. Kowalski, R.J. Iwanowski, K. Kopalko, M. Sawicki, E. Łusakowska, J. Sadowski, M. Adell, I. Grzegory, S. Porowski
VIIIth International School and Symposium on Synchrotron Radiation in Natural Sciences (ISSRNS-8), 12-17.06.2006 Zakopane (Poland)
Bull. Polish Synchr. Rad. Soc. 5, 69 (2006);

41. *The electronic structure of MnAs dots on GaN – a resonant photoemission studies*

I.A. Kowalik, B.J. Kowalski, R.J. Iwanowski, K. Kopalko, M. Sawicki, E. Łusakowska, J. Sadowski, M. Adell, I. Grzegory, S. Porowski
XXXIII International School on the Physics of Semiconducting Compounds, 17-23.06.2006 Jaszowiec (Poland)
Program & Abstracts 181 (2006);

42. *Resonant photoemission study of TM/GaN (Tm=Mn, Ti, Co) interface formation*

I.A. Kowalik, B.J. Kowalski, B.A. Orłowski, P. Kaczor, P. Dziawa, E. Łusakowska, S. Mickevicius, R.L. Johnson, J. Brison, L. Houssiau, I. Grzegory, S. Porowski
International Conference on Electronic Spectroscopy and Structure (ICESS), 28.08-01.09.2006 Foz do Iguaçu (Brazil);

43. *Co/GaN interface formation - a resonant photoemission study*

I.A. Kowalik, B. Kowalski, B. Orłowski, P. Dziawa, E. Łusakowska, R.L. Johnson, J. Brison, L. Houssian, I. Grzegory, S. Porowski
XXXIV International School on the Physics of Semiconducting Compounds, 04-10.06.2005 Jaszowiec (Poland)
Program & Abstracts 183 (2005);

44. *Resonant photoemission study of Ti/GaN interface formation*

I.A. Kowalik, B.J. Kowalski, P. Kaczor, B.A. Orłowski, E. Łusakowska, R. Johnson, L. Houssian, J. Brison, I. Grzegory, S. Porowski
13th International Congress on Thin Films (ICTF 13), 8th International Conference on Atomically Controlled Surfaces, Interfaces and Nanostructures (ACSIN 8), 19-23.06.2005 Stockholm (Sweden)
Book of Abstracts 88 (2005);

45. *Resonant photoemission study of Eu(1-x)Gd(x)Te layers*

B.A. Orłowski, P. Dziawa, B.J. Kowalski, I.A. Kowalik, M. Pietrzyk, V. Osinniy, T. Story, S. Mickevicius, R. Johnson
13th International Congress on Thin Films (ICTF 13), 8th International Conference on Atomically Controlled Surfaces, Interfaces and Nanostructures (ACSIN 8), 19-23.06.2005 Stockholm (Sweden)
Book of Abstracts 82 (2005);

46. *Study of Eu valence in (Eu,Gd)Te by means of photoemission spectroscopy*

M. Pietrzyk, B.A. Orłowski, B.J. Kowalski, P. Dziawa, S. Mickevicius, V. Osinniy, B. Taliashvili, I.A. Kowalik, T. Story, R.L. Johnson
6th Polish Meeting of Synchrotron Radiation Users (KSUPS), 08-09.09.2005 Warsaw (Poland)
Bull. Polish Synchr. Rad. Soc. 4, 61 (2005);

47. *Interaction of Mn and Ti atoms with GaN surface – a resonant photoemission study*

I.A. Kowalik, B.J. Kowalski, B.A. Orłowski, P. Kaczor, E. Łusakowska, S. Mickevicius, R.L. Johnson, L. Houssian, J. Brison, I. Grzegory, S. Porowski
European Materials Research Society (EMRS) Fall Meeting, Symposium C “Science and Technology of Nitrides and Related Materials” 06-10.09.2004 Warsaw (Poland)
Book of Abstracts 100 (2004);

48. *A resonant photoemission study of Ti/GaN*

I.A. Kowalik, B. Kowalski, P. Kaczor, B. Orłowski, E. Łusakowska, R.L. Johnson, L. Houssian, J. Brison, I. Grzegory, S. Porowski
XXXIII International School on the Physics of Semiconducting Compounds, 29.05-04.06.2004 Jaszowiec (Poland)
Program & Abstracts 123 (2004);

49. *Photoemission study of GaN(0001) surface Fe doped*

B.A. Orłowski, I.A. Kowalik, B.J. Kowalski, N. Barrett, I. Grzegory, S. Porowski

XXXIII International School on the Physics of Semiconducting Compounds, 29.05-04.06.2004 Jaszowiec (Poland)
Program & Abstracts 122 (2004);

50. *MnAs layer on GaN(0001)-(1×1) – its growth, morphology and electronic structure*

B.J. Kowalski, R.J. Iwanowski, E. Łusakowska, I.A. Kowalik

XXXIII International School on the Physics of Semiconducting Compounds, 29.05-04.06.2004 Jaszowiec (Poland)
Program & Abstracts 90 (2004);

51. *Photoemission study of Fe/GaN(0001) surface*

B.A. Orlowski, I.A. Kowalik, B.J. Kowalski, N. Barrett, I. Grzegory, S. Porowski

VIIth International School and Symposium on Synchrotron Radiation in Natural Science (ISSNRS), 08-13.06.2004
Zakopane (Poland)

Bull. Polish Synchr. Rad. Soc. 3, 102 (2004);

52. *Photoemission studies of Ga_{0.92}In_{0.08}N(0001) and GaN(0001)*

B.J. Kowalski, I.A. Kowalik, R.J. Iwanowski, B.A. Orlowski, E. Łusakowska, J. Sadowski, J. Kanski, J. Ghijsen, F. Mirabella, P. Perlin, S. Porowski, I. Grzegory, M. Leszczynski

VIIth International School and Symposium on Synchrotron Radiation in Natural Science (ISSNRS), 08-13.06.2004
Zakopane (Poland)

Bull. Polish Synchr. Rad. Soc. 3, 80-81 (2004);

53. *Mn, GaMn and MnAs on GaN(0001)-(1×1) surface*

I.A. Kowalik, B.J. Kowalski, R.J. Iwanowski, E. Łusakowska, J. Sadowski, I. Grzegory, S. Porowski

VIIth International School and Symposium on Synchrotron Radiation in Natural Science (ISSNRS), 08-13.06.2004
Zakopane (Poland)

Bull. Polish Synchr. Rad. Soc. 3, 78-79 (2004);

54. *Photoemission studies of (0001)-(1×1) surfaces of Ga_{1-x}In_xN and GaN epitaxial layers*

B. Kowalski, I.A. Kowalik, R. Iwanowski, B. Orlowski, E. Łusakowska, J. Sadowski

22nd European Conf. on Surface Science (ECOSS-22), 07-12.09.2003 Prague (Czech Republic);

55. *Synchrotron radiation study of Mn/GaN*

I.A. Kowalik, B. Kowalski, B. Orlowski, E. Łusakowska, S. Mickevicius, R.L. Johnson, I. Grzegory, S. Porowski

XXXII International School on the Physics of Semiconducting Compounds, 30.05-06.06.2003 Jaszowiec (Poland)
Program & Abstracts 155 (2003);

56. *Mn doped ZnTe(110) (1×1) surface in resonant photoemission study*

B.A. Orlowski, S. Mickevicius, B.J. Kowalski, I.A. Kowalik, K. Kopalko, A. Mycielski, R.L. Johnson

European Materials Research Society (EMRS), Symposium C "Development of Methods for Characterizing the
Microstructure of Novel Materials", 14-18.09.2003 Warsaw (Poland)

Program of EMRS Fall Meeting 24 (2003);

57. *Differential reflectivity and photoemission study of ZnTe and CdTe(110) surface*

B.A. Orlowski, I.A. Kowalik, B.J. Kowalski, M. Suffczynski, A. Mycielski, S. Colonna, C. Ottaviani, F. Ronci, A. Cricenti

European Materials Research Society (EMRS), Symposium C "Development of Methods for Characterizing the
Microstructure of Novel Materials", 14-18.09.2003 Warsaw (Poland)

Program of EMRS Fall Meeting 24 (2003);

58. *Franz-Keldish effect on ZnTe(110) surface by means of Surface Differential Reflectivity method*

B. Orlowski, I.A. Kowalik, B. Kowalski, A. Mycielski, S. Colonna, C. Ottaviani, A. Cricenti

XXXII International School on the Physics of Semiconducting Compounds, 30.05-06.06.2003 Jaszowiec (Poland)
Program & Abstracts 152 (2003);

59. *Photoemission study of the ZnTe (110) (1×1) surface doped by deposited Mn atoms*

B. Orlowski, S. Mickevicius, B. Kowalski, I.A. Kowalik, A. Mycielski, R.L. Johnson

XXXII International School on the Physics of Semiconducting Compounds, 30.05-06.06.2003 Jaszowiec (Poland)
Program & Abstracts 92 (2003);

60. *Photoemission Study of the Valence band Electronic Structure of $Ga_{1-x}In_xN$ and GaN*
I.A. Kowalik, B.J. Kowalski, R.J. Iwanowski, J. Sadowski, P. Perlin, S. Porowski, I. Grzegory, M. Leszczynski, J. Kanski
XXXI International School on the Physics of Semiconducting Compounds, 7-14.06.2002 Ustroń-Jaszowiec (Poland)
Program & Abstracts 86 (2002);
61. *Valence band of Sm/GaN(0001) surface*
B. Orlowski, E. Guziewicz, B. Kowalski, K. Kopalko, I.A. Kowalik, E. Łusakowska, A. Szczepańska, S. Mickevicius, I. Grzegory, S. Porowski, Ł. Pluciński, R.L. Johnson
XXXI International School on the Physics of Semiconducting Compounds, 7-14.06.2002 Ustroń-Jaszowiec (Poland)
Program & Abstracts 133 (2002);
62. *Samarium on clean semiconductor surface - a photoemission study*
E. Guziewicz, B.A. Orlowski, B.J. Kowalski, I.A. Kowalik, S. Mickievicius, A. Szczepanska, Z. Golacki, I. Grzegory, S. Porowski, and R.L. Johnson
6th International School and Symposium on Synchrotron Radiation in Natural Science (ISSRNS), 17-22.06.2002 Jaszowiec (Poland)
Bull. Polish Synchr. Rad. Soc. 1, 57 (2002);
63. *Photoemission studies of $Ga_{1-x}In_xN$ epitaxial layers*
I.A. Kowalik, B.J. Kowalski, B.A. Orlowski, R.J. Iwanowski, E. Łusakowska, J. Ghijsen, F. Mirabella, J. Sadowski, J. Kanski, P. Perlin, S. Porowski, I. Grzegory, and M. Leszczynski
6th International School and Symposium on Synchrotron Radiation in Natural Science (ISSRNS), 17-22.06.2002 Jaszowiec (Poland)
Bull. Polish Synchr. Rad. Soc. 1, 50 (2002);

5. Pozostała działalność naukowo-badawcza

5.1 Działalność dydaktyczna

Podczas ostatniego roku pobytu w laboratorium MAX-lab (Uniwersytet w Lund) byłam odpowiedzialna za obsługę użytkowników linii pomiarowej I1011. Moim zadaniem było wprowadzenie użytkowników i zapoznanie ich z zasadami działania układu eksperymentalnego oraz, w miarę konieczności, sprawowanie opieki nad jego użytkowaniem. Wśród użytkowników linii I1011 byli naukowcy o różnym stażu pracy - doktoranci, doktorzy, jak również profesorowie. W okresie czasu, kiedy pełniłam obowiązki opiekuna linii I1011, pomiary wykonało wiele grup badawczych (około 15). Typowy czas trwania eksperymentu to 1-2 tygodnie. Grupa badawcza składa się zazwyczaj z 3 naukowców.

Jako pracownik naukowy linii I1011 w laboratorium MAX-lab, przeznaczonej do badań XMCD, podczas praktycznych sesji "Nordic and European Summer School in Synchrotron Radiation Science" organizowanych przez MAX-lab, uczestniczyłam w przygotowywaniach całonocnych sesji tzw. „hands on” na linii I1011 przeznaczonych dla doktorantów i młodych naukowców, ilustrujących badania magnetyczne z wykorzystaniem promieniowania synchrotronowego. Na dni poświęcone spektroskopii dichroizmu magnetycznego przygotowywałam eksperymenty dydaktyczne w zakresie XAS i XMCD, które przez około pół dnia pod moim kierunkiem wykonywały grupy składające się z 3-4 studentów. Wprowadzałam młodych naukowców w zasady działania i możliwości eksperymentalne linii pomiarowej.

Pracowałam także jako koordynator projektu „CHIMES” European Training Network, zgłoszonego do konkursu w styczniu 2017 w ramach Marie-Curie Innovative Training Networks. Celem projektu CHIMES jest edukacja młodych naukowców w obszarze nowych materiałów spintronicznych opartych na związkach organicznych. Razem z naukowcami z dziesięciu partnerskich uniwersytetów, instytucji naukowych i firm z kilku państw UE, przygotowałam plan badań i edukacji dla 14 doktorantów. Plan edukacji i badań naukowych musiał uwzględnić różne modele systemu edukacji stosowane przez instytucje partnerskie oraz firmy. W okresie czasu od września 2016 roku do stycznia 2017 roku, razem z naukowcami z instytucji partnerskich przygotowaliśmy kompleksowy program edukacyjny dla 14 doktorantów, uwzględniający coroczne szkoły specjalistyczne, specjalistyczne szkolenia akademickie oraz szkolenia w firmach, zgodnie z wymaganiami Komisji Europejskiej.

5.2 Popularyzacja nauki

Pełniąc obowiązki kierownika linii pomiarowej w laboratorium synchrotronowym MAX-lab uczestniczyłam w sprawach organizacyjnych oraz miałam kontakt z zainteresowanymi osobami odwiedzającymi MAX-lab, prezentując różnym grupom społecznym badania magnetyczne prowadzone przez grupy użytkowników. Podczas wizyt szkół średnich oraz podczas „dni otwartych” laboratorium MAX-lab demonstrowałam i wyjaśniałam możliwości wykorzystania linii I1011.

Każdego roku w MAX-lab odbywały się wizyty około 10-20 szkół średnich. Sukces laboratorium MAX-lab i pozytywna opinia prasy, do których przyczyniły się tego typu wydarzenia, wpłynęły na poparcie (między innymi) regionu Skåne (południowa Szwecja) dla unowocześnienia pierścieni akumulacyjnych MAX II i MAX III. Region Skåne aktualnie pokrywa znaczną część kosztów budowy nowego laboratorium MAX IV.

W okresie czasu od 29 czerwca do 3 listopada 2011 roku pełniłam funkcję sekretarza naukowego konferencji International School & Conference on the Physics of Semiconductors. W tym czasie między innymi utrzymywałam korespondencję z członkami komitetu organizacyjnego i naukowego, zorganizowałam i przeprowadziłam głosowanie dotyczące referatów zaproszonych, przygotowałam i do listopada prowadziłam stronę internetową konferencji.

W roku 2013 uczestniczyłam w organizacji 17. Pikniku Naukowego (15.06.2013), największego tego typu wydarzenia na otwartym powietrzu w Europie, mającego na celu popularyzację nauki. Prezentowałam eksperymenty w zakresie fizyki niskich temperatur.

Od 2002 roku jestem członkiem Polskiego Towarzystwa Promieniowania Synchrotronowego, którego celem jest działalność naukowa i oświatowa, w szczególności wspieranie rozwoju badań naukowych z wykorzystaniem promieniowania synchrotronowego oraz popularyzacja tego rodzaju badań w Polsce.

Seminaria wygłoszone w Polsce i za granicą:

12.02.2015 Instytut Fizyki PAN, "Polaryzacja spinowa elektronów emitowanych poprzez warstwę homochiralnych cząsteczek organicznych" – praca wybrana jako jedno z najważniejszych osiągnięć IF PAN w 2014 roku

18.03.2014 Oddział Fizyki i Technologii Nanostruktur Półprzewodników Szerokoprzerwowych, IF PAN, "X-ray absorption and photoemission spectroscopy on chiral DPED molecules on Cu(100) and Co/Cu(100)"

11.03.2013 CELLS-ALBA synchrotron facility, Balcelona (Spain), "On the EAgLE project related science within the Institute of Physics PAS in Warsaw: selected examples"

05.11.2013 Środowiskowe Laboratorium Badań Kriogenicznych i Spintronicznych, IF PAN, "Element specificity using core level excitation at a synchrotron"

16.10.2012 Seminarium Fizyki Materii Skondensowanej, IF PAN, „Niskowymiarowe materiały magnetyczne badane z zastosowaniem spektroskopii i spektro-mikroskopii poziomów rdzeniowych”

11.09.2012 Środowiskowe Laboratorium Badań Kriogenicznych i Spintronicznych, IF PAN, "Zastosowanie dichroicznej spektroskopii poziomów rdzeniowych do badań struktury elektronowej cząsteczek chiralnych adsorbowanych na powierzchni Cu(100) oraz w fazie gazowej"

21.01.2011 FunDMS/SemiSpinNet meeting and Workshop, Linz (Austria), "(Ga,Fe)N studied by x-ray absorption"

08.02.2010 HASYLAB DESY, Hamburg (Germany), "Soft X-ray Absorption Spectroscopy at MAX-lab: towards novel magnetic semiconductor materials"

10.02.2009 Oddział Fizyki i Technologii Nanostruktur Półprzewodników Szerokoprzerwowych, IF PAN, "Rentgenowski magnetyczny dichroizm kołowy (XMCD) – selektywna metoda wyznaczania własności jonów magnetycznych"

05.12.2006 Oddział Spektroskopii Ciała Stałego, IF PAN, „Stany 3d w strukturze elektronowej powierzchni GaN modyfikowanej warstwami zawierającymi metale przejściowe"

2006 MAX-lab synchrotron facility, Lund (Sweden), "The 3d states in electronic structure of GaN surface modified with layers containing transition metals"

11.04.2006 Oddział Spektroskopii Ciała Stałego, IF PAN, "Fotoemisyjne badania struktury elektronowej Mn/GaN i MnAs/GaN" part 2

07.03.2006 Oddział Spektroskopii Ciała Stałego, IF PAN, "Fotoemisyjne badania struktury elektronowej Mn/GaN i MnAs/GaN" part 1

05.04.2005 Oddział Spektroskopii Ciała Stałego, IF PAN, "Fotoemisyjne badania procesu formowania interfejsu Co/GaN"

15.03.2005 Oddział Spektroskopii Ciała Stałego, IF PAN, "Rezonansowe badania fotoemisyjne powierzchni Mn/GaN i GaMnN"

06.04.2004 Oddział Spektroskopii Ciała Stałego, IF PAN, "Badania fotoemisyjne Ti/GaN"

2002 Oddział Spektroskopii Ciała Stałego, IF PAN, "Morfologia powierzchni warstw GaN"

Artykuły w prasie, dotyczące badań przeprowadzonych w ramach tematyki niniejszej habilitacji:

"Científicos desentrañan el enigma de la asimetría quiral" at elEconomista.es (15.12.2014 Hiszpania)
<http://ecodiario.economista.es/ciencia/noticias/6327927/12/14/Cientificos-desentranan-el-enigma-de-la-asimetria-quiral.html#.Kku8ltF1wVAhx00>

"Científicos desentrañan el enigma de la asimetría quiral" at [Cienciaplus.com](http://www.europapress.es/ciencia/laboratorio/noticia-cientificos-desentranan-enigma-asimetria-quiral-20141215140153.html) (15.12.2014 Hiszpania)
<http://www.europapress.es/ciencia/laboratorio/noticia-cientificos-desentranan-enigma-asimetria-quiral-20141215140153.html>

Dane wykorzystane zostały w :

Rysunek 3.6 w rozdziale "Real-Space Multiple-Scattering Theory of X-Ray Spectra", J.J. Kas, J. Jorison, J.J. Rehr, w książce 'X-Ray Absorption and X-Ray Emission Spectroscopy: Theory and Applications', edytowanej przez J.A. van Bokhoven & C. Lamberti, Wiley UK, © 2016, 9781118844236

BOREAS News "BL29-CIRCE, Resonant Absorption and Scattering"
ALBA Newsletter 35, 10 (April 2013)

5.3 Współpraca międzynarodowa

1. Dr. B. Norsk, Dr. G. Ohrwall, Prof R. Nyholm, MAX-laboratory, Lund University, Szwecja.

Po odbyciu dwuletniego stażu podoktorskiego kontynuowałam współpracę z pracownikami Narodowego Szwedzkiego Laboratorium Promieniowania Synchrotronowego MAX-lab. Kontakty te często dotyczyły technicznych aspektów urządzeń związanych z promieniowaniem synchrotronowym, takich jak ich modyfikacja pod kątem zbliżających się eksperymentów. W czasie okresu habilitacyjnego kontakt ten był utrzymywany podczas kilku eksperymentów rocznie na różnych liniach pomiarowych w MAX-lab.

2. Dr. A. Grigoriev, Prof. R. Ahuja, Prof. B. Johansson, KTH Royal Institute of Technology, Sztokholm, Szwecja oraz Uppsala University (Physics and Astronomy, Materials Theory), Uppsala, Szwecja.

Jest to współpraca trwająca już od kilku lat. Wspomniani wyżej profesorowie kierują teoretyczną grupą, zajmującą się fizyką materiałową, korzystając z obliczeń *ab initio* do charakteryzacji struktury elektronowej i własności magnetycznych materiałów spintronicznych. Grupa ta wykonała obliczenia dla ZnO domieszkowanego Bi w oparciu o eksperymenty, które przeprowadziłam we współpracy z MAX-lab. Aktualnie prowadzone są obliczenia geometrii i struktury elektronowej cząsteczek chiralnych na powierzchni metalicznej, w oparciu o wyniki eksperymentalne otrzymane w MAX-lab.

3. Prof. J. E. Rubensson, Prof. D. Arvanitis, Prof. N. Mårtensson, Uppsala University (Physics and Astronomy, Molecular and Condensed Matter Physics), Szwecja.

Jest to aktualna współpraca, trwająca od kilku lat. Naukowcy z Division of Molecular and Condensed Matter Physics mają wspólne zainteresowania w obszarze charakteryzacji powierzchni i międzypowierzchni metodami spektroskopii rentgenowskiej i byli oni partnerami w kilku projektach badawczych. D. Arvanitis jest współwnioskodawcą projektu NCN o numerze DEC-2011/03/D/ST3/02654, którego jestem kierownikiem. Uczestniczył on w kilku eksperymentach prowadzonych w laboratoriach promieniowania synchrotronowego i poświęconych badaniom materiałów spintronicznych w ramach wyżej wspomnianego projektu.

4. Prof. J. J. de Miguel, Universidad Autonoma de Madrid, Hiszpania.

Jest to współpraca trwająca przez cały okres habilitacji. Dotyczy ona wspólnych eksperymentów prowadzonych w laboratoriach promieniowania synchrotronowego MAX-lab i ALBA, związanych z cząsteczkami chiralnymi adsorbowanymi na powierzchniach ferromagnetycznych i nieferromagnetycznych podłożu. Współpraca ta aktualnie trwa, J. J. de Miguel jest współwnioskodawcą w projekcie NCN Nr DEC-2011/03/D/ST3/02654, którego jestem kierownikiem.

5. Dr. M. A Nino, IMDEA Nanoscience Institute, Madryt, Hiszpania.

Współpraca ta koncentruje się wokół nano-spektroskopii. Przeprowadzone zostały wspólne eksperymenty w laboratoriach synchrotronowych Elettra i ALBA, dotyczące materiałów spintronicznych. Współpraca jest aktualna.

6. Dr. J. W. Lee, Prof. N. G. Subramaniam, Prof. T. W. Kang, Quantum Functional Semiconductor Research Centre, Dongguk University, Seul, Republika Korei.

Współpraca skoncentrowana jest wokół wzrostu i charakteryzacji materiałów spintronicznych opartych na ZnO. Jest to aktualna współpraca, w której grupa z Dongguk University dostarcza wysokiej jakości materiały DMS na bazie ZnO.

5.4 Działalność recenzencka

Radiation Physics and Chemistry

Journal of X-ray Spectrometry

Cogent Physics

Acta Physica Polonica

Nuclear Instruments and Methods in Physics Research, Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms (NIMB)

5.5 Międzynarodowe i krajowe projekty naukowe

1. Project Nr: 2011/03/D/ST3/02654, financed by the Polish National Science Centre (NCN)
Magnetic spectroscopy and spectro-microscopy of the low-dimensional magnetic structures
Okres realizacji projektu: 07.08.2012-06.08.2016
Project leader
2. Polish-Austrian Bilateral Co-operation Project (004/2012/2013/2014 8564/R 12/R 14)
Condensed and dilute magnetic nitrides: pinning the fundamental exchange interactions and the pathway to spintronic functionalities
Okres realizacji projektu: 2012-2013
Polish Project coordinator
3. Project Nr: 1 P03B 116 28 funded by State Committee for Scientific Research (KBN), Ministry of Science and Higher Education
Struktura elektronowa warstw MnAs osadzonych techniką MBE na powierzchni GaN (0001)-(1x1)
Okres realizacji projektu: 04.03.2005 – 03.09.2006
Main Investigator
4. Project Nr CTS 14:32, funded by Carl Tryggers Foundation for Scientific Research (Sweden)
Synchrotron radiation based studies of functional magnetic materials
Okres realizacji projektu: 2015-2016
Co-applicant
5. Project Nr CTS 10-22, funded by Carl Tryggers Foundation for Scientific Research (Sweden)
Magnetic nano-inclusions and dots: element specific magnetometry
Okres realizacji projektu: 2011-2013
Co-applicant
6. Functionalisation of Diluted Magnetic Semiconductors (FunDMS)
Project Nr: ERC-2008-AdG-227690 financed by European Research Council, Advanced Grants
Okres realizacji projektu: 2008-2013
Investigator

Podczas jesieni 2016 roku koordynowałam przygotowywanie projektu „CHIMES” w ramach konkursu Komisji Europejskiej Marie-Curie Innovative Training Networks (HORIZON 2020). W styczniu 2017 roku złożyłam ostateczną wersję projektu. Projekt przygotowany został wspólnie z 8 instytucjami akademickimi oraz 2 firmami z różnych krajów UE. Budżet niniejszego projektu European Training Network wynosi 3.5 mln EUR i zawiera propozycję szkolenia 14 młodych naukowców przez okres 4 lat.

Projekty przyjęte w Large Scale Facilities na pokrycie kosztów badań w ramach programu EU Transnational Access Programs, takich jak CALIPSO (Coordinated Access to Lightsources to Promote Standards and Optimization, 2012-2015), ELISA (European Light Sources Activities - Synchrotrons and Free Electron Lasers, 2009-2011) oraz projekt Baltic Science Link finansowany przez Swedish Research Council, VR (2012-2014).

Jako kierownik projektu

1. Project Nr: 20140382, *Magnetism and local structure of nanostructured ZnO doped with rare earth and metal elements*
Co-applicants: Ganapathisubramaniam Nagarajan (Principal Investigator), Dongguk University, Quantum-functional Semiconductor Research Center, Dimitri Arvanitis, Dept. of Physics and Astronomy, Uppsala University, Elżbieta Guzewicz, Institute of Physics, Polish Academy of Sciences
MAX-lab, Lund, Sweden, BL I1011, 2 tygodnie (2014)
2. Project Nr: 20130281, *XAS and XMCD on magnetic functional semiconductors*
Co-applicants: Dimitri Arvanitis, Dept. of Physics and Astronomy, Uppsala University, Elżbieta Guzewicz, Institute of Physics, Polish Academy of Sciences
MAX-lab, Lund, Sweden, BL I1011, 2 tygodnie (2013)
3. Project Nr: 2012010194, *Dilute magnetic semiconductors – high field XMCD and XLMD on GaN and ZnO based materials*
Co-applicants: Dimitri Arvanitis, Uppsala University, Physics and Astronomy, Molecular and Condensed Matter Physics, Miguel Angel Niño, IMDEA Nanociencia, Microscopia de Superficies, Madrid, Juan José de Miguel, University Autonoma Madrid, Física de la Materia Condensada, Faculty of Sciences, Madrid, Tomasz Dietl, IF PAS, Warsaw, Alberta Bonanni, JKU, Semiconductor and Solid State Physics, Linz, Paolo Perna, IMDEA Nanociencia, Microscopia de Superficies, Madrid
ALBA, Barcelona, Spain, BL BOREAS, 1 tydzień (2012)
4. Project Nr: I1011-045 (20110223), *Element specific magnetometry of Fe_xN , FeGa_3 and GaFe_3N nanocrystals embedded in GaFeN matrix: XAS, XMCD and XLMD*
Co-applicants: Dimitri Arvanitis, Dept. of Physics and Astronomy, Uppsala University, Tomasz Dietl, Institute of Physics, Polish Academy of Sciences, Alberta Bonanni, Inst. for Semicond. and Solid State Phys., Johannes Kepler Univer. (Linz), Miguel Angel Nino Orti, IMDEA, Facultad de Ciencias Módulo C-IX, Madrid
MAX-lab, Lund, Sweden, BL I1011, 2 tygodnie (2011)
5. Project Nr: I3-052 (20110240), *The topological surface states of HgTe: spin-resolved ARPES*
Co-applicants: Tomasz Dietl, Institute of Physics, Polish Academy of Sciences, Dimitri Arvanitis, Dept. of Physics and Astronomy, Uppsala University, Łukasz Cywiński, Institute of Physics, Polish Academy of Sciences, Mats Leandersson, MAX-lab, Lund, Sweden
MAX-lab, Lund, Sweden, BL I3, 1 tydzień (2011)
6. Project Nr: 311-PEEM-033, *Probing spinodal decomposition by element specific means: Co doped ZnO*
Co-applicants: Tomasz Dietl, Institute of Physics, Polish Academy of Sciences, Marek Godlewski, Institute of Physics, Polish Academy of Sciences, Dimitri Arvanitis, Dept. of Physics and Astronomy, Uppsala University, Miguel Angel Nino Orti, IMDEA, Facultad de Ciencias Módulo C-IX, Madrid
MAX-lab, Lund, Sweden, BL I311-PEEM, 2 dni (2010)
7. Project Nr: I1011-028, *Element specific magnetism of $(\text{Ga},\text{Fe})\text{N}$ and $(\text{Ga},\text{Mn})\text{N}$: XMCD and XRRS*
Co-applicants: Tomasz Dietl, Maciej Sawicki, Dimitri Arvanitis, Alberta Bonanni, Juan J. de Miguel
MAX-lab, Lund, Sweden, BL I1011, 2 tygodnie (2010)
8. Project Nr: I1011-012, *Element specific magnetism of $(\text{Ga},\text{Fe})\text{N}$, GaFe:N and $(\text{Ga},\text{Fe})\text{N}$ co-doped with Si and Mg: XMCD and XRRS*
Co-applicants: Tomasz Dietl, Maciej Sawicki, Alberta Bonanni, Andrea Navarro-Quezada, Dimitri Arvanitis, Viktor Stefanowicz
MAX-lab, Lund, Sweden, BL I1011, 2 tygodnie (2009)
9. Project Nr: I1011-013, *XMCD and XRRS measurements of $\text{Fe}_{(1+y)}\text{Te}_{(x)}\text{Se}_{(1-x)}$*

Co-applicants: Dimitri Arvanitis, Dimitri, Roman Puźniak, Tomasz Dietl, Andrzej Wiśniewski, Jarosław Pietosa, Dariusz Gawryluk
MAX-lab, Lund, Sweden, BL I1011, 2 tygodnie (2009)

10. Project Nr: 1011-238, *Magnetic properties of MnSb dots studied by XMCD*

Co-applicants: Bogdan Kowalski, Anna Wolska
MAX-lab, Lund, Sweden, BL D1011, 1 tydzień (2008)

11. *XMCD analysis of the magnetic properties of (Ga,Fe)N, GaFe:N and (Ga,Fe)N co-doped with Si and Mg*

Co-applicants: Tomasz Dietl, Alberta Bonanni, Maciej Sawicki
MAX-lab, Lund, Sweden, BL D1011, 1 tydzień (2008)

12. Project Nr: 41-237, *ZnMnO and Mn/ZnO resonant photoemission spectroscopy*

Co-applicants: Elżbieta Guzewicz, Krzysztof Kopalko
MAX-lab, Lund, Sweden, BL 41, 2 tygodnie (2007)

As Co-applicant

13. Proposal Nr 20160581, *RIXS applied to a new class of heavy-ion doped magnetic semiconductors.*

Main applicant: Dimitri Arvanitis, Physics and Astronomy, Uppsala University (Sweden)
SOLEIL synchrotron, Paris, France, BL SEXTANTS, 1 tydzień (2017)

14. Proposal Nr 20160307, *Study of the spin polarization and spin filtering by adsorbed films of chiral organic molecules*

Main applicant: Juan J. de Miguel, Física de la Materia Condensada, Faculty of Sciences, Universidad Autonoma de Madrid (Spain)
SOLEIL synchrotron, Paris, France, BL CASSIOPEE, 1 tydzień (2017)

15. Project Nr: 2016021627, *Spin selective charge transfer in thin films of chiral organic molecules.*

Main applicant: Miguel Angel Niño, IMDEA Nanociencia, Microscopia de Superficies, Madrid (Spain)
ALBA, Barcelona, Spain, BL BOREAS, 1 tydzień (2016)

16. Project Nr: 2013100599, *Enantioselective chemistry at magnetic and non-magnetic surfaces*

Main applicant: Juan J. de Miguel, Física de la Materia Condensada, Faculty of Sciences, Universidad Autonoma de Madrid (Spain)
ALBA, Barcelona, Spain, BL CIRCE, 1 tydzień (2014)

17. *RIXS characterization of doped ZnO and TiO₂ thin films and nanowires*

Main applicant: Dimitri Arvanitis, Physics and Astronomy, Uppsala University (Sweden)
MAX-lab synchrotron radiation laboratory, Lund, Sweden, BL SPECIES (RIXS), 1 tydzień (2014)

18. Project Nr: 20140102, *Study of spin polarization in electron emission from chiral molecular layers*

Main applicant: Juan J. de Miguel, Física de la Materia Condensada, Faculty of Sciences, Universidad Autonoma de Madrid (Spain)
MAX-lab, Lund, Sweden, BL I3, 2 tygodnie (2014)

19. Project Nr: 20140289, *Depth resolved characterization of doped ZnO thin films: element specific magnetism and electronic structure*

Main applicant: Dimitri Arvanitis, Physics and Astronomy, Uppsala University (Sweden)
MAX-lab, Lund, Sweden, BL I1011, 2 tygodnie (2014)

20. Project Nr: 20130134, *Depth resolved characterization of doped ZnO and TiO₂ thin films and nanowires: element specific magnetism and electronic structure*

Main applicant: Dimitri Arvanitis, Physics and Astronomy, Uppsala University (Sweden)
MAX-lab, Lund, Sweden, BL I1011, 2 tygodnie (2013)

21. Project Nr: 20120156, *Angle- and spin-resolved photoemission study of adsorbed chiral molecules*

Main applicant: Juan J. de Miguel, Física de la Materia Condensada, Faculty of Sciences, Universidad Autonoma de Madrid (Spain)
MAX-lab, Lund, Sweden, BL I3, 2 tygodnie (2012)

22. Project Nr: 20120289, *Magnetism and local structure of nanostructured ZnO doped with rare earth and metal elements*
Main applicant: Dimitri Arvanitis, Physics and Astronomy, Uppsala University (Sweden)
MAX-lab, Lund, Sweden, BL I1011, 2 tygodnie (2012)
23. Project Nr: 2011120036, *Influence of DPED on Fe spin polarization*
Main applicant: Miguel Angel Niño, IMDEA Nanociencia, Microscopia de Superficies, Madrid (Spain)
ALBA, Barcelona, Spain, BL CIRCE (Photoemission Spectroscopy and Microscopy), 1 tydzień (2012)
24. Project Nr: I1011-038 (20110216), *Element specific magnetism of functional dilute magnetic semiconductors*
Main applicant: Dimitri Arvanitis, Physics and Astronomy, Uppsala University (Sweden)
MAX-lab, Lund, Sweden, BL I1011, 1 tydzień (2011)
25. Project Nr: I1011-041 (20110219), *Dichroism in thin magnetic films covered with a chiral molecular layer*
Main applicant: Juan José de Miguel, Física de la Materia Condensada, Faculty of Sciences, Universidad Autonoma de Madrid (Spain)
MAX-lab, Lund, Sweden, BL I1011, 1 tydzień (2011)
26. Project Nr: 811-224 (20110123), *XAFS on Prussian Blue analogues: structure and photomagnetism*
Main applicant: Dimitri Arvanitis, Physics and Astronomy, Uppsala University (Sweden)
MAX-lab, Lund, Sweden, BL I811, 3 dni (2011)
27. Project Nr: 2011120036, *Influence of DPED on Fe spin polarization*
Main applicant: Miguel Angel Niño, IMDEA Nanociencia, Microscopia de Superficies, Madrid (Spain)
ALBA, Barcelona, Spain, BL CIRCE (Photoemission Spectroscopy and Microscopy), 1 tydzień (2011)
28. Project Nr: I1011-048 (20110226), *Magnetism of the surface alloying in Fe thin films on copper substrate*
Main applicant: Miguel Angel Niño, IMDEA Nanociencia, Microscopia de Superficies, Madrid (Spain)
MAX-lab, Lund, Sweden, BL I1011, 1 tydzień (2011)
29. Project Nr: 20105171, *Semiconductor nano-magnetism by phase separation: (Ga,Fe)N and (Ga,Mn)N*
Main applicant: Dimitri Arvanitis, Physics and Astronomy, Uppsala University (Sweden)
Elettra, Trieste, Italy, BL Nanospectroscopy (PEEM), 1 tydzień (2011)
30. Project Nr: I1011-021, *Magneto-chiral dichroism in adsorbed molecules on magnetic substrates*
Main applicant: Juan J. de Miguel, Física de la Materia Condensada, Faculty of Sciences, Universidad Autonoma de Madrid (Spain)
MAX-lab, Lund, Sweden, BL I1011, 1 tydzień (2010)
31. Project Nr.: I1011-030, *Surfactant assisted growth of metastable magnetic FeCu alloy thin films*
Main applicant: Miguel Angel Niño, IMDEA Nanociencia, Microscopia de Superficies, Madrid (Spain)
MAX-lab, Lund, Sweden, BL I1011, 2 tygodnie (2010)
32. Project Nr.: 811-154, *Correlating magnetism with local structure in nano dots and nano inclusions*
Main applicant: Dimitri Arvanitis, Physics and Astronomy, Uppsala University (Sweden)
MAX-lab, Lund, Sweden, BL I811, 1 tydzień (2009)
33. Project Nr: I1011-009, *Magnetic anisotropy and spin reorientation transitions in nanomagnet arrays*
Main applicant: Juan J. de Miguel, Física de la Materia Condensada, Faculty of Sciences, Universidad Autonoma de Madrid (Spain)
MAX-lab, Lund, Sweden, BL I1011, 2 tygodnie (2009)
34. Project Nr: I1011-004, *XAFS at BL I1011: quantitative intensity analysis and the transverse source coherence*
Main applicant: Dimitri Arvanitis, Physics and Astronomy, Uppsala University (Sweden)
MAX-lab, Lund, Sweden, BL I1011, 2 tygodnie (2009)
35. Project Nr: 1011-223, *Orbital moment anisotropy and the spin reorientation for Au/Co/Au*
Main applicant: Dimitri Arvanitis, Physics and Astronomy, Uppsala University (Sweden)
MAX-lab, Lund, Sweden, BL I1011, 2 tygodnie (2008)

36. *Magnetic anisotropy at the nanoscale*

Main applicant: Juan J. de Miguel, Física de la Materia Condensada, Faculty of Sciences, Universidad Autonoma de Madrid (Spain)

MAX-lab, Lund, Sweden, D1011, 2 tygodnie (2008)

37. Project Nr: I811-112, *Correlating magnetism and structure for nano-dot arrays and thin films*

Main applicant: Dimitri Arvanitis, Physics and Astronomy, Uppsala University (Sweden)

MAX-lab, Lund, Sweden, BL I811, 1 tydzień (2008)

38. Project Nr: 41-238, *Electronic structure of $Ge_{1-x}Mn_xTe$ and $Ge_{1-x-y}Mn_xEu_yTe$ epilayers*

Main applicant: Bogdan Kowalski, Institute of Physics PAS, Warsaw (Poland)

MAX-lab, Lund, Sweden, BL 41, 18 dni (2007)

39. Project Nr: II-04-008 EC, *TM in III-V, II-IV-V2 and I-III-VI2 crystals*

Main applicant: Bogdan Kowalski, Institute of Physics PAS, Warsaw (Poland)

HASYLAB at DESY, Hamburg, Germany, BL E1, 2 tygodnie (2004)

40. Project Nr: 41-214, *Photoemission investigation of electronic structure of MnAs deposited on GaN*

Main applicant: Bogdan Kowalski, Institute of Physics PAS, Warsaw (Poland)

MAX-lab, Lund, Sweden, BL 41, 2 tygodnie (2004)

41. Project Nr: I-03-008, *Ti interaction with GaN surface*

Main applicant: Bogdan Kowalski, Institute of Physics PAS, Warsaw (Poland)

HASYLAB at DESY, Hamburg, Germany, BL E1, 2 tygodnie (2003)

42. Project Nr: 41-207, *Photoemission investigations of MnGa and MnAs layers deposited on GaN*

Main applicant: Bogdan Kowalski, Institute of Physics PAS, Warsaw (Poland)

MAX-lab, Lund, Sweden, BL 41, 2 tygodnie (2003)

43. Project Nr: 41-198, *Surface and bulk electronic band structure of GaN crystals*

Main applicant: Bogdan Kowalski, Institute of Physics PAS, Warsaw (Poland)

MAX-lab, Lund, Sweden, BL 41, 2 tygodnie (2002)

5.6 Nagrody i wyróżnienia

Wyróżnienie w krajowym konkursie im. Janusza Groszkowskiego w kategorii rozpraw doktorskich w dziedzinie próżni, organizowanym przez Polskie Towarzystwo Próżniowe w 2007 roku.

Praca H8 została wybrana jako jedno z najważniejszych osiągnięć naukowych Instytutu Fizyki PAN w 2014 roku.

5.7 Budowa unikatowej aparatury badawczej

Podczas stażu podoktorskiego w laboratorium promieniowania synchrotronowego MAX-lab, wraz z pracownikami laboratorium uczestniczyłam w ostatnim etapie instalacji nowej linii pomiarowej I1011, wyposażonej w dwie stacje końcowe ultra wysokiej próżni. Byłam odpowiedzialna za opracowanie, charakteryzację oraz kalibrację kilku komponentów linii pomiarowej. We współpracy z pracownikami laboratorium wprowadzałam lub koordynowałam wprowadzanie niezbędnych modyfikacji w aparaturze i oprogramowaniu, przygotowując linię pomiarową do jej regularnej eksploatacji (Rozdział 2.4.1).

Korzystając z funduszy projektu naukowego NCN, którego jestem kierownikiem, zgromadziłam niezbędne urządzenia do prowadzenia badań z użyciem absorpcji rentgenowskiej w laboratoriach promieniowania synchrotronowego. Są to elementy potrzebne do pomiaru fotoprądu, jak również do przygotowania powierzchni próbki (działo jonowe Ar) oraz do przygotowywania próbek *in situ* (napylarki). Wspomniane urządzenia i elementy UHV podczas ostatnich lat były używane do prowadzenia eksperymentów w laboratoriach synchrotronowych, z wykorzystaniem również urządzeń tam dostępnych.

5.8 Staże w zagranicznych ośrodkach naukowych i akademickich

Od 15 października 2007 do 15 stycznia 2009 pracowałam w laboratorium promieniowania synchrotronowego MAX-lab, przy Uniwersytecie w Lund (Szwecja); Brałam udział w instalacji i kalibracji nowej linii pomiarowej I1011,

przeznaczonej do badań XAS, XMCD, XLMD i XRMS w zakresie miękkiego promieniowania rentgenowskiego (Rozdział 2.4.1).. Następnie byłam odpowiedzialna za techniczną oraz naukową obsługę użytkowników nowej linii pomiarowej.

5.9 Krótkie pobyty naukowe w zagranicznych ośrodkach synchrotronowych

1. *Spin selective charge transfer in thin films of chiral organic molecules* (Project Nr: 2016021627)
ALBA synchrotron radiation laboratory, Barcelona, Spain, BL BOREAS
26.06.2016-01.07.2016, 1 tydzień (2016)
2. *RIXS characterization of doped ZnO and TiO₂ thin films and nanowires*
MAX-lab synchrotron radiation laboratory, Lund, Sweden, BL SPECIES (RIXS)
28.09.2015-05.10.2015, 1 tydzień (2015)
3. *Depth resolved characterization of doped ZnO thin films: element specific magnetism and electronic structure* (Project Nr: 20140289)
MAX-lab synchrotron radiation laboratory, Lund, Sweden, BL I1011
08.06.2015-22.06.2015, 2 tygodnie (2015)
4. *Magnetism and local structure of nanostructured ZnO doped with rare earth and metal elements* (Project Nr: 20140382)
MAX-lab synchrotron radiation laboratory, Lund, Sweden, BL I1011
10.05.2015-18.05.2015, 1 tydzień (2015)
5. *Study of spin polarization in electron emission from chiral molecular layers* (Project Nr: 20140102)
MAX-lab synchrotron radiation laboratory, Lund, Sweden, BL I3
26.01.2015-09.02.2015, 2 tygodnie (2015)
6. *Magnetism and local structure of nanostructured ZnO doped with rare earth and metal elements* (Project Nr: 20140382)
MAX-lab synchrotron radiation laboratory, Lund, Sweden, BL I1011
18.01.2015-26.01.2015, 1 tydzień (2015)
7. *Enantioselective chemistry at magnetic and non-magnetic surfaces* (Project Nr: 2013100599)
ALBA synchrotron radiation laboratory, Barcelona, Spain, BL CIRCE (Photoemission Spectroscopy and Microscopy)
23.11.2014-29.11.2014, 1 tydzień (2014)
8. *Depth resolved characterization of doped ZnO and TiO₂ thin films and nanowires: element specific magnetism and electronic structure* (Project Nr: 20130134)
MAX-lab synchrotron radiation laboratory, Lund, Sweden, BL I1011
15.06.2014-30.06.2014, 2 tygodnie (2014)
9. *XAS and XMCD on magnetic functional semiconductors* (Project Nr: 20130281)
MAX-lab synchrotron radiation laboratory, Lund, Sweden, BL I1011
19.01.2014-03.02.2014, 2 tygodnie (2014)
10. *Influence of DPED on Fe spin polarization* (Project Nr: 2011120036)
ALBA synchrotron radiation laboratory, Barcelona, Spain, BL CIRCE (Photoemission Spectroscopy and Microscopy)
12.03.2013-19.03.2013, 1 tydzień (2013)
11. *Dilute magnetic semiconductors – high field XMCD and XLMD on GaN and ZnO based materials* (Project Nr: 2012010194)
ALBA synchrotron radiation laboratory, Barcelona, Spain, BL BOREAS
10.03.2013-17.03.2013, 1 tydzień (2013)
12. *Angle- and spin-resolved photoemission study of adsorbed chiral molecules* (Project Nr: 20120156)
MAX-lab synchrotron radiation laboratory, Lund, Sweden, BL I3
22.02.2013-04.03.2013, 2 tygodnie (2013)

13. *Magnetism and local structure of nanostructured ZnO doped with rare earth and metal elements* (Project Nr: 20120289)
MAX-lab synchrotron radiation laboratory, Lund, Sweden, BL I1011,
20.01.2013-28.01.2013, 1 tydzień (2013)
14. *Magnetism and local structure of nanostructured ZnO doped with rare earth and metal elements* (Project Nr: 20120289)
MAX-lab synchrotron radiation laboratory, Lund, Sweden, BL I1011,
08.11.2012-19.11.2012, 1 tydzień k (2012)
15. *Element specific magnetism of functional dilute magnetic semiconductors* (Project Nr: I1011-038 (20110216))
MAX-lab synchrotron radiation laboratory, Lund, Sweden, BL I1011
17.06.2012-25.06.2012, 1 tydzień (2012)
16. *The topological surface states of HgTe: spin-resolved ARPES* (Project Nr: I3-052 (20110240))
MAX-lab synchrotron radiation laboratory, Lund, Sweden, BL I3
18.03.2012-26.03.2012, 1 tydzień (2012)
17. *XAFS on Prussian Blue analogues: structure and photomagnetism* (Project Nr: 811-224 (20110123))
MAX-lab synchrotron radiation laboratory, Lund, Sweden, BL I811
21.02.2012-26.02.2012, 1 tydzień (2012)
18. *Element specific magnetometry of Fe_xN , FeGa_3 and GaFe_3N nanocrystals embedded in GaFeN matrix: XAS, XMCD and XLMD* (Project Nr: I1011-045 (20110223))
MAX-lab synchrotron radiation laboratory, Lund, Sweden, BL I1011
13.02.2012-26.02.2012, 2 tygodnie (2012)
19. *Magnetism of the surface alloying in Fe thin films on copper substrate* (Project Nr: I1011-048 (20110226))
MAX-lab synchrotron radiation laboratory, Lund, Sweden, BL I1011
06.02.2012-13.02.2012, 1 tydzień (2012)
20. *Dichroism in thin magnetic films covered with a chiral molecular layer* (Project Nr: I1011-041 (20110219))
MAX-lab synchrotron radiation laboratory, Lund, Sweden, BL I1011
29.01.2012-06.02.2012, 1 tydzień (2012)
21. *Element specific magnetism of $(\text{Ga,Fe})\text{N}$ and $(\text{Ga,Mn})\text{N}$: XMCD and XRMS* (Project Nr: I1011-028)
MAX-lab synchrotron radiation laboratory, Lund, Sweden, BL I1011
08.05.2011-23.05.2011, 2 tygodnie (2011)
22. *Semiconductor nano-magnetism by phase separation: $(\text{Ga,Fe})\text{N}$ and $(\text{Ga,Mn})\text{N}$* (Project Nr: 20105171)
Elettra synchrotron radiation laboratory, Trieste, Italy, BL Nanospectroscopy (PEEM)
03.03.2011-14.03.2011, 1 tydzień (2011)
23. *Correlating magnetism with local structure in nano dots and nano inclusions* (Project Nr.: 811-154)
MAX-lab synchrotron radiation laboratory, Lund, Sweden, BL I811
14.02.2011-21.02.2011, 1 tydzień (2011)
24. *Probing spinodal decomposition by element specific means: Co doped ZnO* (Project Nr: 311-PEEM-033)
MAX-lab synchrotron radiation laboratory, Lund, Sweden, BL I311-PEEM
06.02.2011-13.02.2011, 4 dni (2011)
25. *Surfactant assisted growth of metastable magnetic FeCu alloy thin films* (Project Nr.: I1011-030)
MAX-lab synchrotron radiation laboratory, Lund, Sweden, BL I1011
31.01.2011-13.02.2011, 2 tygodnie (2011)
26. *Magneto-chiral dichroism in adsorbed molecules on magnetic substrates* (Project Nr: I1011-021)
MAX-lab synchrotron radiation laboratory, Lund, Sweden, BL I1011
25.01.2011-30.01.2011, 1 tydzień (2011)
27. *XAFS at BL I1011: quantitative intensity analysis and the transverse source coherence* (Project Nr: I1011-004)

MAX-lab synchrotron radiation laboratory, Lund, Sweden, BL I1011
21.06.2010-05.07.2010, 2 tygodnie (2010)

28. *Element specific magnetism of (Ga,Fe)N, GaFe:N and (Ga,Fe)N co-doped with Si and Mg: XMCD and XRMS* (Project Nr: I1011-012)

MAX-lab synchrotron radiation laboratory, Lund, Sweden, BL I1011
06.06.2010-20.06.2010, 2 tygodnie (2010)

29. *XMCD and XRMS measurements of $Fe_{(1-y)}Te_{(x)}Se_{(1-x)}$* (Project Nr: I1011-013)

MAX-lab synchrotron radiation laboratory, Lund, Sweden, BL I1011
14.02.2010-01.03.2010, 2 tygodnie (2010)

44. *Magnetic anisotropy and spin reorientation transitions in nanomagnet arrays* (Project Nr: I1011-009)

MAX-lab synchrotron radiation laboratory, Lund, Sweden, BL I1011
30.11.2009-14.12.2009, 2 tygodnie (2009)

45. *XMCD analysis of the magnetic properties of (Ga,Fe)N, GaFe:N and (Ga,Fe)N co-doped with Si and Mg*

MAX-lab synchrotron radiation laboratory, Lund, Sweden, BL D1011
01.06.2009-08.06.2009, 1 tydzień (2009)

46. *Orbital moment anisotropy and the spin reorientation for Au/Co/Au* (Project Nr: 1011-223)

MAX-lab synchrotron radiation laboratory, Lund, Sweden, BL D1011
18.05.2009-31.05.2009, 2 tygodnie (2009)

47. *Magnetic anisotropy at the nanoscale*

MAX-lab synchrotron radiation laboratory, Lund, Sweden, BL D1011
23.02.2009-09.03.2009, 2 tygodnie (2009)

48. *Correlating magnetism and structure for nano-dot arrays and thin films* (Project Nr: I811-112)

MAX-lab synchrotron radiation laboratory, Lund, Sweden, BL I811
11.11.2008-16.11.2008, 22.06.2009-29.06.2009, 2 tygodnie (2009)

49. *Magnetic properties of MnSb dots studied by XMCD* (Project Nr: 1011-238)

MAX-lab synchrotron radiation laboratory, Lund, Sweden, BL D1011
20.10.2008-27.10.2008, 1 tydzień (2008)

50. *ZnMnO and Mn/ZnO resonant photoemission spectroscopy* (Project Nr: 41-237)

MAX-lab synchrotron radiation laboratory, Lund, Sweden, BL 41
02.12.2007-14.12.2007, 2 tygodnie (2007)

30. *Electronic structure of $Ge_{1-x}Mn_xTe$ and $Ge_{1-x-y}Mn_xEu_yTe$ epilayers* (Project Nr: 41-238)

MAX-lab synchrotron radiation laboratory, Lund, Sweden, BL 41
29.04.2007-14.05.2007, 18 dni (2007)

31. *Electronic structure of IV-VI-based ferromagnetic semiconductors* (Project Nr: II-20060146 EC)

HASYLAB at DESY, Hamburg, Germany, BL E1
18.03.2007-02.04.2007, 2 tygodnie (2007)

32. *Magnetic semiconductors surface and interface* (Project Nr: II-20060116 EC)

HASYLAB at DESY, Hamburg, Germany, BL E1
24.09.2006-09.10.2006, 2 tygodnie (2006)

33. *Photoemission investigation of electronic structure of MnAs deposited on GaN* (Project Nr: 41-214)

MAX-lab synchrotron radiation laboratory, Lund, Sweden, BL 41
10.04.2005-25.04.2005, 2 tygodnie (2005)

34. *Investigation of the composition of semimagnetic semiconductor surface region using "SCIENTA"*

LISE, Facultés Universitaires Notre-Dame de la Paix a Namur (FUNDP), University of Namur, Belgium
09.01.2005-22.01.2005, 2 tygodnie (2005)

35. *TM in III-V, II-IV-V2 and I-III-VI2 crystals* (Project Nr: II-04-008 EC)
Magnetic Semiconductors (Project Nr: II-04-048 EC)
HASLAB at DESY, Hamburg, Germany, BL E1
01.12.2004-23.12.2004, 3 tygodnie (2004)
36. *Investigation of the composition of semimagnetic semiconductor surface region using "SCIENTA"*
LISE, Facultés Universitaires Notre-Dame de la Paix a Namur (FUNDP), University of Namur, Belgium
11.01.2004-23.01.2004, 2 tygodnie (2004)
37. *Ti interaction with GaN surface* (Project Nr: I-03-008)
HASLAB at DESY, Hamburg, Germany, BL E1
23.11.2003-08.12.2003, 2 tygodnie (2003)
38. *EuTe/PbTe superstructures* (Project Nr: I-03-063 EC)
HASLAB at DESY, Hamburg, Germany, BL E1
03.11.2003-16.11.2003, 2 tygodnie (2003)
39. *Badania struktury elektronowej przy użyciu promieniowania synchrotronowego*
Laboratoire pour l'Utilisation du Rayonnement Electromagnetique LURE, Uniwersytet Paryski IX, Orsay, France
01.09.2003-12.09.2003, 2 tygodnie (2003)
40. *Surface and bulk electronic band structure of GaN crystals* (Project Nr: 41-198)
MAX-lab synchrotron radiation laboratory, Lund, Sweden, BL 41
19.05.2003-02.06.2003, 2 tygodnie (2003)
41. *EuS/PbS superstructures* (Project Nr: I-02-062)
HASLAB at DESY, Hamburg, Germany, BL E1
18.11.2002-02.12.2002, 2 tygodnie (2002)
42. *Differential Reflectivity and Photoemission study of ZnTe and CdTe(110) surface*
Istituto di Struttura della Materia, Consiglio Nazionale delle Ricerche, Rome, Italy
05.10.2002-14.10.2002, 9 dni (2002)
43. *Doped surfaces of semimagnetic semiconductors*
Laboratoire pour l'Utilisation du Rayonnement Electromagnetique, Uniwersytet Paryski IX, Orsay, France
07.04.2002-20.04.2002, 2 tygodnie (2002)
44. *Photoemission studies of Ga_{1-x}In_xN epitaxial layers*
MAX-lab synchrotron radiation laboratory, Lund, Sweden, BL 41
24.02.2002-11.03.2002, 2 tygodnie (2002)

5.10 Zgłoszenie patentowe

Zgłoszenie patentowe USA:

„Electron Spin Filter” U.S Patent Application Number 62/040038 (2014) 14/830239 (2015), US20160057859A1

Wynalazcy: Spain: J.J. de Miguel, F.J Luque, M.A. Nino, R. Miranda

Poland: **I.A. Kowalik**

Sweden: D. Arvanitis

United States Patent and Trademark Office, zgłoszenie patentowe nr 14/830239, publikacja nr. US2016057859

<https://portal.uspto.gov/pair/PublicPair>

https://worldwide.espacenet.com/publicationDetails/biblio?FT=D&date=20160225&DB=EPODOC&locale=en_EP&CC=US&NR=2016057859A1&KC=A1&ND=5#

<http://appft1.uspto.gov/netacgi/nph->

[Parser?Sect1=PTO1&Sect2=HITOFF&d=PG01&p=1&u=/netahtml/PTO/srchnum.html&r=1&f=G&l=50&s1=20160057859.PGNR.&OS=DN/20160057859&RS=DN/20160057859](http://appft1.uspto.gov/netacgi/nph-Parser?Sect1=PTO1&Sect2=HITOFF&d=PG01&p=1&u=/netahtml/PTO/srchnum.html&r=1&f=G&l=50&s1=20160057859.PGNR.&OS=DN/20160057859&RS=DN/20160057859)

59.PGNR.&OS=DN/20160057859&RS=DN/20160057859

I. Kowalik