

Załącznik 1
do wniosku dr Tomasza Ślęzaka o przeprowadzenie postępowania habilitacyjnego

AUTOREFERAT

1. imię i nazwisko: Tomasz Ślęzak
2. tytuły naukowe:
 - a) tytuł magistra, Uniwersytet Jagielloński, rok 1995
 - b) tytuł doktora nauk fizycznych, Wydział Fizyki i Informatyki Stosowanej Akademii Górniczo-Hutniczej w Krakowie, rok 2000,
tytuł rozprawy: *Pośrednie sprzężenie międzywarstwowe i polaryzacja spinowa w układach FeAl i FeAu*, promotor: prof. dr hab. J.Korecki
3. dotychczasowe zatrudnienie: w latach 1999- do chwili obecnej: Wydział Fizyki i Informatyki Stosowanej, Akademia Górniczo-Hutnicza im. St. Staszica w Krakowie, stanowisko: (1999-2000) asystent, (2000-) adiunkt
4. Osiągnięcie naukowe: Cykl publikacji pod zbiorczym tytułem: ***Jądrowe rezonansowe rozpraszanie promieniowania synchrotronowego w badaniach dynamiki drgań sieci i magnetyzmu nanostruktur Fe***
 - a) lista publikacji stanowiących osiągnięcie:
 - 1H.** The influence of the interlayer exchange coupling on the magnetism of an Fe(001) monolayer
T. Ślęzak, M. Ślęzak, K. Matlak, R. Rohlsberger, C. L'Abbe, R. Rüffer, N. Spiridis, M. Zając, J. Korecki
Surface Science, 601(18) (2007) 4300
 - 2H.** Phonons at the Fe(110) surface
T. Ślęzak, J. Łażewski, S. Stankov, K. Parliński, R. Reitinger, M. Rennhofer, R. Rüffer, B. Sepioł, M. Ślęzak, N. Spiridis, M. Zając, A. I. Chumakov and J. Korecki
Physical Review Letters, 99 (2007) 066103
 - 3H.** Magnetism of ultra-thin iron films seen by the nuclear resonant scattering of synchrotron radiation
T. Ślęzak, S. Stankov, M. Zając, M. Ślęzak, K. Matlak, N. Spiridis, B. Laenens, N. Planckaert, M. Rennhofer, K. Freindl, D. Wilgocka-Ślęzak, R. Rüffer and J. Korecki
Materials Science-Poland, 26, No. 4, (2008) 885

4H. Non-collinear magnetization structure at the thickness driven spin reorientation transition in epitaxial Fe films on W(110).

T. Ślęzak, M. Ślęzak, M. Zając, K. Freindl, A. Koziół-Rachwał, K. Matlak, N. Spiridis, D. Wilgocka-Ślęzak, E. Partyka-Jankowska, M. Rennhofer, A. I. Chumakov, S. Stankov, R. Ruffer and J. Korecki
Phys. Rev. Let. 105 (2010) 027206

5H. Different scenarios for the in-plane spin reorientation transition in Fe(110) films on W(110).

T. Ślęzak, M. Zając, M. Ślęzak, K. Matlak, A. Koziół-Rachwał, D. Wilgocka-Ślęzak, A.I. Chumakov, R. Ruffer, J. Korecki
Phys. Rev. B 87 (2013) 094423

6H. "Phonons in iron: from the bulk to an epitaxial monolayer"

S. Stankov, R. Röhlsberger, **T. Ślęzak**, M. Sladeczek, B. Sepioł, G. Vogl, A. I. Chumakov, R. Ruffer, N. Spiridis, J. Łażewski, K. Parliński, J. Korecki,
Physical Review Letters, 99, (2007) 185501

7H. An ultra-high vacuum system for in-situ studies of thin films and nanostructures by nuclear resonance scattering of synchrotron radiation

S. Stankov, R. Rueffer, M. Sladeczek, M. Rennhofer, B. Sepioł, G. Vogl, N. Spiridis, **T. Ślęzak**, J. Korecki
Review of Scientific Instruments, 79 (2008) 045108

b) omówienie celu naukowego ww. prac i osiągniętych wyników wraz z omówieniem ich ewentualnego wykorzystania

Wprowadzenie

Fizyka nanostruktur jest od kilku dekad niezwykle prężnie rozwijającą się dziedziną nauki zarówno teoretycznej jak i eksperymentalnej. Źródłem tak wielkiego zainteresowania różnego rodzaju nano-układami, takimi jak np. cienkie warstwy i układy wielowarstwowe, nanodruki czy nanocząstki, są z jednej strony kwestie poznawcze związane z nowymi, wynikającymi z obniżonej wymiarowości i w związku z tym nietypowymi dla litych odpowiedników właściwościami fizycznymi oraz z drugiej strony potencjalne zastosowania nanostruktur poczynając od dziedziny magnetycznego zapisu informacji, czy różnego rodzaju elementów nowoczesnej elektroniki [1,2], po heterogeniczną katalizę nowej generacji [3].

Rozkwit fizyki nanostruktur możliwy był dzięki rozwojowi technik badawczych, które sprostać muszą wymogom wynikającym z typowych cech nano-materiałów jakimi są małe rozmiary, niewielkie ilości materiału osadzonego zwykle na masywnych podłożach, duży udział nisko-skoordynowanych atomów powierzchniowych, niestabilność termiczna związana z obecnością granic międzyfazowych i niewielką całkowitą energią swobodną nanostruktur. Z drugiej strony badania modelowe epitaksjalnych nanostruktur wymagają środowiska

ultrawysokiej próżni (UHV), zarówno na etapie wytwarzania jak i charakteryzacji. Dobrym przykładem tego typu metodyki eksperymentalnej jest materiał zawarty w cyklu prac [1H-7H], które pokazują jak zastosowanie szczególnej techniki eksperymentalnej wykorzystującej promieniowanie synchrotronowe w źródłach III generacji (w ośrodku synchrotronowym ESRF w Grenoble), w połączeniu z klasycznymi powierzchniowymi technikami UHV, owocuje mnogością ważnych wyników dotyczących właściwości magnetycznych i fononów w nanostrukturach Fe. Ta unikalna w skali światowej metodyka badań umożliwiła między innymi uzyskanie pełnej wiedzy o wydawałoby się gruntownie przebadanych i zrozumianych zjawiskach magnetycznych w cienkich warstwach Fe na W(110) oraz pozwoliła po raz pierwszy na zbadanie modyfikacji gęstości stanów fononowych w ultracienkich warstwach i na powierzchni Fe(110). Właściwościom magnetycznych cienkich warstw Fe poświęcone są prace [1H,3H-5H], a dynamice drgań sieci na powierzchni i w cienkich warstwach Fe - prace [2H,6H]. Cechą wspólną opisywanych badań jest zastosowanie opartej o zjawisko Mössbauera metody rezonansowego jądrowego rozpraszania promieniowania synchrotronowego (nuclear resonant scattering - NRS) [4], w szczególności jej odmiany elastycznej (badania magnetyzmu) oraz nieelastycznej (badania dynamiki), w obu przypadkach *in-situ* przy użyciu aparatury ultrawysokiej próżni zbudowanej w ośrodku synchrotronowym ESRF na linii ID18, a opisaną szczegółowo w pracy [7H]. Pozostałe badania prowadzone były w laboratoriach w ultra-wysokiej próżni Wydziału Fizyki i Informatyki Stosowanej Akademii Górniczo-Hutniczej im. Stanisława Staszica i Instytutu Katalizy i Fizykochemii Powierzchni im. Jerzego Habera Polskiej Akademii Nauk działających w ramach wspólnego Laboratorium Powierzchni i Nanostruktur kierowanego przez prof. Józefa Koreckiego. Do najważniejszych technik preparatyki i analizy powierzchni w warunkach UHV wykorzystanych w tych badaniach należą: epitaksja z wiązek molekularnych (MBE), dyfrakcja elektronów niskoenergetycznych (LEED), spektroskopia elektronów Augera (AES), skaningowa mikroskopia tunelowa (STM), spektroskopia mössbauerowska elektronów konwersji (CEMS) i magnetoptyczny efekt Kerra (MOKE). Poniżej, w dwóch częściach, opisane zostaną najważniejsze wyniki prac należących do omawianego cyklu, wraz z dyskusją ich znaczenia na tle istniejącego stanu wiedzy z dziedziny fizyki nanostruktur.

Magnetyzm nanostruktur Fe badany metodą rezonansowego rozpraszania promieniowania synchrotronowego (NRS)

Jednym z najważniejszych zjawisk dziedziny magnetyzmu cienkich warstw i układów wielowarstwowych jest odkryte w roku 1986 pośrednie sprzężenie międzywarstwowe (*ang.* Interlayer Exchange Coupling - IEC) [5]. W układach metalicznych typu FM/NM/FM, w których dwie warstwy ferromagnetyczne FM oddzielone są niemagnetyczną przekładką NM pokazano, zarówno na drodze obliczeń teoretycznych jak również badań eksperymentalnych, że rodzaj oddziaływania międzywarstwowego oscyluje wraz z grubością przekładki pomiędzy ferromagnetycznym oraz antyferromagnetycznym, a jego siła zanika wraz ze wzrostem grubości niemagnetycznej przekładki [5,6]. Pomimo tego, że natura zjawiska IEC, jak również wynikające z jego istnienia skutki dla właściwości magnetycznych (sztuczne antyferromagnetyki warstwowe [7]) i transportowych (zjawisko gigantycznego magnetoporu GMR [8]) układów sprzężonych zostały szeroko przebadane, to jednak jego wpływ na indywidualne własności magnetyczne podwarstw FM pozostał słabo określony. W szczególności istotną kwestią wydaje się wpływ oddziaływania wymiennego na temperaturę Curie sprzężonych podwarstw. Chociaż z punktu widzenia teorii układ dwóch oddziaływujących wymiennie warstw ferromagnetycznych powinien wykazywać jedną wspólną wartość temperatury Curie T_c , we wczesnych badaniach grupy K. Baberschke [9] dotyczących układu Co/Cu/Ni zaobserwowano w pomiarach temperaturowej zależności podatności magnetycznej dwa maksima sugerujące różne temperatury Curie sprzężonych magnetycznie podwarstw Co i Ni. Ponadto, ta sama grupa badawcza zaobserwowała w układzie Ni/Cu/Co, że skutkiem IEC temperatura Curie warstwy Co wzrosła aż o ok. 40 K [10]. Wynik ten wskazywał na to, że IEC wpływa na warstwy magnetyczne inaczej niż np. zewnętrzne pole magnetyczne, i zwłaszcza w temperaturach bliskich T_c silnie tłumí fluktuacje spinowe [10]. W pracy [1H], przy użyciu metody NRS, podjęto próbę zbadania wpływu oddziaływania międzywarstwowego na magnetyzm monowarstwy Fe(001) oddzielonej klinową przekładką Au o zmiennej grubości od układu monoatomowych supersieci FeAu. Ponieważ izotop ^{57}Fe użyty został tylko do preparatyki monowarstwy Fe(001), metoda NRS próbowała jedynie magnetyczne pola nadsubtelne w tej warstwie, a wykonanie pomiarów w funkcji grubości warstwy oddzielającej Au oraz temperatury pozwoliło na sformułowanie następujących wniosków: i) wzmocnienie własności ferromagnetycznych w monowarstwie Fe, widziane w pomiarach NRS jako wzrost średniego pola nadsubtelnego wyznaczonego z dopasowania widm czasowych NRS, zależy od grubości przekładki Au w sposób niemonotoniczny, odzwierciedlając zależność oddziaływania międzywarstwowego od grubości przekładki Au, ii) wpływ IEC na magnetyzm monowarstwy Fe jest największy w pobliżu jej temperatury Curie i znikomy w temperaturach znacząco niższych, co potwierdza

hipotezę o tłumieniu fluktuacji spinowych w monowarstwie Fe wywołanym pośrednim oddziaływaniem międzywarstwowym z warstwą supersieci FeAu.

Zjawisko reorientacji kierunku spontanicznego namagnesowania (ang. Spin Reorientation Transition - SRT) w cienkich warstwach ferromagnetycznych jest jednym z kluczowych efektów decydujących o własnościach magnetycznych nanostruktur [11]. Wynika ono z kompetycji pomiędzy różnymi przyczynkami do wypadkowej anizotropii magnetycznej pod warunkiem, że preferują one różne kierunki łatwego namagnesowania. Zjawisko to umożliwia kontrolowane sterowanie kierunkiem osi łatwej namagnesowania poprzez dobór grubości warstwy, temperatury czy adsorbentu na jej powierzchni, gdyż w ten właśnie sposób balans pomiędzy różnymi przyczynkami do anizotropii magnetycznej może zostać zmieniony. Równocześnie SRT daje szansę kontroli wielkości efektywnej stałej anizotropii, szczególnie ważnej w przypadku ferromagnetycznych nano-cząstek podatnych na zjawisko superparamagnetyzmu. Najbardziej spektakularna, tzw. polarna odmiana efektu SRT [12] w cienkich warstwach metali 3d wywołana może zostać zmianą grubości warstwy lub temperatury i polega na przełączeniu kierunku namagnesowania pomiędzy kierunkiem w płaszczyźnie warstwy oraz kierunkiem prostopadłym do niej. Polarne SRT wynika w najprostszym opisie ze współzawodnictwa zdominowanej przez anizotropię kształtu anizotropii objętościowej z anizotropią powierzchniową, której przyczynek skaluje się odwrotnie proporcjonalnie z grubością warstwy i prowadzi do pojawienia się niezwykle ważnej w zapisie magnetycznym informacji prostopadłej anizotropii magnetycznej. Zwykle ze względu na małe, w porównaniu do anizotropii kształtu, wartości anizotropii powierzchniowej, polarne SRT występuje dla niewielkich grubości warstw ferromagnetycznych, jak np. w układzie Fe/Au(001) gdzie grubość krytyczna przejścia wynosi ok. dwie warstwy atomowe [13].

W przypadku układu Fe/W(110), w odróżnieniu od polarnego SRT, zjawisko reorientacji spinowej zachodzi w płaszczyźnie warstw Fe pomiędzy kierunkami [1-10] i [001] [14], przy czym kierunek spontanicznego namagnesowania jest równoległy do kierunku [1-10] dla warstw o grubościach mniejszych od grubości krytycznej przejścia d_c oraz równoległy do kierunku [001] dla warstw o grubości większej od d_c . Obserwowane eksperymentalnie grubości krytyczne d_c przejścia SRT w układzie Fe/W(110) wahają się pomiędzy ok. 4 nm [14], a nawet 20 nm [15]. Duży rozrzut uzyskanych eksperymentalnie wartości grubości krytycznej przejścia SRT wynika z wysokiej czułości tego zjawiska na warunki preparatyki takie jak, temperatura wzrostu Fe, czystość podłoża, czy w końcu czystość powierzchni Fe.

Zarówno pojawienie się zjawiska SRT, jak również duże wartości d_c tłumaczone były w literaturze na dwa sposoby. Historycznie pierwszy opis zaproponowany przez Gradmana i współpracowników oparty jest o zależną od grubości kompetycję pomiędzy silną anizotropią powierzchniową, a preferującą orientację namagnesowania w kierunku [001] anizotropię magnetokrystaliczną [14]. Drugie podejście zaproponowane przez Sandera oparte było o indukowaną dużym niedopasowaniem sieciowym (ok. 10%) anizotropię magnetoelastyczną, której charakter (znak) mógł zmieniać się wraz z grubością warstwy [16]. W końcu należy dodać że przejście SRT można w układzie Fe(110)/W wyindukować zmianą temperatury, zwłaszcza gdy grubość warstwy bliska jest grubości krytycznej reorientacji spinowej indukowanej zmianą grubości [17]. Należy też podkreślić, że głębsza informacja o mechanizmie fizycznym zjawiska SRT ukryta jest w jego kinetyce, czyli scenariuszu procesu reorientacji wywołanego jednym z wymienionych wyżej czynników np. zmianą grubości warstwy. Teoretycznie dopuszcza się trzy możliwe sposoby reorientacji spinowej: koherentną rotację momentów magnetycznych pomiędzy dwoma kierunkami w przestrzeni, wytworzenie w obszarze przejścia domen magnetycznych, oraz pojawienie się lateralnie lub wertykalnie niekolinearnych struktur magnetycznych [18]. W dotychczasowych badaniach zjawiska SRT w Fe/W brak było bezpośredniego dowodu na istnienie jednego ze wspomnianych scenariuszy, lecz sugerowano mechanizm oparty o tworzenie się dwóch rodzajów domen magnetycznych o kierunkach namagnesowania [1-10] i [001] [19,20].

Opisane w pracach [3H,4H] wyniki badań przejścia SRT podczas wzrostu warstwy Fe(110) na W(110) w temperaturze pokojowej, przy użyciu rezonansowego jądrowego rozpraszania promieniowania synchrotronowego, w warunkach ultrawysokiej próżni pokazują prawdziwy mechanizm przejścia SRT. Analiza widm czasowych NRS z obszaru przejścia SRT wskazuje, że przełączenie kierunku namagnesowania od kierunku [1-10] do kierunku [001] wraz ze wzrostem grubości ma charakter ciągły i następuje poprzez wytworzenie silnie niekolinearnej struktury magnetycznej, niejednorodnej w kierunku prostopadłym do powierzchni warstwy. Analiza numeryczna wyników pomiarów NRS oparta o model warstwowy, polegający na podziale warstwy Fe o danej grubości d na N identycznych podwarstw o grubości d/N pokazała, że w miarę wzrostu warstwy reorientacja namagnesowania następuje najpierw w podwarstwach graniczących z podłożem W(110), następnie obracają swoje namagnesowanie podwarstwy leżące coraz bliżej powierzchni, aż w końcu spiny powierzchniowe przełączają się na kierunek [001] kończąc proces SRT. Ten niezwykle wynik oznacza, że nawet klasyczny kolinearny ferromagnetyk jakim z pewnością jest żelazo o strukturze bcc w pewnych warunkach może wykazywać silnie niekolinearne

uporządkowanie magnetyczne. Co więcej, wyznaczona w pomiarach NRS ewolucja struktury magnetycznej w przejściu SRT indukowanym grubością pozwala na identyfikację roli w procesie poszczególnych przyczynków do wypadkowej anizotropii magnetycznej. Z jednej strony inicjacja reorientacji w obszarach warstwy Fe graniczących z podłożem wskazuje na to, że to anizotropia magnetoelastyczna generowana w warstwie granicznej Fe/W zmienia swój charakter (znak i wartość) wraz ze wzrostem grubości Fe wymuszając reorientację w bezpośredniej bliskości podłoża, a z drugiej strony anizotropia powierzchniowa przyspila namagnesowanie obszarów przypowierzchniowych wzdłuż kierunku [1-10], co prowadzi do wytworzenia niekolinearnej struktury typu sprężyny wymiennej [21]. Opisany eksperyment wyjaśnia pozorną sprzeczność dotyczącą decydującego czynnika anizotropii magnetycznej w układzie Fe/W(110). Silna anizotropia powierzchni przyspila namagnesowanie do kierunku [1-10], jak postulowali Gradmann i współpracownicy [14], podczas gdy samo przejście SRT można przypisać zmianie anizotropii magnetoelastycznej indukowanej przez naprężenia, zmieniające się w czasie wzrostu warstwy Fe, zgodnie z interpretacją Sandera [16]. W rzeczywistości, zarówno powierzchniowa anizotropia magnetyczna jak i anizotropia magnetoelastyczna, odpowiedzialne za SRT, stają się konkurencyjne tylko w pobliżu grubości krytycznej, podczas gdy dla małych grubości Fe mogą wspólnie faworyzować kierunek namagnesowania wzdłuż [1-10]. Szczegółowe wyniki opisywanych badań opublikowane zostały w pracy [4H], jak również wyróżnione przez ośrodek synchrotronowy ESRF we Francji, publikacją w wydawnictwie ESRF HIGHLIGHTS 2010 dokumentującym corocznie najbardziej spektakularne wyniki uzyskane w oparciu o badania przeprowadzone w ESRF (kopia w załączeniu).

Intrygujące wyniki badań zjawiska reorientacji spinowej w układzie Fe(110)/W uzyskane dla wzrostu warstwy Fe w temperaturze pokojowej stanowiły motywację dalszych badań zjawiska SRT, a w szczególności poszukiwań odpowiedzi na pytania: i) Czy scenariusz zjawiska SRT jest podobny w przypadku wzrostu Fe w podwyższonej temperaturze? oraz ii) Jaki jest mechanizm procesu indukowanego temperaturą?

Odpowiedzią na tak postawione pytania była praca [5H], w której w sposób jednoznaczny określono kinetykę procesów SRT wywołanych wzrostem grubości warstwy nanoszonej w temperaturze 250°C oraz obniżeniem temperatury. W tym przypadku badania prowadzone metodą NRS *in-situ* w warunkach UHV wykorzystywały jej dodatkową zaletę, to jest zależną od kąta padania promieniowania X na powierzchnię próbki czułość głębokościową. Pokazane w pracy [5H] symulacje widm czasowych NRS przeprowadzone dla warstw Fe(110)/W o jednakowych grubościach, lecz różnych wertykalnych strukturach namagnesowania pokazują

jednoznacznie, że metodyka pomiarów widm NRS dla różnych kątów padania promieniowania daje bezpośredni i niepodważalny obraz niejednorodnej w kierunku prostopadłym do powierzchni, niekolinearnej struktury magnetycznej. W taki właśnie sposób pokazano eksperymentalnie, że przejście SRT wywołane zmianą grubości warstwy podczas jej wzrostu w temperaturze 250°C przebiega według innego scenariusza niż opisane powyżej wywołane zmianą grubości SRT w temperaturze pokojowej, przy czym niekolinearny charakter struktury magnetycznej w pobliżu grubości krytycznej jest cechą charakterystyczną obu procesów. Dla przejścia SRT indukowanego grubością w temperaturze 250°C sekwencja reorientacji obszarów warstwy Fe graniczących z podłożem oraz przypowierzchniowych i powierzchniowych jest odwrotna niż dla wzrostu w temperaturze pokojowej, tzn. wraz ze wzrostem grubości w 250°C w pierwszej kolejności obraca się na kierunek [001] namagnesowanie powierzchni a następnie proces propaguje w głąb warstwy i na jego końcu następuje reorientacja obszarów granicznych Fe/W. Oznacza to także, że przyczynki poszczególnych anizotropii magnetycznych pełnią w mechanizmie zjawiska SRT inne role niż w temperaturze pokojowej. Anizotropia powierzchniowa nie przyspila namagnesowania obszarów powierzchniowych wzdłuż kierunku [1-10]; wprost przeciwnie, to temperaturowa zależność anizotropii powierzchniowej powoduje rozpoczęcie reorientacji spinowej na powierzchni warstwy Fe. Można nawet założyć, że w podwyższonej temperaturze, niezależnie od grubości warstwy Fe, anizotropia powierzchniowa Fe(110) preferuje orientację namagnesowania wzdłuż kierunku [001], a kierunek [1-10] namagnesowania stabilizowany jest dla warstw o grubości mniejszych od grubości krytycznej poprzez anizotropię magnetoelastyczną.

Po zakończeniu procesu SRT indukowanego zmianą grubości dla wzrostu warstwy Fe w temperaturze 250°C uzyskano w tej temperaturze warstwę Fe o grubości ok. 6nm i jednorodnym namagnesowaniu o orientacji [001], co stwarzało okazję do obserwacji procesu SRT indukowanego zmianą temperatury przy jej obniżaniu od 250°C do temperatury pokojowej. Należy podkreślić, że proces SRT przebiegał w tym przypadku dla warstwy Fe o stabilnej morfologii powierzchni oraz grubości nieznacznie tylko większej od grubości krytycznej przejścia SRT w temperaturze 250°C. Badania metodą NRS prowadzone w funkcji temperatury dla różnych kątów padania promieniowania X pokazały bezpośrednio, że przejście SRT do stanu o jednorodnym namagnesowaniu o orientacji [1-10] następuje przy obniżaniu temperatury stopniowo poprzez pośredni, silnie niekolinearny stan magnetyczny w temperaturze ok. 215°C. Zmierzone w tej temperaturze widma czasowe NRS dla różnych kątów padania promieniowania X pokazują bezpośrednio, że kierunek namagnesowania

powierzchni warstwy jest podobnie jak w temperaturze 250°C równoległy do kierunku [001], podczas gdy obszary warstwy Fe sąsiadujące z podłożem mają namagnesowanie obrócone do kierunku [1-10]. Wynikająca z pomiarów niekolinearna struktura namagnesowania w przejściu SRT wywołanym zmianą temperatury jest podobna do opisanej wcześniej struktury magnetycznej wyznaczonej podczas wzrostu warstwy w temperaturze 250°C. Wynika z tego, że przejście SRT indukowane obniżeniem temperatury odpowiada odwrotnemu procesowi SRT indukowanemu grubością, który z oczywistych przyczyn jest trudny lub niemożliwy do zrealizowania. Omawiane temperaturowe SRT przebiegało w odwrotny sposób w porównaniu do wyników Baberschke i współpracowników [17], którzy w oparciu o pomiary rezonansu ferromagnetycznego pokazali, że dla warstwy Fe o grubości 20nm naparowanej w temperaturze 330°C magnetyzacja zmieniała orientację od kierunku [001] w temperaturze pokojowej do [1-10] w 330°C. Interpretacja tego wyniku zakładała różne zależności od temperatury stałych anizotropii magnetokrystalicznej i jednoosiowej anizotropii magnetycznej w płaszczyźnie. Jednocześnie, zależność temperaturowa efektywnej stałej anizotropii podana w pracy [17] dla warstw o różnych grubościach wyraźnie pokazuje dodatnie lub ujemne nachylenia, co sugeruje, że zależnie od grubości warstwy scenariusz reorientacji jest różny. Najprostsze wytłumaczenie sprzeczności między obecnymi wynikami oraz danymi FMR [17] może być związane z różnicami w strukturze warstwy Fe, wynikającymi z innych procedur jej wzrostu. Ponadto, istotną rolę może również odgrywać adsorpcja gazów reszkowych. Adsorpcja gazów reszkowych, promowana w niskich temperaturach, zawsze obniża krytyczną grubość SRT, prowadząc do stabilizacji orientacji magnetyzacji wzdłuż kierunku [001] [19]. W przypadku pomiarów NRS kompletny zestaw widm czasowych został zebrany w ciągu kilku minut i stąd efekty adsorpcji gazów reszkowych były zminimalizowane, zwłaszcza dla wyższych temperatur, jak również podczas chłodzenia w przedziale od 250°C do 160°C. Pomimo złożoności mechanizmów przejścia SRT, egzotyczna niekolinearna struktura namagnesowania pojawiająca się w procesie SRT wydaje się być jego cechą charakterystyczną. Wytłumaczenie tego faktu w oparciu o parametry materiałowe litego Fe, takie jak stała wymiany A oraz stała anizotropii magnetokrystalicznej K , nie jest możliwe. Powstawanie wachlarzowej struktury magnetycznej skutkuje wzrostem gęstości energii swobodnej związanej z oddziaływaniami wymiennymi preferującymi ferromagnetyczne uporządkowanie spinów. Wspomniany przyrost energii Δ_{ex} odpowiada ortogonalnej orientacji namagnesowania podwarstw, realizowanej na odległości około 3nm (odpowiadające wertykalnym rozmiarom struktury wachlarzowej) i może być w przybliżeniu oszacowana na $\Delta_{ex}=10 \text{ erg/cm}^2$. Δ_{ex} musi być kompensowany przez spadek energii anizotropii magnetycznej

dolnej części warstwy, zdominowanej przez przyczynę magnetoelastyczną. Pokazuje to, jak duża zmiana przyczynku energii anizotropii magnetoelastycznej jest zaangażowana w proces SRT. Z drugiej strony, nawet najwyższe raportowane wartości energii jednoosiowej anizotropii magnetoelastycznej, wyznaczone eksperymentalnie dla warstw Fe(110) na W(110) prowadzą dla warstwy o grubości ok. 6nm do znacznie mniejszych od Δ_{ex} wartości gęstości energii anizotropii ($\sim 0.5 \text{ erg/cm}^2$), która może być przypisana efektom magnetoelastycznym. Sugeruje to, że oprócz wzrostu anizotropii magnetycznej, również osłabienie oddziaływania wymiennego jest niezbędne do uzgodnienia warunków energetycznych umożliwiających wytworzenie struktury magnetycznej w omawianych warstwach Fe. Źródłem osłabienia oddziaływania wymiennego mogą być (i) wzrost temperatury, (ii) zmiana stałych sieciowych [22] oraz defekty strukturalne, jak np. (iii) błędy ułożenia spowodowane dyslokacjami.

Opisane powyżej wyniki badań własności magnetycznych nanostruktur Fe dają z jednej strony unikalny obraz zjawiska reorientacji spinowej w układzie Fe(110)/W, a z drugiej strony pokazują nową odmianę procesu SRT, który może występować też w innych układach cienko-warstwowych.

Dynamika sieci krystalicznej nanostruktur Fe badana in-situ metodą nieelastycznego jądrowego rozpraszania promieniowania synchrotronowego (NIS)

Zrozumienie zjawisk fizyki powierzchni i nanostruktur wymaga dokładnego przebadania ich dynamiki i termodynamiki. Informacje dotyczące parametrów dynamicznych (elastycznych) takich jak np. stałe siłowe i średnie wychylenie kwadratowe oraz termodynamicznych jak temperatura i entropia wibracyjna zawarte są w widmie gęstości stanów fononowych (FDOS). FDOS może być dość łatwo uzyskane na drodze obliczeń teoretycznych [23], jednak jego bezpośredni pomiar dla czystych i dobrze zdefiniowanych powierzchni i nanostruktur długo nie był możliwy. Rozwój infrastruktury badawczej synchrotronu ESRF w Grenoble, polegający na instalacji na linii ID18 opisanej w pracy [7H] aparatury UHV, umożliwił po raz pierwszy pomiary spektroskopii fononowej ultracienkich warstw i nanostruktur Fe, in-situ z wykorzystaniem metody nieelastycznego jądrowego rozpraszania promieniowania X (nuclear inelastic scattering - NIS) [4]. W pracach [2H,6H], na drodze pomiarów gęstości stanów fononowych metodą NIS, in-situ w warunkach ultrawysokiej próżni, podjęto próbę odpowiedzi na kilka kluczowych pytań jakie nasuwają się w związku z zagadnieniem dynamiki sieci na powierzchni monokrystalicznego żelaza oraz dla nanostruktur Fe: i) Jakie są modyfikacje powierzchniowe fononów w stosunku do litego Fe? oraz ii) Jak "gruba" z

termodynamicznego punktu widzenia jest powierzchnia żelaza?, czy wreszcie: iii) Jakie zmiany we własnościach wibracyjnych i funkcjach termodynamicznych pociąga za sobą obniżenie wymiarowości układów na bazie Fe? Metoda NIS bazuje na efekcie Mössbauera, w związku z czym jest w naturalny sposób izotopowo czuła, co oznacza, że uzyskana w pomiarze NIS gęstość stanów fononowych pochodzi jedynie od stanów wibracyjnych atomów izotopu mössbauerowskiego, którym w tym przypadku był izotop ^{57}Fe . W pracy [2H] podjęto próbę odpowiedzi na pierwsze dwa z postawionych powyżej pytań dotyczących powierzchni żelaza. Obiektem badań była stosunkowo gruba warstwa żelaza, której wzrost był zoptymalizowany ze względu na wysoką jakość jej struktury oraz gładkość powierzchni. Taka warstwa stanowiła niejako modelowy monokryształ Fe o powierzchni danej płaszczyzną (110). Opisaną w pracy [2H] kombinacją pomiarów NIS oraz NRS, w połączeniu ze specjalną procedurą preparatyki opartą o umieszczenie podczas wzrostu warstwy ^{56}Fe monowarstwowej sondy izotopu ^{57}Fe w odpowiednio zaplanowanym miejscu, umożliwiła jednoznaczne prześledzenie ewolucji lokalnego widma gęstości stanów fononowych od obszarów głęboko pod powierzchnią, poprzez warstwy atomowe bezpośrednio sąsiadujące z warstwą powierzchniową oraz stricte na powierzchni. Dzięki temu po raz pierwszy zmierzono parcjalne widma fononów na powierzchni, które pozwoliły na wyznaczenie powierzchniowych funkcji termodynamicznych i parametrów elastycznych. W wibracyjnych gęstościach stanów zaobserwowano przejście od układu trójwymiarowego do kwazi-dwuwymiarowego jako istotne zmiękczenie sieci oraz wyraźną anizotropię parcjalnych gęstości stanów wzdłuż wysokosymetrycznych kierunków krystalograficznych. Analiza uzyskanych gęstości stanów fononowych pokazuje, że atomy na powierzchni Fe drgają z częstościami znacznie niższymi oraz amplitudami większymi niż atomy w znajdującej się tuż pod powierzchnią (w kolejnej warstwie atomowej) i głębiej. Efekt ten skorelowany jest z obniżeniem powierzchniowych stałych siłowych oraz wzrostem średniego kwadratowego wychYLENIA dla atomów na powierzchni. Wspomniane modyfikacje dynamiki sieciowej wyznaczone dla powierzchni znikają już w kolejnej warstwie atomowej pod powierzchnią, której widmo fononowe zbliżone jest do widma litego żelaza co sugeruje, że z termodynamicznego punktu widzenia powierzchnia ma „grubość” jednej warstwy atomowej, Wyniki badań dotyczące dynamiki powierzchni Fe docenione zostały dodatkowo publikacją w „ESRF Highlights 2007” (praca w załączeniu).

Podobnie jak na powierzchni, modyfikacji parametrów elastycznych, oraz funkcji termodynamicznych spodziewać się można w nanostrukturach Fe. Przykładem tego są przedstawione w pracy [6H] wyniki pomiarów gęstości stanów fononowych dla ultracienkich

warstw Fe na W(110). Ewolucja gęstości stanów fononowych wraz z obniżaniem grubości warstw Fe od ok. 40 warstw atomowych do pojedynczej monowarstwy badana była na drodze pomiarów metodą NIS *in-situ* w warunkach UHV. Widma FDOS zmierzone dla warstw Fe o grubości pomiędzy 10 - 40 warstw atomowych są co bardzo podobne do gęstości stanów fononowych uzyskanej dla litego Fe. Dla najgrubszych warstw zaobserwowano jedynie przesunięcie widma FDOS wzdłuż osi energii, które świadczy o indukowanym poprzez niedopasowanie sieciowe rozciągnięciem sieci krystalicznej (analogicznym do wpływu ujemnego ciśnienia zewnętrznego). Przy obniżaniu grubości od 10 ML do 1ML kształt FDOS zmieniał się drastycznie, co widoczne było poprzez stopniową redukcję drgań o wyższych energiach połączonej z pojawieniem się modów fononowych dla energii niższych. Jednocześnie charakterystyczne dla litego Fe, dobrze określone maksima gęstości stanów fononowych (np. przy energii ok. 35meV) stopniowo zanikały a widma stawały się coraz bardziej rozmyte. Podobne zmiękczenie modów wibracyjnych, obserwowane wcześniej dla powierzchni Fe, wynika z redukcji liczby koordynacyjnej na powierzchni omawianych warstw lecz również odzwierciedla wpływ podłoża wolframowego. Rozmyty charakter zmierzonych widm związany jest prawdopodobnie z rozkładem stałych siłowych, wynikającym z przestrzennie niejednorodnego rozkładu naprężeń elastycznych których źródłem jest obszar graniczny Fe/W. Szczególnym osiągnięciem eksperymentalnym tej części badań jest już sam pomiar gęstości stanów fononowych dla monowarstwy Fe na W(110), która ze względu na swój pseudomorficzny charakter zapewniający niemal idealną gładkość i ciągłość stanowi modelowy układ dwuwymiarowy. Analiza uzyskanych w funkcji grubości FDOS-ów pozwoliła na dekompozycje widma FDOS dla warstwy o określonej grubości na trzy odrębne przyczynki: i) przyczynkę powierzchniową, ii) przyczynkę obszaru warstwy Fe graniczący z podłożem W(110) oraz iii) objętościowy przyczynkę odpowiadający wnętrzu warstwy. Co ciekawe, ten ostatni objętościowy wkład do gęstości stanów fononowych całkiem dobrze zgadza się widmem fononowym litego żelaza. Ten niezwykle ważny wynik oznacza że nawet w przypadku warstw Fe o grubości rzędu kilku warstw atomowych, atomy warstw powierzchniowej i graniczącej z podłożem drgają z częstotliwościami mniejszymi oraz wykazują większe odchylenia kwadratowe podczas gdy warstwy wewnętrzne odzwierciedlają dynamikę litego Fe. W związku z powyższym prawdziwie dwuwymiarowym układem z punktu widzenia termodynamiki i dynamiki powierzchni wydaje się być jedynie monowarstwa Fe, podczas gdy warstwy grubsze od 2 monowarstw z punktu widzenia termodynamiki zdominowane są krótko-zasięgowym wpływem powierzchni.

Bibliografia

- [1] C. Chappert, A. Fert, F. Nguyen Van Dau, *Nature Materials* 6, 813 - 823 (2007)
- [2] Shinji Yuasa, Taro Nagahama, Akio Fukushima, Yoshishige Suzuki, and Koji Ando *Nature Materials* 3, 868 - 871 (2004)
- [3] Astruc, D. (2008) *Transition-metal Nanoparticles in Catalysis: From Historical Background to the State-of-the Art*, in *Nanoparticles and Catalysis* (ed D. Astruc), Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim, Germany
- [4] R. Rohlsberger, *Nuclear Condensed Matter Physics with Synchrotron Radiation*, Springer Tracts in Modern Physics Vol. 208 (Springer-Verlag, Berlin, 2004).
- [5] P. Grünberg, R. Schreiber, Y. Pang, M. B. Brodsky, and H. Sowers, *Phys. Rev. Lett.* 57, 2442 (1986).
- [6] P. Bruno, *J. Phys.-Condens. Matter* 11, 9403 (1999).
- [7] T. Ślęzak, W. Karaś, K. Krop, M. Kubik, D. Wilgocka-Ślęzak, N. Spiridis, J. Korecki *J. Magn. Magn. Mat.* 240 (2002) 362-364
- [8] M. N. Baibich, J. M. Broto, A. Fert, F. Nguyen Van Dau, F. Petroff, P. Etienne, G. Creuzet, A. Friederich and J. Chazelas, *Phys. Rev. Lett.* 61, 2472 (1988);
- [9] U. Bovensiepen, F. Wilhelm, P. Srivastava, P. Pouloupoulos, M. Farle, A. Ney, and K. Baberschke *Phys. Rev. Lett.* 81, 2368 (1998)
- [10] P. J. Jensen, K. H. Bennemann, K. Baberschke, P. Pouloupoulos, and M. Farle *J. Appl. Phys.* 87, 6692 (2000)
- [11] U. Gradmann and J. Müller, *Physica Status Solidi* 27, 313 (1968)
- [12] R. Allenspach, M. Stampanoni and A. Bischof, *Phys. Rev. Lett.* 65, 3344 (1990)
- [13] D. Wilgocka-Ślęzak, K. Freindl, A. Kozioł, K. Matlak, M. Rams, N. Spiridis, M. Ślęzak, T. Ślęzak, M. Zając and J. Korecki, *Phys. Rev. B* 81, 064421 (2010)
- [14] U. Gradmann, J. Korecki and G. Waller, *Appl. Phys. A* 39, 101 (1986)
- [15] M. Albrecht, T. Furubayashi, M. Przybylski, J. Korecki, U. Gradmann, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* 113 (1992) 207.
- [16] D. Sander, A. Enders and J. Kirschner, *J. Mag. Mag. Mat.* 200, 439 (1999)
- [17] F. Gerhardter, Y. Li and K. Baberschke, *Phys. Rev. B* 47, 11204 (1993)
- [18] P. J. Jensen and K. H. Bennemann, *Surf. Sci. Rep.* 61, 129 (2006)

- [19] D. Yu, C. Math, M. Meier, M. Escher, G. Rangelov, M. Donath, Surf. Science 601, 5803 (2007)
- [20] I.G. Baek, H.G. Lee, H.J. Kim, E.Vescovo, Physical Review B 67 (2003) 075401.
- [21] R Röhlsberger, H Thomas, K Schlage, E Burkel, O Leupold, R Ruffer Phys. Rev. Lett. 89, 237201 (2003)
- [22] S. Stankov, R. Röhlsberger, T. Ślęzak, M. Sladeczek, B. Sepioł, G. Vogl, A. I. Chumakov, R. Ruffer, N. Spiridis, J. Łażewski, K. Parliński and J. Korecki, Phys. Rev. Lett. 99, 185501 (2007)
- [23] J. Łażewski, J. Korecki and K. Parliński, Phys. Rev. B 75, 054303 (2007)

5. Omówienie pozostałych osiągnięć naukowo - badawczych

Po ukończeniu studiów magisterskich, w roku 1995, rozpocząłem studia doktoranckie na Wydziale Fizyki i Informatyki Stosowanej Akademii Górniczo-Hutniczej im. S. Staszica w Krakowie, w grupie badawczej prof. dr hab. J. Koreckiego. Tematyka badań w których uczestniczyłem dotyczyła własności magnetycznych cienkich warstw i układów wielowarstwowych. W szczególności zajmowałem się preparatyką oraz badaniami własności magnetycznych epitaksjalnych układów wielowarstwowych, których kluczowymi elementami były monoatomowe supersieci FeX (gdzie X=Au, Al). W układach trójwarstwowych Fe/FeAl/Fe przebadano zjawisko sprzężenia międzywarstwowego pomiędzy warstwami Fe oraz jego wpływ na polaryzacje spinową w warstwie przekładki FeAl [D2]. W przypadku trójwarstw FeAu/Au/FeAu stwierdzono że warstwy stopowe FeAu o prostopadłej anizotropii magnetycznej [D1,D3] sprzęgały się wymiennie w sposób oscylacyjny w funkcji grubości przekładki Au. Badania nad tymi układami doprowadziły to wytworzenia sztucznych antyferromagnetyków warstwowych z prostopadłą anizotropią magnetyczną i zostały opublikowane w pracy [D7]. Wspomniane powyżej wyniki badań stanowiły podstawę mojej pracy doktorskiej która została obroniona z wyróżnieniem w roku 2000. Praca ta została także nagrodzona Nagrodą Prezesa Rady Ministrów w roku 2001. Z pośród ważnych publikacji okresu 1995-2000 (czyli przed uzyskaniem stopnia doktora nauk fizycznych) wymienić należy:

- [D1] Structural and magnetic properties of monoatomic FeAu superlattices
T.Ślęzak, W. Karas, M. Kubik, M. Mohsen, M. Przybylski, N. Spiridis, J. Korecki
Hyperfine Interactions (C), 3 (1998) 409

[D2] Indirect exchange coupling and spin polarization in Fe/AlFe/Fe trilayers
T. Ślęzak, M. Kubik, J. Korecki
Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 198-199 (1999) 405

[D3] Magneto-Optical Anisotropy Study in Fe_n/Au_n Superlattices.
L. Uba, S. Uba, V.N. Antonov, A.N. Yaresko, T. Ślęzak, J. Korecki
Physical Review B, 62 (2000) 13731

[D4] Magneto-Optical Anisotropy Study in Fe/Au monoatomic multilayer
L. Uba, S. Uba, V.N. Antonov, A.N. Yaresko, A. Ya. Perlov, T. Ślęzak, J. Korecki
Solid State Communication 114 (2000) 441-445

Po uzyskaniu stopnia doktora, w roku 2000 wyjechałem na blisko roczny staż naukowy do Instytutu Promieniowania Jądrowego, Katolickiego Uniwersytetu w Leuven, w Belgii. W trakcie stażu kontynuowałem tematykę badawczą doktoratu, ale przede wszystkim zajmowałem się wytwarzaniem epitaksjalnych układów wielowarstwowych w których kombinacja specjalnie dobranych anizotropii magnetycznych podwarstw składowych oraz międzywarstwowego oddziaływania wymiennego prowadziła do stabilizacji niekolinearnej struktury magnetycznej [D8]. Po powrocie z Belgii (r. 2001) do chwili obecnej, kontynuowałem pracę w zespole prof. dr hab. J. Koreckiego. Tematyka badań dotyczyła szeroko pojętej fizyki nanostruktur i podzielona może zostać na część poświęconą własnościom magnetycznym nanostruktur metalicznych i tlenkowych oraz część dedykowaną badaniom strukturalnym i materiałowym ze szczególnym uwzględnieniem procesu dyfuzji i jego wpływu na strukturę krystaliczną w cienkich warstwach Fe. W szczególności przedmiotami badań były takie własności magnetyczne jak międzywarstwowe sprzężenie wymienne w układach trójwarstwowych Fe/Cr/Fe [D6], Fe/Ag/Fe [D9], Fe/FeAl/Fe [D11], FeAu/Au/FeAu [D7] (kontynuacja tematyki doktoratu) czy prostopadła anizotropia magnetyczna w ultracienkich warstwach Fe na podłożach: Au(001) [D5, D13], MgO(001) [D15], W(110) [D14], W(540) [D12]. Do najważniejszych w tym okresie osiągnięć z dziedziny magnetyzmu cienkich warstw (nie wymienionych w części 4 autoreferatu) zaliczyć można współautorstwo w następujących publikacjach:

[D5] CEMS studies of Au/Fe/Au ultrathin films and monoatomic multilayers
W. Karaś, B. Handke, K. Krop, M. Kubik, T. Ślęzak, N. Spiridis, D. Wilgocka-Ślęzak, J. Korecki
Phys. Stat. Sol. (a) vol 189, No. 2/3 (2002)

[D6] Interface structure and indirect coupling in annealed Fe/Cr/Fe ultrathin films
M. Kubik, B. Handke, W. Karaś, N. Spiridis, T. Ślęzak, J. Korecki

Phys. Stat. Sol. (a) vol 189, No. 2/3 (2002)

[D7] Spin engineering with FeAu monolayers

T. Ślęzak, W. Karaś, K. Krop, M. Kubik, D. Wilgocka-Ślęzak, N. Spiridis, J. Korecki
J. Magn. Magn. Mat. 240 (2002) 362-364

[D8] Experimental studies of the non-collinear magnetic states in epitaxial FeAu multilayers

D. Wilgocka-Ślęzak, T. Ślęzak, B. Croonenborghs, M. Rots, W. Karaś, K. Krop, N. Spiridis, J. Korecki
J. Magn. Magn. Mat. 240 (2002) 536-538

[D9] Direct observation of the conduction electron spin polarization in the Ag spacer of a Fe/Ag/Fe trilayer

H. Luetkens, J. Korecki, E. Morenzoni, T. Prokscha, M. Birke, H. Glückler, R. Khasanov, H.-H. Klauss, T. Ślęzak, A. Suter, E.M. Forgan, Ch. Niedermayer, F. J. Litterst,
Phys. Rev. Lett. vol.91, no.1, (2003), 017204/1-4

[D10] Observation of the domain structure in Fe-Au superlattices with perpendicular anisotropy,

M. Żołądź, T. Ślęzak, D. Wilgocka- Ślęzak, N. Spiridis, J. Korecki, T. Stobiecki, K. Röhl
Journal of Magnetism and Magnetic Materials, Volume: 272-276, Part 2, May, 2004, pp. 1253-1254

[D11] Spin polarization and interlayer coupling in Fe/FeAl/Fe sandwiches,

T. Ślęzak, D. Wilgocka- Ślęzak, N. Spiridis, J. Meersschaut, J. Korecki
Journal of Magnetism and Magnetic Materials, Volume: 272-276, Supplement, May, 2004, pp. E971-E972

[D12] Tailoring of the perpendicular magnetization component in ferromagnetic films on a vicinal substrate

A. Stupakiewicz, A. Maziewski, K. Matlak, N. Spiridis, M. Ślęzak, T. Ślęzak, M. Zając, and J. Korecki,
Physical Review Letters, 101 (2008) 217202

[D13] Thickness-Driven Polar Spin Reorientation Transition in Ultrathin Fe/Au(001) Films

D. Wilgocka-Ślęzak, K. Freindl, A. Kozioł, K. Matlak, M. Rams, N. Spiridis, M. Ślęzak, T. Ślęzak, M. Zając, J. Korecki,
Physical Review B, 81 (2010) 064421

[D14] Perpendicular magnetic anisotropy and noncollinear magnetic structure in ultrathin Fe films on W(110).

M. Ślęzak, T. Ślęzak, K. Freindl, W. Karaś, N. Spiridis, M. Zając, A. I. Chumakov, S. Stankov, R. Ruffer, J. Korecki
Phys. Rev. B, 87 (2013) 134411

[D15] Magnetism of ultrathin Fe films in MgO/Fe/MgO in epitaxial structures probed by nuclear resonant scattering of synchrotron radiation.
A. Koziol-Rachwał, T. Giel, B. Matlak, K. Matlak, M. Ślęzak, T. Ślęzak, M. Zając, R. Rüffer, and J. Korecki
Journal of Applied Physics 113 (2013) 214309

Do najważniejszych osiągnięć tego okresu pracy naukowej z zakresu badań strukturalno- i materiałowych zaliczyć można prace dotyczące stabilizacji kobaltu o strukturze bcc na powierzchni Au(001) [D16] oraz szereg prac poświęconych dyfuzji oraz dynamice struktury w monowarstwie Fe(110) na podłożu W(110) [D17-D19]. Efektem tych badań jest współautorstwo w następujących pracach:

[D16] Ultrathin epitaxial bcc-Co films stabilized on Au(001)-hex
N. Spiridis, T. Ślęzak, M. Zając, J. Korecki
Surface Science, 566-568P1 (2004) 272-277

[D17] Dynamics in sub-monolayer Fe-films
M. Sladeczek, B. Sepiol, J. Korecki, T. Slezak, R. Rüffer, D. Kmieć, G. Vogl
Surface Science, 566-568P1 (2004) 372-376

[D18] Hyperfine relaxation in an iron sub-monolayer
M. Sladeczek, B. Sepiol, D. Kmieć, J. Korecki, T. Slezak, R. Rüffer and G. Vogl,
Defect and Diffusion Forum, 237-240 (2005) 1225.

[D19] Nuclear resonant scattering studies of electric field gradient in Fe monolayer on W(110)
E. Partyka-Jankowska, B. Sepiol, M. Sladeczek, D. Kmieć, J. Korecki, T. Ślęzak, M. Zając, S. Stankov, R. Rüffer, G. Vogl
Surface Science, 602 7 (2008) 1453-1457

Kompletna lista publikacji habilitanta wraz z określeniem jego wkładu znajduje się w załączniku pt.: "Wykaz_dorobku_tslezak"

Kraków 05.09.2013

Tomasz Ślęzak

Tomasz Ślęzak