

VĚDECKÉ SPISY VYSOKÉHO UČENÍ TECHNICKÉHO V BRNĚ

Edice PhD Thesis, sv. 382

ISSN 1213-4198

thesis
?
IS

Ing. Jan Čechal

**Analýza povrchů a tenkých vrstev
využitím
fotoelektronové spektroskopie**

Vysoké učení technické v Brně
Fakulta strojního inženýrství
Ústav fyzikálního inženýrství

Ing. Jan Čechal

Analýza povrchů a tenkých vrstev využitím fotoelektronové spektroskopie

Surface and thin film analysis by photoelectron spectroscopy

Zkrácená verze Ph.D. Thesis

Studijní obor: Fyzikální a materiálové inženýrství

Školitel: Prof. RNDr. Petr Dub, CSc.

Školitel specialista: Prof. RNDr. Tomáš Šikola, CSc.

Oponenti: Ing. Vladimír Cháb, CSc.

Prof. RNDr. Bohumila Lencová, CSc.

RNDr. Josef Zemek, CSc.

Datum obhajoby: 13. 6. 2006

Klíčová slova:

Fotoelektronová spektroskopie, XPS, elastický rozptyl, synchrotronové záření, SR-PES, PtSi, gallium, křemík, Ga, GaN, PMPSi

Keywords:

Photoelectron spectroscopy, XPS, elastic scattering, synchrotron radiation, SR-PES, platinum silicide, PtSi, silicon, gallium, Ga, GaN, PMPSi

Dizertační práce je uložena na oddělení vědy a výzkumu FSI VUT v Brně, Technická 2, 616 69 Brno.

© 2006 Jan Čechal

ISBN 80-214-3209-8

ISSN 1213-4198

OBSAH

1	ÚVOD	5
2	FOTOELEKTRONOVÁ SPEKTROSKOPIE	6
3	STUDIUM VZNIKU A OXIDACE PtSi	7
3.1	ÚVOD	7
3.2	POPIS EXPERIMENTU	8
3.2.1	Experimentální zařízení	8
3.2.2	Vzorek a jeho příprava	9
3.2.3	Vyhodnocení spekter	9
3.3	VZNIK PtSi	10
3.4	OXIDACE PtSi	11
3.5	SHRNU TÍ	12
4	STUDIUM DEPOZICE GALLIA NA Si(111) 7 × 7	13
4.1	ÚVOD	13
4.2	POPIS EXPERIMENTŮ	13
4.2.1	Experimentální zařízení	13
4.2.2	Analýza metodou LEED	14
4.2.3	Fotoelektronová spektroskopie	15
4.3	DISKUZE VÝSLEDKŮ	15
4.3.1	Depozice za pokojové a nízké teploty	15
4.3.2	Depozice gallia za zvýšené teploty	16
4.3.3	Postupné žíhání vrstvy deponované za pokojové teploty .	19
4.3.4	Postupné žíhání vrstvy deponované za zvýšené teploty .	21
4.4	SHRNU TÍ	21
5	ZÁVĚR	22
	Literatura	23
	Vlastní práce autora	24
	Autorovo Curriculum Vitae	25
	Abstract	26

1 ÚVOD

Cíle, zaměření a obsah dizertační práce

Hlavním cílem dizertační práce byl popis, rozvinutí a praktické zvládnutí metody XPS používané v Laboratoři fyziky povrchů a tenkých vrstev. To zahrnovalo zejména popis technik kvantitativní analýzy, metod určování tloušťky vrstev a příprava teoretických podkladů pro studium multivrstev a měření hloubkových profilů koncentrací prvků ve studovaných vzorcích. Pro hodnověrnou kvantitativní analýzu i další, pokročilejší techniky je třeba provést kalibraci elektronového spektrometru a korekci vlivu elastického rozptylu elektronů.

Dalším z úkolů doktorského studia bylo měření a zpracování spekter v rámci všech experimentů, které probíhaly v laboratoři Fyziky povrchů a tenkých vrstev. Protože se jednalo především o podpurná měření pro jiné metody, nebo experimenty malého rozsahu v rámci spolupráce s firmami (ON Semiconductor, Bosch Česká republika), jsou v dizertační práci uvedeny pouze částečné výsledky dvou experimentů. A protože se během mého studia naskytla možnost měření pomocí fotoelektronové spektroskopie využívající synchrotronové záření (SR-PES), bylo mým úkolem rovněž zpracování a interpretace získaných měření, jejichž výsledky dizertační práce shrnuje.

Dizertační práce se zabývá metodou XPS a jejími aplikacemi na konkrétní systémy. Prvních šest kapitol (kapitoly 2 – 7) dizertační práce je věnováno teoretickému popisu fotoelektronové spektroskopie. V první z těchto kapitol jsou shrnuty základní poznatky nutné ke správné kvalitativní interpretaci měřených spekter a stručně popsáno experimentální zařízení. Následující kapitola se zabývá provedením kvantitativní analýzy v nejjednodušším případě – při analýze vzorku s homogenním složením. Ke korektnímu provedení analýzy je třeba korigovat vliv elastického rozptylu elektronů (kapitoly 4 a 5) a k vlastnímu měření použít kalibrovaného spektrometru. Fotoelektronovou spektroskopii můžeme použít také k analýze vzorků s proměnným hloubkovým složením – 6. kapitola se věnuje problému určování tloušťky velmi tenkých vrstev a v jejím závěru je stručně naznačen postup získání hloubkového profilu koncentrací prvků. K postupům a metodám potřebným k praktickému vyhodnocení spekter se vrací kapitola 7. Osmá kapitola (kalibrace elektronového spektrometru) leží na pomezí teorie a experimentu – ve stručnosti shrnuje metody a uvádí výsledky předběžné kalibrace spektrometru používaného v Laboratoři fyziky povrchů a tenkých vrstev na Ústavu fyzikálního inženýrství FSI VUT v Brně.

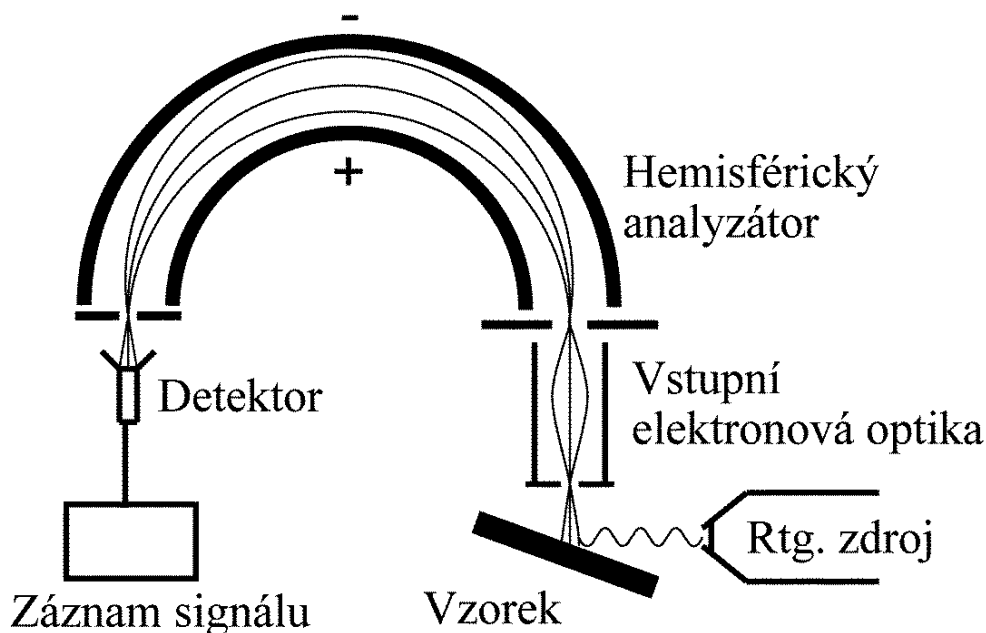
Následující kapitoly se věnují experimentům. První dva z nich – studium vzniku PtSi a depozice gallia na Si(111) – byly provedeny pomocí fotoelektronové spektroskopie využívající synchrotronové záření (SR-PES) na experi-

mentální stanici Material Science Beamline (MSB) synchrotronu Elettra v italském Terstu (stručný popis těchto dvou experimentů je součástí těchto tezí). Poslední dvě kapitoly stručně shrnují výsledky dosažené metodou XPS při studiu počátečních fází tvorby tenkých vrstev GaN a degradace PMPSi, organické polovodivé látky, vlivem teploty a UV záření.

2 FOTOELEKTRONOVÁ SPEKTROSKOPIE

Rentgenová fotoelektronová spektroskopie (X-ray Photoelectron Spectroscopy – XPS) [2] je v současnosti jednou z nejrozšířenějších metod studia povrchů látek a velmi tenkých vrstev. Mezi její přednosti patří schopnost získat nejen informace o tom, z atomů jakých prvků je vzorek složen, ale také o vazbách těchto atomů ke svému okolí. Metoda podává kvantitativní informace o složení vzorku, umožňuje určit tloušťku velmi tenkých vrstev a pomocí úhlově závislých měření také rozložení sledovaných atomů v závislosti na hloubce pod povrchem vzorku.

Nákres zařízení používaného ve fotoelektronové spektroskopii je uveden na obrázku 1. Ze zdroje emitované charakteristické rentgenové záření o energii $h\nu$ (Mg nebo Al $K\alpha$) dopadá na vzorek. Fotony tohoto záření pronikají do hloubky několika mikrometrů pod povrch vzorku a v celé povrchové oblasti vzorku mohou být absorbovány atomy, které se zde nacházejí. Energie fotonu



Obrázek 1: Schematický nákres aparatury používané při XPS. Přejato z [3].

je předána vnitřnímu elektronu, který je následně z atomu emitován s kinetickou energií E_k , která je rovna rozdílu energie fotonu a vazebné energie elektronu v atomu. Fotoelektrony „vznikající“ v povrchových oblastech (několik nm) mohou vzorek opustit a být detekovány. Rozdělení jejich kinetických energií (tzv. fotoelektronové spektrum) měříme hemisférickým analyzátozem spojeným s detektorem. Vazebná energie fotoelektronů E_B^F vzhledem k Fermiho hladině (v případě elektricky vodivého vzorku) je dána vztahem

$$E_B^F = h\nu - E_k - \Phi_{\text{spec}}, \quad (1)$$

ve kterém Φ_{spec} je výstupní práce spektrometru.

Ve fotoelektronovém spektru můžeme kromě vlastních fotoelektronových čar (píků) a pozadí pozorovat také řadu dalších jevů, které souvisí jak se samotným procesem fotoemise (nemonochromaticnost rentgenového záření, vícečásticové procesy), tak i s průchodem emitovaného fotoelektronu pevnou látkou (ztrátové procesy). Základním parametrem určujícím intenzitu čar je účinný průřez fotoemise σ , který udává pravděpodobnost emise elektronu z dané hladiny při absorpci rentgenového fotonu. Intenzita čáry je také úměrná počtu atomů daného prvku ve vzorku, což je důležité pro kvantitativní analýzu. Navíc dochází při průchodu pevnou látkou k rozptylu fotoelektronů a tím i změně intenzity elektronů v závislosti na tom, v jaké hloubce pod povrchem vzorku je fotoelektron daným atomem emitován. Závislost pravděpodobnosti emise elektronu z povrchu vzorku na hloubce jeho vzniku nám umožňuje určovat tloušťku vrstev a pokud tato měření provádíme pro více emisních úhlů ϑ , můžeme získat dokonce závislost koncentrací prvků na hloubce pod povrchem vzorku.

Různá vazebná energie vnitřních elektronů atomů, které nejsou vzájemně ekvivalentní, je jednou z nejvýznamnějších vlastností, kterou měříme pomocí metody XPS. Měřitelné posuvy čar získáváme u atomů, které jsou vázány na atomy různých prvků, jsou v různém oxidačním stavu, mají různou, navzájem neekvivalentní polohu v krystalické mřížce nebo se nacházejí na povrchu vzorku. Tento jev označujeme jako chemický posuv. Chemický posuv nám umožňuje rozlišit různě vázané atomy téhož prvku a pokud se sledované atomy nacházejí v různých stavech, tak i poměrné zastoupení těchto atomů.

3 STUDIUM VZNIKU A OXIDACE PtSi

3.1 ÚVOD

PtSi je materiál používaný v polovodičovém průmyslu pro tvorbu ohmických nebo Shottkyho kontaktů. Jeho výhodou je vysoká elektrická vodivost, teplotní stálost, citlivost v infračervené oblasti a také jeho použití v technologických

postupech vyžadujících velikost kontaktů menší než $0,5 \mu\text{m}$. Tento materiál pravděpodobně nahradí Ti_2Si , u kterého dochází k výraznému zvýšení odporu při snížení jeho tloušťky pod výše uvedenou hranici [4].

PtSi vzniká ve dvou fázích následujícím způsobem [5, 6]. Uvažujeme-li tenkou vrstvu platiny na křemíkovém substrátu, při teplotě $180 - 200^\circ\text{C}$ dochází nejprve k difuzi atomů platiny do křemíku za tvorby Pt_2Si a při teplotě nad 280°C difunduje křemík do Pt_2Si a tvoří se finální fáze PtSi . Ke vzniku PtSi dochází až tehdy, když je proces tvorby Pt_2Si dokončen. Protože je tato reakce limitována difuzí, kromě teploty hraje svou roli také doba žíhání.

Kromě studia vlastního vzniku PtSi jsme se zaměřili také na jeho následnou oxidaci. Oxidace PtSi je důležitým technologickým krokem při výrobě kontaktů. Jejím úkolem je připravit pasivační vrstvu bránící v odstranění PtSi v místech kontaktů při následném technologickém leptání. Na rozdíl od předchozích studií tohoto materiálu pomocí fotoelektronové spektroskopie využívající synchrotronové záření (SR-PES) [4], které se věnovaly převážně elektronové struktuře valenčního pásu, náš výzkum byl zaměřen na detailní analýzu vnitřních hladin.

3.2 POPIS EXPERIMENTU

3.2.1 Experimentální zařízení

Experiment byl proveden na pracovišti MSB, které se nachází u synchrotronu Elettra v italském Terstu. Pro experiment bylo využito synchrotronové záření o energii 190 eV pro detailní analýzu a 660 eV pro kontrolní měření čistoty vzorku. Přesná hodnota energie budícího záření byla určena měřením polohy Fermiho meze platiny a ověřena měřením Fermiho meze zlata a polohy píku $\text{Au } 4f^{7/2}$ na referenčním zlatém vzorku. Intenzita záření byla měřena mřížkou, kterou záření prochází před tím, než dopadá na vzorek.

Fotoelektronová spektra byla měřena hemisférickým analyzátozem (SPECS PHOIBOS HSA150) s devíti nezávislými kanálkovými násobiči, který pracoval v módu High Point Transmission a režimu konstantní průchozí energie (CAE). Ozářená a analyzovaná plocha vzorku měla průměr menší než $100 \mu\text{m}$. Pro měření bylo použito takového nastavení vstupní a výstupní štěrbin, aby bylo dosaženo rozlišovací schopnosti 2000, s výjimkou budící energie 660 eV , kdy z důvodu nízké intenzity záření byly štěrbin více otevřeny a rozlišovací schopnost klesla na 500. Měření probíhala v takovém geometrickém uspořádání, kdy záření dopadalo na vzorek pod úhlem 60° a detekovali jsme elektrony vystupující ve směru normály. Tloušťka analyzované vrstvy byla přibližně $1,2 \text{ nm}$. Celý experiment byl proveden v UHV komoře se základním tlakem $2 \cdot 10^{-8} \text{ Pa}$.

Změření všech spekter trvalo 10 – 15 minut v případě, že se vzorek nacházel v ustáleném stavu a ve spektrech nedocházelo k žádným změnám. V opačném případě měření trvalo přibližně 4 minuty a byla měřena pouze detailní spektra křemíku a platiny. Vzorek byl zahříván pomocí tantalové spirálky umístěné v držáku vzorku. Teplo vznikající průchodem proudu spirálkou bylo přes držák vzorku (tloušťka 2 mm) vedeno na vzorek. Teplota vzorku byla měřena termočlánkem (chromel – alumel), který byl umístěn bezprostředně pod vzorkem.

3.2.2 Vzorek a jeho příprava

Pro experiment byly použity dva typy vzorků. Ke studiu vzniku PtSi byly použity vzorky připravené ve firmě ON Semiconductor, Rožnov pod Radhoštěm, vakuovým napařováním. Vzorky byly tvořeny vrstvou platiny o tloušťce 42,5 nm na substrátu Si(100). Po očištění v acetonu pomocí ultrazvuku byl vzorek vložen do experimentální komory a jeho povrch odprášěn ionty Ar^+ o energii 500 eV dopadajícími na vzorek pod úhlem 60° (vzhledem k normále) po dobu 30 minut; proud iontů na vzorku byl $5,5 \mu\text{A}$. Dále byl vzorek žíhán na teplotě 150°C po dobu 15 minut. Po tomto čištění klesla tloušťka vrstvy platiny na 34 nm a nebyla zjištěna přítomnost uhlíku, kyslíku ani dalších nečistot.

Pro studium oxidace jsme použili dvou různých vzorků. První z nich (označen O-UHV) je stejný jako ty, které byly použity ke studiu vzniku PtSi s tím, že jeho následné zpracování se co nejvíce přidrží postupu používaného v ON Semiconductor, ale celý postup probíhal v UHV podmínkách. Druhý vzorek (O-AIR) byl již vyžíhán ve firmě ON Semiconductor standardně používaným průmyslovým postupem. Tento vzorek byl očištěn obdobně jako jiné vzorky s tím rozdílem, že čištění iontovým svazkem trvalo jen čtyři minuty s cílem odstranit pouze povrchovou vrstvu nečistot tak, aby byl vliv na strukturu vlastního vzorku minimální.

3.2.3 Vyhodnocení spekter

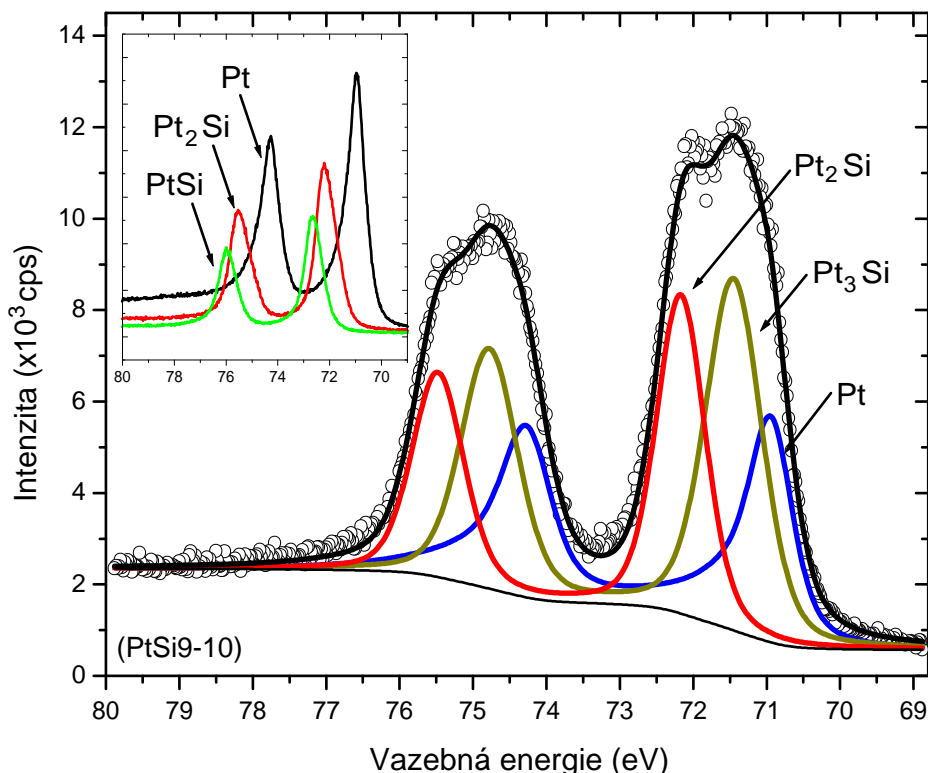
Ve spektru platiny můžeme rozeznat píky příslušející čtyřem fázím platiny – Pt, Pt_2Si , PtSi a přechodové fázi Pt_3Si . Zobrazení píků Pt 4f příslušející prvním třem zmiňovaným fázím můžeme vidět na vnořeném grafu na obrázku 2. Čtvrtý pík (Pt_3Si) můžeme zřetelně pozorovat ve spektru platiny během první fáze transformace. Přiřazení tohoto píku fázi Pt_3Si jsme provedli na základě informací předpovídajících existenci této přechodové fáze [7]. Příklad fitování píků platiny během vzniku Pt_2Si můžeme vidět na obrázku 2.

Fitování křemíku je o poznání složitější než fitování platiny. Význam jednotlivých složek píku křemíku rovněž nebyl kvůli značné složitosti struktury

PtSi zcela vysvětlen. PtSi má ortorhombickou mřížku, ve které je křemík vázán jak v dvojcenterních tak trojcenterních dvouelektronových vazbách a navíc nejbližší sousední atomy platiny se nacházejí ve čtyřech různých vzdálenostech [4]. Ve spektru křemíku tak byly identifikovány pouze složky příslušící oxidům a křemíku segregujícímu na povrchu vzorku.

3.3 VZNIK PtSi

Při zahřátí vzorku na 200 °C dochází k difuzi platiny do křemíku. Po určitém čase (potřebném k prodifundování celé vrstvy) se ve spektru objevuje pík křemíku. Pokud vzorek zahřejeme přímo na 230 °C, pík Si se objevuje ve spektru mnohem dříve (po deseti minutách žíhání) a jeho nárůst je v důsledku rychlejší difuze rovněž rychlejší. Současně započíná vlastní reakce, při níž přes přechodnou fázi Pt₃Si vzniká Pt₂Si. S plynoucím časem dochází k růstu píku odpovídajícímu Pt₃Si ve spektru platiny. Z této přechodné fáze postupně vzniká fáze Pt₂Si (ve spektru platiny se objevuje pík Pt–Pt₂Si). Nakonec se veškerý Pt₃Si přemění na Pt₂Si a dojde k „ustálení“ intenzit všech píků. Přítomnost píku



Obrázek 2: Fitování píků platiny 4f během vzniku Pt₂Si. Ve spektru můžeme rozeznat pík platiny, Pt₂Si a přechodné fáze Pt₃Si. Na vnořeném grafu jsou zobrazena detailní spektra dubletu Pt 4f pro platinu, Pt₂Si a PtSi.

odpovídajícího fázi Pt₃Si [7] nebyla doposud ve spektru přímo pozorována. Její pozorování bylo umožněno jednak vysokým rozlišením našich spekter a také tím, že naše měření probíhala přímo v průběhu vlastní transformace.

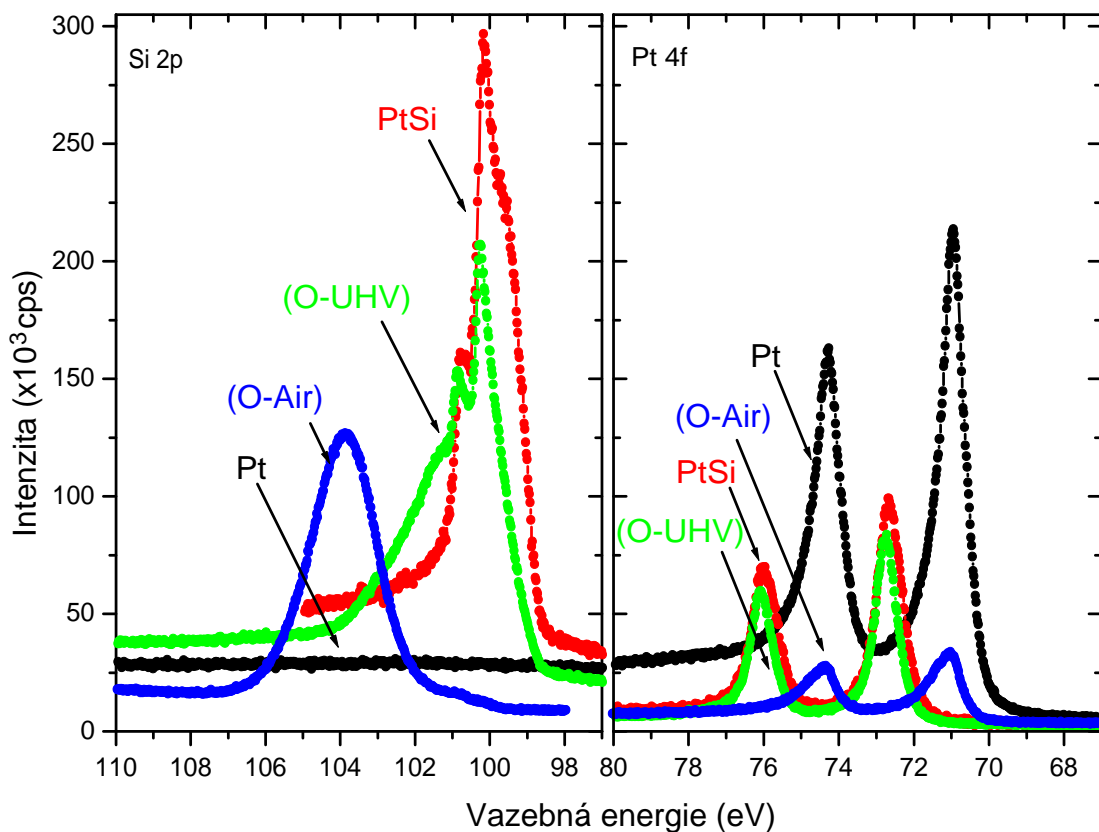
Při zahřátí vzorku nad teplotu 300 °C dochází k difuzi křemíku do Pt₂Si a vzniku PtSi. Nejdříve ze spektra vymizí zbytky (5 %) přechodné fáze Pt₃Si a dále se Pt₂Si postupně mění na PtSi, což je doprovázeno poklesem resp. nárůstem intenzit odpovídajících píků Pt–Pt₂Si a Pt–PtSi a odpovídající změnou spektra křemíku. V této fázi dochází také k vylučování křemíku na povrch vzorku.

3.4 OXIDACE PtSi

Vliv vystavení vzorku kyslíku o nízkém tlaku byl sledován u dvou různých vzorků. První (označen O–AIR) byl připraven v ON Semiconductor standardním průmyslově používaným postupem: vzorek byl 30 minut žíhán na teplotě 450 °C v atmosféře N₂, do které byl 10 minut před koncem žíhání přidán kyslík. Chladnutí vzorku probíhalo v této kyslíkem obohacené atmosféře. Druhý vzorek (O–UHV) jsme žíhali na teplotě 450 °C (doba ohřevu 3 min) po dobu 30 minut za UHV podmínek ($p = 9 \cdot 10^{-8}$ Pa). Deset minut před koncem žíhání byl do aparatury napuštěn kyslík ($p = 8 \cdot 10^{-5}$ Pa). Vzorek po vypnutí ohřevu pomalu chladl a po 12 minutách, kdy dosáhl teploty 150 °C, byl přívod kyslíku zastaven.

Na obrázku 3 vidíme srovnání spekter platiny a křemíku pro vzorky O–UHV (platina, PtSi a PtSi po expozici kyslíkem) a O–AIR. Na první pohled vidíme výrazný rozdíl spekter křemíku a platiny pro tyto vzorky. Srovnáme-li pík křemíku pro vzorek O–UHV před a po expozici kyslíkem, vidíme, že jeho tvar je podobný spektru křemíku před oxidací (fáze PtSi) s tím rozdílem, že ve spektru vidíme nový pík příslušející vazbě křemíku na kyslík a došlo ke snížení příspěvku křemíku segregujícímu na povrchu vzorku. Z tohoto můžeme usoudit, že kyslík (o nízkém tlaku) se váže na křemík segregovaný na povrchu. Ve spektru platiny (obrázek 3) nedochází (s výjimkou mírného posuvu píku Pt 4f k vyšší vazebné energii) k podstatným změnám. Kyslík o nízkém tlaku se váže převážně na atomy křemíku, které segregovaly na povrchu.

Spektrum vzorku O–AIR je zcela odlišné. Místo obvyklé struktury píku Si 2p nacházíme pouze jeden pík příslušející Si v SiO₂ (poloha Si 2p^{3/2} je 103,6 eV). První pohled na pík platiny ukazuje na téměř čistou, nevázanou platinu. Fitováním zjistíme následující strukturu píku Pt 4f: 74 % Pt, 19 % Pt₃Si a 7 % Pt₂Si. Pík fáze PtSi ve spektru není přítomen. Celková intenzita píku platiny v porovnání s ostatními spektry je velmi nízká. Z tohoto můžeme usoudit,



Obrázek 3: Ukázka spekter Si 2p a Pt 4f. Zobrazeny jsou detaily těchto píků pro vzorek O–UHV a to pro čistý platinový povrch, PtSi a tutéž fázi po expozici kyslíkem (značena O–UHV). Pro srovnání je zobrazeno spektrum vzorku O–AIR oxidovaného v ON Semiconductor.

že platina leží pod vrstvou SiO_2 . Pokud tedy vystavíme vzorek PtSi kyslíku o vysokém tlaku, tak se atomy kyslíku váží nejen k atomům křemíku, které se nachází na povrchu v segregované vrstvě, ale způsobí rozklad PtSi v povrchové vrstvě vzorku. Vzniká tak vrstva SiO_2 na vrstvě tvořené téměř čistou platinou.

3.5 SHRNU TÍ

Na základě měření provedených metodou SR–PES můžeme vyvodit následující závěry týkající se vzniku PtSi a jeho oxidace. Tvorba fáze Pt_2Si probíhá tak, že nejdříve vzniká na křemík chudá přechodná fáze Pt_3Si , ze které se dalším obohacováním křemíkem tvoří Pt_2Si . Při dalším zvýšení teploty, nebo dokončení reakce, která vede ve vzniku Pt_2Si , v případě že je teplota vzorku již dostatečná, dochází k difuzi křemíku do Pt_2Si za vzniku PtSi. Poté, co se tato fáze začne tvořit, na povrchu vzorku segreguje křemík.

Při expozici PtSi kyslíkem o nízkém tlaku dochází k vazbě kyslíku na křemík, a to především na povrchový křemík a volný křemík přítomný v PtSi. Pokud je oxidace provedena za atmosférických podmínek, kyslík se váže nejen na křemík, který se nachází na povrchu, ale na veškerý křemík nacházející se v nejsvrchnějších vrstvách. Vzniká tak vzorek tvořený tenkou vrstvou SiO_2 na téměř čisté platině. Výsledky studia shrnují publikace autora [I, IX].

4 STUDIUM DEPOZICE GALLIA NA $\text{Si}(111) 7 \times 7$

4.1 ÚVOD

Přestože je depozice a struktura gallia na povrchu křemíku $\text{Si}(111)$ poměrně dobře prozkoumána, stále zůstává množství nezodpovězených otázek. Kromě toho je pro nás znalost struktury gallia na různých substrátech, včetně křemíkového, důležitá jako základ pro další experimenty. Jedná se zejména o depozice nitridu gallia metodou přímé depozice použitím iontů o termální a hypertermální energii, která probíhá za teplot do 500°C .

Gallium tvoří na povrchu $\text{Si}(111) 7 \times 7$ celou řadu struktur v závislosti na množství deponovaného gallia (pokrytí povrchu) a teplotě depozice, případně následného žíhání. Depozice malého množství gallia (přibližně do pokrytí $0,24 - 0,28 \text{ ML}$) za pokojové nebo zvýšené teploty ($\sim 300^\circ\text{C}$) vede ke vzniku tzv. „Magic Clusters“ [8]. Depozice $1/3$ monovrstvy gallia za teploty 550°C (žíhání na tuto teplotu, pokud depozici provedeme na pokojové teploty) vede ke vzniku rekonstrukce $(\sqrt{3} \times \sqrt{3}) \text{ R}30^\circ$. Při vyšším pokrytí povrchu vznikají různé $6,3 \times 6,3$ struktury gallia (γ , β , δ fáze) a při jejich zahřátí na teplotu 550°C dochází k transformaci $6,3 \times 6,3 \rightarrow 11 \times 11 \rightarrow (6,3\sqrt{3} \times 6,3\sqrt{3}) \text{ R}30^\circ$ [9].

Na rozdíl od většiny předchozích studií jsme v našem experimentu zvolili depozici gallia za pokojové a nízké teploty s cílem zjistit, zda gallium tvoří na povrchu křemíku uspořádanou strukturu. Byl rovněž studován vliv krátkodobých ohřevů na takto nanesenou vrstvu. Protože bylo zjištěno, že za nízkých teplot netvoří gallium na povrchu křemíku uspořádanou strukturu, byla teplota další depozice zvolena 310°C . Tuto teplotu jsme zvolili na základě experimentu, při němž jsme postupně žíhali vrstvu gallia nanesenou za pokojové teploty. Výsledky studia již byly publikovány v autorově práci [VIII].

4.2 POPIS EXPERIMENTŮ

4.2.1 Experimentální zařízení

Experiment byl proveden na experimentální stanici MSB synchrotronu Elletra. Experimentální zařízení bylo tedy stejné jako v případě předchozího experi-

mentu (viz odstavec 3.2.1), ale navíc byla k hlavní komoře připojena efúzní cela pro depozici atomů gallia.

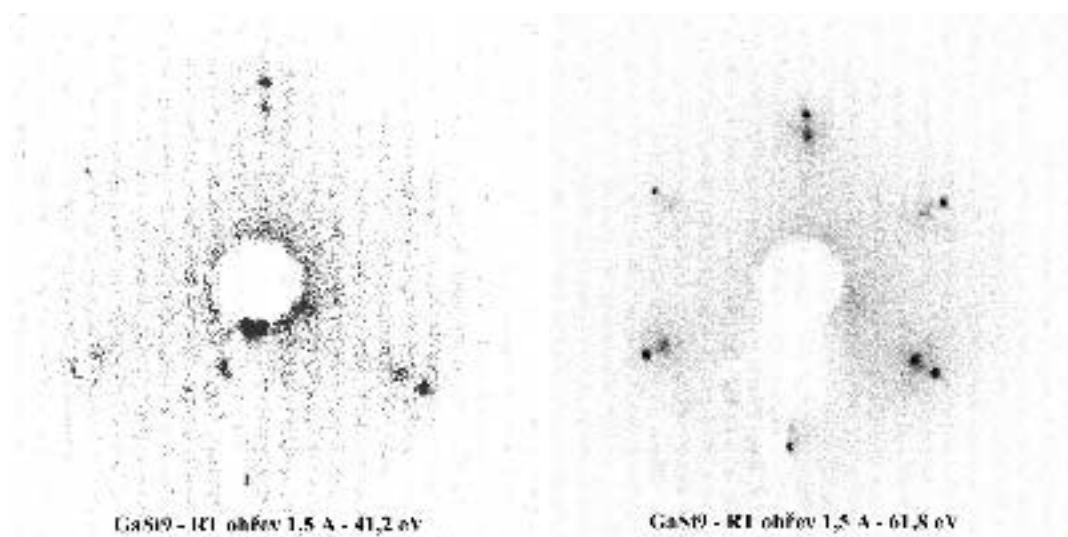
Jako substrát pro depozici gallia byl zvolen křemík Si(111) s povrchovou rekonstrukcí 7×7 . Na tento substrát bylo postupně nanášeno gallium a prováděna měření metodami SR-PES a LEED. Stěžejní experimenty zahrnovaly depozici gallia na křemíkový substrát za pokojové teploty, nízké teploty, kdy byl vzorek chlazen kapalným dusíkem na teplotu -183°C , a za zvýšené teploty $T = 310^\circ\text{C}$. Po každé dílčí depozici byla provedena měření metodami LEED a SR-PES. Dále byly vrstvy gallia nanesené za pokojové a zvýšené teploty postupně žihány přímým průchodem proudu vzorkem po dobu přibližně 15 s na stále vyšší a vyšší teplotu a po každém takovém ohřevu jsme vyčkali, než vzorek dosáhl pokojové teploty, a provedli měření.

Teplota vzorku rovněž nebyla měřena přímo, protože termočlánek a vzorek nebyly v přímém kontaktu. Byla však provedena kalibrační měření pomocí pyrometru. Protože jsme neměli k dispozici krystalový měřič depoziční rychlosti, museli jsme ji určit jiným způsobem. Jedinou možností byl v našem případě odhad pomocí zjištěných rekonstrukcí, které se nacházejí na povrchu a dávají jasný a zřetelný difrakční obrazec příslušející rekonstrukcím, u kterých je známo pokrytí vzorku, při kterém se na povrchu nacházejí. Takto byla odhadnuta depoziční rychlost na 0,5 monovrstvy za hodinu.

4.2.2 Analýza metodou LEED

Difrakce pomalých elektronů (Low Energy Electron Diffraction – LEED [1]) je technika sloužící k určení struktury krystalických materiálů a tenkých vrstev. Metoda je založena na studiu difrakčního obrazce elektronů (kinetická energie 20 – 350 eV), které dopadají na povrch vzorku. V našem experimentu jsme metodu LEED použili jednak k určení struktury nanesených vrstev gallia, které se po depozici či ohřevu na vzorku nacházejí, a dále k posouzení kvality připraveného substrátu.

Analýza vrstev gallia metodou LEED poskytla pouze pomocné informace. Obecně u difrakčních obrazců získaných po provedených depozicích docházelo ke slábnutí signálu pocházejícího ze substrátu. Při vyšším pokrytí povrchu difrakční obrazec zpravidla zcela vymizel. Po ohřevu vrstvy gallia nanesené za pokojové teploty (RT ohřev) však bylo možné rozeznat postupně tři různé povrchové struktury – $6,3 \times 6,3$, $(6,3\sqrt{3} \times 6,3\sqrt{3})R30^\circ$ a $(\sqrt{3} \times \sqrt{3})R30^\circ$. Příklad difrakčního obrazce můžeme vidět na obrázku 4.



Obrázek 4: Difrakční obrazec získaný metodou LEED na vzorku, který byl tvořen vrstvou gallia deponovanou za pokojové teploty a následně žíhanou na teplotu 630 °C. Energie elektronového svazku je vyznačena u difrakčních obrazců. Tento obrazec odpovídá struktuře $(6,3\sqrt{3} \times 6,3\sqrt{3})R30^\circ$ [10].

4.2.3 Fotoelektronová spektroskopie

Pro měření fotoelektronových spekter byl použit spektrometr SPECS PHOIBOS HSA150, jehož nastavení bylo obdobné tomu, které bylo použito u minulého experimentu (viz odstavec 3.2.1). Bylo použito záření o energii 144,29 eV. Spektra byla měřena použitím průchozí energie 2 eV po takovou dobu, aby byl dostatečně potlačen šum. Z těchto spekter byla získána celková intenzita píků Si 2p a Ga 3d. Normalizované závislosti intenzity píků na době depozice či teplotě ohřevu můžeme vidět na obrázku 6. Dále bylo provedeno fitování píků Si 2p a Ga 3d.

4.3 DISKUZE VÝSLEDKŮ

4.3.1 Depozice za pokojové a nízké teploty

Spektra získaná během depozice za obou použitých teplot jsou si navzájem velmi podobná, a proto můžeme vyvodit společné závěry týkající se depozice za pokojové i nízké teploty. Ze spektra křemíku a valenčního pásu se již po 30 minutách depozice (0,25 ML) prakticky vytratil pík příslušející restatomům a došlo k výraznému snížení píku, který přísluší adatomům – atomy gallia se tedy váží na volné vazby, kterými křemíkové adatomy a restatomy disponují. V detailním spektru píku Ga 3d (horní graf na obrázku 5) vidíme při depozici gallia za pokojové teploty v prvních 120 minutách (1 ML) postupný růst širo-

kého píku. V tomto píku nemůžeme rozeznat žádné detaily. Poněvadž je pík Ga dubletem, můžeme z předchozího vyvodit, že gallium se na povrchu nachází ve velkém množství různých stavů v různých polohách, takže se jejich příspěvky sečtou do jednoho širokého píku bez výraznější struktury. Toto můžeme potvrdit analýzou difrakčních obrazců získaných během depozice metodou LEED, na kterých nemůžeme odhalit žádné struktury. Po depozici další monovrstvy gallia (240 minut) se pík Ga zásadně změní – získá charakteristický tvar, který přiřazujeme kovovému galliu. Ve spektru valenčního pásu se objevuje Fermiho mez gallia, což prokazuje jeho kovový charakter.

Grafické znázornění normalizované intenzity píku gallia v závislosti na době depozice za pokojové a nízké teploty můžeme vidět na obrázku 6. Obě tyto závislosti vykazují zlom při době depozice trvající přibližně 160 minut (RT) a 180 minut (LT), což odpovídá pokrytí 1,3 ML a 1,5 ML gallia. Tento zlom odpovídá změně charakteru gallia na kovový.

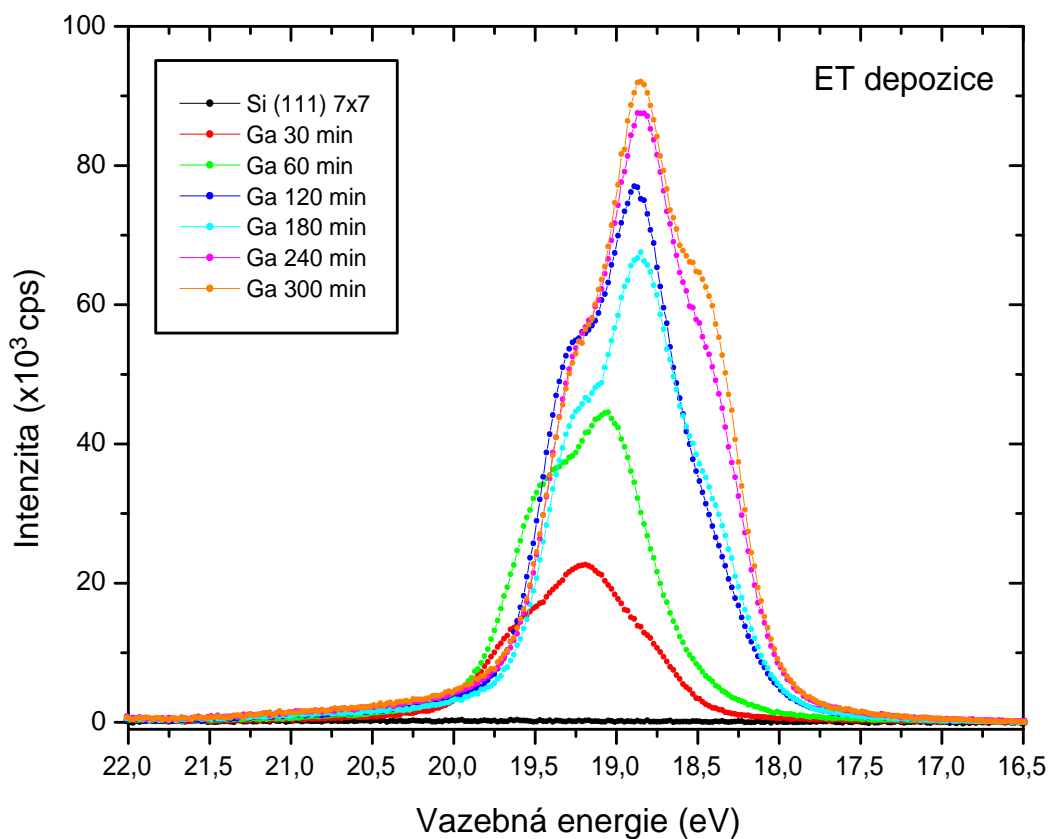
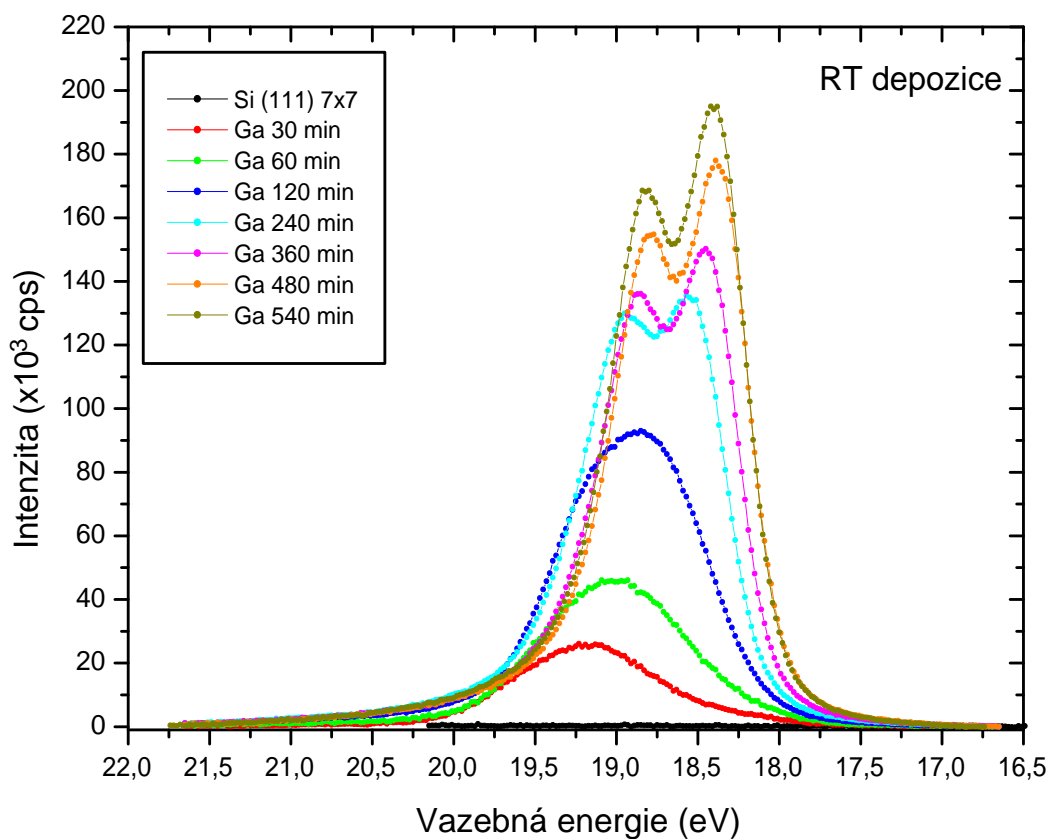
Dalším výrazným jevem, kterého si můžeme všimnout, je posuv spekter (k nižším vazebným energiím) v závislosti na množství deponovaného gallia. Posuv píku Si 2p (Bulk) v závislosti na době depozice přímo souvisí se změnou ohybu pásů ([1], str. 531).

4.3.2 Depozice gallia za zvýšené teploty

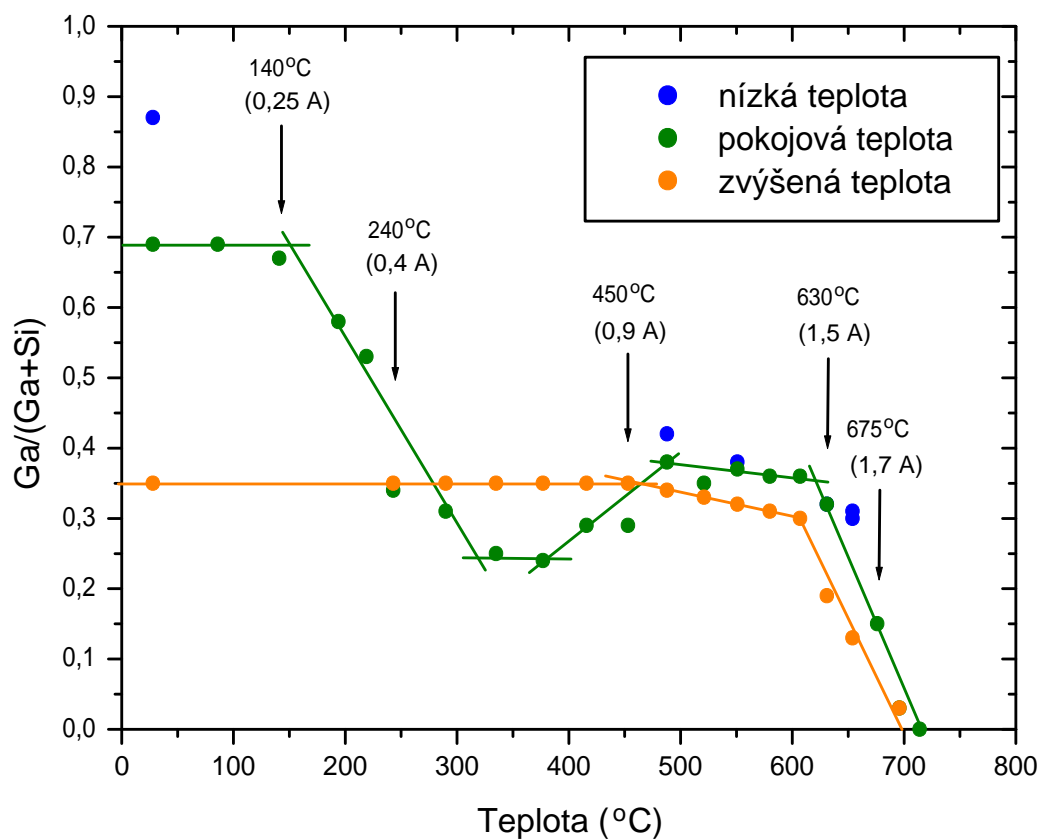
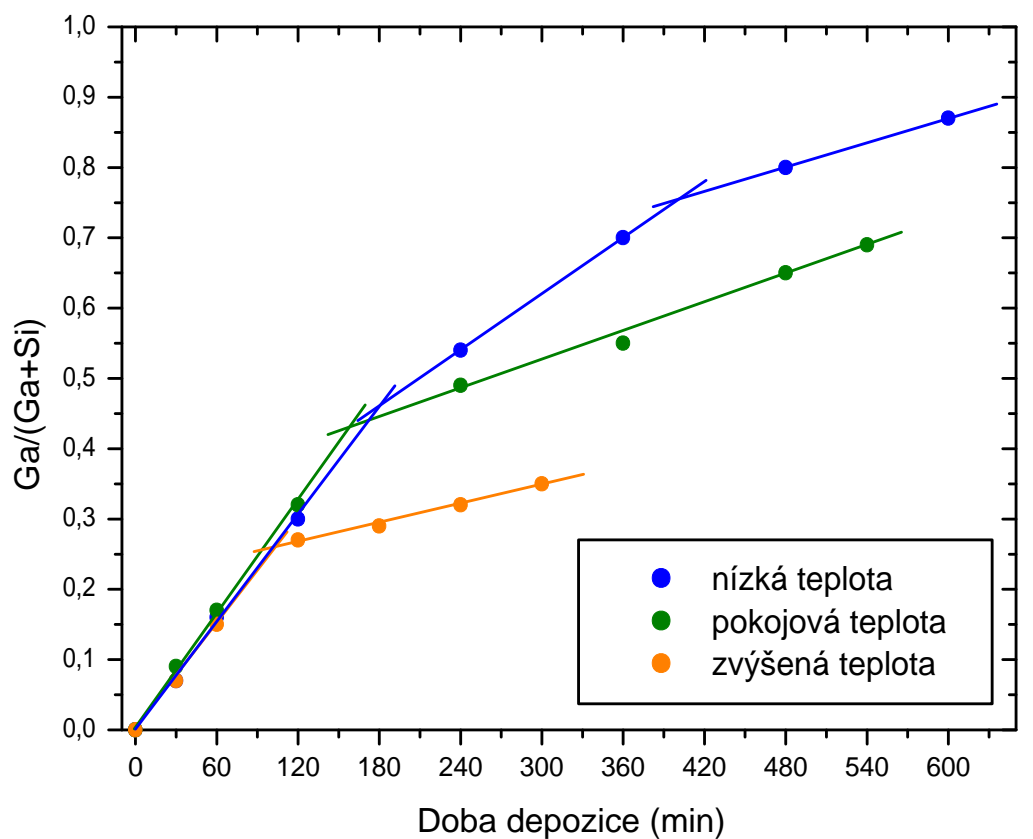
V případě depozice za zvýšené teploty byl vzorek zahříván přímým průchodem proudem $I_{\text{vzorek}} = 0,6$ A, takže jeho teplota byla přibližně $T = 310^\circ\text{C}$. Na grafu normalizovaných intenzit (obrázek 6) vidíme, že intenzita píku gallia lineárně roste až do pokrytí přibližně 0,85 ML (100 minut). Další růst intenzity píku gallia probíhá mnohem pomaleji. Protože pokrytí 0,85 ML odpovídá struktuře $6,3 \times 6,3$, při níž dochází díky rozdílu mřížkových konstant k „nasycení povrchu“, může další gallium růst pouze na takto vytvořených ostrůvcích.

Při depozici gallia za teploty přibližně 300°C se na povrchu Si(111) 7×7 tvoří „magic clusters“. Tomuto odpovídají i spektra měřená po 30 minut trvající depozici (0,25 ML). Ve spektrech křemíku i valenčního pásu vidíme, že se snížil příspěvek adatomů (polovina z nich se účastní vzniku clusteru) a téměř vymizel příspěvek restatomů, jejichž volný elektron je vázán k atomu gallia. Pík Ga 3d můžeme fitovat dvěma píky, které mají přibližně stejnou intenzitu, což rovněž odpovídá dvěma různým stavům gallia v clusteru.

Píky gallia i křemíku po 60 minut trvající depozici mají podobný tvar, jako je ten, který přísluší rekonstrukci gallia ($\sqrt{3} \times \sqrt{3}$) R30°. Protože nejsme schopni získat metodou LEED ostrý difrakční obrazec, můžeme říci, že povrch je sice tvořen rekonstrukcí podobnou ($\sqrt{3} \times \sqrt{3}$) R30°, která však netvoří pra-



Obrázek 5: Detailní spektra píků Ga 3d získaná v průběhu depozice za pokojové (graf nahore) a zvýšené teploty 310°C(dolní graf).



Obrázek 6: Normalizovaná intenzita píku Ga v závislosti na době depozice (nahore) a na teplotě žíhání vrstvy (dolní graf) pro všechny tři depoziční teploty.

videlnou strukturu na velkou vzdálenost a jedná se spíše o lokální uspořádání atomů.

Při depozici dalšího gallia se tvar píku křemíku ustálí na tvaru, který odpovídá křemíku v dvojvrstvě [10]. Růst intenzity píku gallia se zpomalí po 100 minutách depozice a po 120 minutách dochází již jen k nepatrnému posuvu spekter vlivem ohybu pásů. U píku gallia pozorujeme růst druhého dubletu o nižší vazebné energii. Po celou dobu depozice se rovněž ve spektru valenčního pásu neobjeví Fermiho mez gallia, gallium tedy nemá kovový charakter. Deponované gallium tedy pravděpodobně tvoří strukturu podobnou $6,3 \times 6,3$ a dále se usazuje na takto vznikajícím ostrůvku.

4.3.3 Postupné žihání vrstvy deponované za pokojové teploty

Vrstva gallia nanesená za pokojové byla krátkodobě žihána (15 s) přímým průchodem proudem na postupně se zvyšující teplotě. Píky gallia, odpovídající jeho významným povrchovým strukturám, posunuté tak, aby byl korigován vliv ohybu pásů, můžeme vidět na obrázku 7. Na obrázku 6 je vynesena normalizovaná závislost intenzity píku gallia na teplotě žihání. V grafu jsou šipkami vyznačeny teploty a příslušné hodnoty proudu procházejícího vzorkem, které odpovídají zlomům ve vynesené závislosti a při kterých jsme zaznamenali povrchové rekonstrukce metodou LEED.

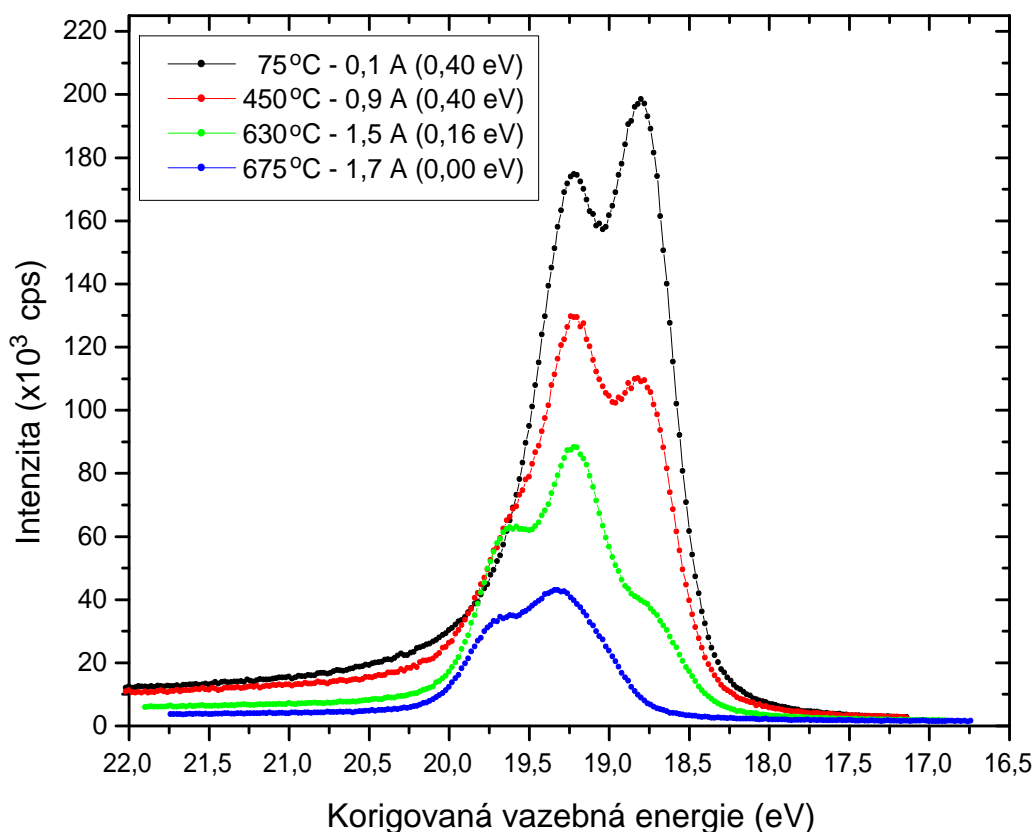
První zlom při teplotě 140°C odpovídá teplotě, při níž se gallium začíná odpařovat z povrchu vzorku. Toto vede jen k nepatrné změně vzhledu spekter (černě zobrazený pík Ga 3d na obrázku 7) a dochází pouze k postupnému poklesu intenzity píku Ga 3d a nárůstu intenzity píku Si 2p.

K výrazné změně dochází při teplotě 240°C , kdy se sníží intenzita píku gallia, změní se jeho tvar a ze spektra valenčního pásu mizí Fermiho mez gallia. V píku gallia můžeme rozeznat dvě komponenty, které zobrazuje červeně vynesení graf na obrázku 7. V píku křemíku rovněž vidíme relativní nárůst složky o nižší vazebné energii, kterou přiřazujeme křemíku vázanému v Ga–Si dvojvrstvě. V oblasti teplot $240 - 450^\circ\text{C}$ dochází při dalším ohřevu k desorpci gallia, což je provázeno poklesem píku kovového gallia (složka o nižší vazebné energii), které se nachází na povrchu Ga–Si dvojvrstvy. Při teplotě 450°C jsme schopni rozeznat strukturu $6,3 \times 6,3$ na difrakčním obrazci.

Teplota 490°C vede k opětovnému nárůstu intenzity píku Ga 3d, jehož tvar (zeleně vynesení graf na obrázku 7) je typický pro strukturu $(6,3\sqrt{3} \times 6,3\sqrt{3})R30^\circ$ s tím, že složka o nižší vazebné energii je o něco výraznější. Se vzrůstající teplotou se tato komponenta pomalu snižuje. Povrch je patrně pokryt ostrůvkem, na jejichž povrchu se stále nachází zbytkové gallium,

kteře postupně desorbují v rozsahu teplot 490 – 630 °C. Při teplotě 630 °C dochází k ještě výraznějšímu poklesu nízkovazebné komponenty, posuvu píku vlivem změny ohybu pásů, na povrchu se nachází zřetelná struktura $(6,3\sqrt{3} \times 6,3\sqrt{3})R30^\circ$ a povrch je tvořen čistě ostrůvky.

Při dalším ohřevu dochází k rychlé desorpci gallia. Dále klesá intenzita píku gallia (jeho tvar ukazuje modře vyneseny graf na obrázku 7) k nule a při tomto poklesu můžeme ještě pozorovat rekonstrukci $(\sqrt{3} \times \sqrt{3})R30^\circ$ při teplotě 675 °C (1,7 A). Pík Si 2p se posouvá zpět k původní poloze čistého křemíku (opětovná změna ohybu pásů) a na povrchu se obnovuje rekonstrukce 7×7 (pík nabývá svůj charakteristický tvar typický pro tuto rekonstrukci).



Obrázek 7: Píky Ga 3d získané při postupném ohřevu vrstvy gallia deponované za pokojové teploty. Zobrazeny jsou pouze ty píky, které můžeme přiřadit charakteristickým strukturám gallia na povrchu. Jednotlivá spektra jsou posunuta tak, aby píky Si 2p odpovídající objemovému křemíku měly stejnou polohu (posuv je vyznačen v závorce). Černě zobrazený pík odpovídá kovovému galliu, červený struktura $6,3 \times 6,3$, zelený $(6,3\sqrt{3} \times 6,3\sqrt{3})R30^\circ$ a modrý $(\sqrt{3} \times \sqrt{3})R30^\circ$. Intenzita píku vyneseno červeně byla pro názornost zvýšena.

4.3.4 Postupné žíhání vrstvy deponované za zvýšené teploty

Vrstvu gallia nanesenou za vysoké teploty jsme postupně žíhali stejným způsobem jako v předchozím případě. Závislost normalizované intenzity píku gallia na teplotě žíhání můžeme vidět na obrázku 6. Už první pohled na graf závislosti intenzity na teplotě ohřevu, stejně jako pohled na píky gallia a křemíku, nám prozradí, že s touto vrstvou se až do teploty 450 °C prakticky nic neděje. V rozmezí teplot 490 – 610 °C začíná pomalá desorpce gallia. To je patrné z píku Ga 3d – vidíme postupný pokles píku o nižší vazebné energii a tím i celkové intenzity píku Ga 3d. Současně s tímto poklesem se začíná čím dál výrazněji rýsovat druhá složka dubletu – vidíme zostření hrany na straně vyšší vazebné energie píku Ga 3d. Tvar píku gallia je charakteristický pro strukturu $(6,3\sqrt{3} \times 6,3\sqrt{3})R30^\circ$.

Při ohřevu vzorku na teplotu nad 610 °C dochází k rychlé desorpci gallia, z píku Ga 3d se postupně vytrácí komponenta o nižší vazebné energii a při teplotě 655 °C jeho tvar odpovídá struktuře $(\sqrt{3} \times \sqrt{3})R30^\circ$. Pík křemíku prodělává podobný vývoj jako při žíhání za pokojové teploty. Při ohřevu na teplotu 700 °C se na povrchu vzorku nachází ještě velmi malé množství gallia a tvar píku křemíku odpovídá tvaru spektra čistého substrátu, jenom pík příslušející restatomům je o něco slabší.

4.4 SHRNU TÍ

Na základě získaných spekter a difrakčních obrazců můžeme vyvodit následující závěry týkající se depozice vrstev gallia a jejich následného ohřevu. Pokud provádíme depozici za pokojové teploty, tak na povrchu nevzniká žádná pravidelná struktura. Pokud na povrch nanesené gallium překročí určité množství, získá gallium kovový charakter a na povrchu se nachází ve formě malých ostrůvků či kapek (dropletů). V případě depozice za zvýšené teploty pak dochází nejdříve k vytvoření „magic clusters“ a s další depozicí se vytváří rekonstrukce podobná $(\sqrt{3} \times \sqrt{3})R30^\circ$, dále se vytvoří ostrůvky tvořené fází 6,3×6,3, na kterých se pomalu usazuje další gallium.

Gallium deponované za pokojové (nízké) teploty se tedy na povrchu vzorku nachází v drobných kapkách. Při teplotě žíhání 140 °C se gallium začíná odpařovat. Při teplotě 240 °C výrazně klesá intenzita píku Ga 3d a gallium ztrácí kovový charakter. Při teplotách do 450 °C postupně desorbuje kovové gallium, které se nachází na povrchu Ga-Si dvojvrstvy. Zde se nachází styčný bod s vrstvou deponovanou za zvýšené teploty, s níž se při jejím žíhání až do teploty 450 °C prakticky nic neděje a další vývoj je stejný.

Teplota 490 °C vede k opětovnému nárůstu intenzity píku gallia (vrstva

deponovaná za pokojové teploty) a povrch je pokryt ostrůvky. Na povrchu ostrůvků se zřejmě stále nachází gallium, které však již nemá kovový charakter. Toto gallium v rozsahu teplot 490 – 610 °C postupně desorbuje. Při dalším zvýšení teploty dochází k rozpadu ostrůvků a rychlé desorpci gallia. Při teplotě 630 °C se na povrchu nachází zřetelná rekonstrukce ($\sqrt{3} \times \sqrt{3}$)R30°.

V průběhu depozice rovněž dochází ke změně ohybu pásů, což se projevuje posuvem celého spektra a to o 0,3 eV směrem k nižším vazebným energiím. Při žíhání vrstvy za zvýšené teploty je vidět, že ke zpětnému posuvu dochází až poté, kdy začne „mizet“ ostrůvková struktura pokrývající povrch – ($6,3\sqrt{3} \times 6,3\sqrt{3}$)R30°. K posuvu spektra tedy dochází pouze do chvíle, než je utvořena první vrstva gallia, a další deponované gallium už nemá vliv na ohyb pásů.

5 ZÁVĚR

Výsledky dizertační práce a směry dalšího studia

První část dizertační práce se zabývala popisem fotoelektronové spektroskopie – jejím základům, metodám kvantitativní analýzy, popisu a korekci elastickeho rozptylu elektronů, postupům určení tloušťky vrstev, metodám zpracování spekter a kalibrace elektronového spektrometru.

V rámci experimentální části byly provedeny dva různé experimenty – studium vzniku PtSi a depozice gallia na křemíkový substrát – pomocí fotoelektronové spektroskopie využívající synchrotronové záření (SR-PES). V případě experimentu zabývajícího se vznikem a oxidací PtSi byla na základě detailní analýzy měřených spekter prokázána existence na křemík chudé přechodné fáze Pt₃Si během tvorby Pt₂Si. Dále byla potvrzena segregace křemíku na povrchu během tvorby PtSi. Při následné oxidaci PtSi se kyslík přednostně váže na křemík segregovaný na povrchu vzorku, pouze v případě užití kyslíku o vysokém tlaku dochází k ochuzení vnějších vrstev a tvorbě tenké vrstvy SiO₂ na téměř čisté platině. Z experimentu zabývajícího se depozicí gallia byly vyvozeny závěry týkající vlivu teploty substrátu na strukturu deponované vrstvy a její teplotní stability. Fotoelektronová spektra získaná s vysokým rozlišením rovněž přinášejí nové poznatky o struktuře a vlastnostech připravených vrstev, zejména existenci kovového gallia nacházejícího se na povrchu ostrůvků.

Zatímco experiment zabývající se vznikem PtSi je již uzavřený a článek [I] již byl přijat k publikaci, experiment týkající se depozice gallia pokračuje a probíhají další měření pomocí technik jako je TOF-LEIS, LEED, TDS, AFM a XPS a další měření za pomoci synchrotronového záření.

Literatura

- [1] H. Lüth: Surfaces and Interfaces of Solid Materials, Third ed., Springer-Verlag, Berlin 1997.
- [2] D. Briggs, M. P. Seah (eds.): Practical Surface Analysis, vol. 1: Auger and X-ray Photoelectron Spectroscopy, sec. ed., John Wiley & Sons Ltd., Chichester 1993.
- [3] P. M. A. Sherwood v knize The Handbook of Surface Imaging and Visualization, ed. by A. T. Hubbard, Boca Raton, London CRC Press, London 1995.
- [4] N. Franco, J. E. Klepeis, C. Bostedt, T. Van Buuren, C. Heske, O. Pankratov, T. A. Callcott, D. L. Ederer, L. J. Terminello: Experimental and theoretical electronic structure determination for PtSi, *Phys. Rev. B*, **68** (2003), Art. No. 045116.
- [5] S. M. Zhou, M. Hundhausen, T. Stark, L. Y. Chen, L. Ley: Kinetics of platinum silicide formation followed in situ by spectroscopic ellipsometry, *J. Vac. Sci. Technol. A* **17**(1) (1999), 144.
- [6] T. Stark, H. Grünleitner, M. Hundhausen, L. Ley: Deriving the kinetic parameters for Pt-silicide formation from temperature ramped in situ ellipsometric measurements, *Thin Solid Films*, **358** (2000), 73.
- [7] J. Drobek, R. C. Sun, T. C. Tisone: Interdiffusion and Compound Formation in Thin Films of Pd or Pt on Si Single Crystals, *Phys. Stat. Sol. A* **8** (1971), 243.
- [8] M. Y. Lai, Y. L. Wang: Self-organized two-dimensional lattice of magic clusters, *Phys. Rev. B*, **64** (2001), Art. No 241404(R).
- [9] M. Y. Lai, Y. L. Wang: Metal/semiconductor incommensurate structure with rare domain configuration exhibiting $p31m$ symmetry, *Phys. Rev. B*, **61**(19) (2000), 12 608.
- [10] R. Fritsche, E. Wisotzki, A. Thißen, A. B. M. O. Islam, A. Klein, W. Jaegermann, R. Rudolph, D. Tonti, C. Pettenkofer: Preparation of a Si(111):GaSe van der Waals surface termination by selenization of monolayer Ga on Si(111), *Surf. Sci.*, **515** (2002), 296.

Vlastní práce autora

- [I] J. Čechal, T. Šíkola: A study of the formation and oxidation of PtSi by SR–PES, *Surf. Sci.*, přijato k publikaci.
- [II] J. Čechal, P. Tichopádek, A. Nebojsa, O. Bonaventurová Zrzavecká, M. Urbánek, J. Spousta, K. Navrátil, T. Šíkola: In situ analysis of PMPSi by spectroscopic ellipsometry and XPS, *Surf. Interface Anal.*, **36**(8) (2004), 1 218.
- [III] S. Voborný, M. Kolíbal, J. Mach, J. Čechal, P. Bábor, S. Průša, J. Spousta, T. Šíkola: Deposition and in-situ characterization of ultra-thin films, *Thin Solid Films*, **459**(1–2) (2004), 17.
- [IV] S. Voborný, J. Mach, J. Čechal, P. Kostelník, O. Tomanec, P. Bábor, J. Spousta, T. Šíkola: Application of Complex UHV Apparatus in a Study of Low-temperature Gallium-nitride Ultrathin Film Growth, *Jemná mechanika a optika*, **9** (2004), 265.
- [V] E. Brandejsová, J. Čechal, O. Bonaventurová–Zrzavecká, A. Nebojsa, P. Tichopádek, M. Urbánek, K. Navrátil, T. Šíkola: In situ analysis of PMPSi by spectroscopic ellipsometry, *Jemná mechanika a optika*, **9** (2004), 260.
- [VI] P. Tichopádek, A. Nebojsa, J. Čechal, P. Bábor, P. Jurkovič, K. Navrátil, T. Šíkola: A Study of Thin Oxide Films by Ellipsometry and AR XPS, *Surface and Interface Analysis*, **34**(1) (2002), 531.
- [VII] P. Tichopádek, A. Nebojsa, J. Čechal: Konstrukce elipsometru pro měření tenkých vrstev a povrchů, *Jemná mechanika a optika*, **4** (2001), 136.
- [VIII] J. Čechal, P. Bábor, J. Spousta, T. Šíkola: A Study of Gallium Growth on Si(111) 7×7 by SR–PES, posterová prezentace na konferenci ECASIA '05, září 2005, Vienna, *Book of Abstracts*, Abs. No. Thu-MET-06, 259.
- [IX] J. Čechal, T. Šíkola: A study of oxygen influence on PtSi formation by SR–PES, *sborník konference New Trends in Physics*, VUT v Brně, Brno 2004, 218.
- [X] J. Čechal, O. Bonaventurová–Zrzavecká, E. Brandejsová, P. Tichopádek, A. Nebojsa, M. Urbánek, J. Spousta, K. Navrátil, T. Šíkola, J. Humlíček: Stability of PMPSi film – in situ monitoring by spectroscopic ellipsometry and XPS, ústní prezentace na konferenci IVC 16, červen – červenec 2004, Venice, *Book of Abstracts*, Abs. No. EM-WeA3, 536.

Jan Čechal

Curriculum Vitae

Osobní údaje

Datum a místo narození: 20. 2. 1978, Kyjov.
Adresa trvalého bydliště: Kuznova 8, 602 00 Brno.

Dosažené vzdělání

2001 – 2006: doktorské studium oboru Fyzikální a materiálové inženýrství na FSI VUT v Brně.

1996 – 2001: obor magisterského studia Fyzikální inženýrství na FSI VUT v Brně ukončený diplomovou prací „Analýza povrchů a tenkých vrstev využitím elipsometrie a XPS“.

1992 – 1996: Gymnázium Hodonín ukončené maturitou.

Zaměstnání a pedagogická činnost

2005 – dosud: technický pracovník na Ústavu fyzikálního inženýrství, FSI VUT v Brně.

2005 – 2006: výuka předmětů „Vybrané kapitoly z fyziky I a II“.

2002 – 2005: výuka teoretických cvičení z předmětů „Fyzika I a II“.

Další projekty a zkušenosti

2003, 2004: pětitydenní a osmitydenní stáž na Material Science Beamline, Elettra Synchrotron Light Laboratory, Trieste.

2000: čtyřměsíční stáž (projekt ERASMUS) na University of Salford (UK). Účast na výzkumu ve skupině Dr. J. A. van den Berga.

2002, 2003, 2004, 2005: úspěšně obhájěn grant FSI VUT v Brně.

2003: získáno jednorázové stipendium Nadace Preciosa

1996 – 2001: astronomická činnost na hvězdárně ve Ždánicích

Jazykové znalosti

Anglický jazyk – aktivní znalost slovem i písmem.

Německý a ruský jazyk – pasivní znalost.

Abstract

The PhD study have been aimed mainly at the description, development of methodology, and practical application of XPS method, which is used in the Laboratory of Thin Films Physics for quantitative chemical analysis. The theoretical aspects particularly embrace the development of XPS quantification techniques, thin film thickness measurements and the preparation of the theoretical base for the study of multilayer systems and concentration- depth-profile measurement.

The first part of the Ph.D. thesis (Chapters 2 – 7) deals with a description of an X-ray photoelectron spectroscopy. In the second chapter there are summarized the basic information needed for the XPS analysis. The Chapter (3) deals with a quantitative analysis in the simplest case – an analysis of a homogeneous sample. For the correct quantitative analysis there is a need for electron spectrometer calibration and elastic electron scattering correction. The description of electron propagation in solid and its elastic scattering is reviewed in Chapters 4 and 5. The XPS method can be also used for the analysis of samples with a variable depth distribution of elements – the 6th chapter describes the methods for thin film thickness measurements and in its end there is an outline of the procedure for concentration- depth-profile measurements and analysis. The procedures and methods needed for spectral evaluation are reviewed in the Chapter 7.

The following Chapters are dedicated to the experiments and their results. Chapter 8 presents the preliminary results of an electron spectrometer used in the Laboratory. These results will be implemented into spectral calibration procedures required for the correct analysis.

Next two Chapters deal with results of experiments carried out at the Materials Science Beamline of Elettra Synchrotron Light Laboratory in Trieste using synchrotron radiation for electron spectroscopy analysis (SR-PES). The first one of these chapters describes the platinum silicide formation (Chapter 9) and the second one deals with gallium deposition on Si (111) substrates (Chapter 10).

In the last two chapters there is a brief description of two experiments carried out in the Laboratory in which XPS analysis played a significant role. These experiments covered gallium nitride deposition and analysis, and the thermal and UV-light degradation of PMPSi, an organic semiconducting material. These results have been already published in scientific journals and presented at international and national conferences.