

VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

Fakulta strojního inženýrství

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

Brno, 2017

Tomáš Krajňák



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

ÚSTAV FYZIKÁLNÍHO INŽENÝRSTVÍ

INSTITUTE OF PHYSICAL ENGINEERING

**STUDIUM LOKÁLNĚ MODIFIKOVANÝCH POVRCHŮ PRO
SELEKTIVNÍ RŮST KOBALTU**

ANALYSIS OF LOCALLY MODIFIED SURFACES FOR SELECTIVE GROWTH OF COBALT

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

BACHELOR'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Tomáš Krajňák

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

doc. Ing. Jan Čechal, Ph.D.

BRNO 2017

Zadání bakalářské práce

Ústav: Ústav fyzikálního inženýrství
Student: **Tomáš Krajňák**
Studijní program: Aplikované vědy v inženýrství
Studijní obor: Fyzikální inženýrství a nanotechnologie
Vedoucí práce: **doc. Ing. Jan Čechal, Ph.D.**
Akademický rok: 2016/17

Ředitel ústavu Vám v souladu se zákonem č.111/1998 o vysokých školách a se Studijním a zkušebním řádem VUT v Brně určuje následující téma bakalářské práce:

Studium lokálně modifikovaných povrchů pro selektivní růst kobaltu

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Kobalt a nikl, respektive silicidy těchto prvků, se používají pro tvorbu ohmických kontaktů v elektronických součástkách na bázi křemíku. Velmi zajímavým jevem je růst epitaxních vrstev CoSi₂ pod vrstvou SiO₂, kdy deponované atomy kobaltu difundují přes tenkou oxidovou vrstvu a silicid roste na rozhraní SiO₂/Si. Experimenty provedené v laboratořích ÚFI ukazují, že je možné růst pravidelné šestiúhelníkové ostrůvky, jejichž velikost je určena teplotou a množstvím deponovaného materiálu a tloušťka typem oxidové vrstvy případně její modifikací. Tento růst může být dále modifikován fokusovaným iontovým svazkem. Cílem bakalářské práce je detailně prozkoumat tyto závislosti. Pokud se navíc podaří nalézt metodu konverze CoSi₂ ostrůvků na Co, pak se budou moci touto metodou připravovat samouspořádané víceúrovňové paměti založené na vortexových magnetických stavech.

Práce zahrnuje přípravu vzorků ve velmi vysokém vakuu (UHV) pomocí termální depozice a jejich analýzu pomocí XPS a SEM.

Cíle bakalářské práce:

1. Stručně popište základní principy růstu tenkých vrstev na površích a použité experimentální metody.
2. Experimentálně stanovte složení, tloušťky a modifikace oxidové vrstvy ovlivňující růst ostrůvků Co/Si.

Seznam doporučené literatury:

Lüth H.: Surfaces and Interfaces of Solid Materials, Third ed., Springer–Verlag, Berlin 1997.

Dupas C., Houdy P., Lahmani M.: Nanoscience, Springer–Verlag, Heidelberg 2007.

Termín odevzdání bakalářské práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2016/17

V Brně, dne

L. S.

prof. RNDr. Tomáš Šikola, CSc.
ředitel ústavu

doc. Ing. Jaroslav Katolický, Ph.D.
děkan fakulty

Abstrakt

V této práci se pomocí metody rentgenové fotoelektronové spektroskopie určovala chemická analýza křemíkových substrátů s orientací (1 1 1). Byly využity přístroje XPS Kratos Supra a elektronový mikroskop Tescan LYRA3 s iontovým svazkem FIB ve sdílených laboratořích CEITEC (CF Nano). Povrch použitých substrátů byl lokálně modifikován fokusovaným iontovým svazkem gallia. Byly odprašovány čtvercové plochy o nominálních hloubkách od 1 nm do 10 nm. Dále byl studován vliv žíhání na takto modifikované oblasti.

Výstupem této práce je určení závislostí intenzit Si 2p a Ga 2p_{3/2}. Byla určena závislost intenzit těchto píků na nominální hloubce odprašených ploch a vliv teploty na tyto plochy. XPS analýza provedená po modifikaci substrátu fokusovaným iontovým svazkem odhalila přítomnost gallia a další složku píku Si 2p. Tato komponenta byla přiřazena amorfnímu křemíku. Veškeré gallium bylo ze vzorku odstraněno při žíhání vzorku na teplotě 700 °C po dobu 120 minut.

Summary

In this thesis the chemical composition of silicon substrates locally modified by focused gallium ion beam by X-ray photoelectron spectroscopy is determined. In order to determine the influence of focused ion beam, the sample comprising sputtered square areas with nominal depths in range of 1 to 10 nm was prepared. Next, the sample was heated to elevated temperatures (500–700 °C) to reveal changes in the sputtered areas induced by annealing. In this work by X-ray photoelectron spectrometer Kratos Supra and electron microscope Tescan LYRA3 with focused ion beam were used. From the measured spectra of the Si 2p and Ga 2p_{3/2} peaks measured as a function of nominal sputtering depth and annealing temperature the following main observations were obtained. First, there is the additional peak component in the Si 2p peak, which can be assigned to the amorphous silicon. The second important finding is that gallium can be removed from near surface volume by annealing at temperatures beyond 700 °C.

Klíčová slova

Křemík, kobalt, gallium, XPS, SEM, FIB, efuzní cela, termočlánek, SSS komora, růst tenké vrstvy, Kratos, LYRA3, termoemise, žíhání, odprašování

Keywords

Silicon, cobalt, gallium, XPS, SEM, FIB, effusion cell, thermocouple, SSS chamber, growth of thin film, Kratos, LYRA3, thermoemission, annealing, sputtering

KRAJNÁK, T. *Studium lokálně modifikovaných povrchů pro selektivní růst kobaltu*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2017. 42 s. Vedoucí doc. Ing. Jan Čechal, Ph.D.

Prohlašuji, že jsem tuto práci vypracoval sám a že jsem všechny zmíněné zdroje uvedl do seznamu literatury.

Tomáš Krajňák

Chtěl bych poděkovat svému vedoucímu panu doc. Ing. Janu Čechalovi, Ph.D., který mi pomohl tuto práci vypracovat a probudil ve mně zájem o studium fyziky povrchů. Dále chci poděkovat panu Ing. Josefu Polčákovi, Ph.D., který mě naučil ovládat XPS a také mi velmi pomáhal s měřením. Bez jeho obětavosti bych neměl šanci tuhle práci sepsat. Děkuji také své rodině za podporu, kterou mi po dobu sepisování této práce poskytli.

Tato práce byla provedena za podpory výzkumné infrastruktury CEITEC Nano (ID LM2015041, MŠMT, 2016–2019), CEITEC Vysoké učení technické v Brně.

Tomáš Krajňák

Obsah

1	Úvod	3
2	Teoretická část	5
2.1	Tenké vrstvy	5
2.1.1	Transport částic na substrát	5
2.1.2	Procesy na povrchu	6
2.1.3	Lokální modifikace	8
2.2	Přístroje	9
2.2.1	XPS Kratos Analytical Axis Supra	9
2.2.2	LYRA3	12
3	Experimentální část	15
3.1	Substráty a jejich příprava	15
3.2	LYRA3	15
3.2.1	Příprava k měření	15
3.2.2	Proces měření	16
3.2.3	Výsledky	17
3.3	XPS Kratos	17
3.3.1	Zobrazování pomocí XPS	17
3.3.2	Změřená spektra	18
3.3.3	Zpracování dat	19
3.3.4	Žíhání substrátů	21
4	Výsledky	23
4.1	Výpočet tloušťky SiO ₂	23
4.2	Vyhodnocení spekter	23
4.2.1	Pohled na píky spektra Ga 2p _{3/2} při 25 °C (FIB 09)	24
4.2.2	Pohled na píky spektra Si 2p (FIB 09 – 1 nm)	25
4.2.3	Žíhané plochy	26
4.2.4	Závislost intenzit při žíhání	31
4.3	Diskuze	34
4.3.1	Spektra před žíháním	34
4.3.2	Spektra po žíhání	34
5	Závěr	37
6	Seznam použitých zkratk a symbolů	41

1. Úvod

Fyzika mikrosvěta popisuje jevy na atomární (molekulární) úrovni. Tato oblast fyziky je důležitá, neboť díky ní si lze vytvořit představu o chování interagujících částic mezi sebou a tím popsat přibližné vlastnosti jednoho celku tvořeného těmito částicemi.

Byla snaha pozorovat částice na atomární úrovni. Toho se nedalo dosáhnout pomocí běžných optických mikroskopů. Po objevu částicového–vlnového dualismu elektronů se vědci pokoušeli nahradit světlo právě elektronovými vlnami, protože jejich de Broglieho vlnová délka byla o mnoho kratší než vlnová délka viditelného světla. Úspěšným aplikováním elektronů do mikroskopů by se získalo vyšší rozlišení a byly by pozorovány částice, které do té doby nebyly viděny. To se podařilo, a tím začaly vznikat první elektronové mikroskopy.

Od roku 1924 byly přiřazovány vlnové délky i ostatním částicím a přicházely tendence použít ionty, které rovněž mají náboj. Začaly vznikat první zdroje iontů, které fokusovaným svazkem emitovaly ionty. Ty dopadem na vzorek odprašovaly povrch vzorku a tím ho modifikovaly, čímž nastala možnost ovlivňovat a lokálně řídit růst deponovaných částic na vzorcích. Metody modifikace a růstu tenkých vrstev na polovodičích mají v dnešní době široké uplatnění v elektrotechnice a magnetismu.

Ke studování materiálů bylo potřeba znát i chemické složení vzorků. Tomu napomohl objev a popis fotoelektrického jevu, za jehož kvantové objasnění dostal Albert Einstein Nobelovu cenu (1921). V praxi se využívá vnitřní fotoelektrický jev, který ve své definici obsahuje navíc i vazebnou energii elektronů. Na principu tohoto jevu funguje například rentgenový fotoelektrický spektrometr (XPS, z angl. *X-ray Photoelectron Spectroscopy*), který se ve výzkumných i průmyslových oblastech hojně využívá.

Cílem této práce je detailně prozkoumat vliv modifikace vzorků křemíku s orientací (111) fokusovaným iontovým svazkem při různých dávkách gallia. Zkoumá se také vliv teploty na odpařování gallia a tvorbu oxidové vrstvy. Po dosažení cílů této práce se plánuje deponovat na tyto plochy kobalt, což bude předmětem dalšího zkoumání jiné vědecké práce.

2. Teoretická část

2.1. Tenké vrstvy

2.1.1. Transport částic na substrát

Pro růst vrstev je zapotřebí nějakým způsobem nanést (deponovat) atomy požadovaného materiálu na substrát. Existuje řada metod, kterými lze dosáhnout růstu požadované vrstvy. Jednou z nich je chemická depozice z plynné fáze (CVD, z angl. *Chemical Vapour Deposition*). Je to často využívaná metoda v praxi. Její princip spočívá v expozici substrátu jedním či více prekurzory. Na něm dochází k chemickým reakcím, za kterých jako produkt vzniká požadovaná vrstva. Metoda CVD má mnoho modifikací, které je vhodné využít podle konkrétního experimentu [12, 18].

Druhou metodou je fyzikální depozice z plynné fáze (PVD, z angl. *Physical Vapour Deposition*). U této metody se materiál napařuje na povrch substrátu a nedochází k chemickým změnám. Existuje více možností, jak nanést materiál – například pomocí naprašování nebo výbojem [12].

Dalším typickým příkladem PVD lze uvést epitaxi molekulárních svazků (MBE, z angl. *Molecular Beam Epitaxy*), jejíž charakteristickou vlastností je pomalá depozice na substrát při vysokém vakuu (10^{-8} Pa), aby nedocházelo ke kontaminaci rostené vrstvy. Oproti CVD metodě má metoda MBE mnohé výhody. Díky pomalé rychlosti ukládání atomů na povrchu vzorku se dá lépe kontrolovat růst tenké vrstvy a také je růst epitaxní. Epitaxní růst znamená, že se krystalická struktura deponovaného materiálu naváže na krystalickou mřížku substrátu. Takto vyrostlá vrstva má zajímavé vlastnosti, kterých se využívá například v magnetismu, kde deponovaným materiálem bývá feromagnetický prvek, jakým je třeba kobalt [8, 12, 22].

Metoda MBE se uskutečňuje především pomocí efuzní cely, která je velmi využívána v laboratořích pro její poměrně snadné a levné konstrukční řešení. Princip její činnosti je vysvětlen v následující podkapitole *Efuzní cely* 2.1.

Efuzní cely

Prostřednictvím efuzní cely se deponuje materiál na substrát. Principem fungování této cely je vypařování atomů z tyčinky či kalíšku. Plyn těchto atomů prochází skrze kolimátor a pak dopadá na substrát, kde kondenzuje.

Katodou je wolframové vlákno, které je žhaveno. Následně dochází k termoemisi elektronů. Ty dopadají na tyčinku (anodu) a předávají ji svoji energii. Energie z dopadajících elektronů zvyšuje teplotu anody až na teplotu vypařování materiálu, z něhož je anoda vyrobená. Přednostně se vypařuje materiál z konce tyčinky, proto se v tomto místě ztenčuje. Konec anody směřuje na substrát a plyn odpařeného materiálu dopadá na substrát. Kvůli proměnné velikosti tyčinky dochází k nestabilnímu toku částic [23]. Teoretický výpočet vypařování částic z volné plochy A_e je dán Hertzovou–Knudsenovou rovnicí:

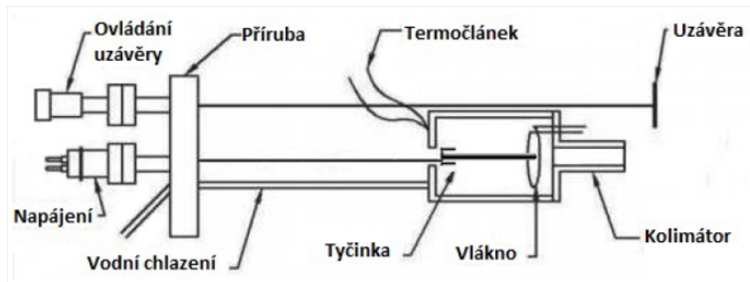
$$\frac{1}{A_e} \frac{dN_e}{dt} = a_v(p_{eq} - p) \sqrt{\frac{N_A}{2\pi M k T}}, \quad (2.1)$$

2.1. TENKÉ VRSTVY

kde dN_e je počet vypařených částic za čas dt , M je molekulární hmotnost těchto částic, a_v je koeficient vypařování, p_{eq} je rovnovážný tlak, p je hydrostatický tlak vypařované látky v plynném stavu, k je Boltzmannova konstanta, N_A je Avogadrova konstanta [12].

Pro zachování stabilního toku částic (stabilního *fluxu*) je zapotřebí udržovat konstantní vzdálenost mezi tyčinkou a žhaveným vláknem. Stabilní tok částic je podmínkou růstu stejnoměrné vrstvy na substrátu. Tok částic je určen proudem, který vzniká dopadem zionizovaného plynu deponovaného materiálu na stěny kolimátoru [12].

Při začátku depozice, kdy se vlákno zahřívá a zatím není dosaženo potřebného toku částic, je kolimátor zastíněn uzávěrou (*shutter*). Shutter je důležitou součástí efuzní cely. Umožňuje kontrolovaný růst po dobu depozice. Deponuje se krátkou dobu, zpravidla (10–20) min.



Obrázek 2.1: Efuzní cela [15].

2.1.2. Procesy na povrchu

Kondenzace a nukleace

Množství deponovaných částic je definované proudem částic (*flux*). Je to jeden z hlavních parametrů, který hraje významnou roli v tloušťce rostoucí vrstvy. Chování a růst vrstvy lze popsat pomocí nukleační teorie s aproximací teorie středního pole, která zjednodušuje problém na jednu částici místo studování početných celků. Zanedbávají se vlivy ostatních částic a interakce mezi nimi. Tento použitý model nepopisuje všechny děje, ale dobře odpovídá homoepitaxním systémům. Homoepitaxním systémem se myslí substrát s deponovanou vrstvou, kde substrát a vrstva jsou ze vzájemně identických atomů [7, 8]. Homoepitaxe se používá i v praxi, například depozice křemíku na křemík se používá pro výrobu počítačových čipů [18].

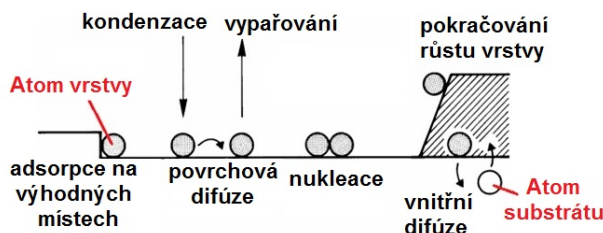
Nyní je uveden podrobnější popis epitaxe částic na povrch vzorku.

Plyn deponovaných částic dopadne na substrát, kde zkondenzuje a ztratí část energie. Částice se zbylou energií difundují všemi možnými směry neuspořádaným pohybem podle Boltzmannovy statistiky, kde klíčovým parametrem je teplota. Difúze se dělí na dva základní typy: chemickou difúzi a atomární difúzi. Atomární difúze sleduje pohyb jedné částice po povrchu. Její výsledný pohyb je středován. Chemická difúze je integrální pohled na atomární difúzi, tj. výsledek difúze mnoha atomů. V chemické difúzi částice směřují do míst s nižší koncentrací a tím se mění chemické složení [4]. K popisu difúze jedné částice na povrchu je podle teorie tranzitního stavu (TST) použit vztah [4]:

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{E_m}{kT}\right), \text{ kde } D_0 = \frac{1}{4}\nu_0. \quad (2.2)$$

V tomto vztahu vystupuje Boltzmannova konstanta k , termodynamická teplota T , migrační energie E_m a pre-exponenciální faktor ν_0 (řádově $10^{12} - 10^{13} \text{ s}^{-1}$) [4, 7].

Deponované částice se pohybují po povrchu a dochází ke vzájemným srážkám. Jejich pohyblivost je omezena morfologií povrchu a povrchovou energií substrátu. Při srážkách mají tendenci navazovat vazby mezi sebou nebo s povrchem podle typu materiálu a vlastní lokace. Bývají to zpravidla oblasti, kde vznikne silná energiová vazba s povrchem, což platí pro nerovnosti na povrchu (například vakance, terasy, škrábance aj.). Částice, které nenavážou vazbu, mohou být desorbovány pryč z povrchu. Navážou-li však atomy vazbu mezi sebou, vznikne shluk částic (*cluster*). Je-li velikost klastrů vyšší než kritická velikost i (*critical cluster size* [4, 8]), tak vznikne ze shluku částic stabilní zárodek (*nucleus*). Hustota zárodků na povrchu závisí na drsnosti povrchu a jeho teplotě, která ovlivňuje morfologii povrchu. Zárodek je prvotním předpokladem pro následný růst tenké vrstvy [16].



Obrázek 2.2: Základní atomární procesy na povrchu vzorku [16].

Růst zárodků

Podmínkou růstu je termodynamicky nerovnovážný stav, který je definován poměrem deponovaných částic vzhledem k desorbovaným částicím. Pro růst zárodků je třeba, aby převládala depozice nad desorbí [7].

Výše uvedené procesy v části *Kondenzace a nukleace* 2.1.2 nepopisují nutně nejstabilnější stav vyrostlé vrstvy, protože do dějů vstupuje vliv chemické kinetiky. Aproximace středního pole umožňuje zavést veličiny vyjadřující časový vývoj průměrné hodnoty počtu monočástic a saturační koncentraci stabilního ostrůvku. Saturační koncentrace n_x v nukleační teorii je dána úměrností:

$$n_x \sim \left(\frac{D}{F}\right)^{-\frac{1}{3}}, \quad (2.3)$$

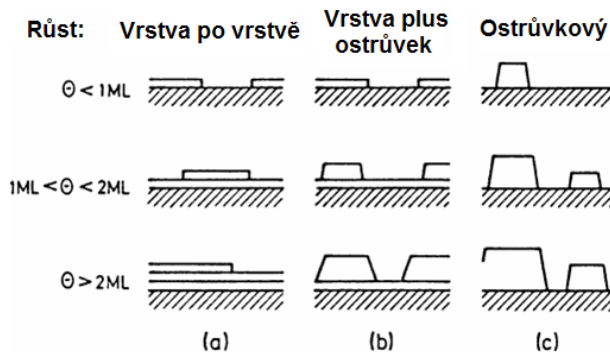
kde F je flux, D je koeficient difúze (viz 2.2). Vliv formování nových zárodků je velmi malý vůči působení částic k již vyrostlým ostrůvkům. To znamená, že střední volná dráha difundujících částic po povrchu je ekvivalentní vzdálenosti ostrůvků mezi sebou. To je vyjádřeno vztahem:

$$l \approx \left(\frac{D}{F}\right)^{\frac{1}{6}}. \quad (2.4)$$

Poměr D/F je hlavním parametrem pro kontrolovaný růst, při pomalé depozici převládá difúze nad fluxem ($D/F > 10^9$) a výsledná struktura je podobná struktuře při termodynamické rovnováze. Pro rychlou depozici (tj. $D/F < 10^5$) je termodynamický stav vychýlen a růst je dán spíše chemickou kinetikou [4, 7, 16].

2.1. TENKÉ VRSTVY

Pokračováním procesu růstu se ze zárodků stávají vyšší jednotky zvané ostrůvky. Je-li vysoká koncentrace ostrůvků na povrchu, tak se poté koalescencí utváří souvislá vrstva. Od vzniku první souvislé vrstvy probíhá následný růst podle toho, nakolik se vlastností povrchu a deponovaných částic různí. Tyto růstové módy jsou na obrázku 2.3, kde (a) je růst vrstvy po vrstvě, (c) je růst ostrůvků a (b) je kombinací obou zmíněných, tedy vrstva plus ostrůvek. Popisek vlevo vedle vrstev udává množství deponovaného materiálu v monovrstvách (Θ), na kterých probíhá růst podle modů (ML = *Monolayer*) [4, 16].



Obrázek 2.3: Růstové módy vrstev [16].

2.1.3. Lokální modifikace

Pro získání požadovaných struktur se substráty modifikují například litografickými metodami. Litografické metody se dělí na dvě základní *Top-Down* metody a *Bottom-Up* metody. První z nich *Top-Down* metody charakterizuje odebírání materiálu, čímž se tvoří menší struktury. Za příklad lze uvést odprašování fokusovaným iontovým svazkem.

Bottom-Up metody využívají opačný postup, tj. skládání struktur z jednodušších na složitější. Pod tyto metody spadá nanášení (depozice) materiálu na substrát.

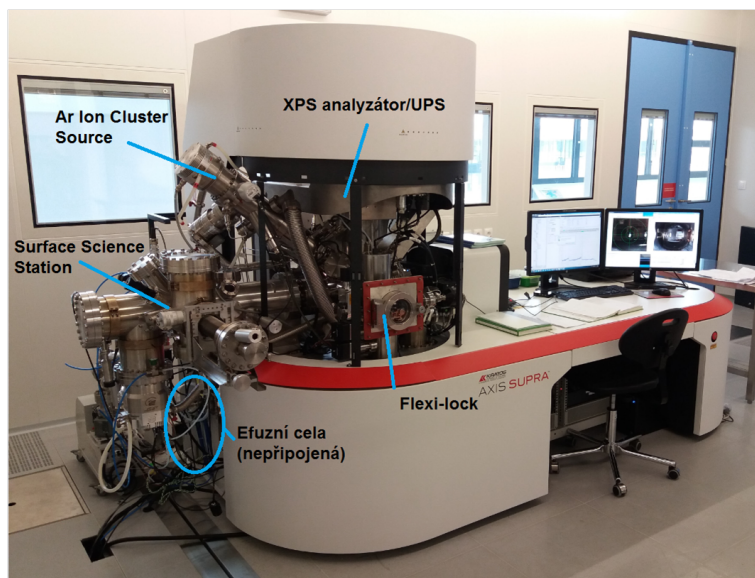
Difundující částice navazují vazby zpravidla na povrchových defektech a energeticky výhodných místech. Tohoto jevu se v této práci využívá pro lokalizování deponovaných částic. Úprava povrchu se tu provádí pomocí přístroje LYRA3 s iontovým svazkem FIB (viz část LYRA3 2.2.2 – FIB), který na vzorcích lokálně odprašuje požadované plochy o různých hloubkách.

2.2. Přístroje

K analýze povrchu vzorků bylo použito několik přístrojů ve výzkumném centru CEI-TEC VUT. V následující části bude jednotlivě probrán jejich význam a princip funkce.

2.2.1. XPS Kratos Analytical Axis Supra

Experimentální měření bylo prováděno na zařízení *Kratos Supra* (viz obr. 2.4). Používá se k analýze povrchu metodou rentgenové fotoelektronové spektroskopie (*X-ray Photoelectron Spectroscopy*, XPS). Touto metodou se získávají informace o složení a chemických vazbách materiálu. Její princip a základní části přístroje jsou popsány v následujících podkapitolách.



Obrázek 2.4: XPS aparatura Kratos Supra.

Rentgenová fotoelektronová spektroskopie XPS

Principem její funkce je vnitřní fotoelektrický jev, kde dopadající rentgenové záření dodává elektronům z vnitřních hladin atomu energii. Tyto elektrony poté unikají ze vzorku do analyzátoru, kde podle velikosti rychlostí jednotlivých elektronů se zaznamenává spektrum energií vyjádřené píky. Poloha píku určuje, jaký prvek je ve vzorku zastoupen. Velikost píku určuje velikost jeho zastoupení prvku (viz obr. 2.5). Vnitřní fotoelektrický jev je popsán vztahem:

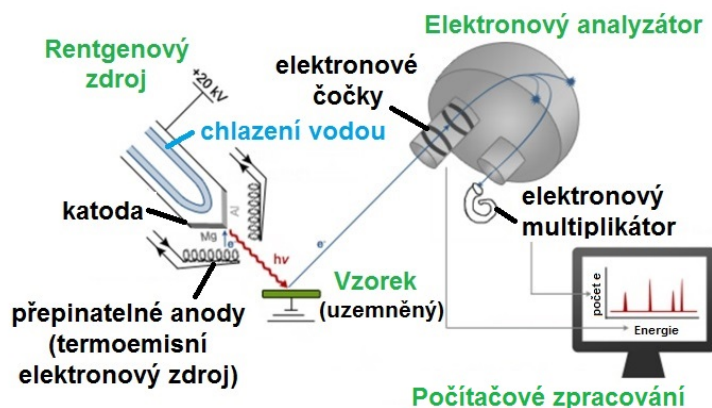
$$h\nu = E_K + E_B + \Phi, \quad (2.5)$$

kde $h\nu$ je energie dopadajícího záření, E_K je kinetická energie emitovaného elektronu, E_B je vazebná energie elektronu v atomu, Φ je výstupní práce spektrometru. Je to rozdíl energií Fermiho hladiny od hladiny vakua.

Rentgenové záření vzniká žhavením vlákna katody, z které termoemisí unikají elektrony. Tyto elektrony jsou urychlovány k anodě, kde dojde k předání energie mezi elektrony v povrchu anody. Elektrony v anodě mohou ionizovat atomy nebo dojde k excitaci.

2.2. PŘÍSTROJE

Vzniklá díra po excitaci se zaplní elektronem z nějakého energeticky výše položeného orbitalu a při tomto přechodu se vyžáří rentgenový foton [3]. K tomuto účelu se hojně používají katody z hořčíku (Mg) nebo hliníku (Al). Emitované fotoelektrony z těchto typů katod mají kinetickou energii pro Mg 1253 eV a pro Al 1487 eV [20]. Použitím těchto katod je umožněno analyzovat informaci z hloubky až do 10 nm [3].



Obrázek 2.5: Schéma XPS [11].

Sestava XPS

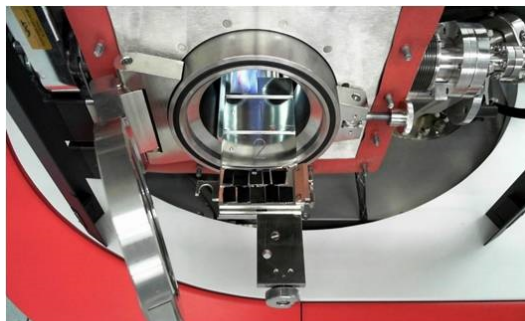
Jde o přístroj, který patří mezi UHV aparatury (*Ultra High Vacuum*, $< 10^{-7}$ Pa). XPS aparatura je tvořena komorami, ke kterým jsou připojeny detektory a různé zdroje záření.

Každé XPS obsahuje základací komoru a hlavní komoru s analyzátozem. Základací komora zvaná Flexi-Lock (viz obr. 2.7) slouží k zakládání vzorků do přístroje na speciálních paletkách nebo stubech (viz obr. 2.6). Flexi-Lock je malá komora, kde se vzduch vyčerpává až k hodnotám vysokého vakua ($\approx 10^{-7}$ Pa). Po vyčerpání je možné z flexi-locku přesunout paletku se vzorkem do hlavní komory, kde je ultra vakuum neustále udržováno. V hlavní komoře probíhá měření spekter pomocí analyzátozu. Pomocí vestavěného mikroskopu se fokusuje optika na vzorek a určují body, ve kterých se bude měřit fotoelektronové spektrum.

U XPS v CEITEC se navíc nachází SSS komora (Surface Science Station), kde lze vzorek na stubu žíhat. SSS poskytuje možnost rozšíření například o efuzní celu (viz 2.1). Transport stubu do SSS komory se provádí pomocí transportních tyčí na rozdíl od přesunu paletky do hlavní komory, kde je přesun řízen počítačem.

Sestava XPS od firmy Kratos obsahuje další mnohá vylepšení lišící se od ostatních typů aparatur XPS. Disponuje funkcemi jako je UPS (*Ultraviolet Photoelectron Spectroscopy*), která podává informaci o valenčních hladinách a měří výstupní práce substrátů, ISS (*Low-energy Ion Scattering Spectrometry*) vyhodnocuje elementárního složení a strukturu povrchu pevných látek, Argon GCIS (*Gas Cluster Ion Source*) je k čištění nebo k hloubkovému profilování.

V tomto výzkumu bylo využito pouze funkcí analyzátozu XPS a komory SSS s efuzní celou. Podrobnější informace o ostatních funkcích lze najít na stránkách výrobce Kratos Axis [1].

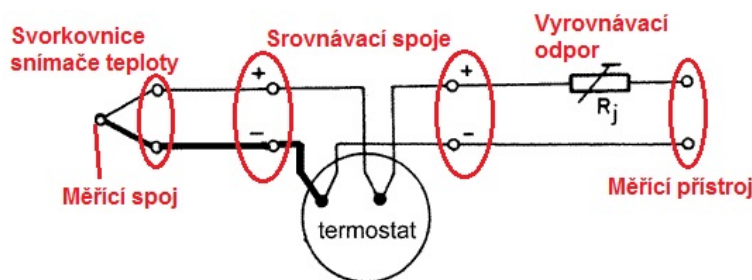


Obrázek 2.6: Stub se vzorkem. Obrázek 2.7: Flexi-lock s paletkou.

Surface Science Station SSS

Žíhání vzorků v komoře SSS se provádí na manipulační tyči (viz obr. 2.9). Na ni je připevněn termočlánek. Termočlánek sestává ze dvou drátů z odlišných slitin, např. NiCr a NiAl, které jsou vzájemně spojené na jednom konci drátů (viz obr. 2.8).

Mezi dráty na druhém konci se měří napětí. Napětí vzniká pomocí termoelektrického jevu, které se kalibrací převede na teplotu. Kalibrace je určena z rozdílu teplot u drátu ponořeného do chladicí kapaliny a teploty drátu na vzorku. Termočlánek odolává vysokým teplotám v závislosti na použitém druhu slitiny. Pro typ K (NiCr - NiAl) je rozmezí teplot $-200\text{ }^{\circ}\text{C}$ až $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($1300\text{ }^{\circ}\text{C}$) [14].



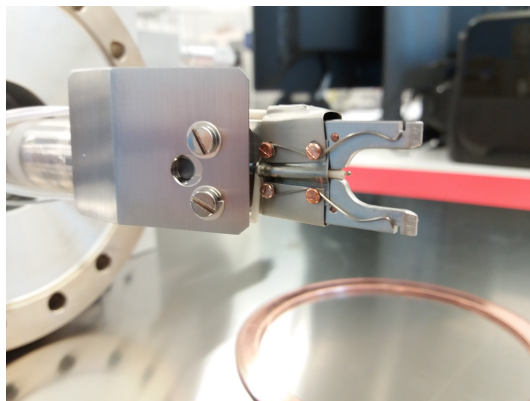
Obrázek 2.8: Schéma sestavy termočlánu [14].

V Kratosu je spoj přiveden na stub, kde se teplo přivádí na vzorek. Zmíněná metoda měření teploty je jednoduchá na výrobu, ale nepřiliš přesná, protože teplo přechází na vzorek skrze stub a dochází tím ke ztrátám (viz obr. 2.9). Při žíhání vrstvy hrají roli již desítky $^{\circ}\text{C}$. Při jiné teplotě (než té požadované) může dojít k poruše vrstvy nebo nedostatečnému očištění povrchu vzorku. Optimální teplota pro žíhání byla určena jako $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ na přístroji XPS na VUT FSI, kdy dochází k čištění vzorku a nenarušuje se nativní oxidová vrstva SiO_2 . Pro Kratos bylo zapotřebí provést měření a určit tuto hodnotu teploty znovu, protože na VUT FSI bylo použito jiné topné tělísko. Zjištěná hodnota odpovídá nominální teplotě okolo $700\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Při žíhání se zhoršuje tlak v komoře až k řádu 10^{-7} Pa , což je ale stále vyhovující pro nanášení (depozici) nových vrstev na substrát. Při tlaku vyšším než je 10^{-7} Pa , je třeba SSS vypéct, aby se tlak zlepšil. Vývěvy nevycerpají veškeré částice v komoře, je problém hlavně s lehkými prvky, například vodíkem. Vypékání se provádí pomocí nerezových prstenců, na něž je přiveden elektrický proud. Počet prstenců odpovídá šesti a

2.2. PŘÍSTROJE

výkon každého z nich je 150 W. Tyto obruby jsou schopné vyvinout teplotu v komoře až 150 °C. Neklesne-li tlak ani po vypékání, je problém v komoře nebo ve vývěvách.



Obrázek 2.9: Žihací držák s termočlankem.

2.2.2. LYRA3

SEM

Rastrovací elektronový mikroskop zkráceně SEM (*Scanning Electron Microscope*), je mikroskop, který používá k zobrazování elektrony. Výhodou SEM oproti optickým mikroskopům je ve vysoké hloubce ostrosti a maximální rozlišovací schopnosti menší než 1 nm [10]. V této práci byl použit elektronový mikroskop LYRA3 od firmy TESCAN [17].

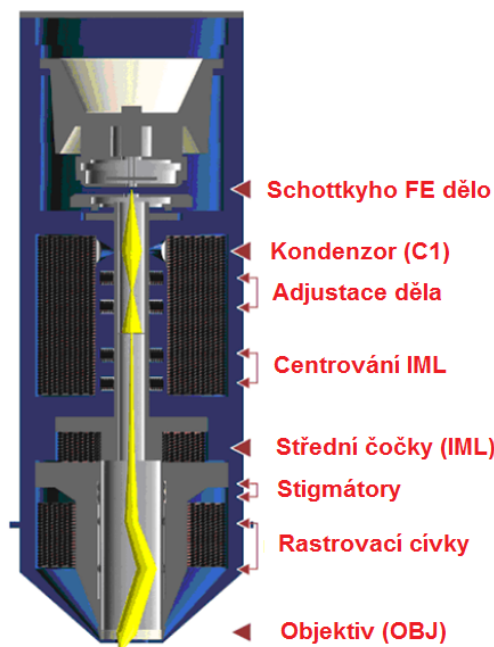
Sestava přístroje

Skládá se z hlavní komory, kde je polohovací držák se sedmi pozicemi pro vzorek na stubu, a z komory, ve které je umístěno elektronové dělo. Obě komory jsou odděleny přepážkou a jsou čerpány nezávisle na sobě. Tlak v komoře s dělem dosahuje hodnot 10^{-7} Pa a v hlavní komoře je tlak 10^{-4} Pa. U elektronového děla v přístroji LYRA je takto nízký tlak nutností, protože typem zdroje elektronů je termoautoemisní zdroj s tzv. Schottkyho katodou [24, 9].

Emitované elektrony jsou urychlovány anodami (viz obr. 2.10), které fokusují svazek elektronů do jednoho bodu zvaného křížiště (*cross-over*). Velikost cross-overu je důležitá pro vysoké rozlišení mikroskopu. Svazek poté prochází kolimátorem, kolem něž jsou po pořadí umístěny elektromagnetické čočky (kondenzory) pro korekci svazku, aperturní clona, která ztenčuje svazek, stigmátory, rastrovací cívký a elektromagnetická čočka objektivu. Rastrovací cívký vychylují svazek dopadající na povrch vzorku, aby se získávala informace i z jiných oblastí na vzorku [24]. Stigmátory korigují optické aberace, zejména astigmatismus. Dochází také k defokusaci svazku, je proto zapotřebí elektronový svazek korigovat čočkami v tubusu [24].

Termoautoemisní zdroj s Schottkyho katodou

Autoemisní zdroj je používanější oproti termoemisním zdrojům, protože mají menší virtuální zdroj. Také je jeho životnost vyšší a má obecně lepší jas. Nevýhodou je, že musí být ve vysokém vakuu a jsou dražší.



Obrázek 2.10: Schéma sestavy elektronového mikroskopu [24].

U přístroje LYRA se nachází jejich kombinace, tedy termoautoemisní zdroj s Schottkyho katodou, která je v dnešní době velice používaná. U těchto typů zdrojů dochází k extrakci elektronů pomocí vysokého elektrického pole (10^9 V.m^{-1}) [24], které je vytvářeno mřížkou (*grid, suppressor*) před katodou. Extrakci elektronů doplňuje termoemise ze žhaveného vlákna (termoautoemise).

Schottkyho katoda je drát z monokrystalického wolframu tvarovaná do špičky s průměrem okolo desítek nanometrů. Na drátě je přivařen zásobník s ZrO_2 , který se postupně uvolňuje a pokrývá drátek touto vrstvou. Vrstva ZrO_2 se vyplatí použít, protože snižuje výstupní práci elektronů emitovaných z wolframu. Průchodem elektrického proudu se katoda zahřívá až na provozní teplotu 1800 K [10, 24].

Konfigurace pro snímání povrchu

V SEM lze použít mnoho detektorů, tím nejčastějším je SE detektor, který snímá povrch pomocí sekundárních elektronů. Sekundární elektrony jsou elektrony emitované ze substrátu.

Hodnota energie emitovaných primárních elektronů (tj. emitovaných ze zdroje) je dána urychlovacím napětím v rozmezí 5 kV–30 kV. Každá hodnota z použitých napětí má své přednosti, proto je dobré vědět, co má být pozorováno. Obecně platí, že nejvyššího rozlišení se docílí přiblížením stolku k detektoru a vysokým napětím (30 kV), pomocí kterého emitují sekundární elektrony z vyšší hloubky než u nižších napětí. Povrch vzorku se však při tomto napětí bude více poškozovat. Při použití nižších napětí se získává lepší informace o morfologii struktur na povrchu [13]. Nejostřejší obraz se získá minimalizováním velikosti stopy a korekcí optických aberací, například astigmatismu.

Zaostřený svazek primárních elektronů dopadá na vzorek, odkud se získává měnící se signál sekundárních elektronů v závislosti na nerovnostech a výskytu různých částic na povrchu. Ze signálů je pak sestaven výsledný obraz [10, 9].

2.2. PŘÍSTROJE

FIB

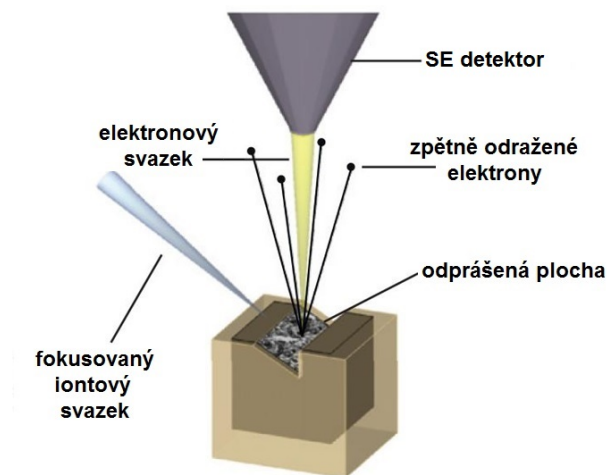
Součástí přístroje LYRA je i iontový zdroj zvaný FIB (*Focused Ion Beam*). K zobrazování jsou zde použity ionty, které se primárně používají k modifikaci povrchu vzorku.

K produkci iontů se využívá iontový zdroj typu LMIS (*Liquid Metal Ion Source*). U tohoto typu zdrojů se pokrývá wolframový hrot vrstvou tekutého kovu, který při zvýšené teplotě stéká ze zásobníku připevněném na druhém konci hrotu. Na špičce hrotu se vytvoří tenká vrstva z tohoto kovu, z níž jsou pomocí elektrického pole emitovány ionty [24].

U LMIS zdrojů se používají prvky s nízkým bodem tání (např. Ga, Sn, In). U LYRY jsou použity ionty gallia (Ga). Výhodou použití iontů gallia je, že operační teplota dosahuje nízkých hodnot, která minimalizuje interdifúzi s wolframovým hrotem. Také je snížena rychlost odpařování gallia v tekutém stavu, čímž je zajištěna vysoká životnost galliového zásobníku a tedy i zdroje ($\sim 400\mu\text{A}$ –hodina/mg) [24].

Rozdíl mezi ionty a elektrony je významný. Ionty gallia jsou těžší než elektrony, proto k zobrazování je výhodnější používat elektrony. Těžkými ionty se pomocí FIB oprašují libovolné tvary na vzorku, čehož se dá využít při litografii nebo depozici. Ionty velmi kontaminují povrch vzorku, zabudovávají se do něj a amorfizují jeho strukturu [9].

V praxi je FIB možné používat pouze ve spolupráci s SE detektorem, díky němuž se vzorek zaostří a přiblíží na pracovní vzdálenost WD ($WD = \text{Working Distance}$). U LYRY je tato vzdálenost rovna 9 mm, kde FIB míří přímo do středu vzorku. Iontový zdroj je vůči SE detektoru naklopen o 55° (viz obr. 2.11), proto i stolek se vzorkem musí být naklopen o tento úhel, aby se odprašovalo kolmo na vzorek.



Obrázek 2.11: Schéma použití FIB a SE detektoru [2].

3. Experimentální část

3.1. Substráty a jejich příprava

V této práci byly použity desky (wafery) křemíku (Si) od firmy Siltronic. Výrobní průměr je 100 mm a tloušťka 350–400 μm . Orientaci krystalické mřížky mají $(111) \pm 0,05^\circ$. Jsou vodivé s negativním dopováním fosforem (N–P).

Vzorky byly nařezány na čtverce s úhlopříčkou 10 mm, aby se vlezly na centimetrový stub. Diamantovým hrotem byly následně vytvořeny na povrchu substrátu dvě na sebe kolmé rýhy rozdělující vzorek na kvadranty. Tato úprava je čistě pro účely snadnějšího měření na elektronovém mikroskopu, jejíž důvod bude vysvětlen v podkapitole *Příprava k měření* 3.2.1.

Připravené vzorky byly ofouknuty dusíkem k hrubému odstranění nečistot při řezání. Pak byly umístěny do krabičky a přeneseny k měřicím přístrojům.

3.2. LYRA3

Na přístroji LYRA3 byl použit SE detektor, který je součástí elektronového mikroskopu, a iontový svazek FIB. Prostřednictvím SE detektoru se fokusoval iontový svazek na povrch vzorku. Jiný důvod použití v této práci pro SEM nebyl.

3.2.1. Příprava k měření

Vzorek je vložen na stub, kde se přilepí na měděnou pásku. Manipulace s křemíkovými substráty se provádí pouze plastovou pinzetou, aby se vzorek nekontaminoval. Takto připravený stub se vzorkem se dá na manipulační stolek v hlavní komoře LYRY spolu s pomocným zaostřovacím stubem nazvaným ADJ. Komora se čerpá až k hodnotám 10^{-4} Pa.

Pak se zapne elektronový svazek a zaměří se na ADJ. Bylo používáno urychlovací napětí o velikosti 5 kV s nejmenším rozměrem stopy svazku (*spot size*). Svazek se na ADJ zaostří, aby se zjistilo, jaká je vzdálenost mezi stolcem a elektronovým detektorem. Při rozumné výšce okolo 35 mm se stolek nakloní o úhel 55° ¹. Po zafokusování pracovní vzdálenosti (WD&Z) mezi detektorem a stolcem se stolek může přisunout blíže k detektoru. Správný fokus je určen při vysokém zvětšení obrazu (100–200) $\times$ a funkcí degauss, která definovaně koriguje magnetické čočky. Tímto způsobem se stolek dostane až na hodnotu WD&Z = 9 mm. Tato vzdálenost je ideální k odprašování.

Nyní je třeba svazky elektronů a iontů sesadit. K tomu se používá funkce FIB – SEM Intersection. K seřízení svazků se opráší referenční kříž na povrchu ADJ, do jehož průsečíku se budou oba svazky fokusovat. Prvně se zapne zdroj iontů s urychlovacím napětím 30 kV. V Draw Beam okně se nakreslí referenční kříž o velikostech, aby byl viditelný na ADJ, tj. například $(100 \times 100) \mu\text{m}^2$ a hloubce 5 nm. Takto definovaný kříž se pak po zapnutí úkonu opráší na vzorku.

Nyní se použije FIB – SEM Intersection a zaměří se střed kříže. Po této operaci je již fokusovaný svazek iontů připraven k použití na vzorek Si.

¹Pozn.: Pro lepší pohled shora na vzorek je výhodné použít geometrickou transformaci na 55° .

3.2. LYRA3

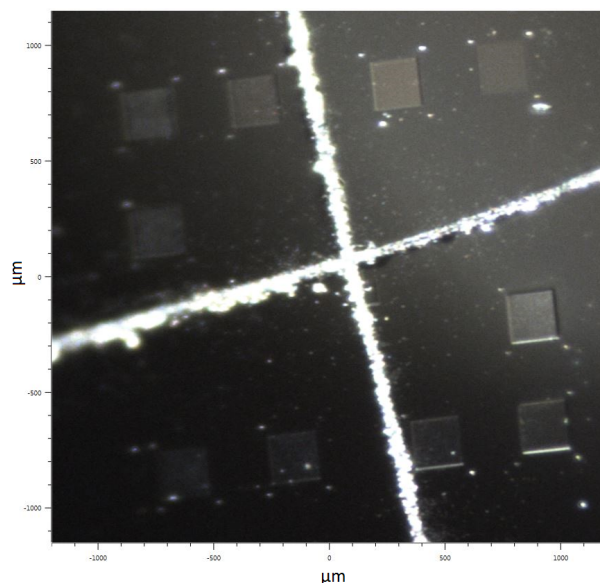
3.2.2. Proces měření

Vypne se emise elektronového mikroskopu a vyjede se stolkem do vyšší pracovní vzdálenosti od detektoru (minimálně 35 mm). Je vhodné znovu vynulovat naklopení stolku a teprve pak odjet s ADJ a najet stubem se vzorkem pod SE detektor. Po této činnosti se nastaví opět naklopení na 55° . Po celou dobu je vypnutý svazek elektronů z důvodu, že primární elektrony modifikují povrch substrátu, což ovlivňuje měření. V praxi se po ozáření elektronovým svazkem vytvoří tenký povlak transformovaných uhlovodíků, který je pro experiment nežádoucí.

Nyní popíši postup, který jsem používal a který fungoval.

Zmáčknutím kolečka myši do obrazu se pohybuje stolek se vzorkem s krokem daným od středu obrazu k bodu kliknutí. Synchronizace FIB a SE detektoru se tím nepoškodí². Je nutné najet stolkem na hranu vzorku a poté lze zapnout elektronový svazek. Polohu stolku lze hrubě pozorovat kamerou v hlavní komoře. Zapnutím elektronového svazku se znovu objeví obraz a také oblast, kde dojde ke kontaminaci. Objeví-li se obraz kousek od hrany na ploše vzorku, tak se tím měření nepokazí, protože odprašované budou vzdálené oblasti od vzniklé kontaminace pohybující se okolo středu vzorku. Posouváním po hraně vzorku se hledá rýha vytvořená diamantovým hrotem. Po jejím nalezení se nastaví zvětšení tak, aby v získávaném obrazu bylo vidět pouze koryto rýhy (tj. okolo $1-2\text{ }\mu\text{m}$). Rýha zdeformovala povrch vzorku a nevadí proto, že v těchto místech dojde ke kontaminaci elektronovým svazkem. Při tomto nastavení se sleduje rýha až ke středu vzorku (tj. k protnutí obou rýh).

U nalezeného středu je dobré poznat, kterými směry rýhy vedou. Je jim potřeba přizpůsobit budoucí plán fibovaných ploch v okně Draw Beam. U každé z ploch se dělá pár značek (křížků), které pomohou určit, o jakou plochu jde. Doporučuje se také udělat jednu velkou fokusační značku, díky které se fibovaná oblast zaměří v optickém mikroskopu zabudovaném v XPS.



Obrázek 3.1: Pohled z optického mikroskopu v XPS na substrát FIB 08.

²Použitím Image shiftu se synchronizace svazků poruší. Posouvá se při něm totiž pouze svazek elektronů z detektoru SE.

3.2.3. Výsledky

Vytvořil jsem tři reprezentativní vzorky pojmenované FIB 07, FIB 08 a FIB 09. Měnil jsem u nich parametr hloubky odprašování, který odpovídá použité dávce gallia k odprašení podle vztahu:

$$D' = \frac{h'}{eR}, \quad (3.1)$$

kde e je elementární náboj, $R = 0,2950 \mu\text{m}^3/\text{nA/s}$ je rychlost odprašování a h' je nominální hodnota odprašené hloubky [24].

U vzorku FIB 07 jsem fiboval pouze čtyři plochy o velikostech $(200 \times 200) \mu\text{m}^2$ o nominálních hloubkách 2,5 nm, 5 nm, 7,5 nm a 10 nm.

U vzorků FIB 08 a FIB 09 jsem oprášil plochy opět o velikostech $(200 \times 200) \mu\text{m}^2$. Fiboval jsem na každém 10 ploch s nominální hloubkou od 1 nm do 10 nm po 1 nm.

3.3. XPS Kratos

Reprezentativní vzorky z LYRY byly přesunuty k XPS na chemickou analýzu.

Vložily se na speciální paletku a daly se do zavzdušněné Flexi-lock komory. Komora se zavřela a zapnulo se čerpání. Po vyčerpání komory a vyfocení polohy paletky na základací desce se paletka se vzorkem přesunula do hlavní komory pod analyzátor. Optickým mikroskopem se zaměřila poloha fokusační značky a tím i poloha fibovaných oblastí. Poté se terčem v mikroskopu našly body, kde odprašené oblasti jsou. Je třeba, aby byl mikroskop fokusován na povrch vzorku, toho se dosahuje korekcí polohy v z -ose.

K měření se používala Al katoda (1487 eV) se spektrální čarou $K\alpha$ a byly měřeny všechny odprašené plochy a také jeden libovolný bod na vzorku mimo odprašené oblasti.

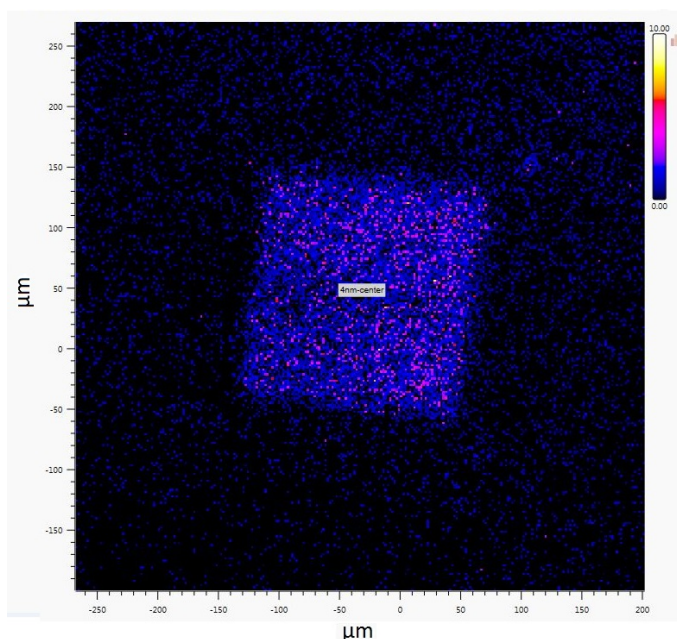
3.3.1. Zobrazování pomocí XPS

V první fázi se provedlo XPS zobrazování (*imaging*) na Ga 2p, který umožní lepší lokalizaci odprašených ploch. Parametry při imagingu jsou v tabulce 3.1. Výstupem je plocha, kde světle modře až fialově vyznačené body značí elektrony patřící Ga 2p. Nastavením Ga 2p se zadá rozmezí energií odpovídající právě galliu 2p a elektrony s těmito energiemi jsou analyzovány (viz obr. 3.2).

Parametry měření	FIB 07	FIB 08	FIB 09
Emisní proud	25 mA	25 mA, 5 mA	15 mA
Čočky	magnetické	magnetické	magnetické
Rozlišení	160 eV	160 eV	40 eV
Apertura	High Res Imaging	High Res Imaging	High Res Imaging

Tabulka 3.1: Parametry měření pro zobrazování v XPS.

3.3. XPS KRATOS



Obrázek 3.2: Imaging Ga 2p na substrátu FIB 08 – 4 nm.

V obdrženém obrázku se označí střed této plochy a v tomto bodě se provede analýza fotoelektronového spektra prvků, které je potřeba změřit. V tomto experimentu jsme měřili O 1s, C 1s, Ga 2p, Si 2p, Si 2s a wide spektrum. Wide spektrum dává informaci o všech prvcích, které jsou ve vzorku obsaženy. Tento postup se opakuje i na ostatní plochy. Parametry měření fotoelektronových spekter jsou v tabulce 3.2.

Parametry měření	FIB 07	FIB 08	FIB 09
Emisní proud	25 mA	25 mA, 5 mA	15 mA
Čočky	magnetické	magnetické, magnetické + elektrostatické	magnetické
Rozlišení	20 eV, 40 eV	40 eV	20 eV
Apertura	110 μm	110 μm	110 μm

Tabulka 3.2: Parametry měření chemické analýzy XPS.

Po získání výsledků měření je třeba data zpracovat.

3.3.2. Změřená spektra

Byla změřena fotoelektronová spektra O 1s, C 1s, Ga 2p, Si 2p, Si 2s. Nejvyšší prioritu mají Ga 2p a Si 2p, protože jsme odprašovali plochy o různých dávkách gallia a tím se modifikovalo složení substrátu křemíku. U vzorku FIB 09 byl ve spektru křemíku rozlišen další pík (prozatím nazvaný Si ? 2p), který se podílí na výstavbě píku čistého křemíku (viz kapitola *Výsledky* 4, sekce *Pohled na píky spektra Si 2p (FIB 09 – 1 nm)* 4.2.2).

K porovnávání naměřených hodnot mezi sebou se určil poměr intenzit Ga 2p_{3/2}/Si 2p, Si 2p/Si ? 2p a GaO/Ga_{3/2}. Ve spektru Si 2p se mezi čistým píkem Si 2p a oxidovou vrstvou SiO₂ nachází 4 sloučeniny s přesně danými energiovými pozicemi [5]. Ve spektru Si 2p se objevuje i Ga 3p, který se překrývá s SiO₂. Objevený pík Si ? 2p má nižší vazebnou energii než čistý pík Si 2p (nachází se tedy ve spektru napravo od Si 2p).

3.3.3. Zpracování dat

Data byla zpracována pomocí softwaru Unifit 2013. Je to nástroj k fitování spekter, kde se volí parametry definované pro každý materiál zvlášť. Obecně lze změřená spektra proložit konvolucí gaussovského a lorentzovského tvaru píku (GP a LP – FWHM).

Křemík Si 2p patří (jako každý 2p pík) mezi dublety, to znamená, že jeho hlavní pík se kvůli spinu dělí na dva píky označené Si 2p_{1/2} a Si 2p_{3/2}. V experimentu se měřily obě složky křemíkového dubletu.

Čistý Ga 2p obsahuje dvě složky dubletu označené Ga 2p_{1/2} a Ga 2p_{3/2}. V tomto experimentu měříme pouze jednu složku galliového dubletu, a to pík Ga 2p_{3/2}. Druhá složka tohoto dubletu (Ga 2p_{1/2}) je dostatečně vzdálená ve spektru, proto jej nezahrnujeme. V měřených spektrech lze tedy Ga 2p_{3/2} proložit singletovým píkem. Ve spektru čistého Ga 2p_{3/2} se objevuje i pík přiřazený GaO.

Pro proložení spektra Si 2p byly použity parametry pro čistý křemík, oxidy křemíku a Ga 3p uvedené v tabulce 3.3 konkrétně pro vzorek FIB 09 – 9 nm.

Název dubletu Si2p	Velikost píku/ Počet pulsů	GP-FWHM/ eV	Pozice/ eV	LP-FWHM/ eV	abs.Plocha/ Počet pulsů·eV	rel.Plocha/ %
Si	1691.4	0.63	99.23	0.13	1355	20.87
	0.5	1	0.6	1	678	10.44
SiO ₂	0.18	2.89	3.82	1	610.81	9.41
	0.5	1	0.6	1	305.42	4.7
Si ₂ O	0.011	1.5	1.17	1	20.58	0.32
	0.5	1	0.6	1	10.3	0.16
SiO	0.02	1.5	1.97	1	38.54	0.59
	0.5	1	0.6	1	19.28	0.3
Si ₂ O ₃	0.028	1.02	2.67	1	37.49	0.58
	0.5	1	0.6	1	18.75	0.29
Ga 3p	0.27	4.44	4.8	1	1385	21.33
	0.70	0.83	3.37	1	806	12.41
Si ?	0.68	0.86	-0.41	1	804.91	12.4
	0.5	1	0.6	1	402.91	6.2

Tabulka 3.3: Parametry pro fitování spektra Si 2p vzorku FIB 09 – 9 nm (parametry v druhých řádcích udávají relativní hodnoty druhé složky dubletu).

Čistý prvek ve spektru se zpravidla nefixuje, pouze se u něj volí meze, aby fit odpovídal skutečnosti. Parametry u ostatních píků byly zadány se zafixováním hodnot LP a pozicemi oxidů mimo SiO₂ a Ga 3p, u kterých byly pozice vytyčeny v rozumném rozsahu. Cílem bylo jimi doplnit spektrum, aby odpovídalo změřenému spektru. U oxidu SiO₂ dochází k posunu pozice pro různé podmínky měření, proto se nefixuje.

K vytvoření představy, v jakých číslech se pohybují meze³, zde uvádím tabulku 3.4 hodnot pro FIB 09 – 9 nm.

³Meze byly stanoveny iterativně a s použitím XPS databáze NIST [19].

3.3. XPS KRATOS

		Si	SiO2	Si2O	SiO	Si2O3	Ga 3p	Si ?
Velikost píků	Min:	0	0	0	0	0	0	0
	Max:	7947020	5000000	5000000	5000000	5000000	5000000	5000000
GP-FWHM/eV	Min:	0	2	1	1	1	0	0
	Max:	5	3	1.5	1.5	1.5	5	5
Pozice/eV	Min:	98.4	3.7	1.17	1.97	2.67	4.8	-5
	Max:	99.8	4.1	1.17	1.97	2.67	6.4	0
LP-FWHM/eV	Min:	0.1	1	1	1	1	1	1
	Max:	10	1	1	1	1	1	1
Asymetrie	Min:	0	0	0	0	0	0	0
	Max:	0.5	0	0	0	0	0	0

Tabulka 3.4: Rozmezí parametrů pro fitování spektra Si 2p vzorku FIB 09 – 9 nm.

Použité parametry u spektra Ga 2p_{3/2} jsou vyznačeny v tabulce 3.5. Fixoval se opět parametr LP pro oxid GaO, u kterého se nechala proměnlivá hodnota pozice s racionálně definovanými mezemi.

Název singletu Ga2p _{3/2}	Velikost píku/ Počet pulsů	GP-FWHM/ eV	Pozice/ eV	LP-FWHM/ eV	abs.Plocha/ Počet pulsů·eV	rel.Plocha/ %
Ga	1390.9	0.76	1116.68	0.68	2125	36.07
GaO	1.11	2.24	2.31	1	3767	63.94

Tabulka 3.5: Parametry pro fitování spektra Ga 2p_{3/2} vzorku FIB 09 – 9 nm.

V tabulce 3.6 uvádím rozsahy parametrů použitých u vzorku FIB 09 – 9 nm.

		Ga	GaO
Velikost píků	Min:	0	0
	Max:	15000000	5000000
GP-FWHM/eV	Min:	0	0
	Max:	5	5
Pozice/eV	Min:	1116.4	1.3
	Max:	1118.4	2.5
LP-FWHM/eV	Min:	1	1
	Max:	1	1
Asymetrie	Min:	0	0
	Max:	0	0

Tabulka 3.6: Rozmezí parametrů pro fitování spektra Ga 2p_{3/2} vzorku FIB 09 – 9 nm.

3.3.4. Žihání substrátů

Substráty byly vystaveny také vysokým teplotám při žihání. Žihání bylo prováděno v hlavní komoře XPS.

Vzorky byly vloženy na speciální paletku určenou k žihání. Provedlo se opět zobrazování pomocí XPS (viz *Zobrazování pomocí XPS* 3.3.1) a pak se změřilo fotoelektronové spektrum před žiháním. Parametry měření byly stejné jako v tabulce 3.2. Po změření byly vzorky žihány po dobu dvou hodin při teplotách 500 °C, 600 °C, 700 °C a 800 °C. Při 700 °C bylo již gallium odstraněno, proto se upustilo od měření při 800 °C a vyšších teplotách. Mezi jednotlivými žiháními se provádělo měření po zchlazení vzorků (od 70 °C a nižší).

Měřila se opět fotoelektronová spektra příslušící O 1s, C 1s, Ga 2p_{3/2}, Si 2p a Si 2s.

3.3. *XPS KRATOS*

4. Výsledky

4.1. Výpočet tloušťky SiO₂

K výpočtu tloušťky nativní oxidové vrstvy na křemíku byl použit vztah:

$$d = \ln \left(\frac{I_{\text{SiO}_2}}{I_{\text{Si}}} R_0 + 1 \right) \lambda_A \cos \vartheta, \quad (4.1)$$

kde $R_0 = 0,9989$ je poměr faktorů citlivosti pro vrstvu SiO₂ a substrát Si, λ_A je útlumová délka, I_{SiO_2} je intenzita píku SiO₂, I_{Si} je intenzita píku Si a ϑ je emisní úhel [21].

Tloušťka byla spočtena pro FIB 08 v místě, kde nedocházelo k odprášení. Její hodnota byla stanovena na $d = (0,53 \pm 0,17)$ nm.

4.2. Vyhodnocení spekter

Pro názornost je uveden pohled na fotoelektronová spektra Ga 2p_{3/2} vzorku FIB 09 pro reprezentativní hloubky 2 nm, 4 nm a 6 nm v podkapitole *Pohled na píky spektra Ga 2p_{3/2}* (4.2.1).

V podkapitole *Pohled na píky spektra Si 2p* (4.2.2) je zobrazen tvar píků měnící se v závislosti na teplotě žíhání pro vzorek FIB 09 s velikostí odprášené hloubky 1 nm.

V sekci *Žíhané plochy* (4.2.3) jsou ukázána fotoelektronová spektra Ga 2p_{3/2} a Si 2p vzorku FIB 09. Grafy jsou seřazeny postupně od neodprášené plochy (tj. hloubka 0 nm) po nominální hloubku 10 nm při teplotách žíhání 500 °C, 600 °C, 700 °C a také před žíháním 25 °C (4.8–4.18).

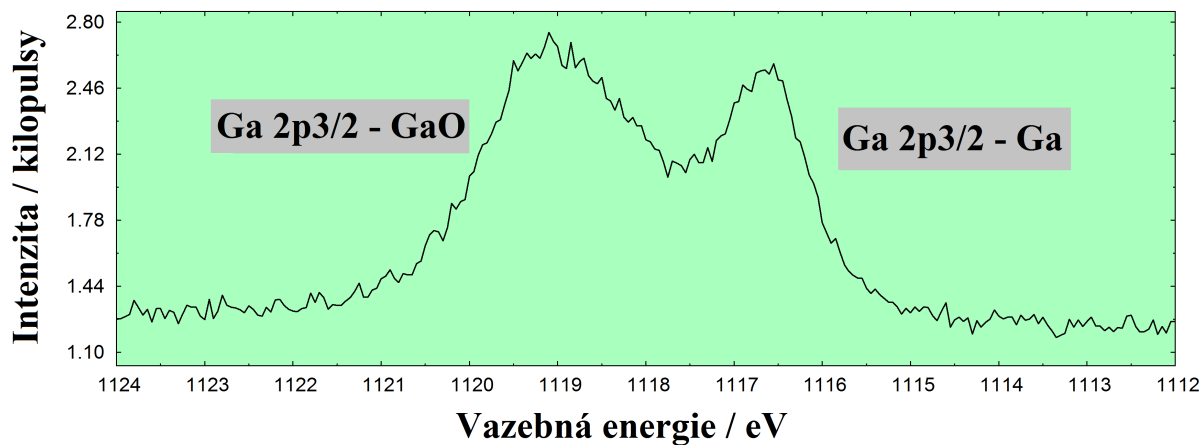
Celistvý pohled na fotoelektronová spektra pro reprezentativní hodnoty hloubek při teplotách 25 °C a 700 °C je v grafech 4.19 a 4.20.

V části *Závislost intenzit při žíhání* (4.2.4) jsou zobrazeny grafy se závislostí poměru intenzit píků Ga /Si, Ga /Si 2p, Ga /Si ?, Ga 2p_{3/2} /Si 2p, GaO /Ga a Si ? /Si na odprášené hloubce při teplotách 500 °C, 600 °C, 700 °C a 25 °C pro vzorek FIB 09.

4.2. VYHODNOCENÍ SPEKTER

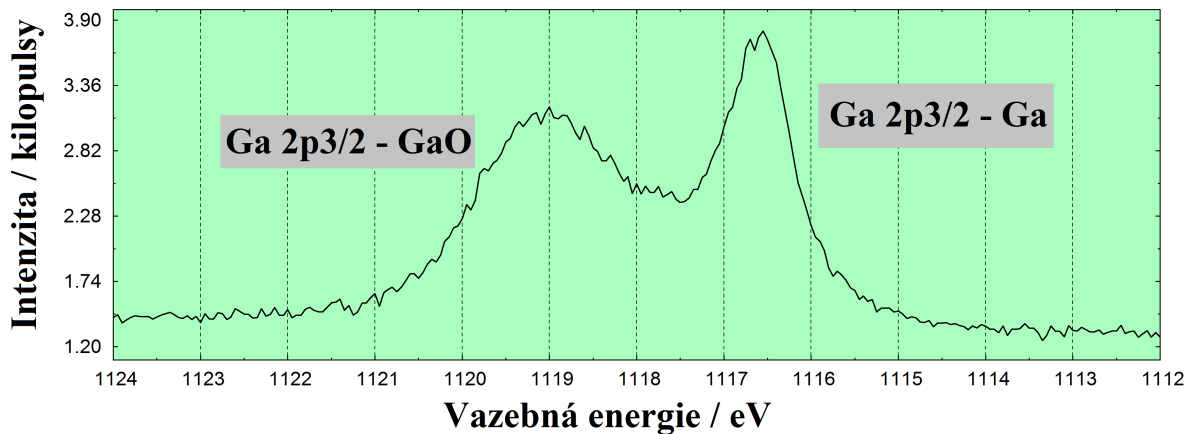
4.2.1. Pohled na píky spektra Ga 2p_{3/2} při 25 °C (FIB 09)

Hloubka 2 nm



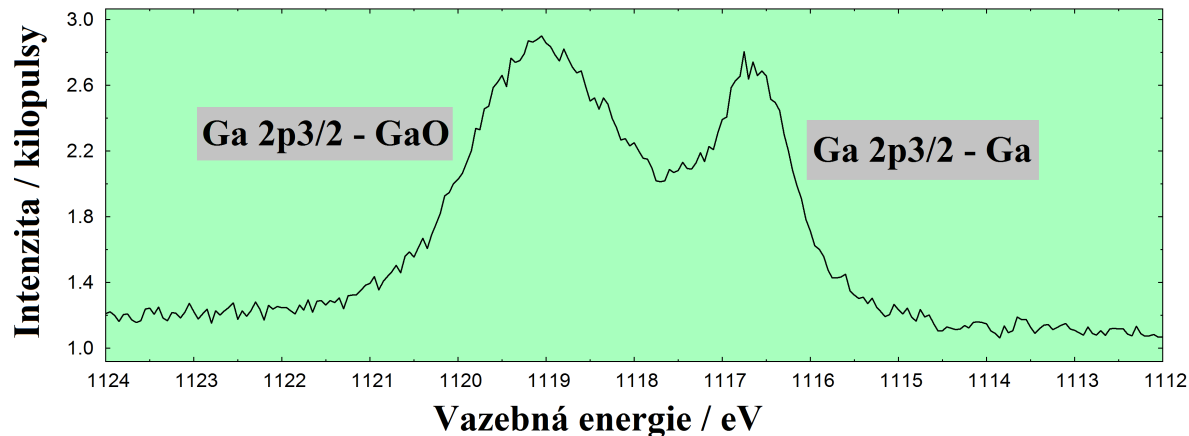
Obrázek 4.1: Fotoelektronové spektrum Ga 2p_{3/2} (FIB 09 – 2 nm).

Hloubka 4 nm



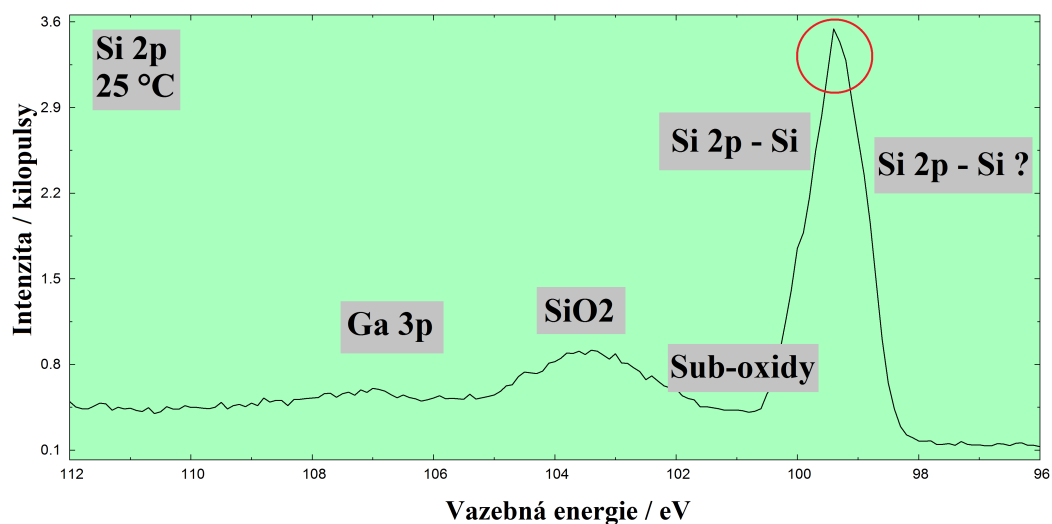
Obrázek 4.2: Fotoelektronové spektrum Ga 2p_{3/2} (FIB 09 – 4 nm).

Hloubka 6 nm

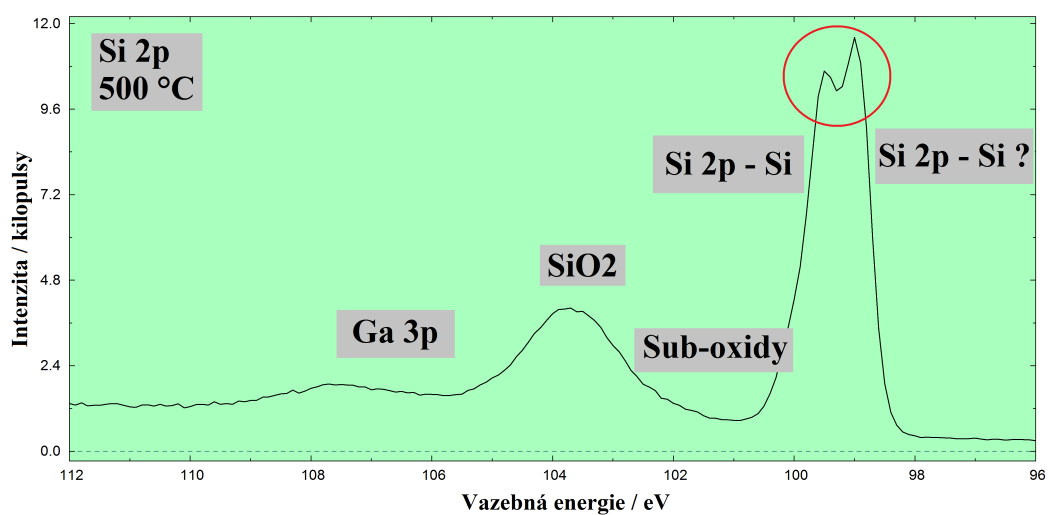


Obrázek 4.3: Fotoelektronové spektrum Ga 2p_{3/2} (FIB 09 – 6 nm).

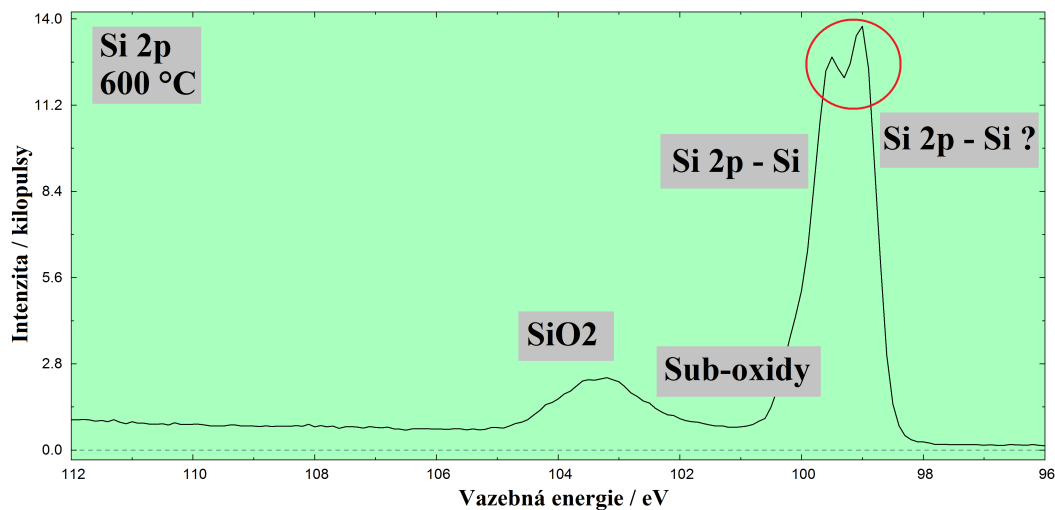
4.2.2. Pohled na píky spektra Si 2p (FIB 09 – 1 nm)



Obrázek 4.4: Fotoelektronové spektrum Si 2p při teplotě 25 °C (FIB 09–1 nm).

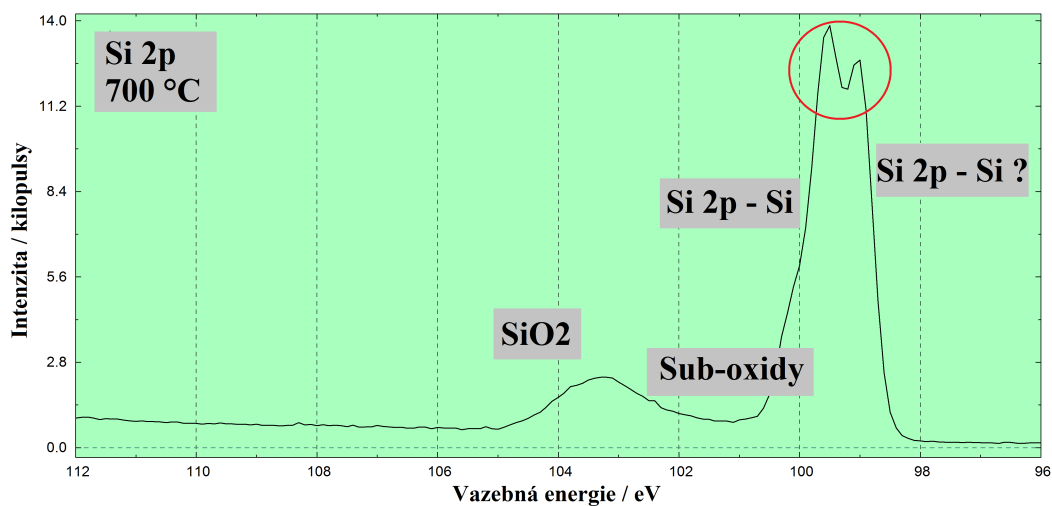


Obrázek 4.5: Fotoelektronové spektrum Si 2p po žíhání na 500 °C (FIB 09–1 nm).



Obrázek 4.6: Fotoelektronové spektrum Si 2p po žíhání na 600 °C (FIB 09–1 nm).

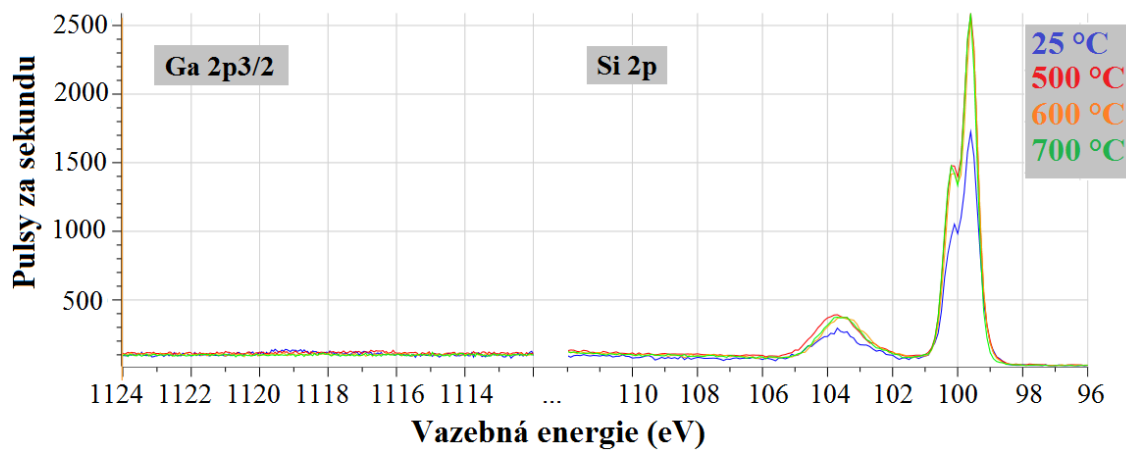
4.2. VYHODNOCENÍ SPEKTER



Obrázek 4.7: Fotoelektronové spektrum Si 2p po žíhání na 700 °C (FIB 09 – 1 nm).

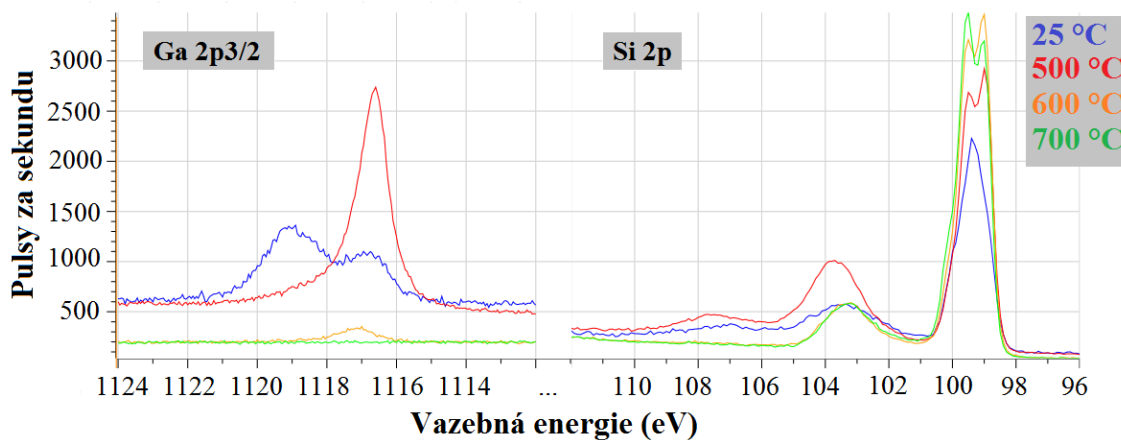
4.2.3. Žíhané plochy

Neodprášená plocha (hloubka 0 nm)



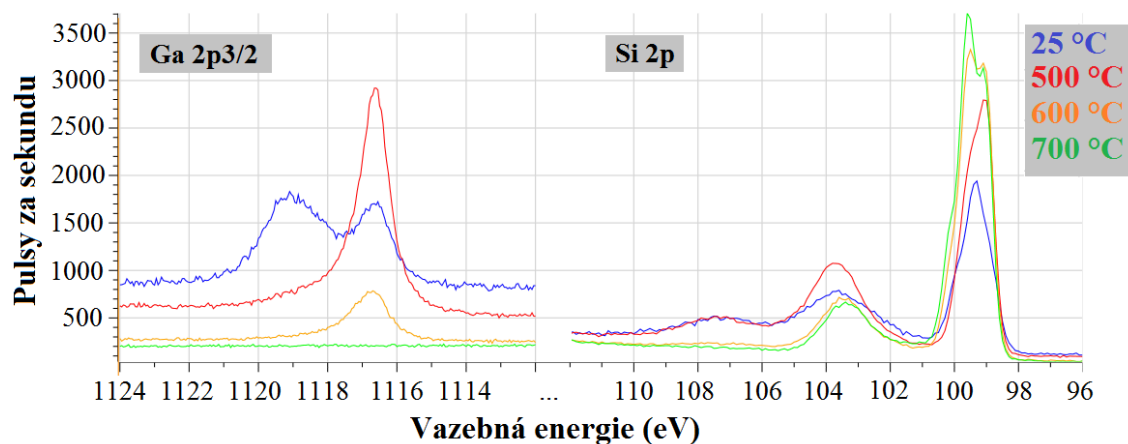
Obrázek 4.8: Fotoelektronové spektrum Ga 2p_{3/2} a Si 2p pro neodprášenou plochu.

Hloubka 1 nm

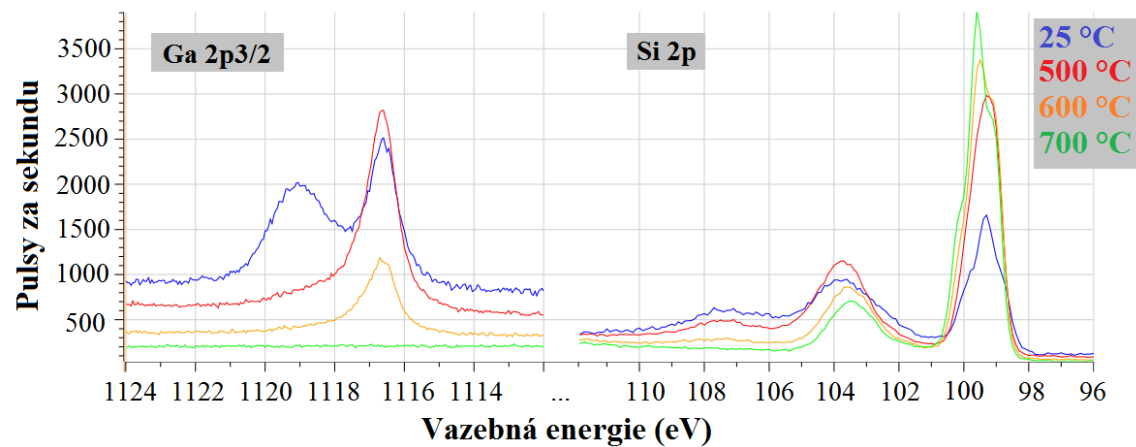


Obrázek 4.9: Fotoelektronové spektrum Ga 2p_{3/2} a Si 2p pro hloubku 1 nm.

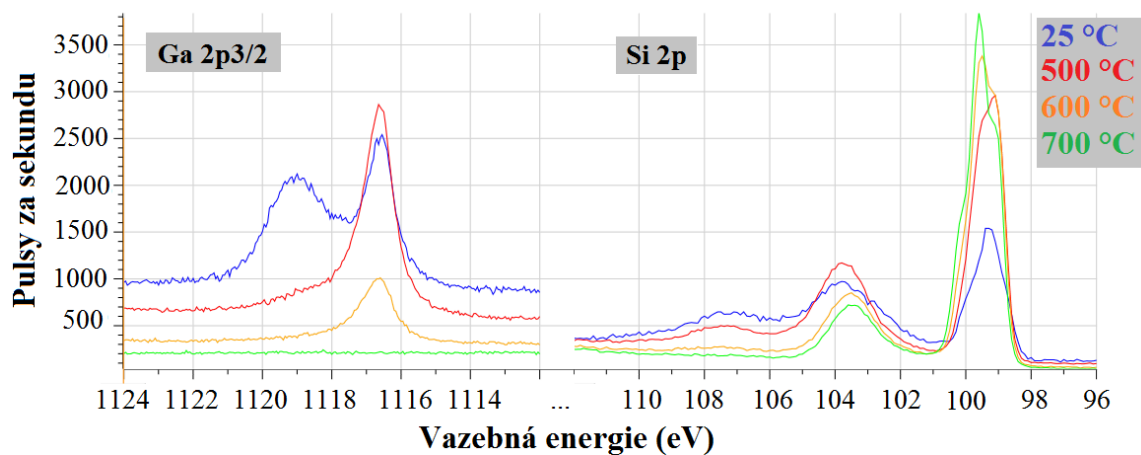
Hloubka 2 nm

Obrázek 4.10: Fotoelektronové spektrum Ga 2p_{3/2} a Si 2p pro hloubku 2 nm.

Hloubka 3 nm

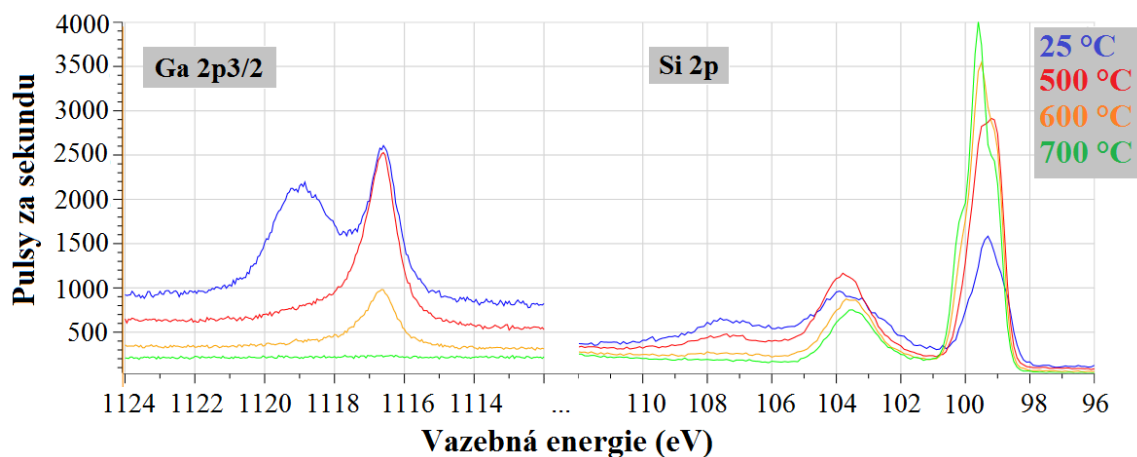
Obrázek 4.11: Fotoelektronové spektrum Ga 2p_{3/2} a Si 2p pro hloubku 3 nm.

Hloubka 4 nm

Obrázek 4.12: Fotoelektronové spektrum Ga 2p_{3/2} a Si 2p pro hloubku 4 nm.

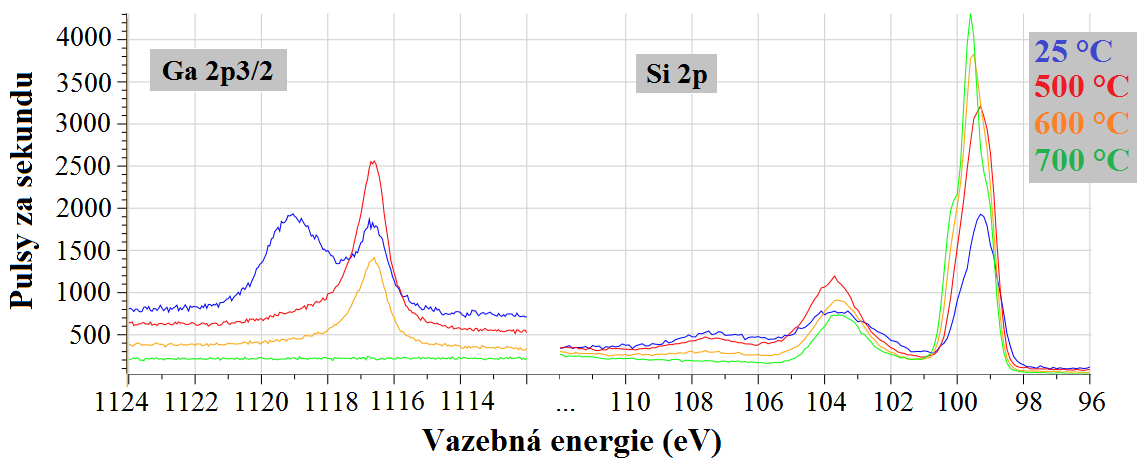
4.2. VYHODNOCENÍ SPEKTER

Hloubka 5 nm



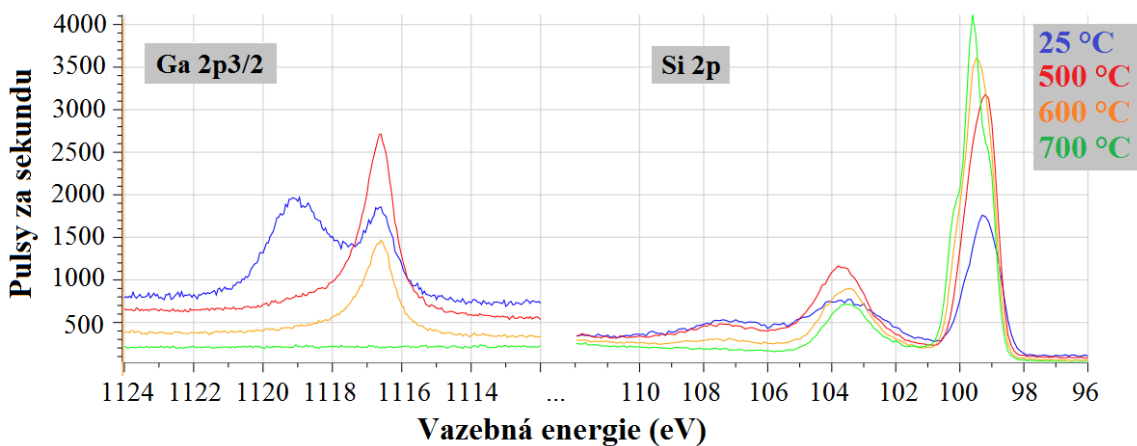
Obrázek 4.13: Fotoelektronové spektrum Ga 2p_{3/2} a Si 2p pro hloubku 5 nm.

Hloubka 6 nm



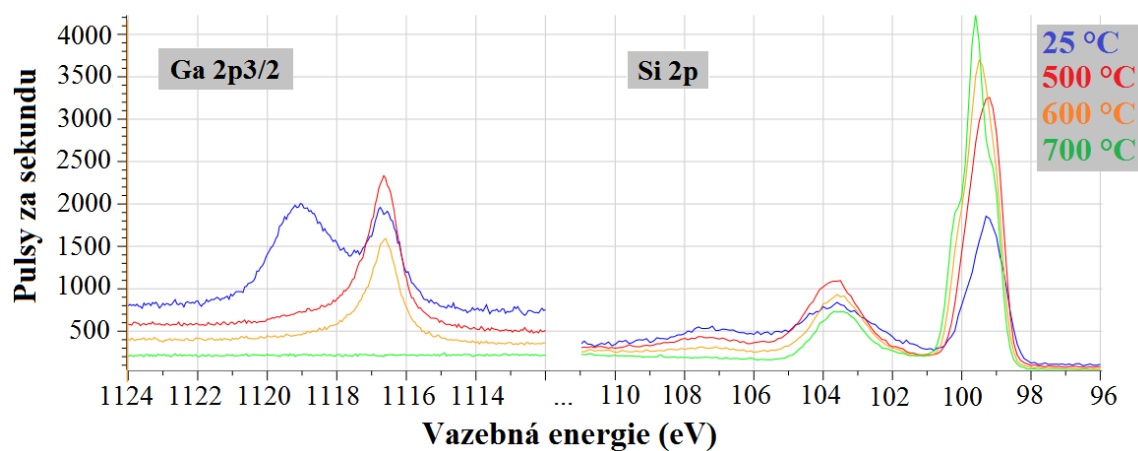
Obrázek 4.14: Fotoelektronové spektrum Ga 2p_{3/2} a Si 2p pro hloubku 6 nm.

Hloubka 7 nm

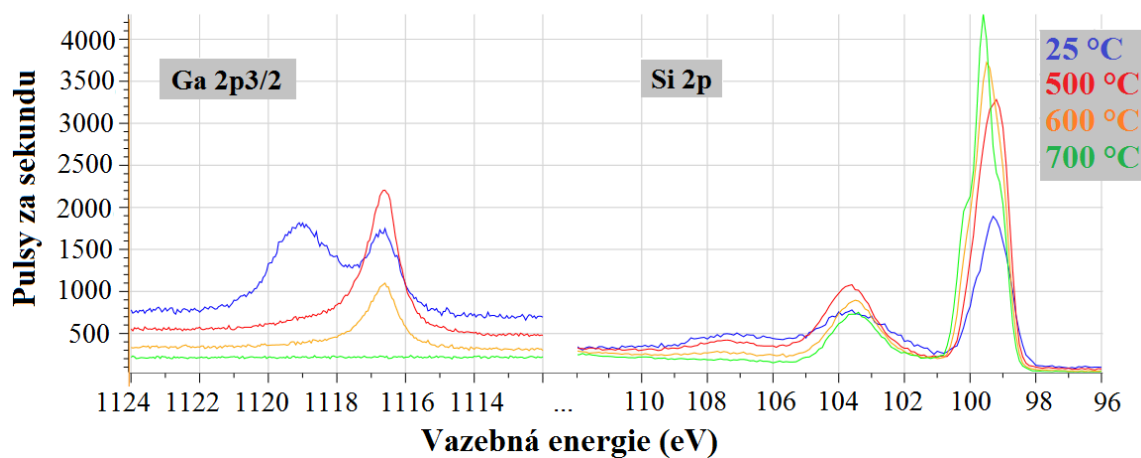


Obrázek 4.15: Fotoelektronové spektrum Ga 2p_{3/2} a Si 2p pro hloubku 7 nm.

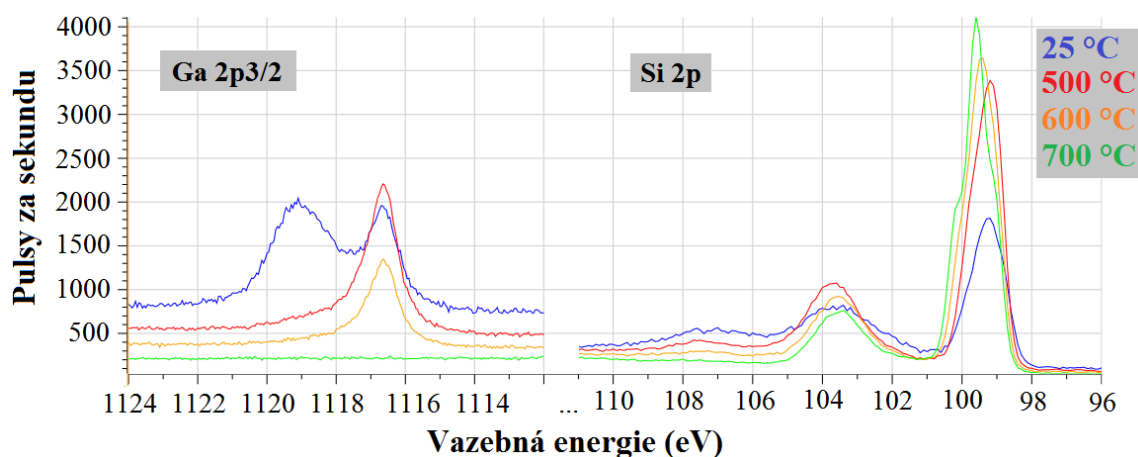
Hloubka 8 nm

Obrázek 4.16: Fotoelektronové spektrum Ga 2p_{3/2} a Si 2p pro hloubku 8 nm.

Hloubka 9 nm

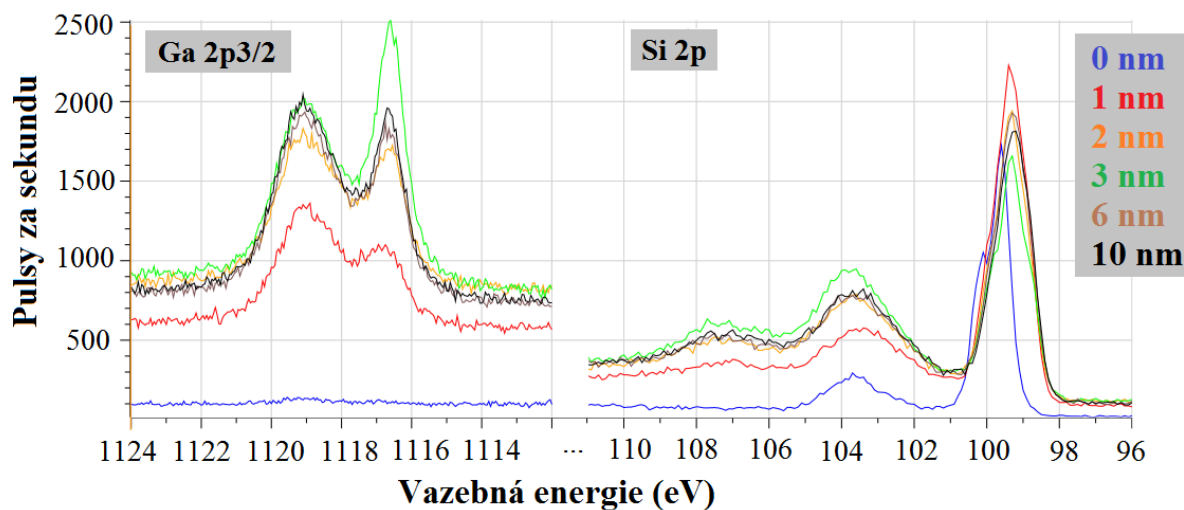
Obrázek 4.17: Fotoelektronové spektrum Ga 2p_{3/2} a Si 2p pro hloubku 9 nm.

Hloubka 10 nm

Obrázek 4.18: Fotoelektronové spektrum Ga 2p_{3/2} a Si 2p pro hloubku 10 nm.

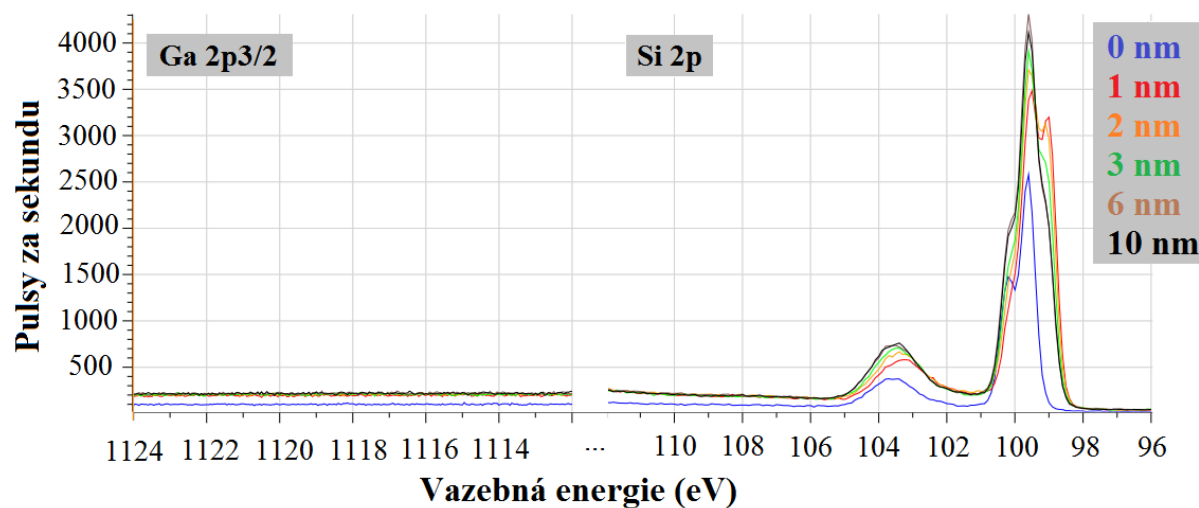
4.2. VYHODNOCENÍ SPEKTER

Plochy před žíháním (25 °C)



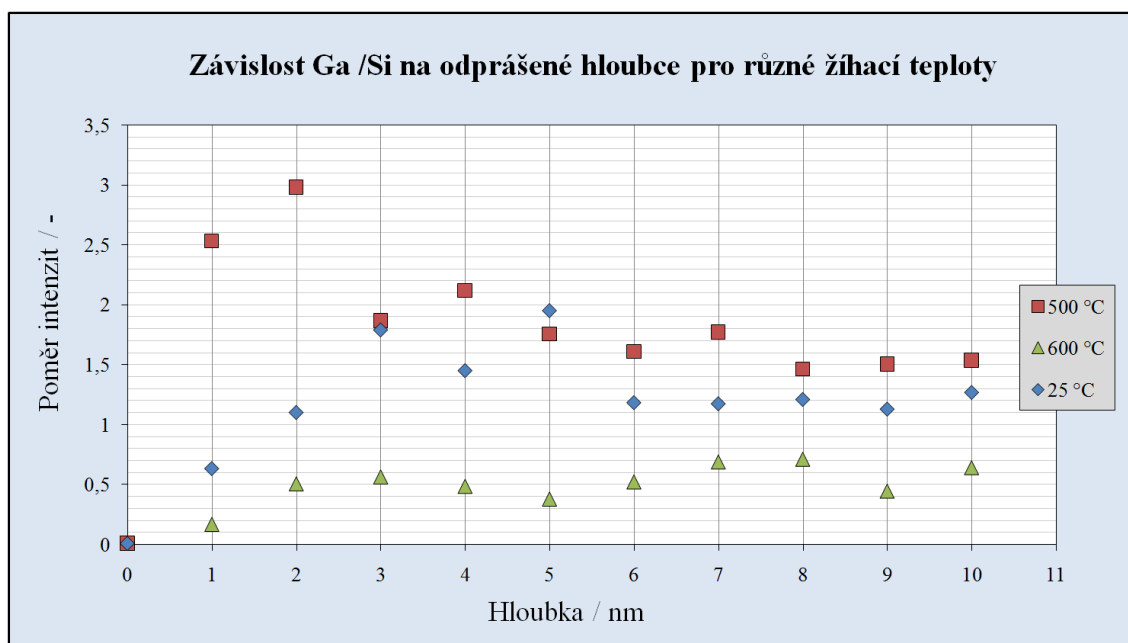
Obrázek 4.19: Fotoelektronové spektrum Ga 2p_{3/2} a Si 2p při teplotě 25 °C pro různé hloubky.

Plochy po žíhání při 700 °C

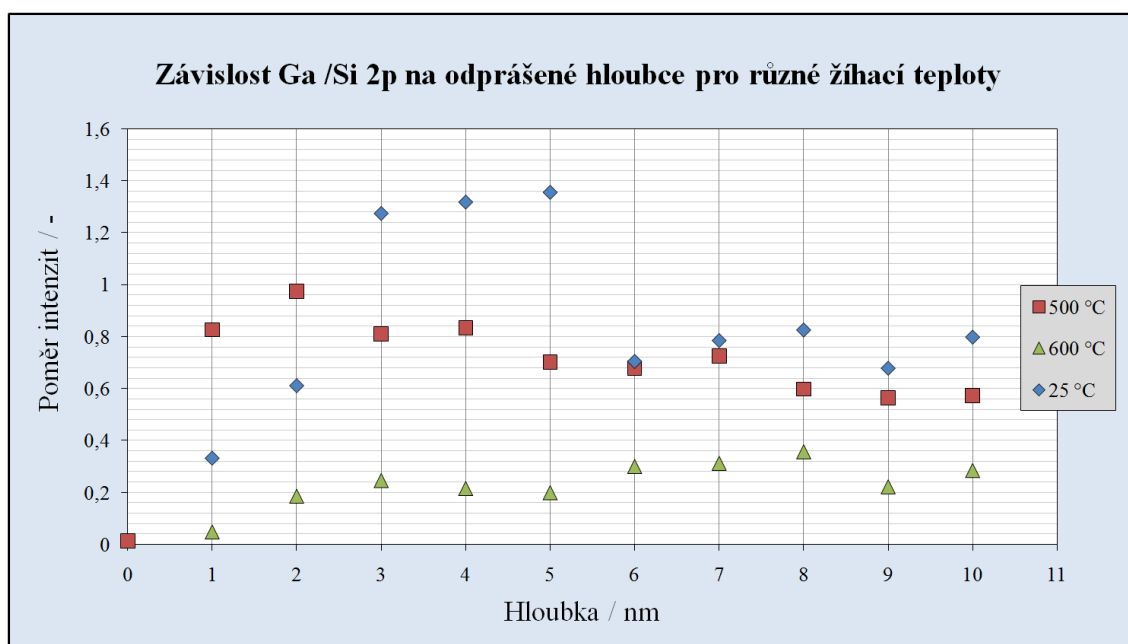


Obrázek 4.20: Fotoelektronové spektrum Ga 2p_{3/2} a Si 2p po žíhání při teplotě 700 °C pro různé hloubky.

4.2.4. Závislost intenzit při žíhání

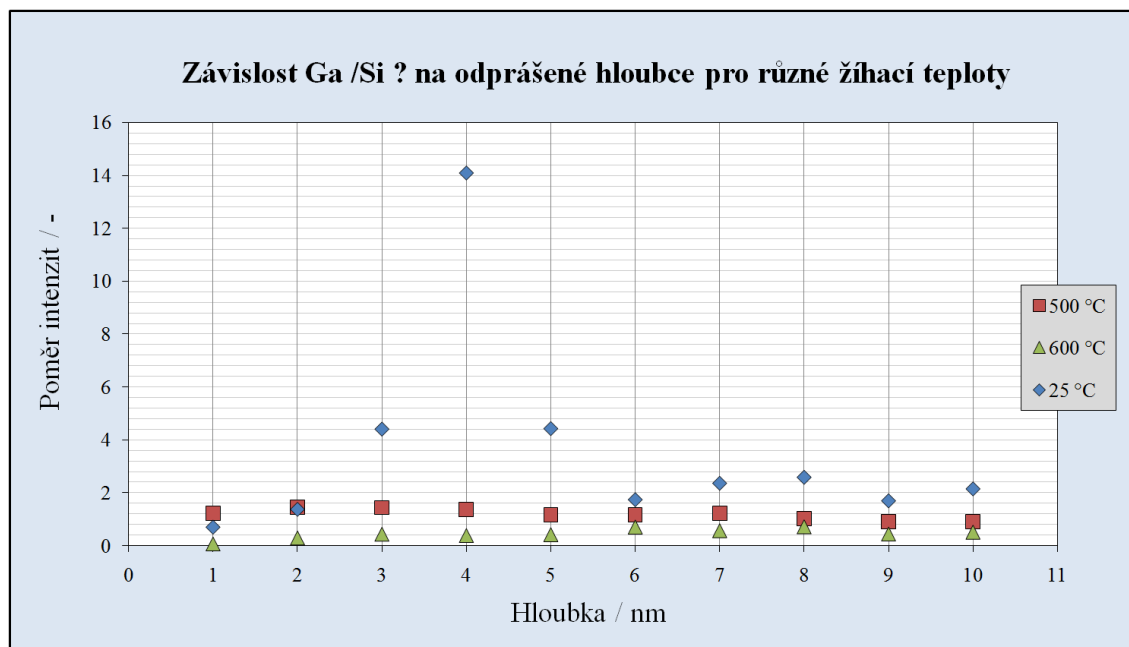


Obrázek 4.21: Graf závislosti poměru intenzit Ga /Si na odprášené hloubce vzorku FIB 09 při různých teplotách žíhání.

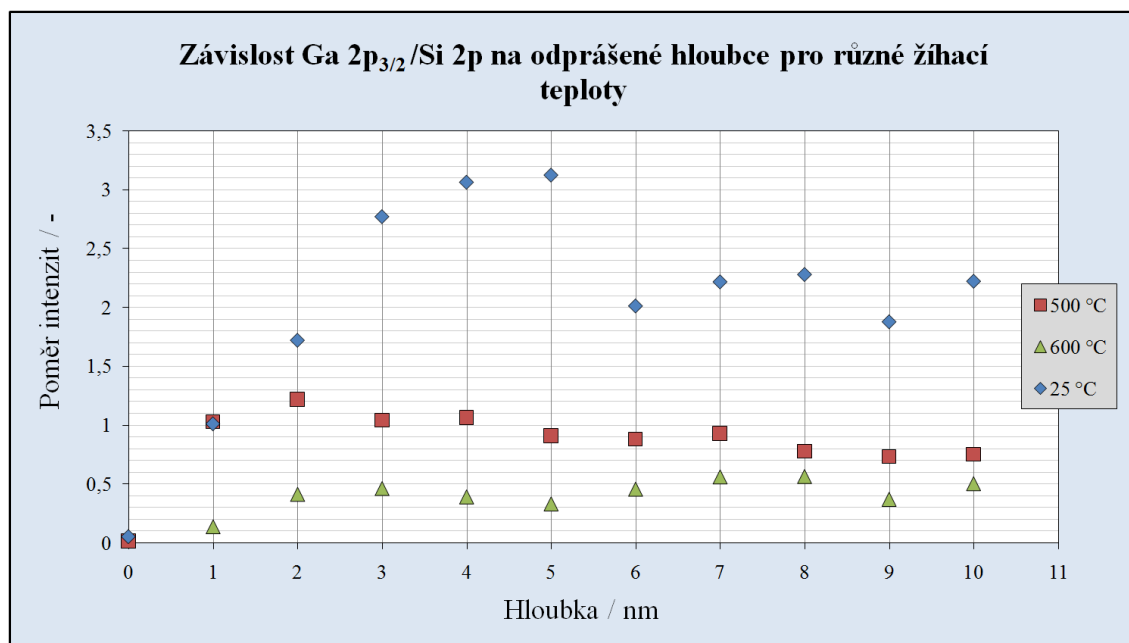


Obrázek 4.22: Graf závislosti poměru intenzit Ga /Si 2p na odprášené hloubce vzorku FIB 09 při různých teplotách žíhání.

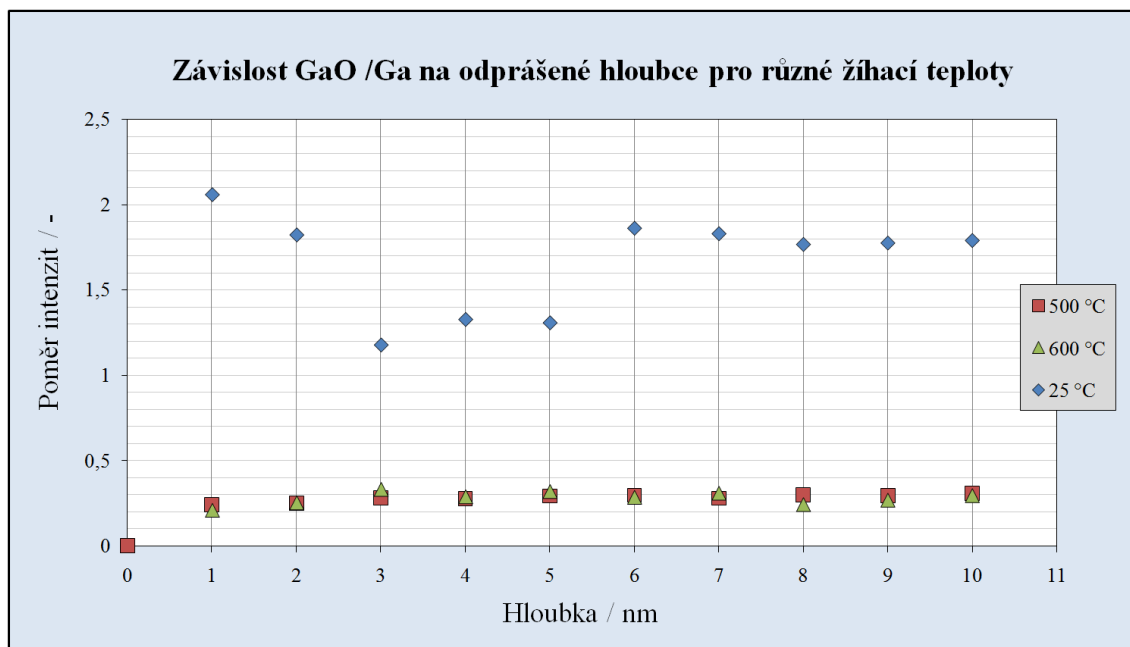
4.2. VYHODNOCENÍ SPEKTER



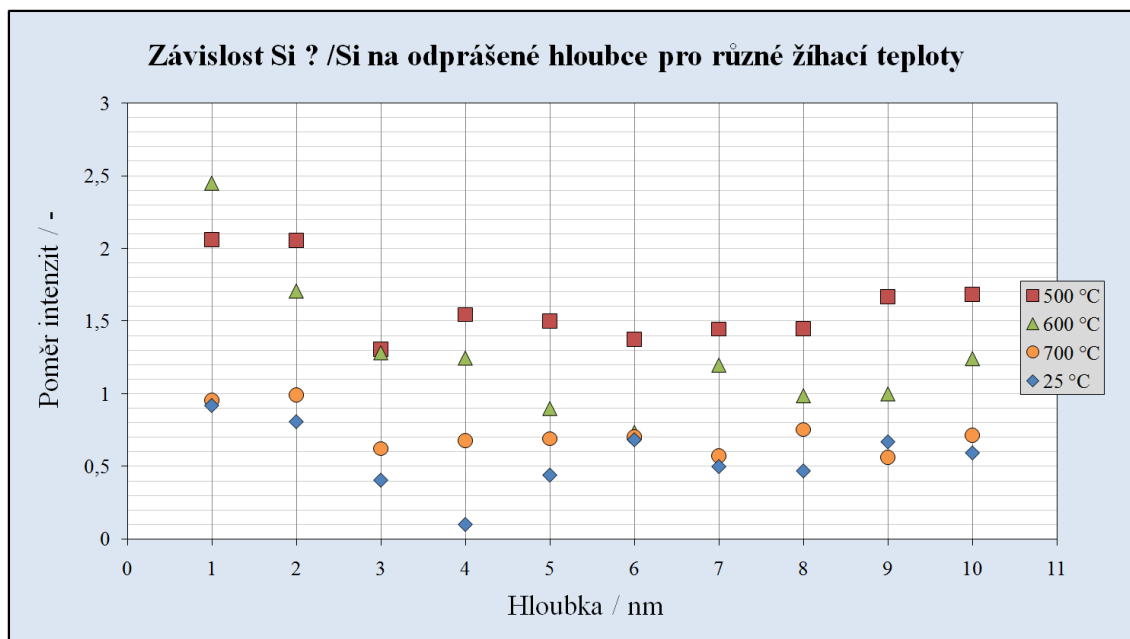
Obrázek 4.23: Graf závislosti poměru intenzit Ga /Si ? na odprášené hloubce vzorku FIB 09 při různých teplotách žhání.



Obrázek 4.24: Graf závislosti poměru intenzit Ga 2p_{3/2} /Si 2p na odprášené hloubce vzorku FIB 09 při různých teplotách žhání.



Obrázek 4.25: Graf závislosti poměru intenzit GaO /Ga na odprášené hloubce vzorku FIB 09 při různých teplotách žíhání.



Obrázek 4.26: Graf závislosti poměru intenzit Si ? /Si na odprášené hloubce vzorku FIB 09 při různých teplotách žíhání.

4.2. *VYHODNOCENÍ SPEKTER*

4.3. Diskuze

4.3.1. Spektra před žíháním

Gallium

Z měřených spekter před žíháním bylo vidět gallium v odprášených plochách (4.2.3). Vystupují v nich dvě komponenty, z nichž jedna je kovové gallium (Ga) a druhá je oxid gallia označený GaO (4.2.1). Pík kovového gallia je s jistotou určen podle jeho vazební energie. U oxidu gallia existují dvě možnosti, o který konkrétní oxid jde. Podle stechiometrických vzorců to je Ga_2O nebo Ga_2O_3 . V této fázi se s jistotou typ oxidu nedá určit.

V grafu 4.23 je u hloubek 3 nm, 4 nm a 5 nm změřen nejsilnější signál Ga $2p_{3/2}$ pro hodnoty při 25 °C. Tento fakt si vysvětlují tím, že ve spektru Ga $2p_{3/2}$ těchto jediných tří hloubek převládala složka čistého gallia (Ga) nad jeho oxidem (viz reprezentativní hloubka 4 nm 4.2).

Křemík

Ve spektru křemíku z měření se vyskytuje pík čistého Si 2p, jeho sub - oxidy a Ga 3p (4.4). Vedle čistého píku Si 2p (zkráceně Si) je vidět další pík nazvaný Si ? (nebo i Si ? 2p).

Píky Si a Si ? jsou širší v porovnání s píkem křemíku změřeném na nemodifikované ploše (4.19). Tvar celého píku Si 2p se mění do hodnoty odprášené hloubky 3 nm, dále se pak podle efektivní hloubky nemění (tj. od 4 nm do 10 nm) (viz 4.8 – 4.18).

4.3.2. Spektra po žíhání

Gallium

Při žíhání na teplotu 500 °C se ze spektra gallia vytratí jeho oxid. V odprášené ploše zůstává tedy pouze čistý pík Ga $2p_{3/2}$ (4.9 – 4.18). Z toho soudím, že oxid gallia je Ga_2O , které (oproti Ga_2O_3) není při vysoké teplotě tolik stabilní [6].

Při teplotách žíhání 600 °C se gallium z ploch odstraňuje. Již při teplotě 700 °C zcela vymizí. Tvar píku čistého gallia získává kovový charakter (4.9 – 4.18).

Křemík

Křemík se po žíhání na teplotu 500 °C (a vyšší) zostří, tj. sníží se pološířka komponent Si a Si ?, což se do odprášené hloubky 2 nm projeví jako přítomnost dvou jasně oddělitelných píků (4.5). V ostatních spektrech odprášených hloubek složka Si ? vytváří zprava asymetrický vzhled píku Si 2p (4.2.3).

Složka Si ? má nižší vazebnou energii než složka Si (je tedy napravo ve spektru). Pozice píku Si ? byla určena s ohledem na pozici čistého píku Si na neodprášené ploše podle grafu 4.20.

Komponenta Si ? se objevila ve spektru z více možných důvodů. Může jít o sloučeninu s galliem (GaSi), u které se shoduje pozice Si ? (okolo 99 eV [6]). Další možností je, že tento pík přísluší amorfnímu křemíku.

Protože byl pík Si ? 2p pozorován i poté, kdy již ve vzorku nebylo pozorováno žádné Ga (žíhání na 700 °C) můžeme možnost výskytu sloučeniny GaSi jako příčiny přítomnosti Si ? 2p vyloučit (4.20).

4.3. DISKUZE

Nicméně, přítomnost píku odpovídajícímu GaSi nemůžeme zcela vyloučit. V tomto případě by se ve spektru nežíhaného vzorku nacházel další (nerozlišený) dublet s polohou mezi Si 2p a Si ? 2p.

Při rostoucí teplotě žíhání se zvyšuje množství čistého křemíku (4.9 – 4.18). Množství Si ? se s rostoucí teplotou snížilo, z čehož usuzuji, že jde o amorfní složku píku Si 2p. S rostoucí teplotou množství Si rostlo, což může souviset s krystalizací amorfního křemíku Si ?, jehož množství se snižovalo (4.9 – 4.18).

5. Závěr

Cílem mojí práce bylo studovat lokálně modifikované povrchy na substrátech křemíku. K lokální modifikaci byl použit fokusovaný iontový svazek s ionty gallia.

Z křemíkových disků jsem vyřezal několik vzorků a podrobil je odprašování ionty gallia. Na vzorcích jsem odprášil plochy o rozměrech $(200 \times 200) \mu\text{m}^2$ a různých nominálních hloubkách. Ze vzorků jsem vybral tři reprezentanty nazvané FIB 07, FIB 08 a FIB 09. U FIB 08 a FIB 09 jsem odprášil deset ploch o nominálních hloubkách od 1 nm do 10 nm a u FIB 07 pouze čtyři o nominálních hloubkách 1 nm, 1,5 nm, 2 nm a 2,5 nm. V těchto plochách jsem pomocí XPS analyzoval prvky O 1s, C 1s, Ga $2p_{3/2}$, Si 2p a Si 2s. Analýza byla prováděna před žiháním a po žihání. Žihání bylo prováděno při teplotách 500 °C, 600 °C a 700 °C. Spektra se měřila až po zchladnutí vzorků na teplotu zhruba 60 °C. Bylo provedeno žihání i při teplotě 800 °C. Po změření spektra však vypadaly výsledky stejně jako při žihání při teplotě 700 °C, protože při již této teplotě bylo veškeré gallium odstraněno.

Po fázi měření a žihání jsem ze substrátů zvolil nejpovedenější vzorek FIB 09 a vyhodnocoval jeho změřená data. U změřených spekter tohoto vzorku jsem objevil měnící se tvar a podoba maxima píků Si 2p v závislosti na odprášené hloubce (4.9 – 4.18). Ke správnému proložení píku Si 2p jsem použil další pík v této práci nazvanou jako Si ? 2p, který spolu s čistým Si 2p vytváří pík Si 2p. U odprášených hloubek 1 nm a 2 nm došlo k rozštěpení a byly jasně vidět obě komponenty: čisté Si 2p a Si ? 2p (4.2.2).

Složka Si ? 2p se nachází i ve spektrech ostatních odprášených hloubek v podobě asymetrie píku Si 2p na pravé straně ve spektru (např. 4.13). Existence Si ? 2p byla objevena při použití rozlišení 20 eV a emisního proudu 15 mA. Jde pravděpodobně o pík příslušející amorfnímu křemíku.

Oxid gallia (označený jako GaO) byl určen jako Ga_2O kvůli malé stabilitě při vysokých teplotách. Veškeré Ga bylo odstraněno při žihání na teplotu 700 °C.

U vzorku FIB 08 jsem vypočítal tloušťku oxidové vrstvy SiO_2 na nemodifikované ploše. Její tloušťka byla stanovena na hodnotu $d = (0,53 \pm 0,17) \text{ nm}$.

V dalším výzkumu se zaměříme na vliv takto modifikovaných substrátů na růst kobaltových vrstev.

Literatura

- [1] *Axis Supra (XPS) surface analysis instrument*. Kratos Analytical a Shimadzu Group Company [online]. 2017. Dostupné z: <http://www.kratos.com/products/axis-supra>
- [2] BRIGGMAN, Kevin L. *FIB-SEM*. European Molecular Biology Laboratory [online]. Dostupné z: https://www.embl.de/services/core_facilities/em/services/fibsem/
- [3] BRIGGS, D. a John T. GRANT, ed. *Surface analysis by Auger and x-ray photo-electron spectroscopy*. Chichester, West Sussex, U.K: IM Publications, 2003. ISBN 978-1-901019-04-9.
- [4] BRUNE, Harald. *Microscopic view of epitaxial metal growth: nucleation and aggregation*. Surface Science Reports [online]. 1998, 31(4–6), 125–229. ISSN 01675729. Dostupné z: doi:10.1016/S0167-5729(99)80001-6
- [5] ČECHAL, Jan. *Analýza povrchů a tenkých vrstev využitím elipsometrie a XPS*. Brno, 2001. Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně.
- [6] ČECHAL, J., M. KOLÍBAL, P. KOSTELNÍK a T. ŠIKOLA. *Gallium structure on the Si(111)-(7 × 7) surface: influence of Ga coverage and temperature*. Journal of Physics: Condensed Matter [online]. 2007, 19(1), 016011. ISSN 0953-8984, 1361-648X. Dostupné z: doi:10.1088/0953-8984/19/1/016011
- [7] ČECHAL, Jan. *Self-ordering and self-assembly at surfaces*. Brno, 2014. Habilitační práce. Vysoké učení technické v Brně.
- [8] EVANS, J. W., P. A. THIEL a M. C. BARTELT. *Morphological evolution during epitaxial thin film growth: Formation of 2D islands and 3D mounds*. Surface Science Reports [online]. 2006, 61(1–2), 1–128. ISSN 01675729. Dostupné z: doi:10.1016/j.surfrep.2005.08.004
- [9] *Focused Ion Beam Equipped Scanning Electron Microscope: Instructions For Use*. B.m.: TESCAN a.s. 2011
- [10] GOODHEW, Peter J., R. BEANLAND a F. J. HUMPHREYS. *Electron microscopy and analysis* [online]. London: Taylor & Francis, 2001 [vid. 2017-04-16]. ISBN 978-0-7484-0968-6. Dostupné z: <http://public.eblib.com/choice/publicfullrecord.aspx?p=168520>
- [11] HORTON, Hugh. *Research Projects*. Dr. J. Hugh Horton [online]. 2009. Dostupné z: <http://faculty.chem.queensu.ca/people/faculty/horton/research.html>
- [12] HULICIUS, Eduard. Příprava Polovodičových Nanomateriálů (PPN). In: [online]. Technická univerzita v Liberci. 2013. Dostupné z: <https://nanoed.tul.cz/mod/resource/view.php?id=1596>
- [13] JEOL Solution for Innovation. *A Guide to Scanning Microscope Observation* [online]. 2017. Dostupné z: <http://www.jeolusa.com/RESOURCES/Electron-Optics/Documents-Downloads?EntryId=1>

LITERATURA

- [14] KLEPÁRNÍK, Jan. *Snímače teploty - Termočlánky*. Jan Klepárník - WEB podpora výuky [online]. Dostupné z: http://user.mendelu.cz/xklepar0/fls/sn_tcl.htm
- [15] KŘÁPEK, Ondřej. *Návrh a konstrukce efuzní cely pro přípravu ultratenkých vrstev*. Brno, 2009. Bakalářská práce. Vysoké učení technické v Brně.
- [16] LÜTH, Hans. *Solid Surfaces, Interfaces and Thin Films* [online]. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2010 [vid. 2017-04-16]. Graduate Texts in Physics. ISBN 978-3-642-13591-0. Dostupné z: doi:10.1007/978-3-642-13592-7
- [17] LYRA3. TESCAN Performance in Nanospace [online]. 2017. Dostupné z: <http://www.tescan.com/en-us/technology/fib-sem/lyra3>
- [18] MAHAN, D. Gerald. *Crystal Physics*. Encyclopædia Britannica [online]. 2017. Dostupné z: <https://www.britannica.com/science/crystal/Types-of-bonds>
- [19] NAUMKIN, Alexander V., Anna KRAUT-VASS, Stephen W. GAARENSTROOM a Cedric J. POWELL. National Institute of Standards and Technology (NIST). NIST X-ray Photoelectron Spectroscopy Database [online]. 2012. Dostupné z: <https://srdata.nist.gov/xps/selectEnergyType.aspx>
- [20] NIX, Roger M. *An Introduction to Surface Chemistry*. Queen Mary University of London [online]. 2005. Dostupné z: <http://www.chem.qmul.ac.uk/surfaces/scc/>
- [21] SEAH, M. P. Ultrathin SiO₂ on Si. VI. Evaluation of uncertainties in thickness measurement using XPS. Surface and Interface Analysis [online]. 2005, 37(3), 300–309. ISSN 0142-2421, 1096-9918. Dostupné z: doi:10.1002/sia.2020
- [22] *Silicon & SiGe Nanowires by MBE*. Max Planck Institute of Microstructure Physics [online]. Dostupné z: <http://www-old.mpi-halle.mpg.de/departement2/research-areas/nanowires-nanoobjects/si-ge-nanowhiskers-by-mbe/abstract/>
- [23] STARÁ, Veronika. *Růst epitaxních kobaltových (CoSi₂) ostrůvků pomocí epitaxe řízené oxidovou vrstvou*. Brno, 2016. Bakalářská práce. Vysoké učení technické v Brně.
- [24] ŠAMOŘIL, Tomáš. *Aplikace fokusovaného iontového a elektronového svazku v nanotechnologiích*. Brno, 2016. Vysoké učení technické v Brně.

6. Seznam použitých zkratek a symbolů

Φ	výstupní práce spektrometru
ν	frekvence
ν_0	pre-exponenciální faktor (Attempt frequency), $(10^{12} - 10^{13}) \text{ s}^{-1}$
π	Ludolfovo číslo, $\approx 3,14$
A_e	volná plocha
a_v	koefficient vypařování
D	koefficient difúze (<i>Difussion</i>)
D'	dávka (<i>Dose</i>)
e	elementární náboj, $1,6 \cdot 10^{-19} \text{ C}$
E_B	vazebná energie
E_K	kinetická energie
E_m	migrační energie
F	tok (<i>Flux</i>)
h	Planckova konstanta, $6,636 \cdot 10^{-34} \text{ J.s}$
h'	odprašovaná nominální hloubka
i	kritická hodnota shluku částic (<i>Critical cluster size</i>)
k	Boltzmannova konstanta, $1,36 \cdot 10^{-23} \text{ J/K}$
l	střední volná dráha
M	molekulární hmotnost
N_A	Avogadrova konstanta, $6,023 \cdot 10^{23}$ částic
N_e	počet molekul
n_x	saturační koncentrace
p	hydrostatický tlak vypařované látky v plynném stavu
p_{eq}	rovnovážný tlak
R	rychlost odprašování ($0,2950 \mu\text{m}^3/\text{nA/s}$)
T	termodynamická teplota

W	výstupní práce
CVD	Chemická depozice z plynné fáze (<i>Chemical Vapour Deposition</i>)
FE	Polní emise (<i>Field Emission</i>)
FIB	Fokusovaný iontový svazek (<i>Focused Ion Beam</i>)
GCIS	Zdroj shluku iontů v plynné fázi (<i>Gas Cluster Ion Source</i>)
GP/LP – FWHM	Pološířka Gaussova píku/Lorentzova píku (<i>Gaussian Peak/Lorentzian Peak – Full Width at Half Maximum</i>)
ISS	Spektroskopie odražených iontů s nízkou energií (<i>Low-energy Ion Scattering Spectrometry</i>)
LMIS	Zdroj kovových iontů v tekuté fázi (<i>Liquid Metal Ion Source</i>)
MBE	Molekulární svazková epitaxe (<i>Molecular Beam Epitaxy</i>)
ML	monovrstva (<i>Monolayer</i>)
PVD	Fyzikální depozice z plynné fáze (<i>Physical Vapour Deposition</i>)
SE	Sekundární elektron (<i>Secondary Electron</i>)
SEM	Rastrovací elektronová mikroskopie (<i>Scanning Electron Microscopy</i>)
SSS	Vědecká stanice povrchů (<i>Surface Science Station</i>)
TST	Teorie tranzitního stavu (T ransition S tate T heory)
UHV	Ultra vysoké vakuum (<i>Ultra High Vacuum</i>)
UPS	Ultrafialová fotoelektronová spektroskopie (<i>Ultraviolet Photoelectron Spectroscopy</i>)
WD	Pracovní vzdálenost (<i>Working Distance</i>)
XPS	Rentgenová fotoelektronová spektroskopie (<i>X-ray Photoelectron Spectroscopy</i>)