

令和4年度 博士論文

歪み SiGe/Ge 半導体へテロ構造の形成
と欠陥制御に関する研究

主査： 澤野 憲太郎 教授

副査： 野平 博司 教授

副査： 三谷 祐一郎 教授

副査： 山田 道洋 特任准教授

東京都市大学大学院総合理工学研究科

電気・化学専攻

ナノエレクトロニクス研究室

学籍番号：2191206

氏名：我妻 勇哉

目次

第1章 序論.....	5
1.1 研究背景.....	5
1.2 研究目的.....	8
1.3 本論文の構成.....	8
第2章 シリコン・ゲルマニウムヘテロ構造.....	9
2.1 Si/Ge の物性.....	9
2.1.1 MOSFET の性能向上.....	9
2.1.2 Si 及び Ge の物性.....	10
2.1.3 Si/Ge ヘテロ構造.....	11
2.2 歪み制御.....	13
2.2.1 歪み Ge.....	13
2.2.2 引っ張り歪みの導入.....	15
2.3 Ge-on-Si の作製手法.....	16
2.3.1 傾斜組成法.....	16
2.3.2 二段階成長法.....	18
2.3.3 熱処理.....	19
2.4 Si/Ge(111)ヘテロ構造.....	21
第3章 実験および実験方法.....	23
3.1 分子線エピタキシー装置.....	23
3.1.1 固体ソース分子エピタキシー装置.....	23
3.1.2 SPM 洗浄.....	24
3.2 原子間力顕微鏡.....	24
3.3 ラマン分光法 X線回折法.....	25
3.4 レーザー顕微鏡.....	33
3.5 マイクロフォトルミネッセンス法(μ PL).....	34
3.6 透過型電子顕微鏡(TEM).....	35
第4章 歪み SiGe /Ge(及び Ge on Si(111))におけるクラック形成.....	36
4.1 Introduction.....	36
4.2 Si _{1-x} Ge _x /Ge(111)及び Ge-on-Si(111)の結晶評価.....	36
4.2.1 試料作製.....	36
4.2.2 Si _{1-x} Ge _x /Ge 結晶評価.....	37
4.2.3 Si _{1-x} Ge _x /Ge-on-Si(111)結晶評価.....	41
4.3 クラック深さによるクラック発生密度の比較.....	42
4.4 クラック及びリッジの関係性.....	43

4.5 Ge-on-Si(111) 及び Ge(111) 基板上の歪み $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ の臨界膜厚	45
第 5 章 パターニングによるクラック発生抑制とそのメカニズムの解明.....	48
5.1 臨界膜厚増大へ向けた新たな歪み SiGe 層の成長手法(パターニング法).....	48
5.1.1 Line & Space を用いた歪み SiGe 層の作製と表面モフォロジーの評価.....	48
5.1.2 歪み評価	51
5.1.3 メサパターンを用いての歪み SiGe 層の作製と表面モフォロジーの評価.....	52
5.1.4 リッジ密度 リッジ間隔	53
5.1.4 歪み評価	54
5.1.5 新たな臨界膜厚.....	57
5.2.1 Ge(111)基板のパターニングによる歪み SiGe 層の作製と表面モフォロジー評価	59
5.2.2 Ge 膜を残したパターニング (Ge-on-Si(111)基板) による歪み SiGe 層の成長と表面モフォロジー	60
5.2.3 メサ・エッチング深さによるクラック伝搬の抑制.....	61
5.2.4 メサパターン内外における歪み評価(ラマン分光法).....	64
5.2.5 パターニング方位によるクラック発生密度の違い.....	65
5.3 クラック発生メカニズムへ向けた検証実験.....	68
5.3.1 メサパターン接合によるクラック伝搬の抑制.....	68
5.3.1 クラック発生源密度算出へ向けた検証実験.....	71
第 6 章 パターニングを用いた歪み SiGe /Ge MQWs 層の作製及び SiGe /Ge(111) EL 発光デバイスの開発.....	73
6.1 Introduction.....	73
6.2 SiGe/Ge(100),(111) MQWs の作製.....	73
6.2.1 SiGe/Ge(111) MQWs on Ge-on-Si(100).....	73
6.2.2 SiGe/Ge(111) MQWs on Ge-on-Si(111).....	79
6.2.3 量子層のエッチングによる X 線回折評価	82
6.2.4 量子層のエッチングによる発光強度の減少	83
6.2.5 Ge キャップ層を用いた光学特性の評価(室温 PL 測定).....	84
6.3 Ge(111)EL 発光デバイスの開発	85
6.3.1 Ge(111)EL 発光デバイスの作製	86
6.3.2 アニールによる発光強度の増大	89
6.3.3 アニールによる発光強度増大の解明.....	90
6.4 歪み SiGe 層を用いた Ge 発光デバイスの開発.....	90
6.4.1 I-V 特性評価.....	91
6.4.2 光学特性評価(室温 EL 発光).....	91
第 7 章 結論.....	93
付録.....	95

参考文献.....	97
本研究に関する研究業績.....	101
謝辞.....	115

第1章 序論

1.1 研究背景

1947年、ベル研究所の Walter Brattain、John Bardeen らがゲルマニウム(Ge)結晶に微細電極を接触させた「点接触型トランジスタ」を発明、音声信号を増幅する実験に成功したことから半導体の歴史は始まる。これは不安定で使いにくかったこともあり、翌年の1948年には接合型トランジスタの原点となる「サンドイッチ型トランジスタ」を William Shockley が発明した。当初は周波数特性が悪く主に補聴器などに利用されていたが半導体の発展はすさまじく、真空管は小型・軽量なトランジスタラジオに、真空管を用いていたコンピュータもトランジスタが用いられ、真空管からトランジスタに社会に浸透していった。その後も半導体ビジネスは広がり続け、10年後の1958年にテキサス・インスツルメンツ社の Jack Kilby、Robert Noyce らが集積回路(IC)を開発した。これにより1枚の基板上に全ての素子を集積することで小型化が実現し、大量生産も可能になった。

近年IC技術は更なる発展を遂げ、回路数の膨大さから超大規模集積回路(Very Large Scale Integration : VLSI)と呼ばれるようになり、コンピュータ、携帯電話、オーディオ機器など多くの電気機器で用いられている。VLSIは基本素子であるMOSFET(Metal Oxide Semiconductor Field Effect Transistor)の、性能向上によって成し遂げられてきた[1]。MOSFETはゲート電圧の変化によりON・OFFの制御を行う素子であり、シリコン(Si)を主材料として作製されている。Siが使われる理由としては、絶縁層として非常に優れた良質な酸化膜を得られること、化学的に安定かつ機械的強度が高いこと、安価であることなどの点が挙げられる。

現在に至るまでMOSFETは、スケールリング則に基づく微細化を進め[2]、図1.1が示すような集積度向上によって高性能化を実現してきた。しかし微細化が進み、チャンネル長さがnmレベルになるにつれ、いくつかの問題が発生した。一つ目の問題点は短チャンネル効果やトンネル効果によるリーク電流の発生である。前者はチャンネル長が短くなることで、チャンネルにかかるドレイン電圧の寄与が大きくなり、ゲートによる制御が効かなくなる現象を指す。後者はゲート膜厚が薄くなることで、ゲート層が絶縁膜の役割を果たさず、チャンネルを流れるべきキャリアがゲート側へリークする現象を指す。どちらの現象もスイッチング制御の不具合や消費電力の増加などの悪影響を及ぼす。二つ目の問題点は半導体素子そのものではなく、配線に関するものである。微細化が進める過程で配線幅も縮ませる必要がある、必然的に配線抵抗が増大するため消費電力の増加に繋がる。また、そもそもの問

題としてスケーリング則では配線遅延は低減されないため、微細化が進むほど配線遅延による影響の割合が大きくなる。そのほかにも熱的問題や微細化そのものの限界など様々な問題が存在するため、これらの解決を可能とする新たな技術の導入が強く求められている。

微細化に依らない新たな性能向上の技術として「低抵抗配線材料の利用」、「配線層間における low-k 材料の利用」、「ゲート絶縁層における high-k 材料の利用」、「insulator 構造の導入」、「Si に替わる高移動度チャンネル材料の利用」、「結晶歪みの導入」、「結晶面方位の工夫」などが挙げられる。本研究では「Si に替わる高移動度チャンネル材料の利用」、「結晶歪みの導入」、「結晶面方位の工夫」に焦点を当てた。

MOSFET の高性能化および低消費電力化を実現するために重要な役割を持つ移動度 μ は以下の式で表される。

$$\mu = \frac{et}{m^*} \quad \dots (1.1)$$

ここで e は電荷素量、 t は散乱時間、 m^* は有効質量を示す。電荷素量は陽子一個が持つ電荷量であるため変化させることが難しく、散乱時間は様々な要因により変化するため、制御が困難である。したがって移動度を上昇させる場合、有効質量を減少させることが有効となる。この有効質量の観点から GaAs を始めとした化合物半導体を用いた研究も行われているが、良質な酸化膜を得ることや集積化が困難であるため、Si ベース半導体技術の発展が求められる。そこで本研究では高移動度チャンネル材料として Ge に着目した。Ge は Si と比較して有効質量が低いため高移動度を持つことに加え、同じ IV 族元素であるため Si との親和性が高い。これは Si 半導体プロセス技術を適応できるほか、既存の半導体である Si プラットホームと組み合わせることが容易である。分子線エピタキシー(Molecular Beam Epitaxy : MBE)法や化学気相成長(Chemical Vapor Deposition)法を用いることで Si 結晶に対して Ge を直接結晶成長させることが可能であり、バンド構造を人為的に制御するバンドエンジニアリングの実現に繋がる。

上記の結晶成長技術と、Si/Ge 間の熱膨張係数の違いを利用することで、結晶に歪みの導入が可能となる。結晶に歪みが導入されるとバンド構造に変化が生じて有効質量が低下することから、移動度の上昇に繋がる。引っ張り歪みの導入課程に関しては、第 2 章で詳しく記述する。

一般的に利用されている Si(100)と比較して、結晶面方位の異なる歪み Si(110)は特に正孔の移動度が優れていることが知られている[3,4]。更に Ge(110)も Ge(100)と比較して正孔移動度が優れているため[5]、Si(110)基板上に高品質な Ge 層を結晶成長させて歪みを導入させることが成功すれば、高移動度 p-MOSFET のチャンネル材料としての活躍に期待ができ

る。

Ge(111)層の表面原子配列は、強磁性体金属である Fe_3Si の原子配列と酷似している。そのため、Ge(111)層表面には Fe_3Si を直接結晶成長することが可能である。したがって Si(111)基板上に結晶性の高い Ge(111)層を結晶成長することが成功すれば、次世代の Si ベースピントランジスタへの応用に期待ができる。

また Ge 結晶は通常状態では間接遷移半導体に属しているため発光素子としての期待できないが、歪みを加えることでバンド構造が変化して、発光素子に適した直接遷移半導体に推移する。歪み Ge 結晶は通信波長帯での発光特性を示すことから、Si フォトニクス分野の技術として注目を集めている

以上から Si ウェア上の歪み Ge 層は、電気素子・磁性体素子・光学素子など幅広い分野の材料として大いに期待される。

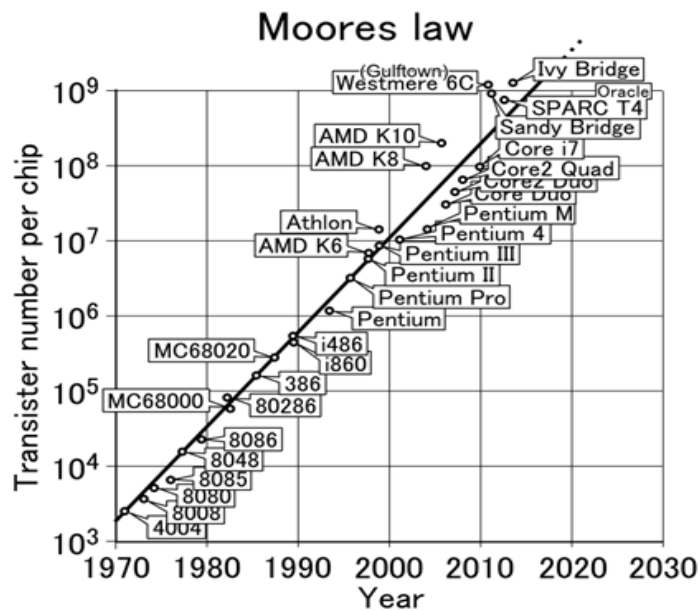


図 1.1 集積度向上の歴史と予測 (ムーアの法則)[6]

1.2 研究目的

本研究では、高移動度歪み Ge チャンネル MOSFET 及び Ge スピントロニクス素子実現の先駆けとして Si(111)ウェハ上に高品質歪み Ge 層を成長し Ge-on-Si(111)基板を作製しその基板上へ高品質歪み SiGe 層を成長させ、高移動度・高発光性・を得ることを目的とする。

1.3 本論文の構成

本論文は以下のように構成されている。

第1章 序論

本研究の背景及び目的について述べる。

第2章 シリコン・ゲルマニウムヘテロ構造

引っ張り歪み Ge と二段階成長法に関する物理的な理論を述べる。

第3章 実験手法

本研究の実験手法について詳細な説明を述べる。

第4章 第4章 Ge-on-Si(111)及び Ge(111)基板上へ成長した $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$

Ge(111)基板上及び Ge-on-Si(111)基板上へ成長した SiGe 層の結晶評価を行い臨界膜厚を実験的に求めた。

第5章 クラック発生及びその抑制メカニズムの解明

前章で Ge-on-si(111)基板上の SiGe 層の臨界膜厚を実験的に求めた。またパターニングによる臨界膜厚の向上を報告した。本章ではそのメカニズムについての解明を行う。

第6章 デバイス応用へ向けた SiGe/Ge(111) MQWs の作製と発光デバイスの開発

パターニングを用いることでクラック発生の抑制に成功した。本章ではその応用として SiGe/Ge MQWs の作製と SiGe/Ge(111)EL 発光デバイスの開発を行う。

第7章 結論

本研究で得られた結果をまとめ、結論を述べる。

*引っ張り歪みは Tensile strain、圧縮歪みは Compressive strain と表記する。

*グラフ処理には、Igor Pro4.09AJ を用いた。

第 2 章 シリコン・ゲルマニウムヘテロ構造

2.1 Si/Ge の物性

2.1.1 MOSFET の性能向上

MOSFET の性能を測る代表的な指標として、スイッチング時間と消費電力が挙げられる。スイッチング時間はキャリアがチャネルを移動するのにかかる時間を示しているため、これを短縮することが MOSFET の高速化につながる。スイッチング時間 τ は以下の式で表される。

$$\tau = \frac{L^2}{\mu V_D} \quad \dots (2.1)$$

ここで L はチャネルの長さ、 V_D はソース・ドレイン電圧を示す。この式からスイッチング時間の短縮には、「チャネル長の短縮」、「ソース・ドレイン電圧の増加」、「移動度の向上」のいずれかが求められることが分かる。

これまでの MOSFET の高速化は、微細化を進めることでチャネル長 L を短縮し、スイッチング時間を改善することで実現してきた。しかし 1 章で述べたとおり微細化が進みチャネル長さが下回るにつれ短チャネル効果などの問題が発生するため、今後は改善が困難になることが予想される。

また、ソース・ドレイン電圧 V_D を増加させることでもスイッチング時間の短縮を図ることができるが、この場合は消費電力に問題が発生する。消費電力 P とソース・ドレイン電圧の関係は以下の式で表される。

$$P = C \times V_D^2 \times f \quad \dots (3)$$

ここで C は負荷容量、 f はスイッチング周波数を示す。この式から、 V_D を増加させた場合

消費電力は増加することが分かる。したがって性能向上の手段としてソース・ドレイン電圧を用いると、スイッチング時間と消費電力がトレードオフの関係になることが避けられない。

したがって本研究はスイッチング時間の短縮のために移動度を向上させることを目的とし、その手段として Si/Ge ヘテロ構造に着目した。

2.1.2 Si 及び Ge の物性

室温時の Si と Ge の結晶を構成するダイヤモンド構造を図 2.1 に、基本パラメータを表 2.1 に示す[7]。Ge の有効質量は電子・正孔共に Si より小さい値を持つため、高移動度に繋がっている。特に正孔移動度に関しては Si の 3 倍以上であるため、Ge は高移動度 p-MOSFET のチャネル材料として期待できる。

また Si と Ge は IV 族半導体のダイヤモンド構造を構成することに加えて、格子定数が約 4.2% 大きい。これは Si 上に Ge の結晶を成長させることができるほかに、格子定数差を利用した結晶歪みの導入を可能とする。

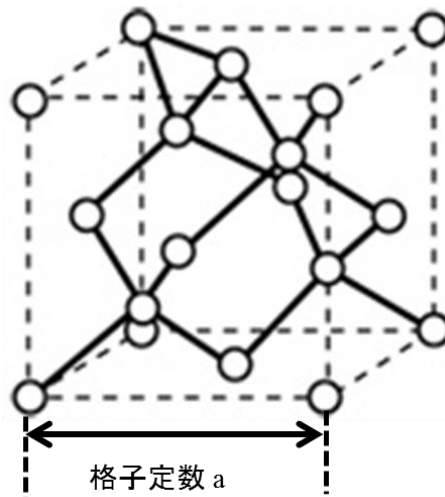


図 2.1 ダイヤモンド構造

表 2.1 室温時の Si 及び Ge の基本パラメータ

		Si	Ge
原子量		28.09	72.6
結晶構造		ダイヤモンド構造	ダイヤモンド構造
格子定数 (Å)		5.431	5.658
電子有効質量	横方向: m_t	$0.19m_0$	$0.082m_0$
	縦方向: m_l	$0.92m_0$	$1.59m_0$
正孔有効質量	heavy hole: m_{hh}	$0.53m_0$	$0.28m_0$
	light hole: m_{lh}	$0.15m_0$	$0.04m_0$
電子移動度 (cm^2/Vs)		1450	3900
正孔移動度 (cm^2/Vs)		500	1800
融点 ($^{\circ}\text{C}$)		1414	959
熱伝導率 ($\text{W}/\text{m}\cdot^{\circ}\text{C}$)		145	64
弾性係数	C11	16.58	12.4
	C12	6.393	4.13
	C44	7.96	6.68

2.1.3 Si/Ge ヘテロ構造

前節で触れたとおり、結晶構造が一致していることから Si 上には Ge を結晶成長させることが可能であり、その際に歪みが導入される。この時の歪み導入課程の簡易図を図2.2に示す。①で示すように室温時に 4.2% の格子定数差が存在する Ge を Si 上に結晶成長させると、面内方向の圧縮歪みが発生する。これは②で示す通り、Ge が Si ウェハ界面と結合すると、格子整合して面内方向に縮みながら成長されるのが原因である。この状態で成長を続け

ると Ge 層が厚くなるに伴い内部応力が増大する。これが界面の結合から発生する復元力を超えると、ミスフィット転位を始めとする貫通転位や、積層欠陥などの格子欠陥が発生する。この時の膜厚を臨界膜厚という[8]。これらの欠陥は、Ge 層の緩和に寄与するため、成長が進むにつれ緩和が促進し、最終的には③で示したような完全緩和状態となる。したがってヘテロ構造の結晶成長を行う場合、臨界膜厚に対応する膜厚が非常に重要な要素となる。

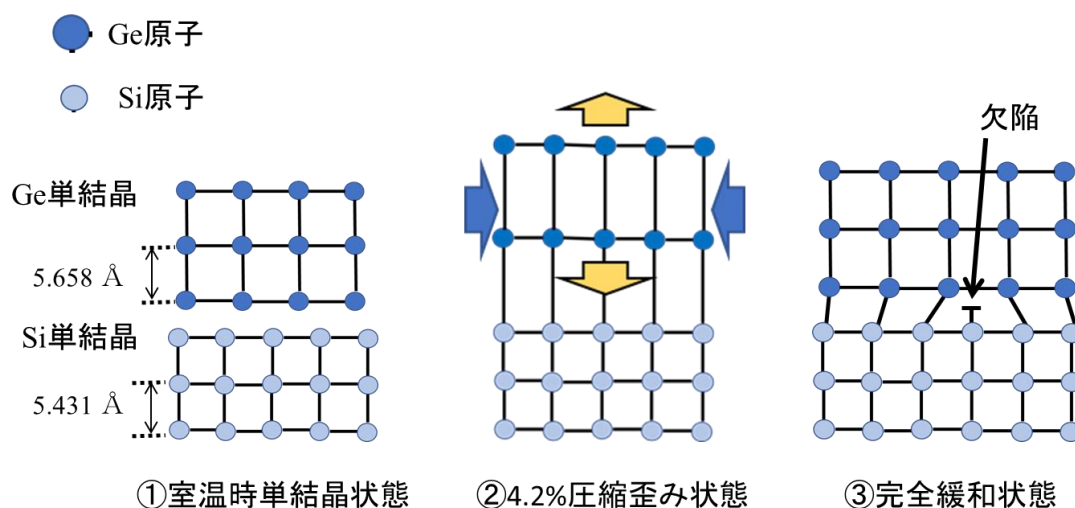


図 2.2 歪み緩和導入課程

ここで Si(100)ウェハ上における SiGe 層の臨界膜厚の Ge 組成依存性[9]を図 2.3 に示す。図から Ge 組成が高いほど臨界膜厚が薄くなっていることが見て取れる。これは SiGe の格子定数が純 Ge に近づくため、Si ウェハ界面との整合性が悪化することに起因する。純 Ge は組成 1.0 に対応するため、実験値は表記されていないが低組成側からの臨界膜厚の推移から、10 Å 以下であることが想定できる。本研究では Si ウェハ上に Ge を 500 nm 以上結晶成長させるため、常に臨界膜厚を超え圧縮歪みの歪み緩和が発生しているとして議論する。また臨界膜厚を超えていない場合であっても、熱処理を行う過程で再結晶化が起こり、歪み緩和が発生することもある。熱処理は半導体プロセス技術における重要な工程であるため、歪み緩和の議論を行う場合は考慮する必要がある。

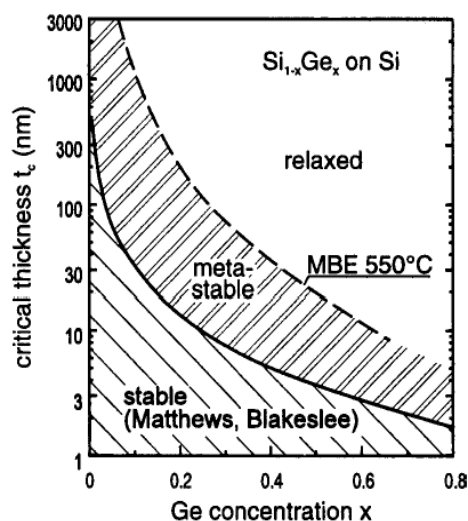


図 2.3 SiGe on Si(100)の臨界膜厚の SiGe 組成依存性

2.2 歪み制御

2.2.1 歪み Ge

Ge は引っ張り歪みを導入することで正孔移動度が向上することが知られている。ここでバルク Si とバルク Ge のバンド構造を図 2.4 に示す。バルク Ge は伝導帯の底が L 点に存在していることと、 Γ 点で価電子帯の頂上に位置する Heavy hole(HH)と Light hole(LH)が縮退していることが分かる。正孔の電気伝導性の観点から考えた場合、縮退状態はバンド間散乱が起こりやすくなるため、移動度の低下につながる。発光特性の観点から考えた場合、バルク Ge は伝導帯の底と価電子帯の頂点が異なる波数に位置する間接遷移半導体に属している。この状態では発光の段階において、バンドギャップに相当するエネルギーのほかに波数をそろえるためのフォノン放出にエネルギーを割くこととなり、発光効率の低下につながる。

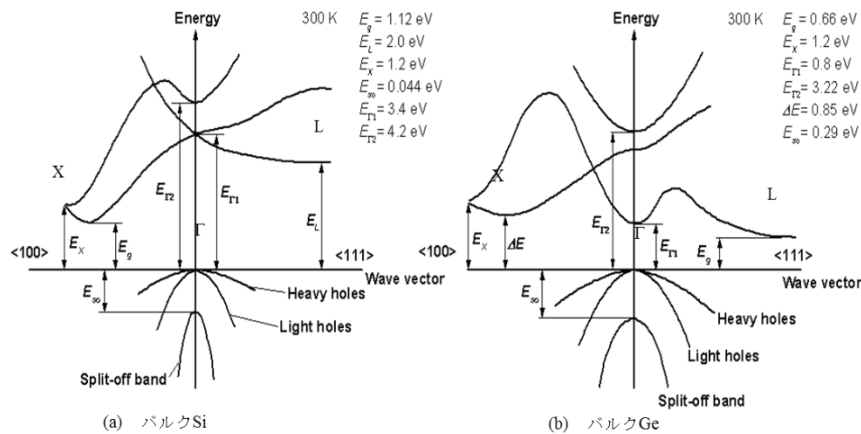


図 2.4 バルク Si とバルク Ge のバンド構造

次に、Ge に二軸性引っ張り歪みを導入した場合の結晶構造と価電子帯 Γ 点付近のバンド構造の変調を図 2.5 に示す。Ge に二軸性引っ張り歪みを導入すると、価電子帯では HH の頂点が低エネルギー側にシフトし、LH は高エネルギー側にシフトする[10-13]。結果、価電子帯の縮退が解けバンド間散乱が抑制されるため移動度の向上につながる[14-22]。また歪みが導入されることで伝導帯の L 点の谷が高エネルギー側にシフトする。これにより Γ 点と L 点の谷の高さが同程度となり、直接遷移半導体のバンド構造に近づく。この状態ではバルク Ge と比較してフォノン放出のエネルギーを抑えることができ、発光強度の増加に繋がる。また、通信波長帯である $1.6 \mu\text{m}$ 付近での発光を得るためには、 $0.2 \sim 0.3$ 程度の歪み率が望ましい。したがって本研究は、Ge 層に引っ張り歪みを導入させることを目指す。

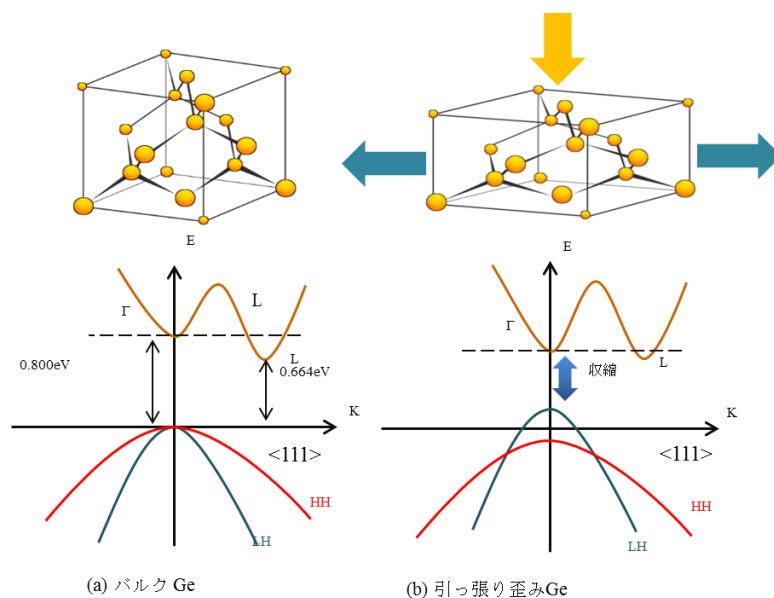


図 2.5 引っ張り歪み導入による Ge のバンド構造の変調

2.2.2 引っ張り歪みの導入

Ge に引っ張り歪みを導入させるための手法は数多く考案されているが、手法によって期待される歪み率と Si/Ge 結晶間の整合性が大きく異なる。表 2.2 に代表的な 4 つの手法とその特徴を示す。

表 2.2 室温時の Si 及び Ge の基本パラメータ

引っ張り歪み導入手法	歪み率[%]	整合性
I. Thermal expansion mismatch of Si [23,24] (Si/Ge 間の熱膨張係数差の利用)	0.2~0.3	○
II. Epitaxial strain [25-27] (格子定数差の利用)	0.7	○
III. External mechanical stress[28,29] (機械的な圧力の利用)	1.9	×
IV. External stressor layers [30,31] (圧力層の利用)	>1	○

本研究では、

- MOSFET のチャネル材料として十分な膜厚を確保できる
- Ge(111)層でフォトニクスデバイスとの整合性の高い歪み率

の観点から、Thermal expansion mismatch of Si の手法を利用した。この手法では Si ウェハ上に Ge 層を結晶成長させた後に熱処理を行うことで、Si/Ge 間の熱膨張係数差から Ge 層に引っ張り歪みを導入させることができる。しかしこの手法は、Si/Ge 界面の格子整合や歪み緩和の過程において格子欠陥を発生させる恐れがある。欠陥の構造によっては、Ge 層の結晶性を低下させ、電気特性や発光特性に著しい悪影響を及ぼす。したがって欠陥を有効に制御するには試料構造と結晶面方位の工夫が不可欠である。

これらのことから、本研究では各面方位の Si ウェハ上に Ge 層を結晶成長させて熱処理を行うことで Ge 層に引っ張り歪みを導入し、電気伝導性・発光特性を測定することで、高移動度チャネル材料およびスピントロニクスに適した高品質歪み Ge 層の作製を目指した。

2.3 Ge-on-Si の作製手法

2.3.1 傾斜組成法

Si ウェハ上に Ge 層を結晶成長させる場合、傾斜組成法と呼ばれる SiGe のバッファ層を利用した試料構造を用いるのが一般的である。直接 Ge を結晶成長させた場合と傾斜組成法を用いた場合の試料構造を図 2.6 に示す。Si 基板上に直接 Ge 層を結晶成長させると Si/Ge 界面に 4.2%分の格子不整合が生じる。この状態で Ge 層膜厚が臨界膜厚を超えるとミスフィット転位と呼ばれる線欠陥が Si/Ge 界面に発生して塑性緩和が起こる。転位が発生し始める臨界膜厚の理論的な検討は、Matthews と Blakeslee が力学的平衡理論を用いて行っており[32]Si/Ge 界面では臨界膜厚は 1nm 以下であるが、この理論は熱平衡状態を前提とするため、MBE 法を用いた低温成長など非平衡状態で結晶成長を行う場合は、この値を上回る膜厚であっても転位の発生を伴わずに結晶成長が可能となる[33]。界面で発生したミスフィット転位は $[1\bar{1}0]$ 方向を持ち、ダイヤモンド構造のすべり面である(111)面方向に沿って伸びる。したがって界面で発生したミスフィット転位は成長方向に移動し、Ge 層の結晶に悪影響を及ぼす。(図 2.6a)

対して傾斜組成法は Si ウェハ上に Ge 組成の低い SiGe 層を成長させ、徐々に Ge 組成を増やし最終的に Ge 層を結晶成長させる手法である。この手法では界面ごとの格子不整合率が直接成長と比較して小さいため、歪み緩和が段階的に進む。(111)面に沿って成長方向に伸びた転位は、次の界面で歪み緩和が起こる際のミスフィット転位になりやすく、界面と平行方向に伸びることとなる。結果、貫通転位の現象に繋がり、結晶性の高い Ge 層の実現が期待できる(図 2.6b)。

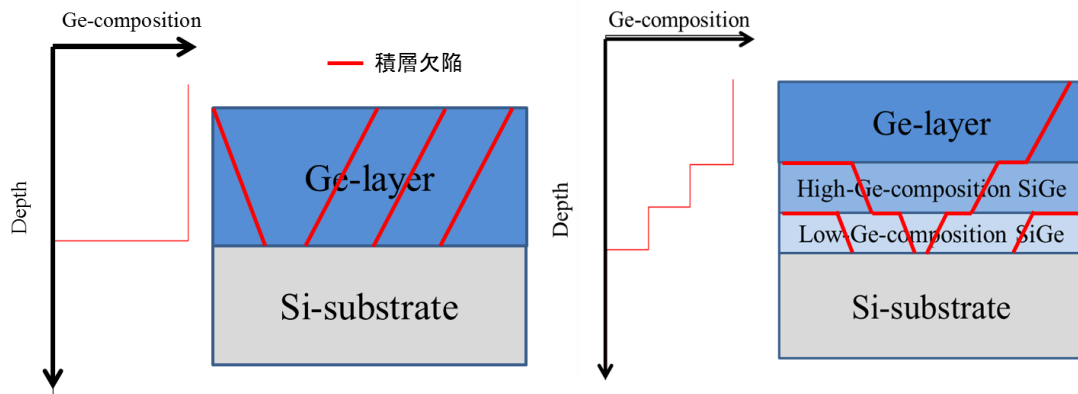


図 2.6 直接成長法と傾斜組成法による欠陥構造の変化

このことから Si 上に Ge を結晶成長させる場合は傾斜組成法を用いることが一般的である。しかしこれは Si(100)ウェハ上の結晶成長させた場合であり、Si(110),(111)ウェハ上の場合は、ウェハ面方位とすべり面である(111)面の関係性が異なるためこの限りではない。各面方位とすべり面の関係性を図 2.7 に、Si(110)ウェハ上に低 Ge 組成 SiGe 層を結晶成長させた試料の断面方向を透過型電子顕微鏡で測定した結果を図 2.8 に[34]示す。(110)ウェハとすべり面は約 35° の角度があり、図 2.8 においてはミスフィット転位からなる 35° の積層欠陥が大量に発生している。この欠陥は試料表面まで届き、結晶性や表面の平坦性に悪影響を及ぼしている。

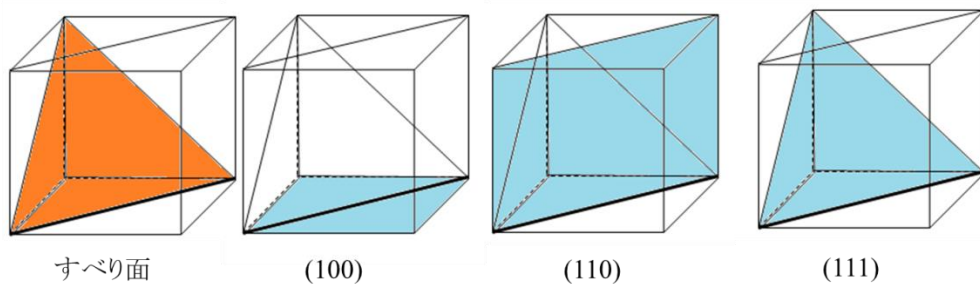


図 2.7 すべり面と各面方位の関係性

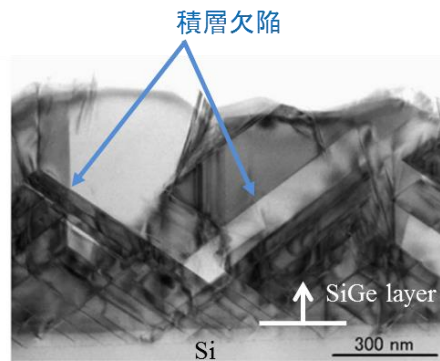


図 2.8 透過型電子顕微鏡による Si on Si(110)の断面測定

これらのことから、複数の面方位で結晶成長を行うためには、傾斜組成法以外の手法が望まれる。そこで本研究では二段階成長法に注目した[35]。

2.3.2 二段階成長法

二段階成長法の試料構造を図 2.9 で示す。Si ウェハ上に Ge を結晶成長させる際、まず低温状態(300~450°C)で薄い低温 Ge バッファ層(LT-Ge 層)を結晶成長させ、高温状態(550~700°C)で厚い Ge 層(HT-Ge 層)を結晶成長させる手法である。通常の熱平衡状態の場合 Ge 層の臨界膜厚は 1nm 以下だが、低温状態で成長させることにより臨界膜厚を厚くし、LT-Ge 層の緩和を抑制することができる。次に試料を高温状態にすることで LT-Ge 層を熱により緩和させる。これらの工程によって実現した LT-Ge 層表面に HT-Ge 層を結晶成長することで欠陥を LT-Ge 層に閉じ込め、高品質な Ge 層の実現を可能とする。この手法は、LT-Ge 層の表面状態・結晶性・緩和率によって HT 層の品質が大きく左右される。表面状態が粗い場合や結晶性が著しく低い場合は上に続く HT-Ge 層の結晶成長が阻害され、緩和率が低い場合は LT/HT-Ge 界面の格子不整合により厚い HT 層に欠陥が発生する為である。したがって LT-Ge 層成長温度(T_{LT})は極めて重要となる。また HT-Ge 層成長温度(T_{HT})まで試料温度を上昇させる工程中は LT-Ge 層が熱処理されることとなり LT-Ge 層の状態に変化を及ぼすため、HT-Ge 層成長温度も重要となる。

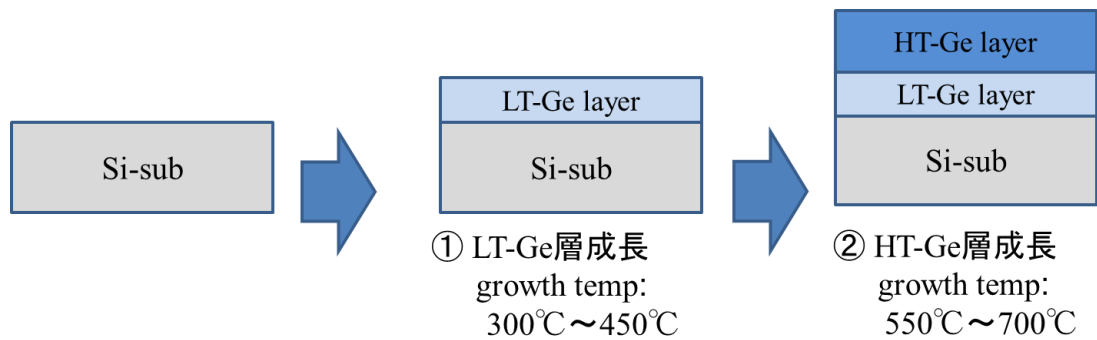


図 2.9 二段階成長法の試料構造

さらに本実験では Ge 層に面内引っ張り歪みを導入させるために 800°C の熱処理を施した。次節では試料作製工程ごとに試料温度が結晶状態に及ぼす影響について解説する。

2.3.3 熱処理

Si/Ge の格子定数の温度依存性を図 2.10 に[36]、温度変化による Si/Ge 界面付近の原子構造の変動を図 2.11 に示す。Ge の格子定数は室温で Si の 4.2% 大きく、室温単体ではバルクを形成する(図 2.11a)。対して Si 上に Ge を結晶成長させると、2.1.3 で前述したように格子定数差に起因した面内方向圧縮歪みが発生する(図 2.11b)。厳密には前述したとおり 4.2% の格子定数差は非常に大きく nm オーダーの成長で臨界膜厚を超えて歪み緩和が発生するが、ここでは簡略化のため完全歪みとして表している。この状態から試料温度を上昇させると、原子結合が弱まり歪みが緩和される。同時に熱膨張も進行するため、Si/Ge 共に格子定数が室温より大きい状態で結晶結合が保たれる(図 2.11c)。ここから試料温度を室温に戻すと、室温状態の格子定数に戻るための力が加わる。しかし Si の高温・室温間の格子定数差は Ge よりも小さく、なおかつ Si/Ge は界面でお互いに結合しているため、Ge の面内方向の格子定数は Si の縮小と同様の数値までしか行われぬ。この時 Ge 層はエネルギー保存則を保つため、成長方向に圧縮される(図 2.11d)。これら一連の工程を経ることで、Ge 層に面内方向引っ張り歪みの導入が期待できる。

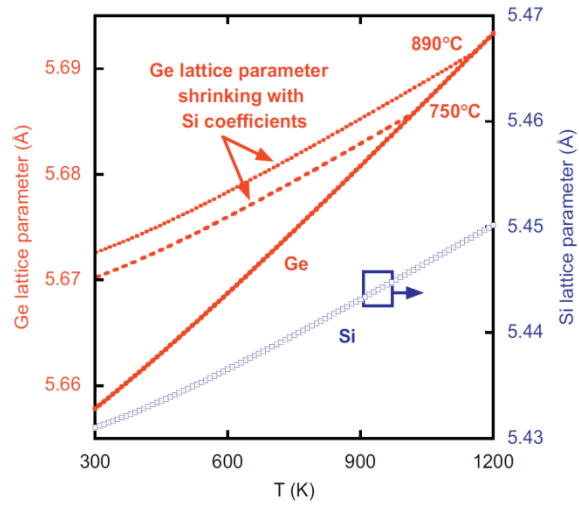


図 2.10 Si・Ge の格子間距離の温度依存性

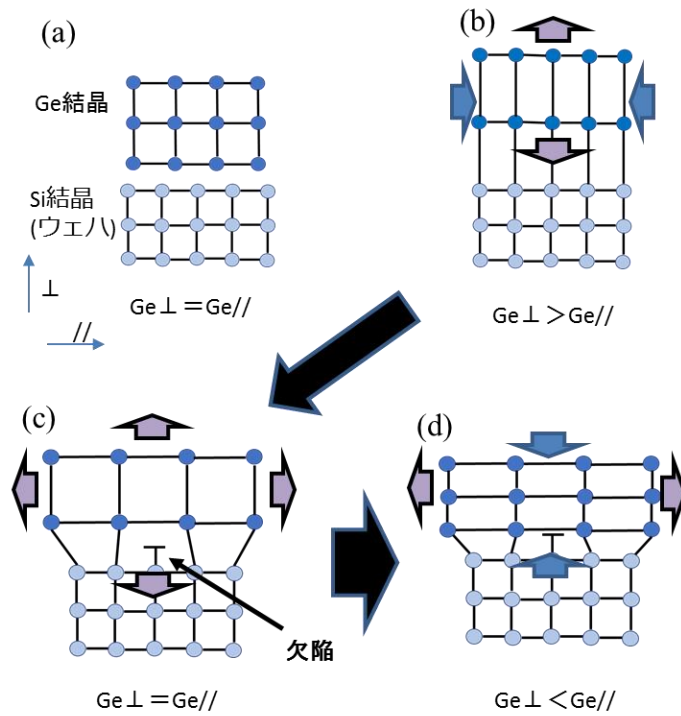


図 2.11 温度変化による Si/Ge 界面付近の原子構造の変動
 (a)バルク状態 (b)結晶成長時 (c)高温状態(熱処理) (d)室温時

次に Si(100)ウエハ上 Ge層の引っ張り歪みの熱処理温度依存性を図 2.12 に示す[37]。より大きい引っ張り歪みを導入させたい場合は高温で熱処理を行う必要があるが、700°Cを超えると歪み率が飽和することがわかる。

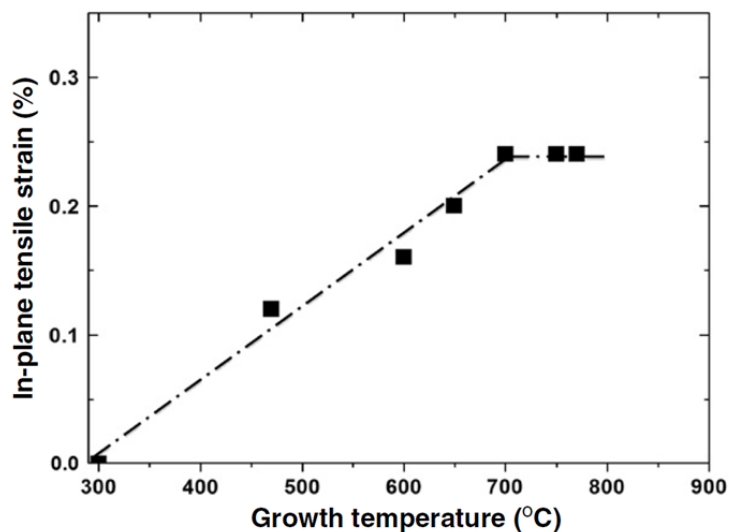


図 2.12 Si(100)ウエハ上 Ge層の引っ張り歪みの熱処理依存性

本研究ではこれらの特性を利用することで、二段階成長法を用いて Si ウエハ上に Ge 層を結晶成長させて熱処理を行うことで、引っ張り歪み Ge 層を作製した。

2.4 Si/Ge(111)へテロ構造

2.1.4 スピントロニクスデバイスへ向けて

Si / Ge へテロ構造に基づくひずみ工学技術は、さまざまなデバイスアプリケーションに向けて数十年にわたって集中的に研究されてきた[38]。多くの研究が Si 基板上的 Si / Ge へテロ構造に焦点を合わせており、これは Si に富む SiGe 材料が主要なターゲットであることを意味します。対照的に、Ge に富む歪み Si / Ge へテロ構造は、MOSFET やフォトニックデバイスの高移動度チャネルなどのさまざまなアプリケーションにとっても非常に有効である[39-47]。しかし、格子不整合が大きいため、Si 上に高品質の Ge に富む SiGe を成長させることは一般に困難である。Si 基板を Ge に置き換えることで、高品質の Ge に富む SiGe の成長が容易になるが、バルク Ge ウェーハは依然としてコストが高く、大量生産には適さないという事実が、これまでの集中的な研究を妨げてきた。しかし、最近では、いわゆる二段階成長法[48-57]と、Si 上のエピタキシャル Ge 層の結晶品質に基づいて、Si 基板上に直

接 Ge 仮想基板を製造する技術が開発された。(Ge-on-Si) が大幅に改善され、Ge-on-Si 上の Ge リッチ Si / Ge ヘテロ構造の歪みを調べることができる[58,59]。しかし、Ge 上に成長した引張ひずみ SiGe 膜のひずみ安定性、その緩和挙動、臨界厚さなどに関する報告はまだほとんどされていない。表面配向に関しては、Ge (100) チャンネルと比較して Ge (111) チャンネルでより高い電子移動度が得られるため、Ge の (111) の配向は非常に効果的である[60、61]。さらに、Ge (111) および Ge に富む SiGe (111) [62-67]上に高品質の強磁性材料をエピタキシャル成長させることができるため、Ge または SiGe チャンネルスピントロニクスデバイスを実現できる。最近、純粋なスピン電流輸送が SiGe (111) チャンネル層で実証された[68]。さらに、スピン緩和メカニズムは、Ge と SiGe の伝導帯の L-谷構造に関連しているため、SiGe (111) チャンネルへの歪み導入により、バレー分裂によるスピン寿命の改善が期待される[69]。したがって、この文脈では、Ge-on-Si (111) に基づく (111) 表面配向を有する SiGe / Ge ヘテロ構造の歪み工学は、スピントロニクスデバイスだけでなく、n 型 MOSFET などのさまざまなアプリケーションにとって非常に重要であるといえる。

第3章 実験および実験方法

3.1 分子線エピタキシー装置

本研究において、半導体ヘテロ構造を作製するための結晶成長は、固体ソース分子線エピタキシー (Solid Source Molecular Beam Epitaxy : SSMBE) 装置を用いた。この節では装置および基板洗浄方法について説明する。

3.1.1 固体ソース分子エピタキシー装置

分子線エピタキシー法は超高真空下で固体元素や化合物を加熱蒸発させ、原子線や分子線を形成し、加熱した基板に照射することにより結晶成長を行う手法である。SSMBE の利点は、 10^{-9} Torr 以下の超高真空下で成長でき、清浄な表面を長時間 (104~5sec) 維持できるため、高純度の結晶が得られる。成長温度は室温から 800°C と幅広く、成長速度も $1\text{ \AA}/\text{s}$ と遅いため原子層レベルでの膜厚制御が可能である。さらに分子線のエネルギーは $0.1\sim 1\text{ eV}$ と低エネルギーであるため基板表面原子への影響がほとんどない。

本研究で用いた SSMBE 装置 (VZ Semicon V80M) の概略図を図 3.1 に示す。本装置は投入室 (Entry rock)、準備室 (Preparation chamber)、成長室 (Main chamber) の 3 室から構成される。それぞれの室は仕切りで区切られているため、試料を搬入する際に成長室の超高真空が破られることはない。投入室から送られた試料は、イオンポンプ (Ion pump) で排気されている準備室を通り、成長室に送られる。準備室は 10 枚まで保存可能な基板保管用ステージ (Parking stage) と、最大 1000°C まで加熱が可能であり、結晶成長前の洗浄と基板ホルダーの脱ガスに用いる高温加熱ステージ (High Temperature Heating Stage : HTHS) の二つで構成されている。成長室において、Si は電子銃 (e-gun) により 10 kV で加熱された電子線によって加熱蒸発され、Ge やドーパントとして用いられる B や Sb はクヌードセン・セル (Kunudsen cell : K-cell) と呼ばれる抵抗加熱式セルを用いて蒸発される。この時、基板は加熱ヒーターの付いた基板回転機構 (Rotation Substrate Holder : RSH) に設置され、成長時の膜厚均一化のために回転 ($1\sim 5\text{ rpm}$) をさせながら成長を行った。セルの周りから発生するアウトガスを抑制するために、液体窒素によって冷却されたシュラウドを用いることで基板付近の実効的真空度を向上させている。

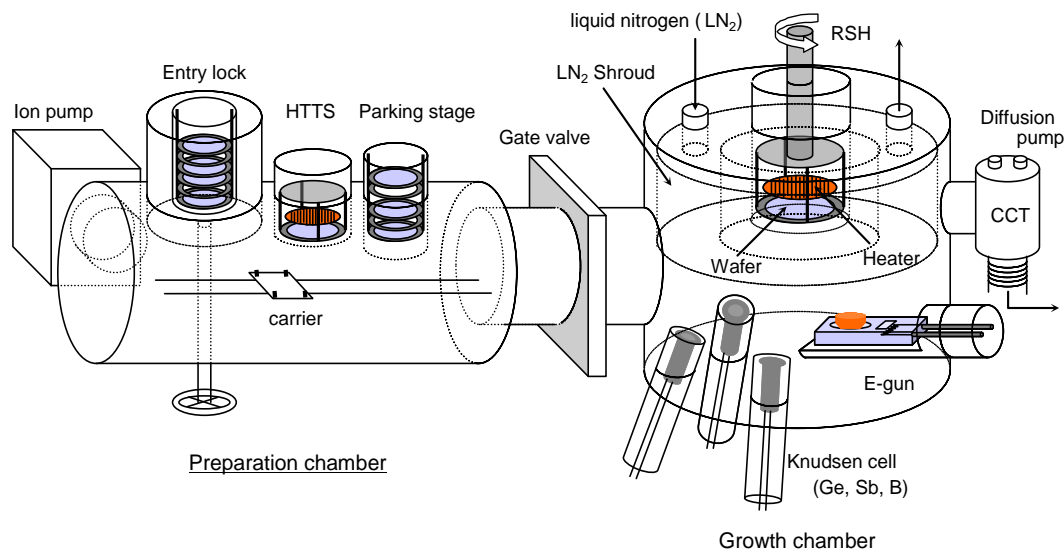


図 3.1.1 固体ソース分子線エピタキシー (SSMBE) 装置の概略図

3.1.2 SPM 洗浄

結晶成長前の基板の洗浄方法として、比較的簡便で汚染の少ない SPM 洗浄を行った。SPM 洗浄は、硫酸—過酸化水素水の混合溶液による洗浄で、有機物および金属の除去を目的としている。その後、この工程により Si 基板表面に形成された SiO₂ をフッ酸でエッチングすることで、表面原子のダングリングボンド(化学的未結合手)を水素で終端し、不純物原子の吸着を防ぐ。洗浄後は、基板を速やかに MBE チャンバー内に導入し、成長前に基板温度を 700~800°C まで上昇させ、表面の水素および、残留不純物を脱離させた後に結晶成長を行った。

3.2 原子間力顕微鏡

Sample の表面モフォロジーを評価するために原子間力顕微鏡 (Atomic Force Microscope : AFM) を用いた。図 3.3 に AFM (Digital Instruments Nanoscope IIIa) の概略図を示す。AFM は、カンチレバーを共振周波数近傍で振動させ、探針でサンプルの表面を軽く触れながら、原子間に働く斥力を検出する装置である。探針がサンプルの表面に触れると、原子間力が働くためにカンチレバーの振幅が減衰する。そこで、この振幅を一定に保つためにフィードバックをかけてスキャナの Z 軸をサンプル表面の凹凸に応じて上下させ、また同時

に X、Y 軸についてもピエゾをラスタースキャンさせる。これによって得られる、X、Y、Z のそれぞれのコントロール信号を元にサンプルの表面の三次元イメージを描く。

表面ラフネスの測定には、スキャン領域を 512×512 点に分割した点 i での高さ Z_i 、 Z_i の平均値 Z_{av} 、測定点の数 $N=(512 \times 512)$ より、Z 方向の標準偏差である RMS (Root Mean square) ラフネスを求める。RMS ラフネスは、

$$RMS = \frac{\sqrt{\sum (Z_i - Z_{av})^2}}{N} \quad (3.1)$$

で表わされる。

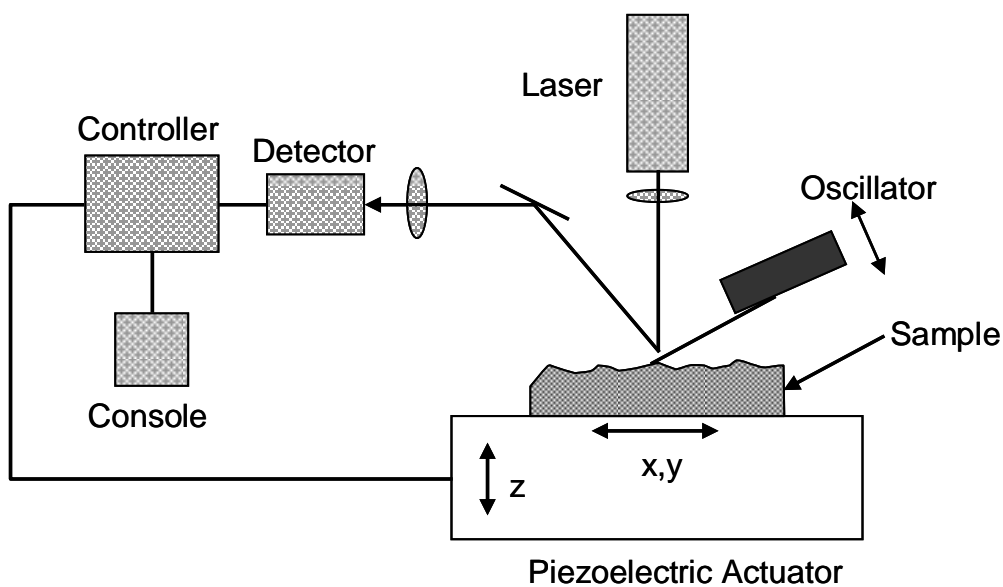


図 3.2 原子間力顕微鏡の概略図

3.3 ラマン分光法 X線回折法

物質に光子を照射すると、光子と物質の相互作用により反射、屈折、吸収などのほかに散乱と呼ばれる現象が生じる。この散乱光の中には、入射光子と同じ周波数成分を持つレイリ散乱と、フォノンエネルギー分ずれた周波数成分を持つラマン散乱が含まれている。このように、物質に光子を入射させたとき、散乱光の中に物質固有の周波数成分だけずれた光が含まれる現象をラマン効果と呼ぶ。ラマン散乱光はレイリ散乱よりも

10^{-6} 倍ほどの微弱な光である。その微弱な光を分光し、得られたラマンスペクトルより、分子レベルの構造を解析する手法がラマン分光法である。

本研究で用いた空間顕微ラマン分光装置 (JOBIN YVON/HORIBA T64000)は、励起光に Ar レーザ (波長: 514.5 nm)を用いており、レーザ強度は 5~20 mW である。図 3.4 に示すように試料は、後方散乱配置で設置され、励起レーザ光は、対物レンズで 1 μm 程度まで絞られ照射される。試料から発する散乱光は、ノッチフィルタによりレイリ散乱光が除去され、球状ミラーと回折格子により分光され、CCD により検出される。試料を設置するステージは、x-y 方向に走査することが可能であり、ラマンスペクトルのマッピング測定も可能である。本研究で用いた装置のように試料が後方散乱配置で設置されている場合、ラマンスペクトルは一重項のみ観測することができるため、光学フォノンエネルギー ω は、

$$\omega = \omega_0 - 2 \left[r \left(1 - \frac{C_{12}}{C_{11}} \right) + \frac{a_s}{3} \left(1 + \frac{2C_{12}}{C_{11}} \right) \right] \varepsilon_{//} = b \varepsilon_{//}$$

$$r = -(p + 2q)/6\omega_0 \quad (3.2)$$

$$a_s = (p - 2)/2\omega_0$$

で表される [47]。ここで p と q はフォノン変形ポテンシャル (phonon deformation potential: PDP)、 b は歪みシフト係数、 ω_0 は無歪み状態のフォノンエネルギーであり、バルク Ge の場合、約 300.5 cm^{-1} である。引っ張り歪 Ge のラマンスペクトルからは Ge-Ge 間、Si-Si 間の格子振動に起因する光学フォノンモードが観測される。

本研究では[9]による、 $p=-1.47\omega_0^2$ 、 $q=-1.93\omega_0^2$ を用いて導出を行った。これらの値を代入することで次式が成立する。

$$\omega = \omega_0 + \omega_0[-1.93 + 1.47 \left(\frac{C_{12}}{C_{11}} \right)] \varepsilon_{//} = b \varepsilon_{//} \quad (3.3)$$

[]内は定数であるために計算が可能であり、整理すると

$$\Delta\omega = -414\varepsilon_{//} = b\varepsilon_{//} \quad (3.4)$$

が得られる。ここで $\Delta\omega$ はラマンシフト差であり、 $\Delta\omega = \omega - \omega_0$ である。

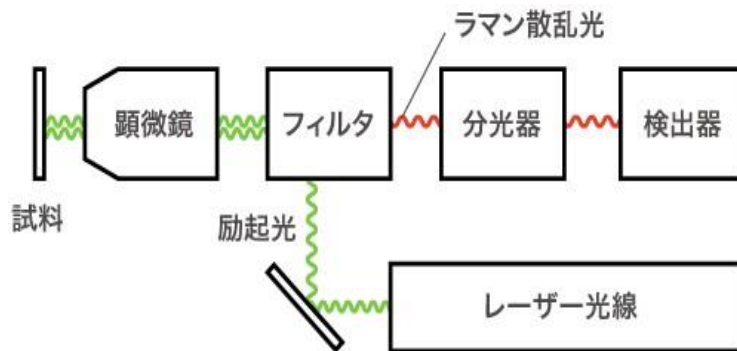


図 3.3 ラマン分光法の概略図

X線回折法は、結晶評価をする上で最も基本的な評価方法の1つである。測定装置は Philips 社の高分解能 X線回折装置(High Resolution X-Ray Diffraction : HRXRD)であり、X線源は単色化された Cu-K α 線を用い、その波長は 1.5406 Å である。装置は 4軸回折系となっており、試料ステージは入射軸方向(入射角 ω)、面内回転方向(ϕ)、煽り角方向(ψ)に可動で、検出器も反射方向(2Θ)に可動である。この測定系を図 3.6 に示す。この装置はコンピュータと接続されており、ソフトウェア上で ω 、 2Θ 、 ψ 、 ϕ の値を調節し、それらの最適な値を用いて回折強度を最大にすることで、より鮮明なスペクトルを得ている。

X線回折測定における逆格子空間について幾何学表示で表すと図 3.6 のようになる。X線回折は、ブラッグの条件を満足する格子面による反射として説明することができ、ブラッグの条件は $2d_{[hkl]}\sin\Theta = n\lambda$ で表示されることから回折点は、ある間隔で観測されることが予想される。 Θ はブラッグ角で入射 X線と格子面の角度であり、 Δ は[001]逆格子ベクトルと[hkl]逆格子ベクトルのなす角であることから、

$$\theta = \omega + \Delta \quad (3.1) \quad \cos\Delta = \frac{l}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} \quad (3.2)$$

で表される。また、 $d_{[hkl]}$ は(hkl)面の面間隔であり、一般的に

$$d_{[hkl]} = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} \quad (3.3)$$

で表され、 λ はx線の波長を表している。Originに大きさが $1/\lambda$ で、方向が実空間と両方向であるベクトルを引き、その始点を中心とした半径 $1/\lambda$ の球をかく。この球は、エwald球と呼ばれ、この球上に逆格子点 came ときにブラッグの法則が満たされ、エwald球の中心からP点の方向に回折が生じる。このようにエwald球を用いることで回折線の方 向を知る事ができる。また、この場合X線が当たっているOriginからの距離は、ブラッグ の法則から $1/d_{[hkl]}$ に相当しているので、逆格子点の座標 Q_x 、 Q_y と ω 、 2θ との間には、

$$Q_x = 1/d_{[hko]} = R\{\cos\omega - \cos(2\theta - \omega)\} \quad (3.4)$$

$$Q_y = 1/d_{[00l]} = R\{\sin\omega + \sin(2\theta - \omega)\} \quad (3.5)$$

の関係があることが導かれている。本研究では、X線回折スペクトルは(004)面で測定し、 逆格子空間マッピング測定は(224)面で測定した。

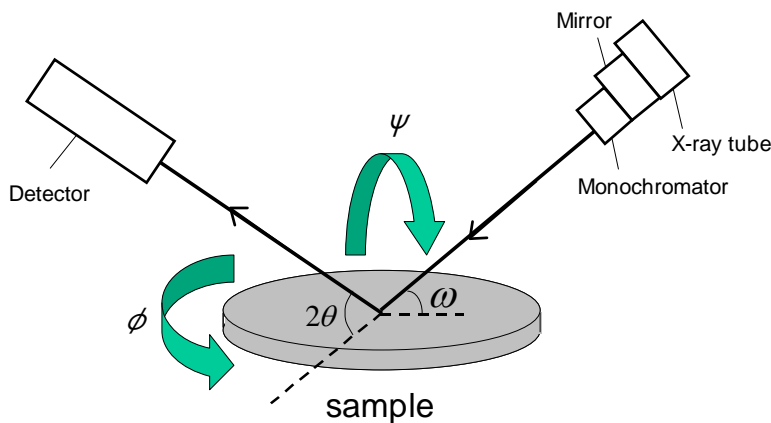
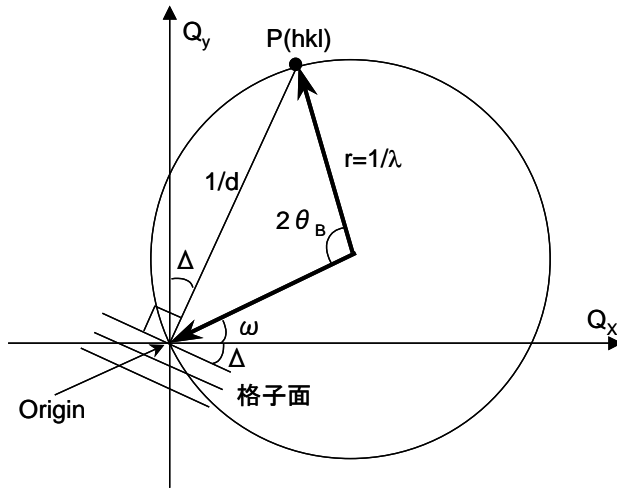


図 3.6 X線回折装置の概略図



3.2.2 ラマン分光法

ラマン分光測定は、工学部機器分析室のラマン分光装置(JOBIN YVON/堀場 T64000)を用いた。励起光に Ar レーザー(波長:514nm)を用い、レーザー光は対象レンズにて $1\mu\text{m}$ 程度まで絞られ試料に照射される。また、検出器には CCD を用いている。試料に励起光としてのフォノンが入射されると、試料中の格子振動により、非弾性散乱を受ける。この散乱光の中には様々な周波数成分が含まれている。入射フォノンから格子振動のエネルギー分だけずれた周波数をもつ成分がラマン散乱光と呼ばれている。このように、物質に光を入射させたとき、その散乱光の中に物質に固有の周波数だけずれた成分が含まれる現象をラマン効果と呼び、ラマン効果によって現れる散乱光のスペクトルをラマンスペクトルと呼ぶ。ラマン分光法は、このラマン効果を応用した物質の評価方法である。SiGe のラマンスペクトルでは局所的な分子振動すなわち、Si-Si 間と Si-Ge 間および、Ge-Ge 間の分子振動に起因する 3 つの光学フォノンモードが観測される。このように局所化した光学フォノンのモードが観測されるのは Si 原子と Ge 原子の質量が大きく異なるため、バルク状態での Si の光学フォノンのバンドと Ge の光学フォノンのバンドとの重なりが起こらないからである。Tsang 等による各モードのフォノンエネルギーの表式を以下に示す。

$$\omega_{\text{Si-Si}} = 521 - 61.7x - 723\varepsilon_{//} \quad (3.6)$$

$$\omega_{\text{Si-Ge}} = 400.5 + 14.2x - 575\varepsilon_{//} \quad (3.7)$$

$$\omega_{\text{Ge-Ge}} = 282.5 + 16x - 385\varepsilon_{//} \quad (3.8)$$

ω_{SiSi} は Si-Si モード、 ω_{SiGe} は Si-Ge モード、 ω_{GeGe} は Ge-Ge モードのフォノンエネルギーで、歪み Si の場合には式(3.6)で $x=0$ 、歪み Ge の場合には式(3.8)で $x=1$ とすればよい。ラマン分光測定により SiGe の Si-Si モードを測定すると、式(3.6)から x と $\varepsilon_{//}$ との関係式が決まる。フォノンエネルギーは歪みによって敏感に変化するため、スペクトルの両ピーク値をマッピング測定することによって、試料の歪み場分布を同時に測定することができる。本装置は、試料がピエゾステージに固定され、Xy 方向に走査可能であり、ラマンスペクトルのマッピング測定を可能にしている。

緩和率の計算方法

格子定数の異なるものをエピタキシャル成長させると面内と成長方向に二軸の歪みが生じる。そこで、面内方向の歪み率を $\varepsilon_{//}$ 、成長方向の歪み率を ε_{\perp} とするとそれぞれ、

$$\varepsilon_{//} = \frac{a_{//} - a}{a} \quad (3.9) \quad \varepsilon_{\perp} = \frac{a_{\perp} - a}{a} \quad (3.10)$$

で定義される。ここで、 $a_{//}$ は歪み層の面内方向の格子定数、 a_{\perp} は歪み層の成長方向の格子定数で、 a はバルクの格子定数である。この $\varepsilon_{//}$ と ε_{\perp} には

$$\varepsilon_{\perp} = -\frac{2c_{12}}{c_{11}} \varepsilon_{//} \quad (3.11)$$

の関係がある。

Si 基板上に SiGe を成長させると、格子定数の違いによって面内方向では圧縮歪みを、成長方向では引っ張り歪みを受ける事について 2.1.2 節にて記した。この影響で変化した SiGe 層の成長方向の格子定数は、

$$a_{\perp} = a_{\text{SiGe}} \left(1 - \frac{2c_{11}^{\text{SiGe}}}{c_{11}^{\text{SiGe}}} \frac{a_{//} - a_{\text{SiGe}}}{a_{\text{SiGe}}} \right) \quad (3.12)$$

と表せる。また、 c_{ij}^{SiGe} は、SiGe の弾性定数で Si の弾性定数 c_{ij}^{Si} と、Ge の弾性定数 c_{ij}^{Ge} を用いると、

$$c_{ij}^{\text{SiGe}} = \frac{(1-x)a_{\text{Si}}c_{ij}^{\text{Si}} + xa_{\text{Ge}}c_{ij}^{\text{Ge}}}{a_{\text{SiGe}}} \quad (3.13)$$

として表される。表 3.1 に、この式の算出に使用する格子定数および、弾性定数のパラメータを示す。

表 3.1 : Si および Ge の弾性定数一覧

	Si	Ge	SiGe
格子定数 a (Å)	5.4310	5.6575	式(2.1)
弾性定数 c_{11} ($\times 10^{10}$ N/m ²)	16.577	12.40	式(3.14)
弾性定数 c_{12} ($\times 10^{10}$ N/m ²)	6.393	4.130	式(3.14)

また、Si 基板上に成長した SiGe 層の緩和率は、 a_{Si} をバルク Si の格子定数として、

$$R = \frac{a_{//} - a_{\text{Si}}}{a_{\text{SiGe}} - a_{\text{Si}}} \times 100 \quad (3.14)$$

で定義される。

SiGe 層の緩和率を求めるためには、Ge 組成を求めなければならない。しかし、MBE で SiGe を成長した場合、狙った Ge 組成からずれる可能性がある。そこで、以下に示す方法で正確に Ge 組成と緩和率を求めることにした。

ラマンスペクトルと X 線回折法による緩和率の導出

Si 基板上の SiGe のラマンスペクトルを図 3.7 に示す。このスペクトルの内、高波数側に見られるピークが Si 基板のピークを表しており、低波数側に見られるピークが SiGe の Si-Si 間の分子振動に起因した光学フォノンモード(Si-Si モード)のピークを表している。この SiGe ピークのピーク位置は、Ge 組成または歪み量の違いにより、大きく異なっていくため、これらを求める際にラマン分光法は、幅広く用いられている。

式(3.6)において、SiGe が無歪みのとき ($\varepsilon_{//}=0$) は、 $\omega_{\text{SiGe}}=\omega_{\text{Si}}-61.7x$ 、完全に歪んでいるとき ($\varepsilon_{//}=0.0417$) は、 $\omega_{\text{SiGe}}=\omega_{\text{Si}}-31.5x$ の関係式が成り立つ。これらの式をラマンシフトに対

する Ge 組成依存性の図に表すと図 3.8 のようになる。ここで完全に歪んでいる場合の Ge 組成を Rs, 無歪みの場合の Ge 組成を Rr とすると, 実際の Ge 組成は Rr から Rs の間を線形に変化すると考えられている。

次に, X 線回折スペクトルにおける Ge 組成依存性のグラフを図 3.9 示す。この図の縦軸は, Si と SiGe のピークの角度差を秒単位になおしたものである。この図における無歪みの場合の直線と完全に歪んでいる場合の直線は, $2d_{[004]}\sin\Theta=\lambda$ より得られる。

$$a_{\perp} = \frac{\sin\theta_{Si}}{\sin\theta_{SiGe}} a_{Si} \quad (3.15)$$

この関係式と式(2.1), 式(3.12), 式(3.13)より SiGe のピーク位置を求めることにより得られる。ここで, 完全に歪んでいる場合の Ge 組成を Xs, 無歪みの場合の Ge 組成を Xr とすると実際の Ge 組成は, Xr から Xs の間を線形に変化すると考えられる。これによって得られた二つの線分(Rr-Rs)と線分(Xr-Xs)との交点から図 3.10 に示すように Ge 組成と緩和率が求められる。

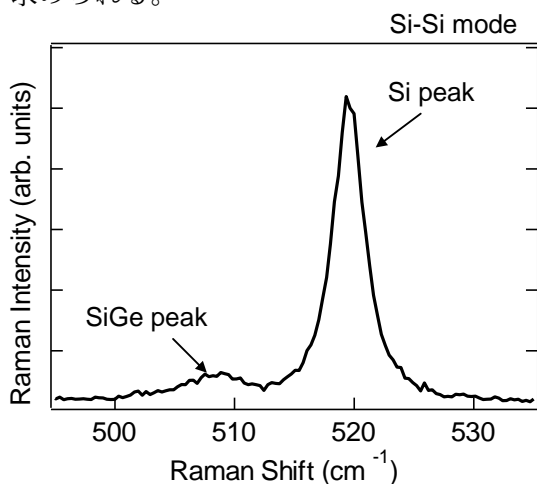


図 3.7 ラマンスペクトル

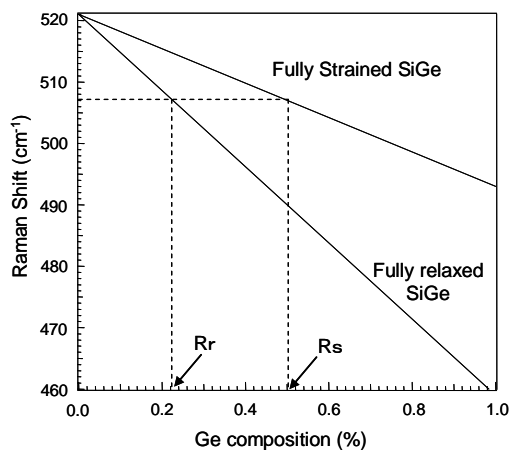


図 3.8 ラマンシフトの Ge 組成依存性

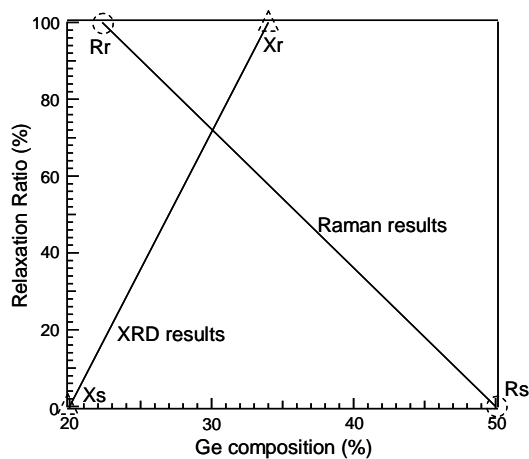
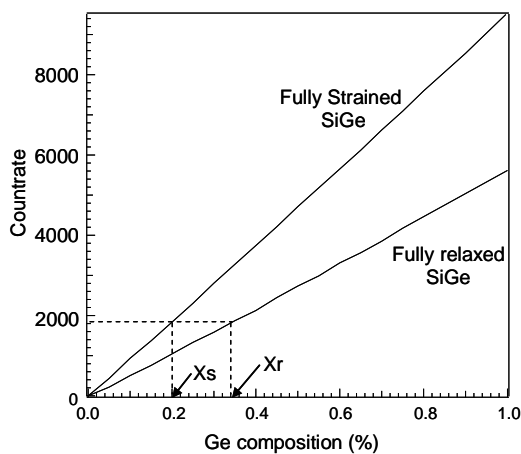


図 3.9 XRD と Raman の Ge 組成依存性

3.4 レーザー顕微鏡

焦点の結ばれた標本に光源からのレーザーを当てることによって、標本から発せられる蛍光とレーザーの反射光の混合した光が得られる。そしてそれをハーフミラーやピンホールなどで蛍光とレーザーの反射光それぞれを分離し、蛍光だけを集めそれを光信号としてコンピュータへ記録される。さらに標本上でレーザーを走査させ位置情報と、その標本の複数の焦点面を得て、それぞれの焦点面で蛍光を取り出しコンピュータへ記録して、それらを合成することによって標本の三次元画像が得られる。しかし、光を用いた測定であるため、光が入らないような立体的な構造の観測は困難であり、そういった場合は別の機器を利用する必要がある。今回用いたレーザー顕微鏡は倍率は 10~100 倍、分解能は 0.5nm と非常に精度が高く、詳細な標本の三次元画像が得られる。

今回用いたレーザー顕微鏡(KEYENCE VK-X150)の概要図を図 3.12 に示す[10]。



図 3.4 レーザー顕微鏡の概要図

3.5 マイクロフォトルミネッセンス法(μ PL)

まず、フォトルミネッセンス(Photoluminescence : PL)法について説明する。半導体を持つバンドギャップエネルギーよりも大きなエネルギーの光を照射すると、過剰な電子正孔対が生成され、非平衡状態となる。その後、平衡状態に戻る再結合過程において放出される光を解析する手法のことである。ルミネッセンスの特徴として、半導体結晶中の格子欠陥や不純物の影響を受けやすいために結晶の状態を敏感に検出することが可能であること、非破壊検査であること、他の励起方法を用いるルミネッセンス測定に必要な前処理や電極を必要としないことなどが挙げられる。

本研究で用いた測定器は波長 532nm の半導体励起レーザー(Laser QUANTUM Ventus532)である。任意の測定試料においての励起スポットの直径は対物レンズによって約 1.0 μ m に絞られ、発光した PL は同じ対物レンズを通して液体窒素で冷却した InGaAs アレイのディテクタによって検出される。マイクロフォトルミネッセンス測定系概略図を図3.7に示す。

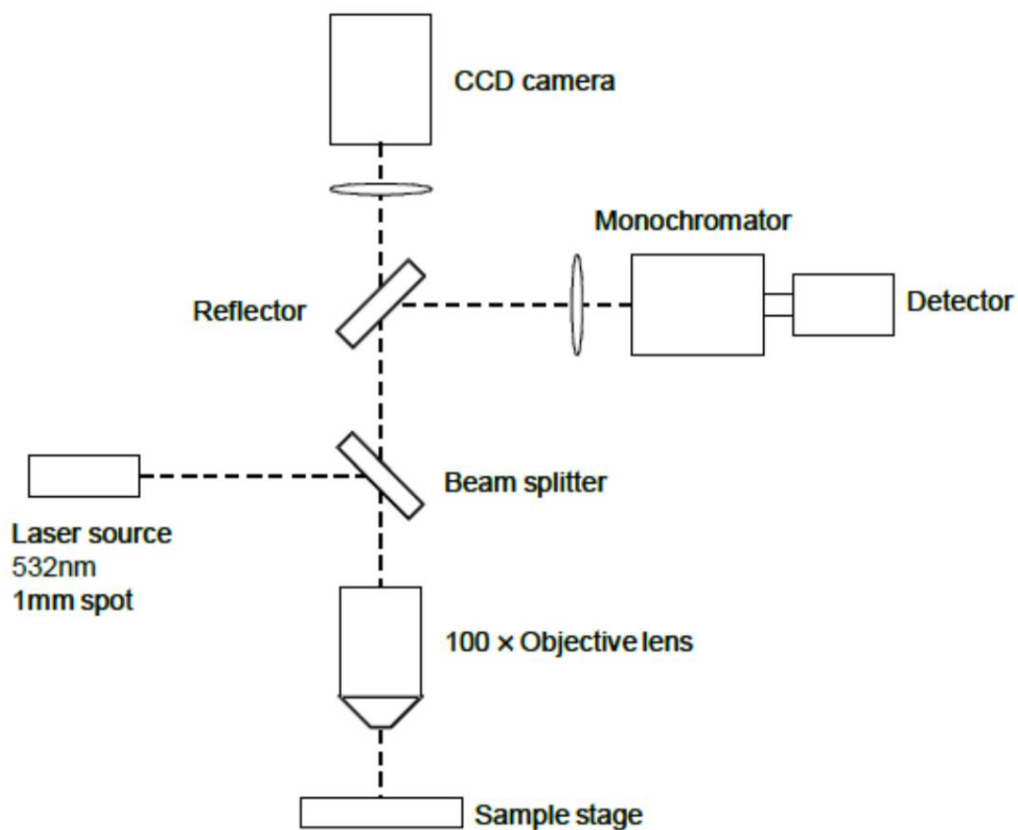


図 3.5 マイクロフォトルミネッセンスの概略図

3.6 透過型電子顕微鏡(TEM)

図 3.4 に概略図を示すように、透過型電子顕微鏡は、試料に対して電子ビームを照射し、透過した電子を結像して投影するものである。文政期を行う上で、電子ビームの透過や、散乱、回折などの相互作用を抑制できるだけの基板の超薄膜化が非常に重要な要素である。原理は電子銃から電子が放出され、加速感で電子を加速する。加速された電子は集束レンズと収束絞りを通過して、試料、対物レンズ、結合系レンズ群の順で像や電子線回折パターンとして結像される。現在は、CCD カメラなどを用いて像を得る方式が主流である。TEM では試料に電子線を照射し、その内部構造を主に観測することから、試料の形状や表面構造に加え、結晶パターン、格子欠陥、配光方位などについて知ることができる。

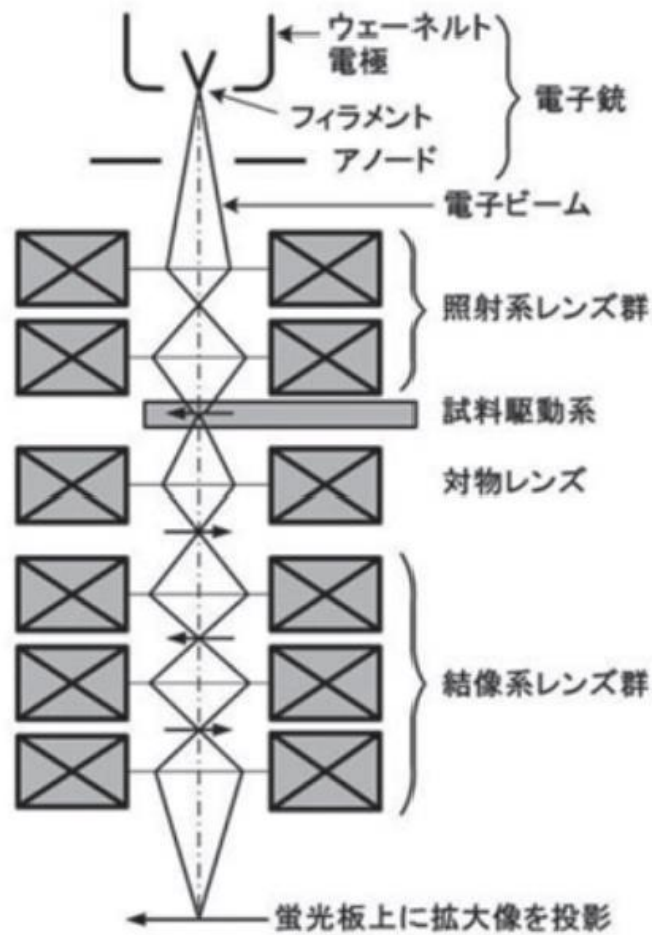


図 3.6 透過型電子顕微鏡の概略図

第 4 章 歪み SiGe /Ge(及び Ge on Si(111))におけるク ラック形成

4.1 Introduction

近年、電子の自由度であるスピンと電荷の二つを組み合わせたスピントロニクスデバイスが注目を集めている。我々のグループではスピン MOSFET, スピン LED の作製を目指してこれまで研究を行ってきた。その中でも私は、Ge 材料をベースとしたスピン LED の作製を目指している。スピンドバイス応用に向けて必要不可欠である、強磁性体材料が Ge(111) 面に高品質に結晶成長出来ることが報告された[61.62]。さらに、歪み SiGe をスピンドバイスのチャンネルとして用いることで歪みの導入によるバンド分裂からバレー間散乱の抑制が可能であり、スピンライフが格段に伸びることが実証された[63-66]。すなわち、Ge 上へ高品質な歪み SiGe 層の作製が Ge 系スピンドバイスの作製においては必要不可欠であり本章では Ge(111), Ge-on-Si(111)基板上の歪み $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ の臨界膜厚について調査を行った。

4.2 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x/\text{Ge}(111)$ 及び Ge-on-Si(111)の結晶評価

4.2.1 試料作製

図 4.1 に試料構造図を示す。SPM 洗浄を行った Si(111)基板に固体ソース MBE を用いて 10 分間真空アニールを行いその後低温 Ge 層(400°C 40 nm)、高温 Ge 層(700°C 650 nm)を 2 段階成長を用いて成長させ結晶性向上のために 10 分間の真空アニールを行い Ge-on-Si(111)基板を作製した。その後 Ge-on-Si(111)基板上へ $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 層(350°C 30~600 nm $0.65 < x < 0.95$)を成長させた。比較用として Ge(111)基板への成長も同様に行った。

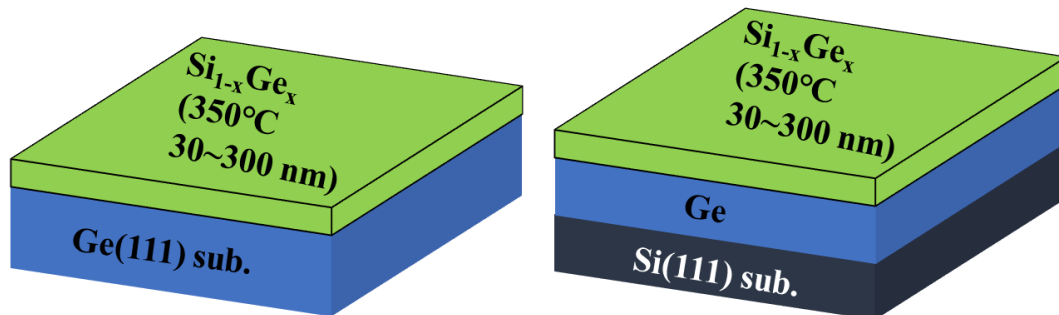


図 4.1 試料構造図

4.2.2 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x/\text{Ge}$ 結晶評価

作製した試料を XRD、レーザー顕微鏡、AFM、ラマンを用いて結晶評価を行った。図 4.2、4.3 にそれぞれ XRD のシングルスキャン、SiGe 層の膜厚 130 nm における逆格子空間マッピングの測定結果を示す。図 4.2 の測定結果から SiGe の膜厚 130 nm まではフリンジパターンがみられ歪みが入っていることが分かるが 160 nm においてはフリンジパターンはみられず歪みは緩和してしまっていることが分かった、さらに逆格子空間マッピングの測定結果から 130 nm においては完全歪みであることが確認できた。

続いて作製した試料の表面モフォロジーを調べるためにレーザー顕微鏡、AFM を用いての測定を行った。その結果を図 4.4 に示す。測定結果から SiGe 層の膜厚が 50 nm では表面にラフネスは生じておらず緩和率も 0% である。しかし膜厚を 90 nm にした場合には緩和率は 0% であるにもかかわらず表面には線状のラフネスが生じることが分かった。さらに膜厚を厚くした場合、緩和率は小さいがより高密度にラフネスが生じる。またこのラフネスはすべり面に沿って生じ AFM を用いて詳細に観察するとから凸状の形状であることが分かった（今後このラフネスをリッジと呼ぶこととする）。

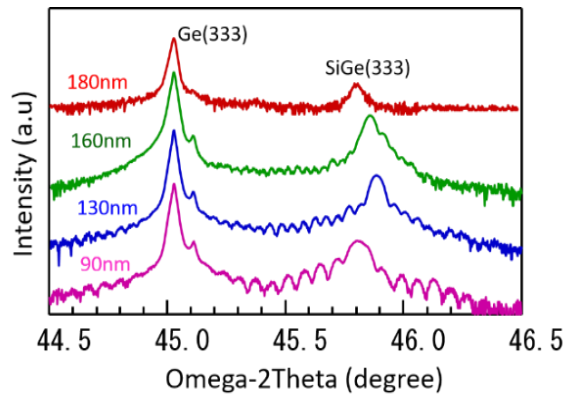


図 4.2 XRD ω - 2θ スキャン結果

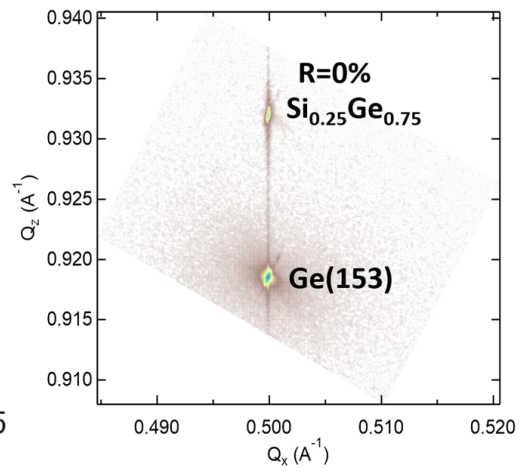


図 4.3 逆格子空間マッピングの測定結果

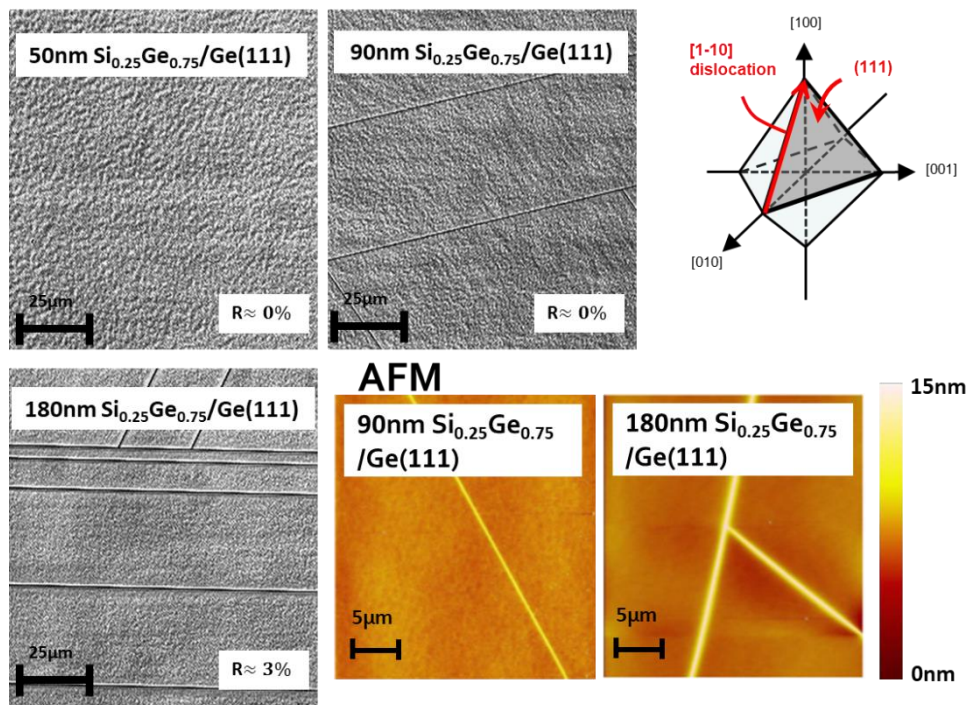


図 4.4 Ge (111) 基板上へ成長した SiGe 層の様々な膜厚のレーザー顕微鏡像と AFM 像

このリッジを詳細に調べるために局所的に歪み緩和を評価できるラマン分光を用いて測定を行った。SiGe 層の膜厚 180 nm におけるリッジ部、リッジ外部を測定した結果またマッピングの測定結果を図 4.5 に示す。この結果からリッジ部分ではリッジ外のエリアに対して SiGe 層は緩和してしまっていることが分かりマッピングの結果からもリッジ部全ての領域で緩和してしまっていることが示された。さらにリッジ部の断面形状を調べるために断面 TEM を用いての測定を行った。その結果を図 4.6 に示す。

断面 TEM の測定結果からリッジ部ではクラックが発生しその深さは Ge 基板にまで入り込んでいることが分かった。AFM の測定結果で凸状に見られたのはクラック発生後の端の部分に SiGe 層が成長されたため高さを持ったと考えられる。つまりこのリッジが生じてしまった時点で緩和率が 0% でもデバイスへの応用は難しいという結果が示された。

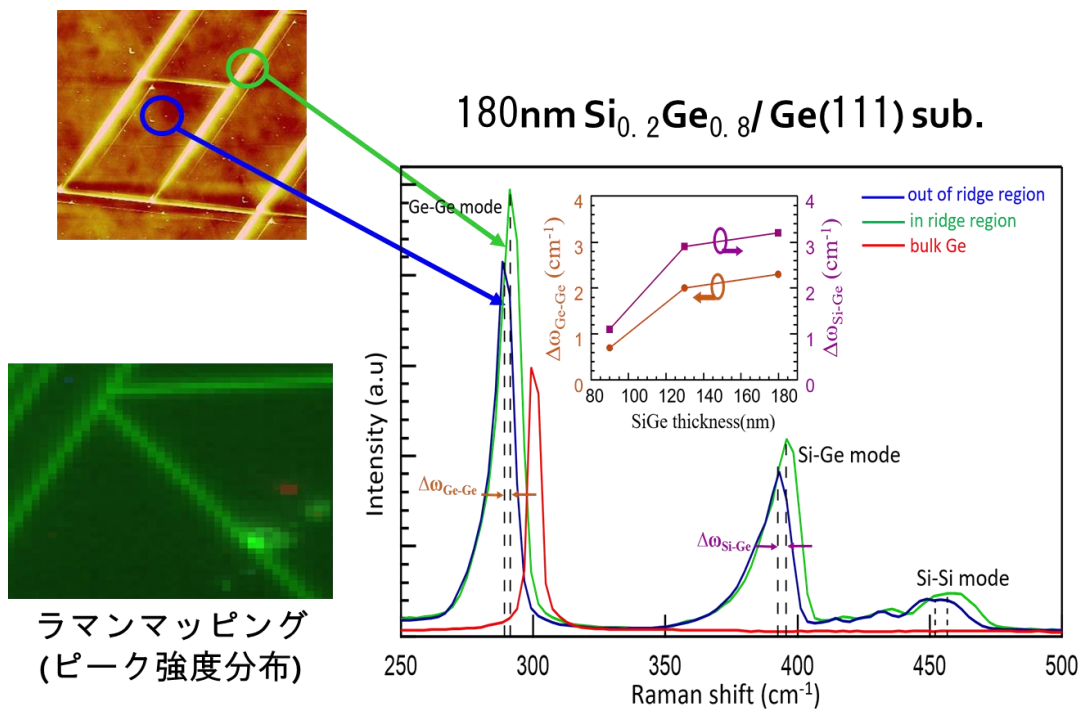


図 4.5 膜厚 180 nmSiGe 層におけるラマンスペクトルとマッピング

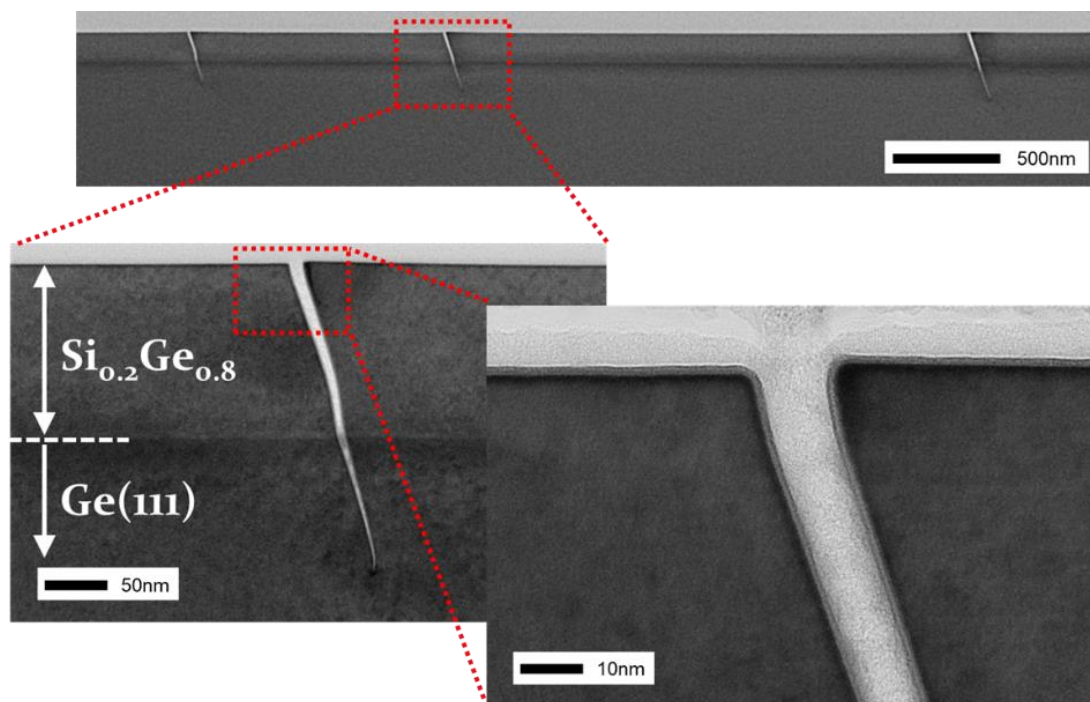


図 4.6 SiGe/Ge(111)の断面 TEM 像

4.2.3 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x/\text{Ge-on-Si}(111)$ 結晶評価

Ge-on-Si(111)基板においても Ge(111)基板同様に結晶評価を行った。その測定結果を図 4.7 に示す。

Ge-on-Si(111)基板でも Ge(111)基板と同様に膜厚を厚くした場合緩和率は小さいのにもかかわらずリッジが生じることが分かった。さらに Ge(111)基板と比較して SiGe 層の膜厚が薄い段階でリッジが生じ始めさらにはリッジの密度も大きくなった。これは Ge-on-Si(111)基板では Ge(111)基板に比べて貫通転移密度が大きいため SiGe 層に Ge 内部の欠陥が影響したのではないかと推測される。デバイスへの応用に向けて Ge-on-Si(111)基板を用いることは必要不可欠であることから、Ge(111)基板よりも薄い膜厚でクラックが生じることについては今後留意しなければならない。

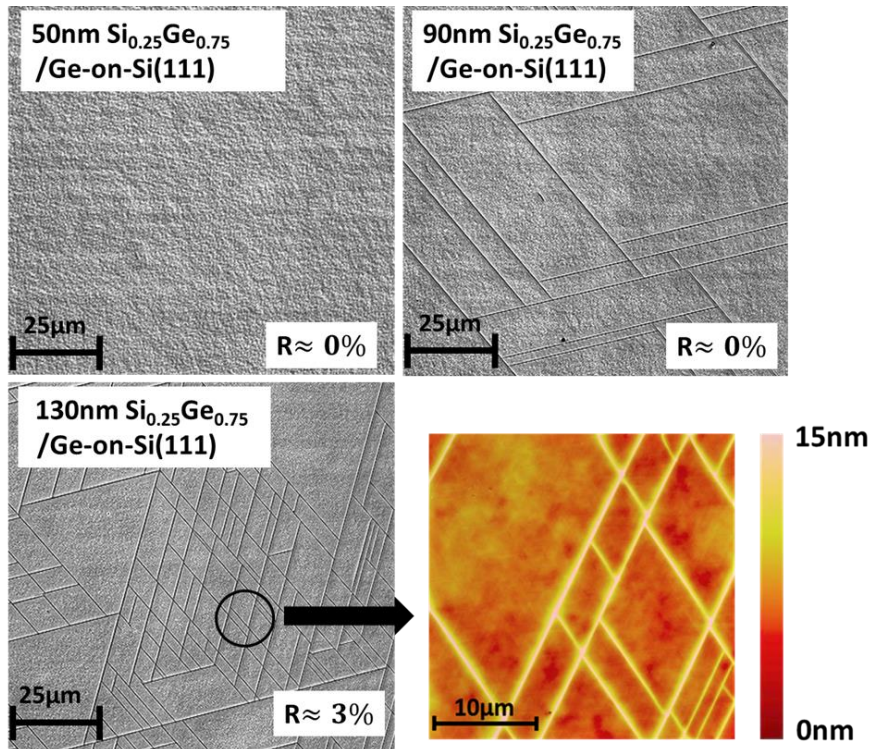


図4.7 Ge-on-Si (111) 基板上へ成長した SiGe 層の様々な膜厚のレーザー顕微鏡像と AFM 像

4.3 クラック深さによるクラック発生密度の比較

今回 Ge 基板及び Ge-on-Si(111)基板においてクラック発生密度に大きな違いが生じた。その結果について断面 TEM を用いたクラック深さから考察する。図 4.8 に SiGe 層 200 nm 及び 90 nm を Ge(111)及び Ge-on-Si(111)基板上へ成長した試料のクラック部における断面 TEM 像を示す。断面 TEM 像の結果から Ge-on-Si(111)基板においてはクラックの深さが Ge(111)基板よりも深いことが分かった。これは Ge 膜が Ge-on-Si 基板では貫通転移等による欠陥が原因で結晶性の悪さに起因するものであると推測される。また、SiGe 層の膜厚においてクラックの深さに違いが見られないこと、クラックの深さがどの場所においても均一であることが分かった。これはクラック発生が SiGe 層から発生し同等の力によって Ge 膜に入り込んだことが示唆される。今回のクラック深さの結果から、基板によるクラック密度の違いはクラック深さに起因するものであり、入り込みやすい、つまり割れやすい場合にはクラック密度も大きくなることが示唆された。

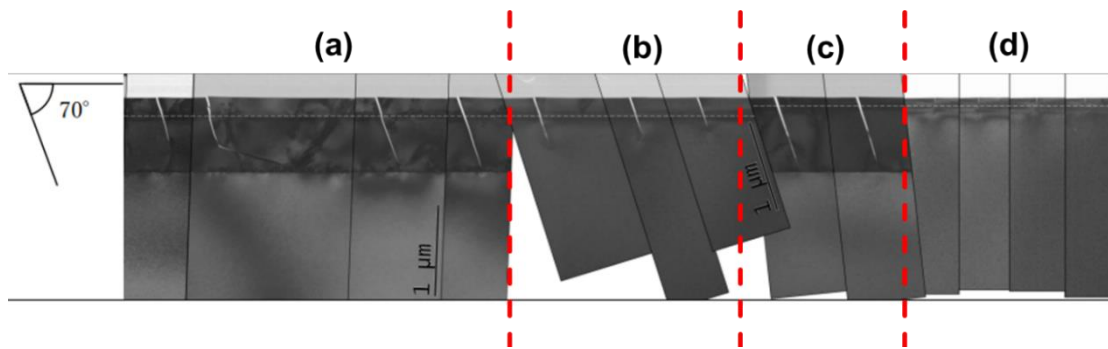


図 4.8 SiGe 層 (a),(b) 200 nm 及び(c),(d) 90 nm を(a),(c) Ge-on-Si(111) 及び(b),(d)Ge(111) 基板上へ成長した断面 TEM 像

4.4 クラック及びリッジの関係性

前節までに Ge 上へ成長した歪み SiGe 層にはリッジ及びクラックが観測された。リッジを断面 TEM で観測した際にクラックが観測される。このリッジとクラックの関係性についてリッジ発生初期、中期及び終期においてエッチングを行いリッジ密度とクラック密度の相関性について調べた。

図 4.9 に SiGe 層 80 nm における過酸化水素水によるエッチング前後のレーザー顕微鏡像を示す。エッチングは今回 1 分にて行った。エッチング前後において線状ラフネスの密度は異なる。また図 4.10 及び 11 に SiGe 層 160,250 nm において同様の評価結果を示す。いずれにおいても線状ラフネスにおいて違いは見られない。しかしながら、線状ラフネスについてはエッチング後に濃くなっているため広がりを見せたことを示唆している。今回 250 nm においては 5 分間のエッチングを行い AFM にてより詳細に線状ラフネスについて評価を行った。その結果を図 4.12 に示す。図 4.12 (a)においては広範囲における測定結果であり(b)においてはラフネス部に範囲を絞り測定を行った。測定結果よりこれまで凸状として観測された線状ラフネスが凹状として観測された。つまり、リッジ部においてはクラック発生が起こっているということが示唆された。また、(b)における拡大像ではクラックに隣接して線状に高さを持っていることが分かり、これはエッチング前にリッジ形状であったことが示唆される。つまり、リッジの生じた場所にはクラックが発生しその密度がエッチング前後で変化しなかったことからリッジのない領域にはクラックが生じていないことが証明された。ここでリッジの発生についてはクラック部の片側で起こりこれはクラック発生の際に隆起によって生じたものであると推測される。

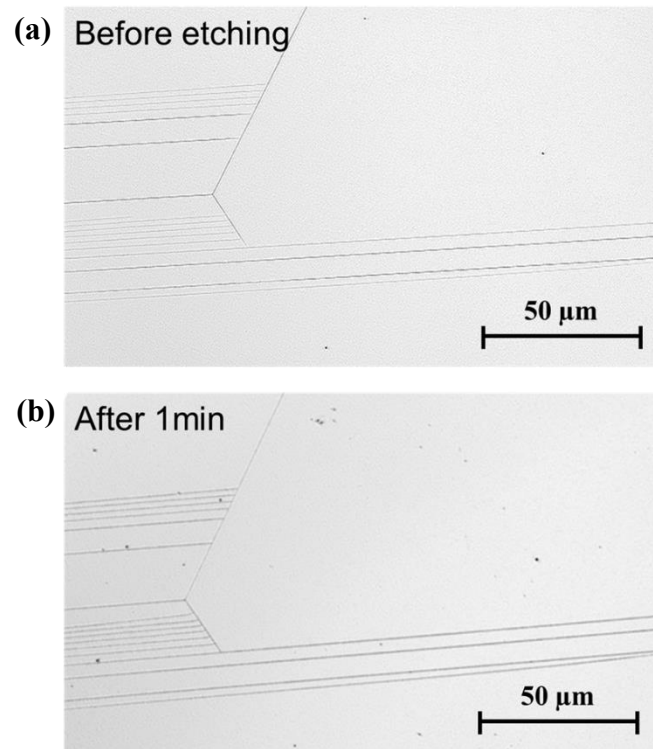


図 4.9 Ge-on-Si (111) 基板上へ成長した SiGe 層 80 nm におけるの(a)エッチング前及び(b)エッチング後におけるレーザー顕微鏡像

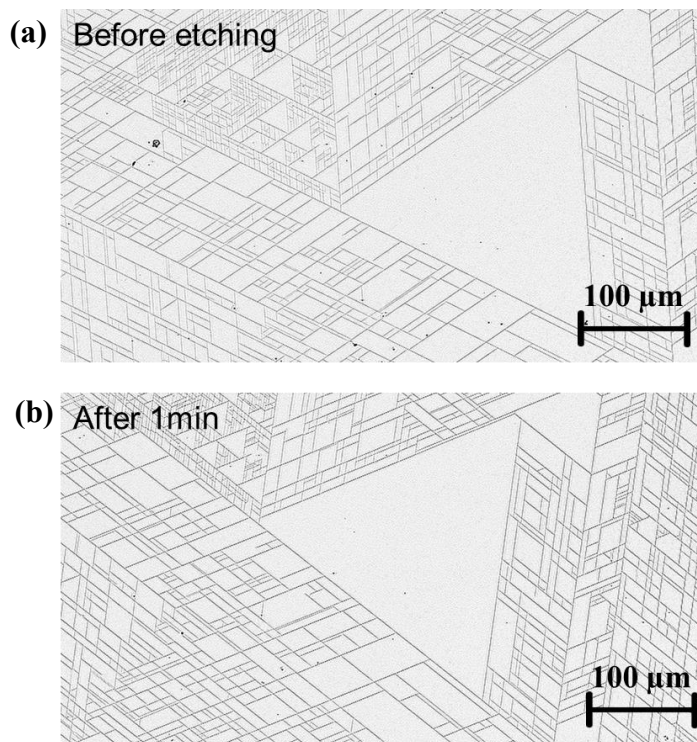


図 4.10 Ge-on-Si (111) 基板上へ成長した SiGe 層 160 nm におけるの(a)エッチング前及び(b)エッチング後におけるレーザー顕微鏡像

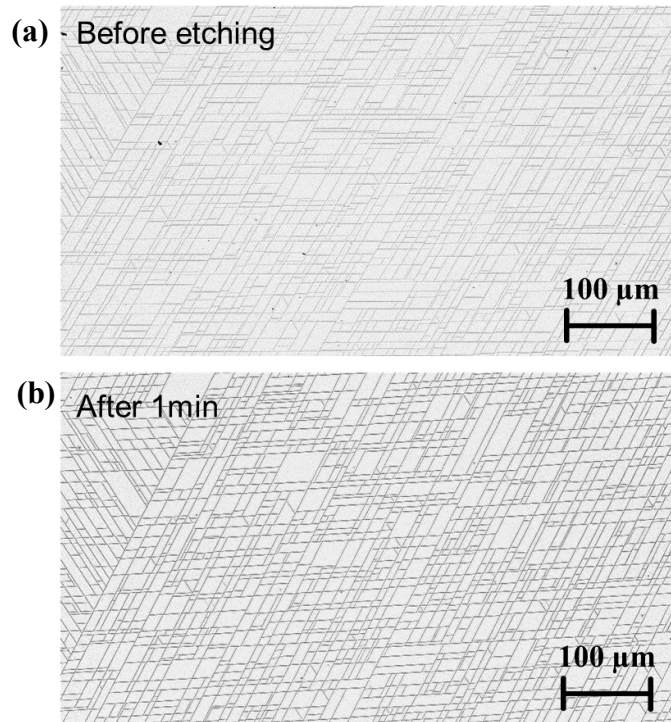


図 4.11 Ge-on-Si (111) 基板上へ成長した SiGe 層 250 nm における (a) エッチング前及び (b) エッチング後におけるレーザー顕微鏡像

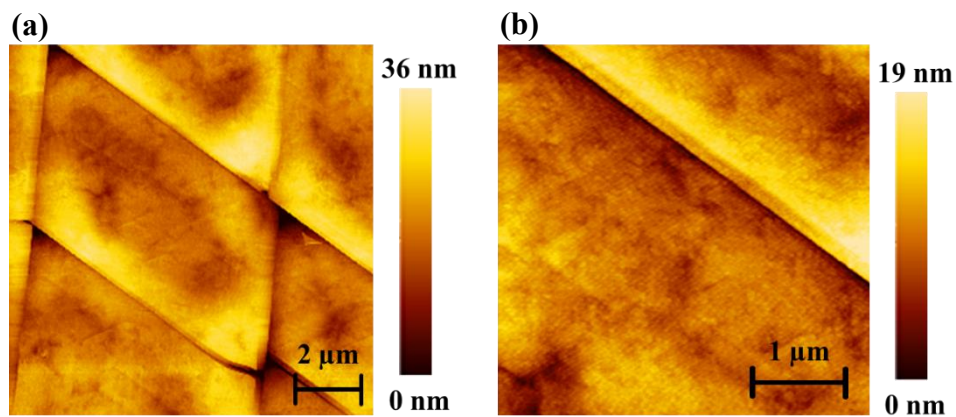


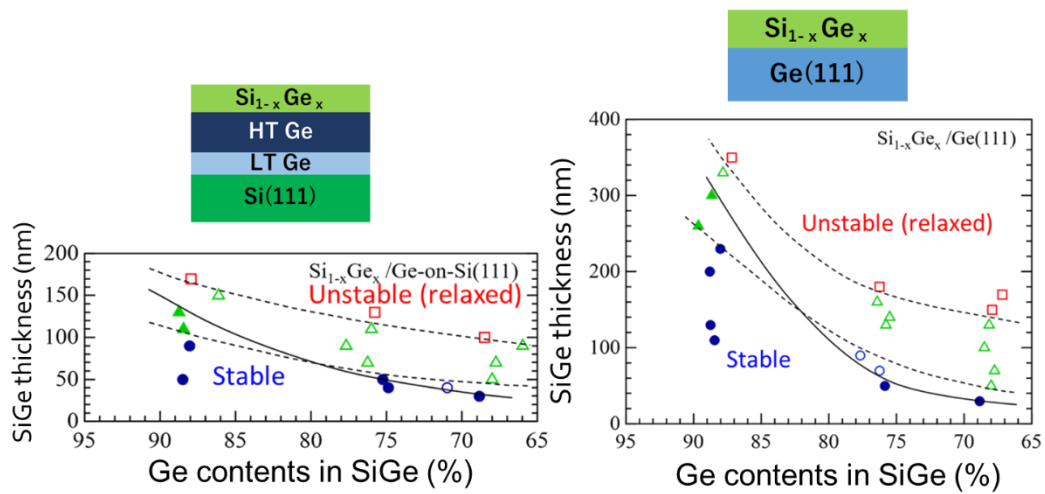
図 4.12 Ge-on-Si (111) 基板上へ成長した SiGe 層 250 nm におけるエッチング 5 分後の AFM 像

4.5 Ge-on-Si(111) 及び Ge(111) 基板上の歪み $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ の臨界膜厚

今回作製した Ge-on-Si(111) 及び Ge(111) 基板上の歪み $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ の臨界膜厚を実験的に求めた。臨界膜厚のグラフを図 4.8 に示す。

図 4.8 に示したように今回 SiGe 層の各組成比に対して臨界膜厚をこのように決定した。それぞれのプロットは成長後歪みの緩和の有無、アニール後での緩和の有無、クラック発生の有無を示している。臨界膜厚は成長後歪みが加わっておりかつリッジが生じない膜厚に線を引き決定した。つまりデバイス応用の際には stable で示された領域での膜厚を用いる事が求められる。

今回実験的に算出したクラック発生の臨界膜厚において、デバイス応用には不可欠である Ge-on-Si(111)基板では Ge(111)基板よりも大幅な低下が見られた。しかしながら、今後スピンドバイス応用へ向けて Ge(111)上の歪み SiGe 層はより厚い膜厚が必要となる。つまり、臨界膜厚を超える歪み SiGe 層の作成手法を開発しなければならない。そこで、我々はその成長手法の 1 つとしてパターンニングを提案する。



	XRD	Surface morphologies
□	Relaxed after growth	ridged
△	Strained before anneal but relaxed after anneal	ridged
▲		ridge-free
○	Strained before and after anneal	ridged
●		ridge-free

図 4.8 Ge (111) 基板上及び Ge-on-Si(111)基板上の SiGe 層の臨界膜厚

第 5 章 パターニングによるクラック発生の抑制とそのメカニズムの解明

5.1 臨界膜厚増大へ向けた新たな歪み SiGe 層の成長手法(パターニング法)

これまで我々はおおよそ 1.5 cm × 1.5 cm の Ge(111)、Ge-on-Si(111)基板上へ歪み SiGe 層を成長した。今回この基板に対してリソグラフィ工程を用いて Line and Space、メサパターンを作製し、非常に小さい面積上に歪み SiGe 層の選択成長を行った。

また、リソグラフィ工程においてメサパターンを作製する際に Ge 膜は Si 基板まで完全にエッチングを行った

5.1.1 Line & Space を用いた歪み SiGe 層の作製と表面モフォロジーの評価

リソグラフィ工程を用いて作製した Line 幅 20 μm の Line and Space パターンの Ge-on-Si(111)基板に SiGe 層を膜厚 90 nm で成長した。そのレーザー顕微鏡、AFM の測定結果を図 5.1 に示す。測定結果からパターニングを用いない場合ではクラックが発生してしまっているがパターニングを用いて作製した試料ではクラックの発生が抑制されていることが分かる。さらに AFM 像からも試料表面にラフネスの様なものは見られない。さらに Line and Space を用いた選択成長によるクラック発生抑制の有効性を確認するために Line 幅を変えまた、膜厚を厚くしての試料作製を行った。その結果を図 5.2 に示す。

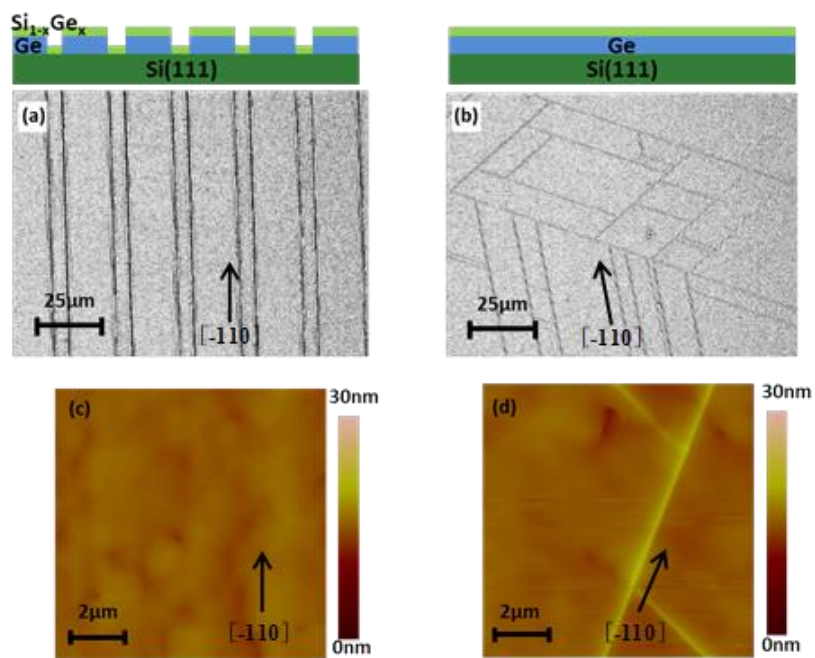


図 5.1 (a),(c)パターニングを用いた Ge-on-Si (111) 基板(b),(d)パターニングを用いない Ge-on-Si (111) 基板上へ成長した SiGe 層のレーザー顕微鏡像と AFM 像

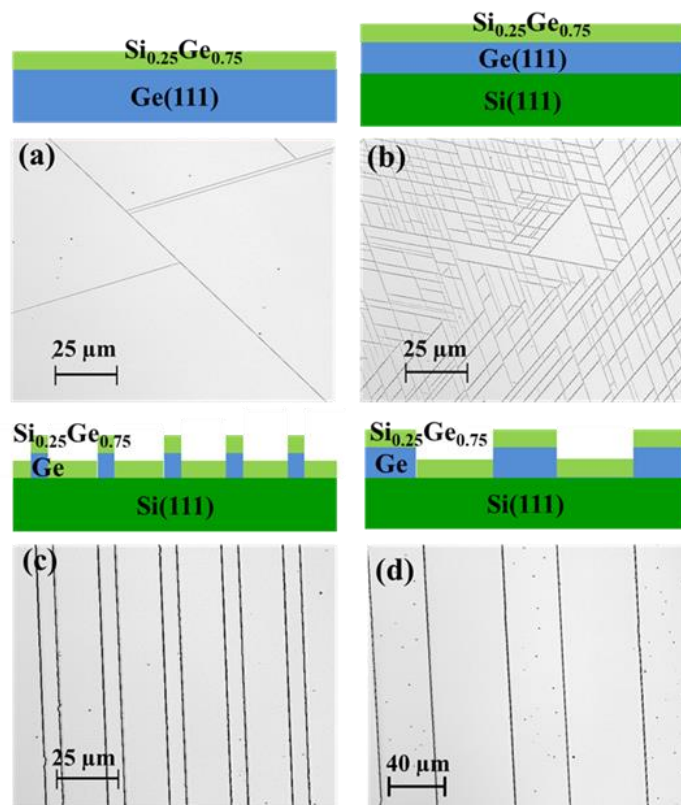


図 5.2 (a),(b)パターニングを用いない Ge-on-Si (111) 基板(c),(d)パターニングを用いた Ge-on-Si (111) 基板上へ成長した SiGe 層のレーザー顕微鏡像

図 5.2(a)、(b)はそれぞれパターニングを施さなかった Ge(111)基板、Ge-on-Si(111)基板に 160 nm の SiGe 層を成長した表面モフォロジーの測定結果である。両基板同様にクラックが発生してしまっていることがわかる。続いて図 5.2(c)、(d)は Line 幅 7 μm (c)、40 μm (d) 上に SiGe 層 160 nm を成長しその表面モフォロジーを測定した。その結果パターニングを施した場合には Line 幅 7 μm (c)、40 μm (d) それぞれにおいてクラックの発生は抑制されている。ここで(d)においては Line 幅を 40 μm と図 5.1 の試料に比べて 2 倍とし、さらには SiGe 層の膜厚も 160 nm と厚くした場合でもパターニングによるクラック発生抑制の効果は示された。つまり Ge-on-Si(111)基板にパターニングを施すことで SiGe 層の臨界膜厚の増加を示唆する結果となった。

5.1.2 歪み評価

図 5.3 に示した試料の(b)、(c)を XRD を用いて逆格子空間マッピングの測定を行い歪み率を評価した。図 4.11(a)に示したのがパターンニングを施さなかった試料の逆格子空間マッピングの測定結果であり $Q_x=0.50$ $Q_y=0.92$, $Q_x=0.50$ $Q_y=0.93$ のピークはそれぞれ Ge-on-Si(111)基板の Ge ピーク SiGe ピークを表している。Ge ピークは広いブロードなピークになっており Ge は緩和していることがわかり、これは SiGe 層で発生したクラックが Ge まで及んでいることが影響していると考えられる。また SiGe 層も同様に緩和してしまっており緩和率は 13%を示した。一方、図 5.3(b)に示したのが Line and Space パターンニングを施した試料の測定結果であり(a)に対して Ge ピークはシャープであり歪みが入っていることがわかる。 $Q_x=0.50$ 上の SiGe ピークは Ge 上に成長した SiGe ピークでありブロードに広がりをもせているピークは Si 基板上に成長した SiGe ピークをそれぞれ表している。Si 基板上に成長した SiGe ピークは格子不整合が大きいことから緩和してしまっているが Ge 上の SiGe ピークは完全歪みである。この測定結果から Line and Space のパターンニングを用いることでクラックの発生が抑制されるだけでなく完全歪みの SiGe 層の作製に成功した。

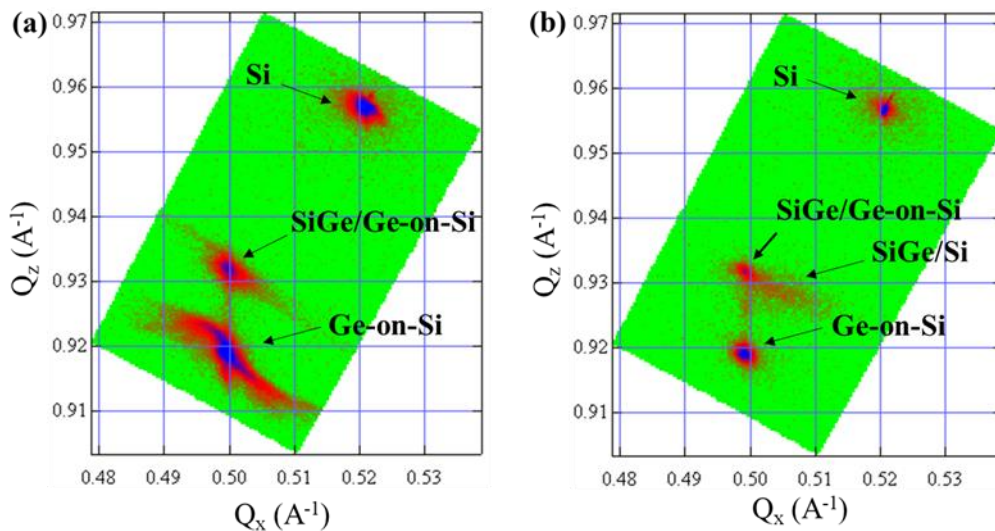


図 5.3 (a)パターンニングを用いない Ge-on-Si (111) 基板(b)パターンニングを用いた Ge-on-Si (111) 基板上へ成長した SiGe 層の XRD マッピング測定図

5.13 メサパターンを用いての歪み SiGe 層の作製と表面モフォロジーの評価

前節でパターンニングを用いる事でクラックの発生を抑制することができ臨界膜厚の増加を示唆することを述べた。今節ではデバイスへの応用へ向けてより大きな面積であるメサパターンを用いて歪み SiGe 層の作製を行った。試料作製方法は前記でのべた Line and space パターンと同様でありメサパターンは $80 \times 80 \mu\text{m}^2$ 及び $200 \times 600 \mu\text{m}^2$ で形成しその後 SiGe 層(160 nm~250 nm)を成長した。作製した試料のレーザー顕微鏡の測定結果を図 5.4 に示す。図 5.4(a)、(b)、(d)、(e)、(g)、(h)はそれぞれパターンニングを施さなかった Ge(111)基板、Ge-on-Si(111)基板上に SiGe 層(160 nm~250 nm)を成長したレーザー顕微鏡の測定結果を示している。Ge(111)基板、Ge-on-Si(111)基板ともに膜厚を厚くするにつれてリッジの密度は高くなることが分かる。しかし図 5.4(c)、(f)の測定結果から SiGe 層の膜厚 200 nm までは $200 \times 600 \mu\text{m}^2$ の面積でもクラックは生じていないことが分かる。パターンニングを用いない試料では高密度にクラックが発生していることを考慮するとパターンニングを用いる事はメサパターンのような面積を大きくした場合でも高品質な歪み SiGe 層の作製に大きな期待が持てる結果となった、また図 5.4 (i)において SiGe 層の膜厚 250 nm においては $80 \times 80 \mu\text{m}^2$ と小さい面積でありながら一部クラックの発生しているエリアが見られた。しかしながらパターンニングを形成した 8 割以上のエリアではクラックの発生は抑制されていた。

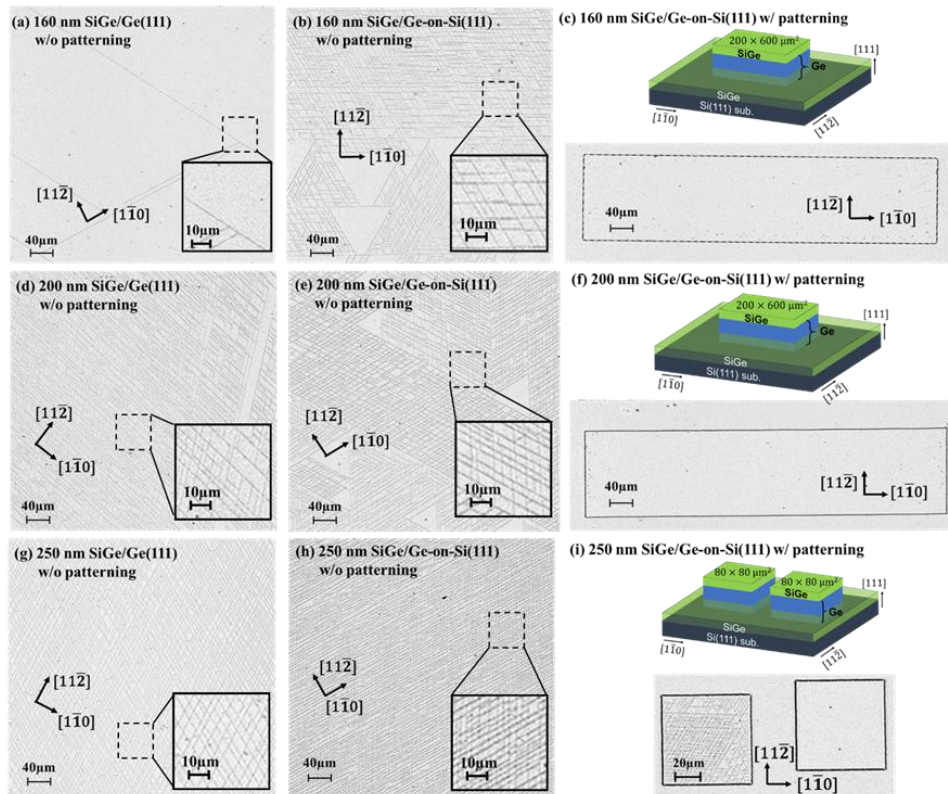


図 5.4 (a),(d),(g)パターニングを用いない Ge (111) 基板(b),(e),(h)パターニングを用いない Ge-on-Si (111) 基板上及び(c),(f),(i)パターニングを用いた Ge-on-Si(111)へ成長した SiGe 層のレーザー顕微鏡像

5.1.4 リッジ密度 リッジ間隔

5.1.3 節で示した試料のリッジ密度、リッジ間隔をグラフにまとめた。その結果を図 5.5 に示す。グラフから Ge-on-Si(111)基板、Ge(111)基板ともに 160 nm から 200nm では大きくリッジ密度が増加しているが 200 nm から 250 nm では大きな増加はしていない。つまり、リッジ密度はおおよそ 200 nm 付近で飽和してしまい、この密度以上のクラックは生じないことが示唆された。

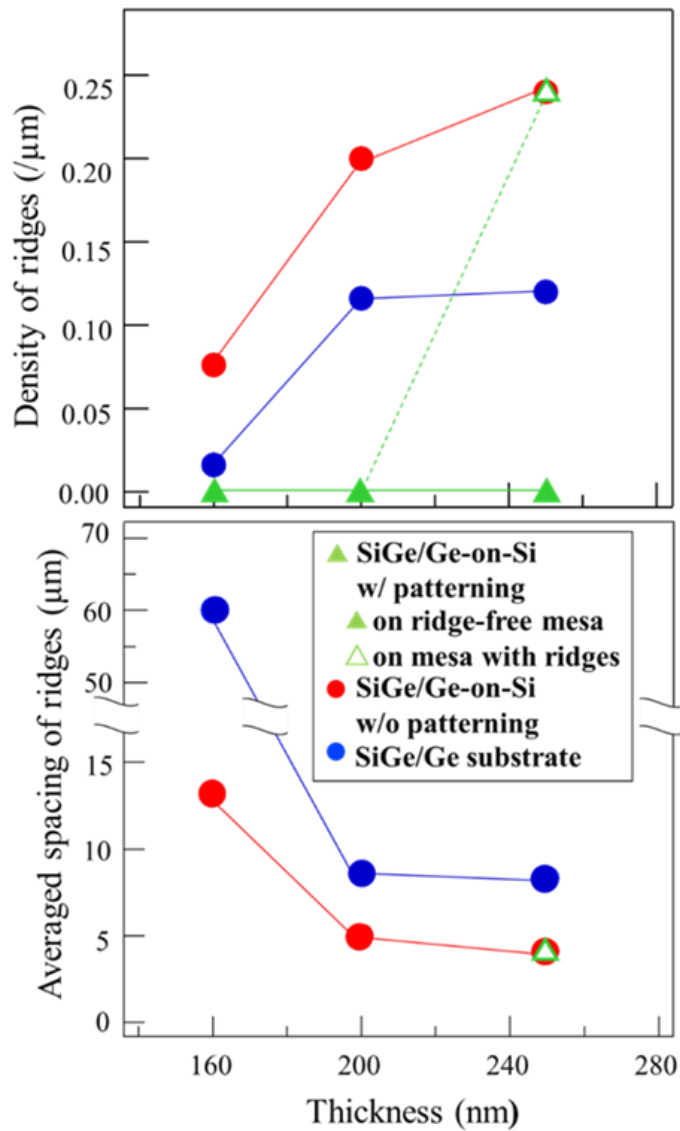


図 5.5 SiGe 層の表面に発生する膜厚に対するリッジ密度及びリッジ間隔

5.1.4 歪み評価

膜厚 250 nm におけるパターニングを用いた試料用いない試料をラマン、XRD を用いて逆格子空間マッピングの測定を行った。用いて測定を行った。その結果を図 5.6 に示す。

図 5.6(a)から Si 基板上に成長した SiGe、リッジ部では緩和が起こっている。また(1),(3)を比較するとリッジ外エリアであるにも関わらず SiGe のピークはパターニングを施した試

料と比べて緩和していることが分かる。つまりパターニングを用いることでより歪みの加わった SiGe 層の作製に成功したことが示された。

図 5.6(c)に示したのがパターニングを施さなかった試料の逆格子空間マッピングの測定結果であり図 5.4 と同様に $Q_x=0.50$ $Q_y=0.92$, $Q_x=0.50$ $Q_y=0.93$ のピークはそれぞれ Ge-on-Si(111)基板の Ge ピーク SiGe ピークを表している。パターニングを施さない場合では Ge だけでなく SiGe 層も同様に緩和してしまっており緩和率は 22%を示した。

図 5.6(b)に示したのがメサパターンを施した試料の測定結果であり(c)に対して Ge ピークは広がりを見せず歪みが加わっていることがわかる。つまりメサパターンを用いた Ge-on-Si(111)基板を用いても Line and Space のパターンと同様にクラック発生が抑制された歪み SiGe 層の作製に成功した

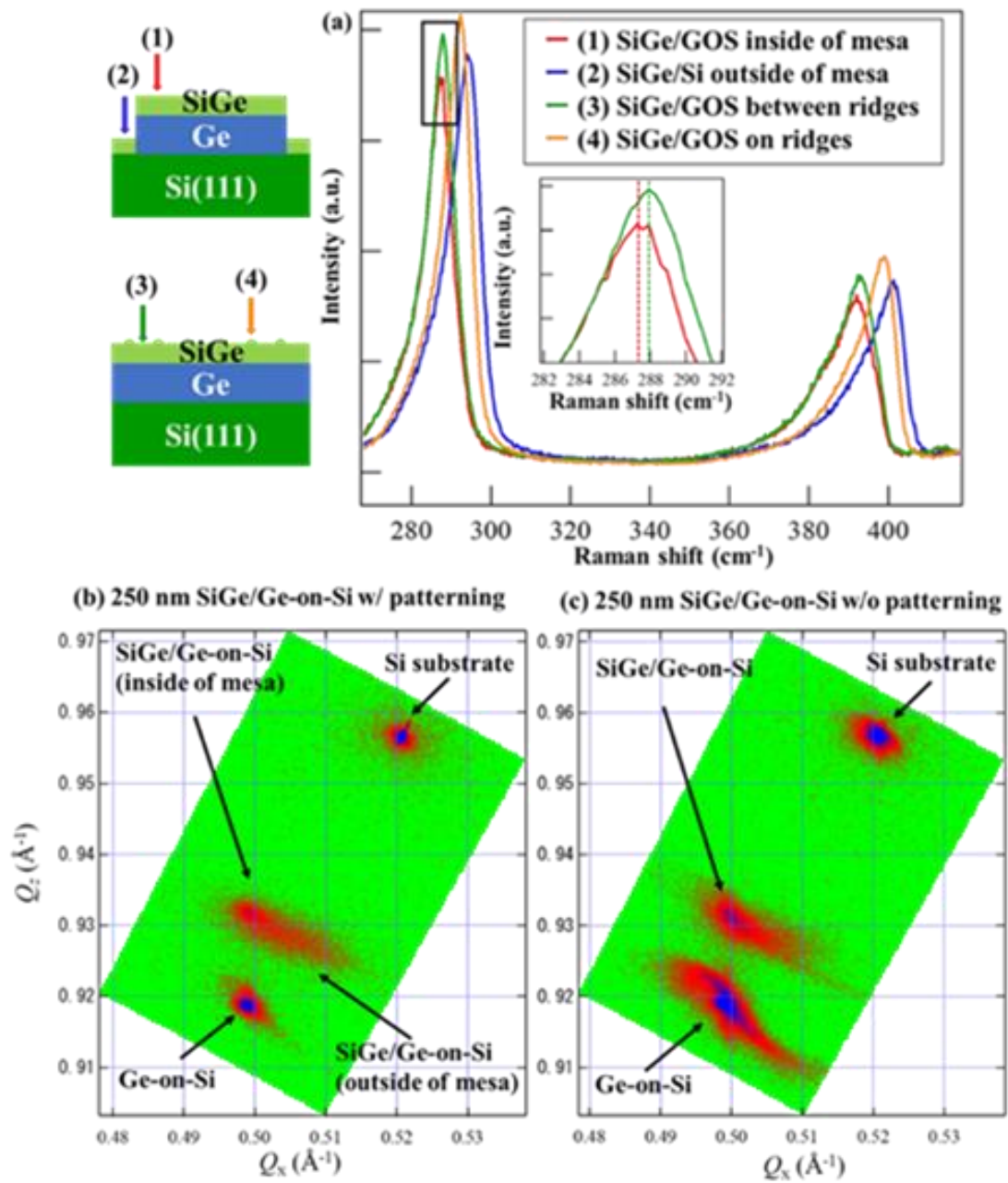
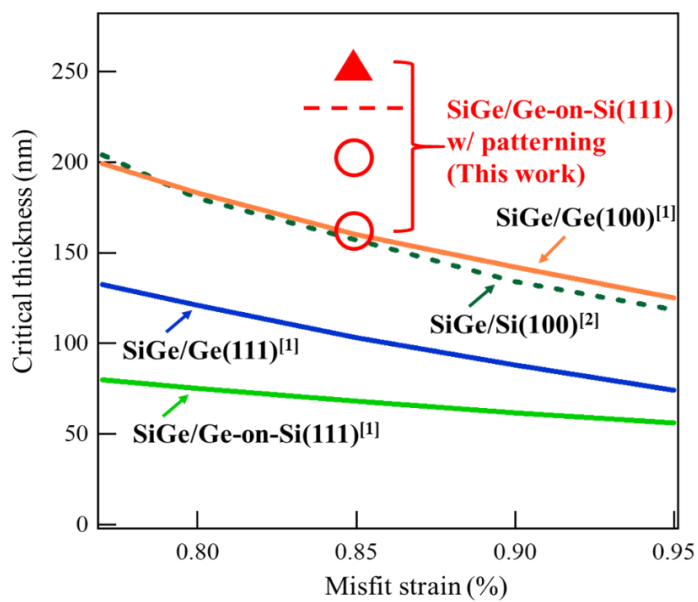


図 5.6 (a)パターニングを用いない Ge-on-Si (111) 基板,パターニングを用いた Ge-on-Si (111) 基板上へ成長した SiGe層のラマン測定と、(b)(c その)XRD マッピング測定図

5.1.5 新たな臨界膜厚

今回パターンニングを用いて作製した試料は第 4 章で示した Ge-on-Si(111)上へ成長した SiGe の臨界膜厚を大きく上回った。図 4.8 に示した臨界膜厚のグラフに第 5 章で示した試料のプロット新たに付け加えた。その結果を図 5.7 に示す。

緑の点線で示したのはよく知られる People の Si(100)基板上の臨界膜厚のグラフである。今回新たにパターンニングを施した試料は赤の三角、丸で示した。前章では Ge-on-Si(111)基板では Ge(111)基板に比べて臨界膜厚が大きく低下することに留意しなければならなかったが今回 Ge(111)基板を上回る結果が得られ、また Ge-on-Si(111)基板上の臨界膜厚は約 3 倍以上増加した。膜厚 250 nm においては一部クラックの発生しているエリアが生じたことから 200 nm から 250 nm の間を臨界膜厚として示した。しかしながら 4.4.3 節で述べたように 8 割以上のエリアではクラックの発生は抑制できていることから今後面積を変えた場合に臨界膜厚はさらに大きく上回る可能性がある。今後面積やパターンニングの形を変えることで臨界膜厚は変わる可能性を示唆している結果でありパターンニングを用いた SiGe 層の作製はスピントロニクスデバイスの発展へ向けた大きな手法であることが示された。



[1] Md. Mahfuz Alam et al., *Appl. Phys. Express* **12**, 081005 (2019).

[2] R. People et al., *Appl. Phys. Lett.* **49**, 229 (1986).

図 5.7 パターニングを用いた Ge-on-Si(111)基板上的新たな SiGe 層の臨界

5.2 Ge(111)基板のパターニング(クラックの伝搬)

第5章5.1節ではパターニングによるクラック発生抑制が可能であること、またそれにより臨界膜厚が大幅に増大することを報告した。ここで、このクラック発生及び抑制メカニズムの解明は歪み SiGe 層を用いたスピンドバイス開発に向けて必要不可欠である。

クラック発生メカニズムの解明へ向けて、まず Ge(111)基板のパターニングによる検証実験を行った。

5.2.1 Ge(111)基板のパターニングによる歪み SiGe 層の作製と表面モフォロジー評価

試料作製方法は図 5.8 に示すように第4章と同様にリソグラフィー工程を用いてパターニングを行い、その後歪み SiGe 層を成長させた。図 5.8 (a), (b), (c), (d)に $80 \times 80 \mu\text{m}^2$ のメサパターニングを Ge(111)基板及び Ge-on-Si(111)基板にそれぞれ施したもの、施していないものに歪み SiGe 層を 200 nm 成長させたレーザー顕微鏡像を示す。

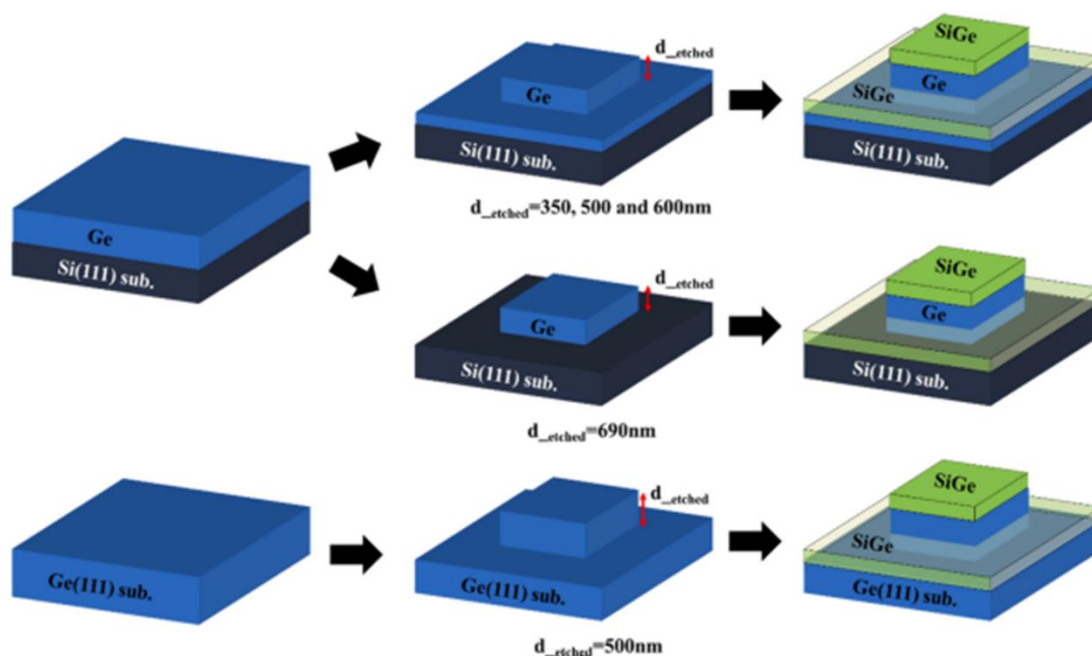


図 5.8 試料作製プロセス

図 5.9 (a), (b)より SiGe 層にはパターニングの有無にかかわらずクラックが発生していることが分かる。対照的に、Ge-on-Si(111)基板においてはパターニングを施した場合クラック発生はみられない。つまりこのパターニングによるクラック発生抑制の有効性は Ge(111)基板では示されなかった。また、クラックの一部はメサパターン内外で繋がっていることも

確認できる。クラック発生がメサの内部では起こらないことは Ge-on-Si(111)基板のパターニングの結果から自明であり、この結果はクラック発生がメサパターン外部から伝搬することでメサパターン内部へと広がったことを示唆している。リッジ密度が図 5.2 (a), (b)において等しいことから、メサパターン内のクラックはメサパターン外から伝搬して発生した後にメサパターン内の SiGe 層の歪みの力によってさらに伝搬し全体に広がったと推測できる。

以上の仮説が正しければ Ge-on-Si(111)基板においてもパターニング加工の際に Ge 膜を Si 基板までエッチングを行わなければ、同様の結果が得られるはずである。そこで Ge-on-Si(111)基板においても Ge 膜を残した Ge(111)基板と同条件になるように検証実験を行った。

5.2.2 Ge 膜を残したパターニング (Ge-on-Si(111)基板) による歪み SiGe 層の成長と表面モ

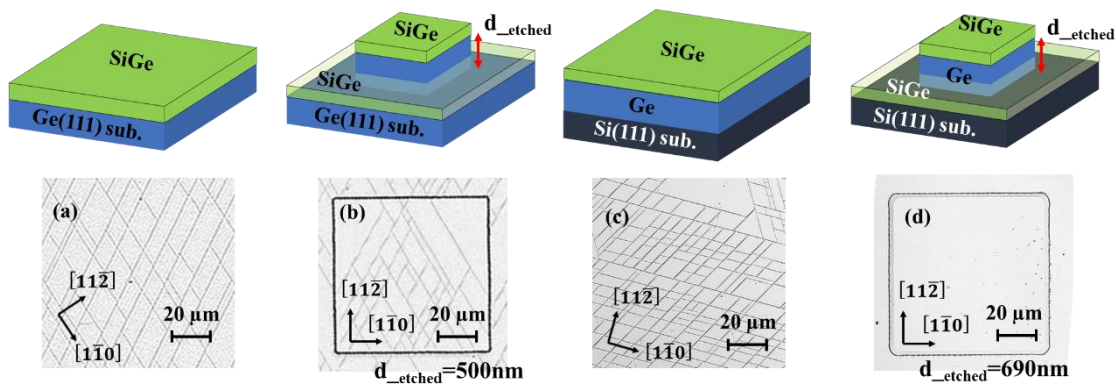


図 5.9 パターニングを施さない(a)及び、施した(b)Ge(111)基板またパターニングを施さない(c)及び、施した(d)Ge-on-Si(111)基板上へ SiGe 層を 200 nm 成長したレーザー顕微鏡像

フォロジ

図 5.10 (a), (b), (c), (d), (e)に Ge-on-Si(111)においてパターニングを施さなかったもの、Ge 膜を残したパターニングと Si 基板までパターニングを行ったもののレーザー顕微鏡像をそれぞれ示す。ここで Ge をエッチングした膜厚 d_{etched} を 0~690 nm としそれぞれ評価を行った。図 5.10 (a)ではクラックは高密度に発生しており、図 5.10 (b), (c), (d)においてもメサパターン内外でクラック発生が見られる。この結果は Ge(111)基板のパターニング結果と同様であり、前節の仮説が正しかったといえる。しかしながら、今回メサパターン外において d_{etched} の値によりリッジ密度に違いが見られた。 $d_{\text{etched}}=350$ nm の場合ではリッジ密度はメサパターン内外において等しいが $d_{\text{etched}}=500, 600$ nm においてはメサパターン内の密度に対し

メサパターン外の密度は減少していることが分かる。今回我々は2段階成長法により Ge-on-Si(111)基板を作製しており、Si 基板の界面付近は非常に結晶性の悪い Ge 膜が成長されている。つまり SiGe 層を成長した際に、成長初期段階から緩和が始まってしまい SiGe 層に十分な歪み加わらなかったと考えられる。十分な歪み加わらなかったことでクラック伝搬は比較的起こりにくかったがメサパターン内に伝搬した際、メサパターン内では高品質な Ge 膜上の SiGe が成長されているため歪みの力により十分に伝搬し高密度にクラックが発生したと推測できる。

5.2.1 節及び5.2.2 節ではクラックの伝搬について示唆される結果を得た。次節ではクラック伝搬を証明するためにメサ・エッチング深さによるパターニングを用いて検証実験を行う。

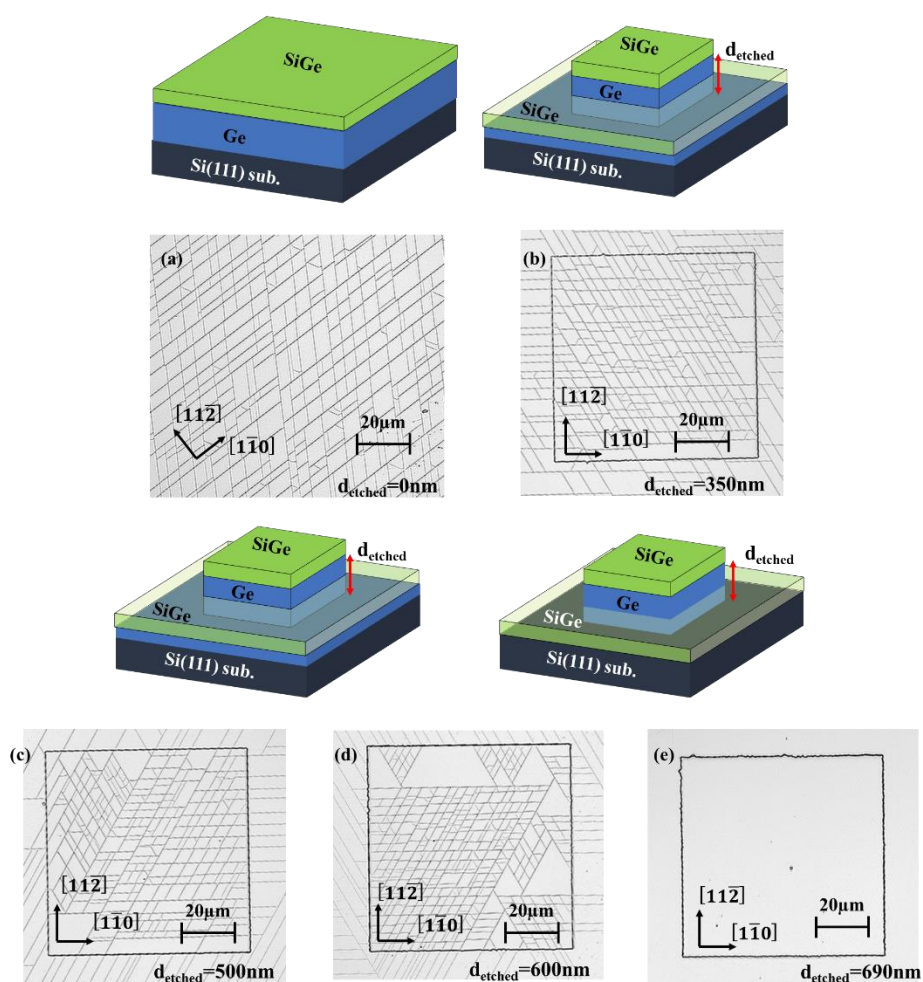


図 5.10 パターニングを施さなかった(a)及び施した(b), (c), (d), (e)Ge-on-Si(111)基板上に SiGe 層を 250 nm 成長したレーザー顕微鏡像

5.2.3 メサ・エッチング深さによるクラック伝搬の抑制

前節で述べたクラック伝搬についてより詳細に調べるために Ge(111)基板を用いてメサ・エッチング深さ(d_{etched})を 200 nm ~1.2 μm で可変させてパターニングを行い歪み SiGe 層を 250 nm 成長させた。そのレーザー顕微鏡像を図 5.11 (a), (b), (c)に示す。図 5.11(a),(b)からクラックはメサパターン内外において高密度に発生しその一部は繋がっていることが分かる。しかしながら、図 5.11 (c)においてクラックはメサパターン外では高密度に発生しているが、メサパターン内においては完全に抑制できていることが分かる。クラックは断面 TEM像の結果から Ge膜にまで入り込んでいることが分かっており、そのようなクラックの伝搬をブロックする手段として今回メサ・エッチング深さが有効であることが示された。さらに、歪み SiGe の膜厚を 450 nm まで増加させ成長させたが図 5.12 に示すようにメサパターン外においてクラックは飽和する程に発生しているが、メサパターン内においてはクラックの発生は見られなかった。つまり、おおよそ 1.0 μm 以上のメサ・エッチング深さを有することでクラック伝搬の抑制が可能であることが示唆された。

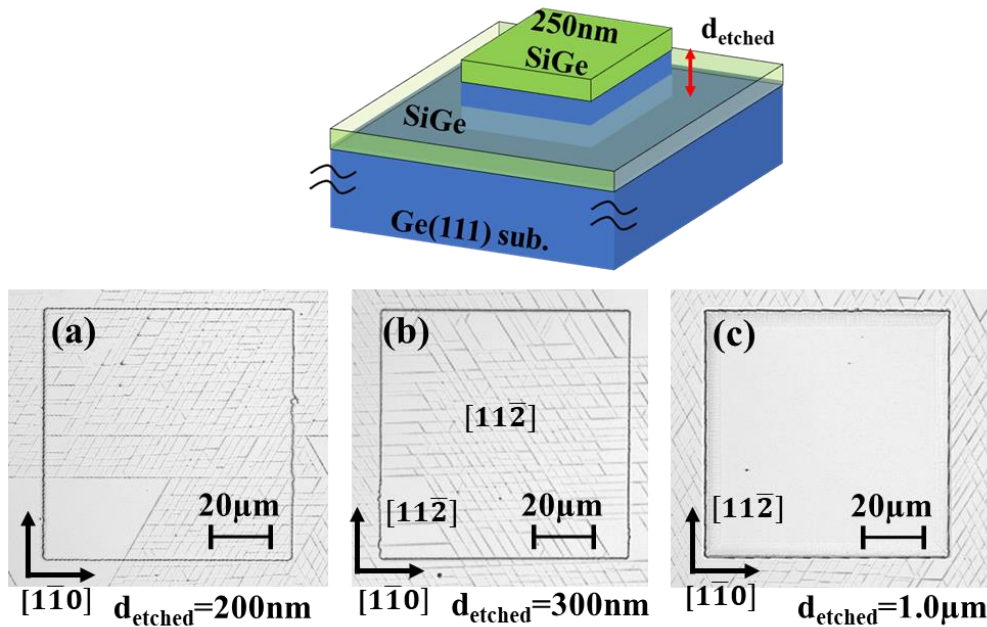


図 5.11 エッチング膜厚(d_{etched})を(a) 200 nm, (b) 300 nm, (c) 1.0 μm としたパターニングほ施した Ge(111)基板上に 250 nm の歪み SiGe 層を成長したレーザー顕微鏡像

これらの各 SiGe 膜厚におけるメサ・エッチング深さ(d_{etched})とメサパターン内外のリッジ密度の関係を図 5.13 (a), (b)にまとめた。図 5.13(a)の結果より $d_{\text{etched}}=1.0 \mu\text{m}$ 以下の場合ではメサパターン内においてパターニングを施さなかった場合($d_{\text{etched}}=0 \text{ nm}$)と同等の密度でリ

リッジが生じていることが分かり、 $1.0\ \mu\text{m}$ 以上の場合ではクラック発生を完全に抑制できていることが示された。対照的に図 5.13 (b)の結果からメサパターン外においてはリッジ密度は d_{etched} によって違いは生じず、SiGe 層の膜厚 $250\ \text{nm}$ 付近においてリッジ密度も完全に飽和することが示された。このリッジ密度が飽和するメカニズムに関してはクラックが生じる際には歪みの力が必要であり、クラックが生じるにつれて膜内の SiGe 層には歪み緩和が生じる。ここで、緩和率が 100%になる前のある程度緩和した所でクラック発生は起こらなくなりリッジ密度に飽和が生じる。その時の SiGe 層の膜厚はおおよそ $250\ \text{nm}$ 付近であると今回のグラフから推測できる。

図 5.12 (a)の結果よりクラック伝搬を抑制できるメサ・エッチング深さの境界ラインは $1.0\ \mu\text{m}$ 以上であることが分かり、クラック伝搬抑制方法の一つとしてこのメサ・エッチング深さを用いることの有効性が示された。

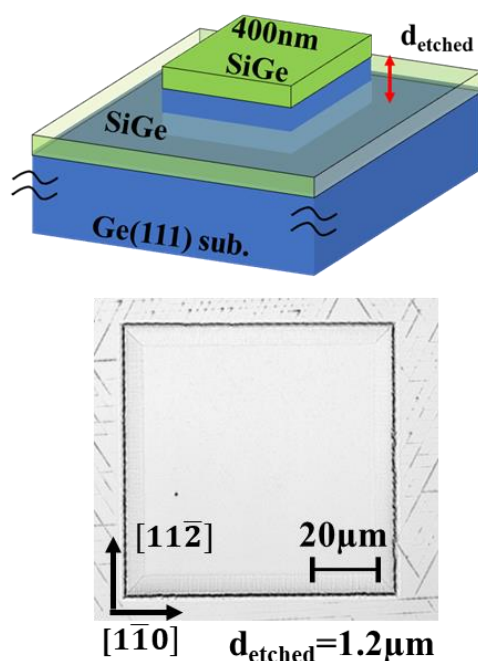


図 5.12 エッチング膜厚(d_{etched})を $1.2\ \mu\text{m}$ としたパターンングほ施した Ge(111)基板上に $400\ \text{nm}$ の歪み SiGe 層を成長したレーザー顕微鏡像

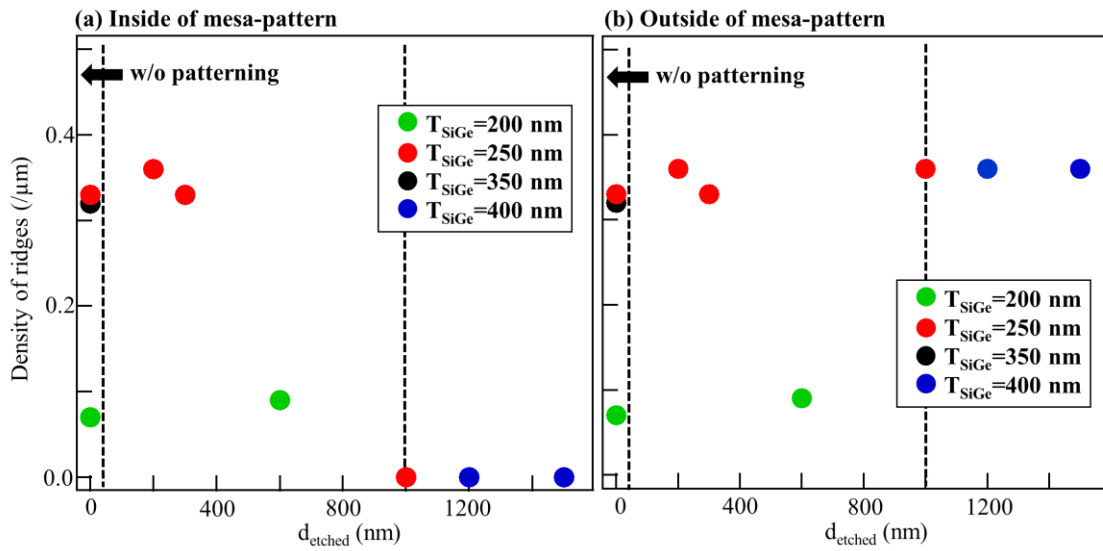


図 5.13 SiGe 層の膜厚(T_{SiGe})における d_{etched} に対するメサパターン内(a)及び、メサパターン外(b)のリッジ密度の関係

5.2.4 メサパターン内外における歪み評価(ラマン分光法)

今回作製した図 5.11(c)の試料をラマン分光法により評価を行った。その結果を図 5.7 に示す。灰色線で示したピークが Bulk Ge のスペクトルであり(a), (b)はそれぞれメサパターン内外のスペクトルを表す。メサパターン内においてはメサパターン外に対して歪みが加わっており、このメサ・エッチング深さにクラック伝搬抑制における高品質歪み SiGe 層の作製の有効性を示す結果となった。またメサパターン外においてはメサパターン内に対して緩和率が 58%であることが求められた。

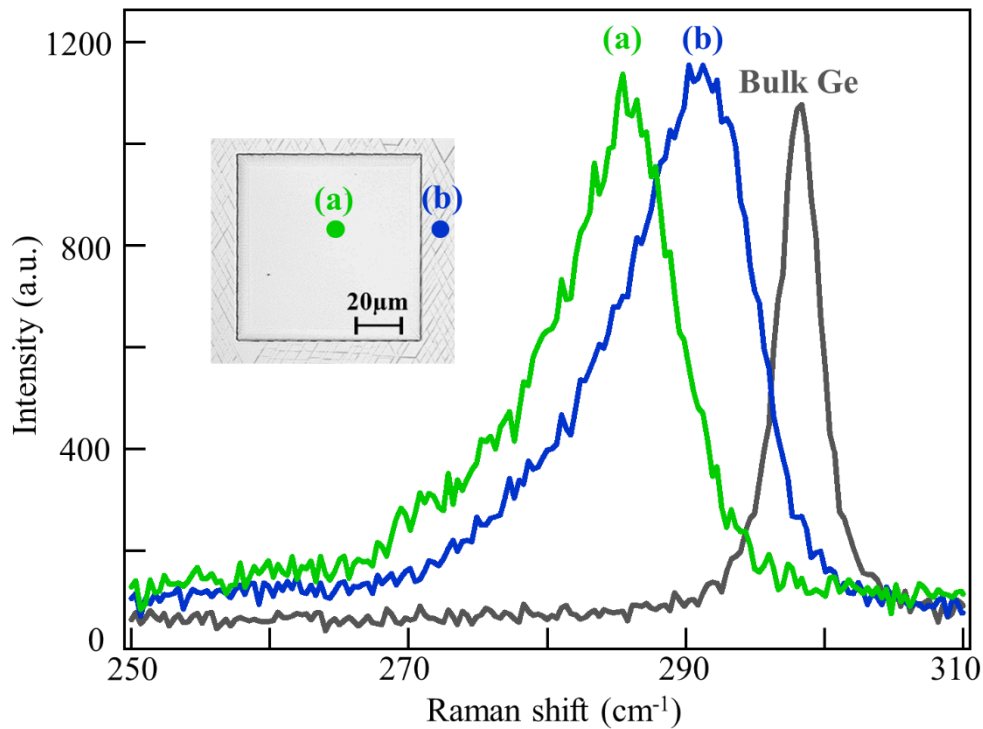


図 5.14 メサパターン内外における Ge(111)基板上に成長した 250 nm の SiGe 層及び Bulk Ge のラマンスペクトル

5.2.5 パターニング方位によるクラック発生密度の違い

前節ではメサ・エッチング深さによりクラック伝搬の抑制方法を述べた。今節では Ge(111)基板における Line and Space パターンとメサ・エッチング深さを応用することでパターニング方位によるクラック発生密度の違いについて述べる。

第 5 章において Ge-on-Si(111)における Line and Space パターンを用いたクラック発生の抑制について述べ、Line and Space パターン上においてもクラック発生が完全に抑制できることは自明である。今回 Line and Space パターンにおいてメサ・エッチング深さ(d_{etched})を 700 nm, 及び $2.0 \mu\text{m}$ とし 2 つのパターニング Ge(111)基板上に歪み SiGe 層を 250 nm 成長させた。そのレーザー顕微鏡像を図 5.15(a), (b), (c), (d)に示す。ここで、図 5.15 (a), (b)についてはパターンエッジの領域、図 5.15 (c), (d)についてはパターン内部の領域のレーザー顕微鏡像となっている。まず、図 5.15 (a)ではクラックはメサパターン外においては高密度に発生して

いるがメサパターン内においてはその密度と発生の仕方が異なっている。今回のメサ・エッチング深さではクラックはメサパターン内に伝搬しメサパターン領域内においても高密度に発生するはずであるが、そのような結果は得られなかった。対照的に図 5.15 (b)に示した $d_{\text{etched}}=2.0 \mu\text{m}$ 以上では Line and Space 領域外ではクラックは高密度に発生しているのに対して領域内ではメサパターン内外にどちらも生じていない。このように同一膜厚内においてクラックの生じる領域、生じない領域があらわれたことは非常に興味深い結果であり、このメカニズムについて詳細に検討する必要がある。また図 5.15 (c), (d)に示したようにパターンの内部においてもパターンエッジ部と同様の結果が得られた。

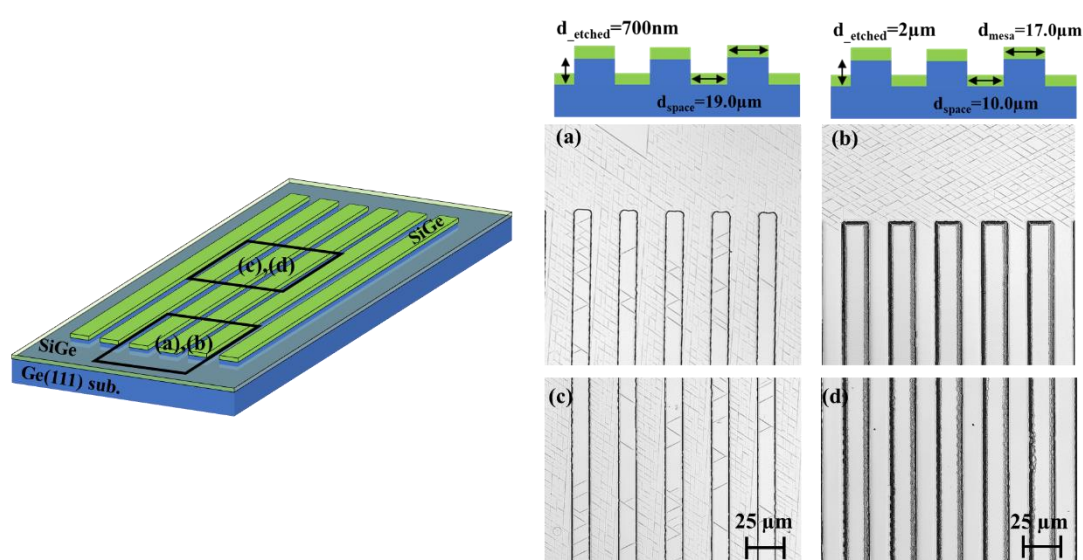


図 5.15 エッチング膜厚(d_{etched})を 700 nm (a),(c)及び 2.0 μm (b),(d)としたパターンニングを施した Ge(111)基板の上に 250nm の歪み SiGe 層を成長したレーザー顕

図 5.15 (a), (c)についてより詳細に調べるために Line and Space のパターンニング方位及び、Line 幅を変え検証実験を行った。図 5.16 (a), (b), (c), (d)にそのレーザー顕微鏡像を示す。図 5.9 (a), (b)ではパターンニング方位はクラックの発生する方向に対して平行に作製した。Line 幅 25.0 μm においてはメサパターン内外共にクラックは高密度に発生していることが分かる。対照的に Line 幅 12.5 μm においては図 5.16 (a), (c)同様にメサパターン内においてのクラック発生密度は非常に小さい。ここで、図 5.16 (a)においてメサパターン内ではメサパターン外から伝搬して発生したと考えられるクラック方向に対して異方向に伝搬していることが分かる。つまりこのメサパターン内に生じている $[\bar{1}\bar{1}0]$ 方向のクラックはメサパターン外から伝搬した後に異方向である $[1\bar{1}0]$ 方向に伝搬し発生したものであると示唆される。図 5.16 (b)において $[1\bar{1}0]$ 方向にクラックが見られないのは Line 幅の長さが異方向に伝搬す

る為に必要な長さに足りず、伝搬前にエッジ部まで到達してしまったものと推測できる。また図 5.16 (c), (d)の様にクラックの発生する方向を避けてパターンニングを作製した場合においても、Line 幅が短い場合では異方向に対しての伝搬は見られなかった。また、クラック発生方向を避けた際には、Line 幅が長い場合においてもクラック発生密度はメサパターン内外において異なる結果となった。図 5.16 (c)よりクラックはメサパターン外から伝搬したと思われる $[1\bar{1}0]$ 方向と異方向に伝搬が見られる。ここで、その伝搬後にさらに異方向へ伝搬したと考えられるがその方向は片側のみである。つまり、クラックが異方向に伝搬する際に両側に伝搬せず片側にのみ伝搬する可能性を示唆する結果となった。その結果、今回の様にメサパターン内においてはクラック発生密度がメサパターン外と異なっていると考えられる。今節の Ge(111)基板における Line and Space パターンニングとメサ・エッチング深さを応用させた検証実験の結果は、これまでの正方形パターンニングと異なる結果を得ることが出来、クラックの異方向への伝搬と、伝搬の際に片側にのみ、それが生じることを示す結果となり、クラック発生メカニズムにおいて大きな知見が得られた。

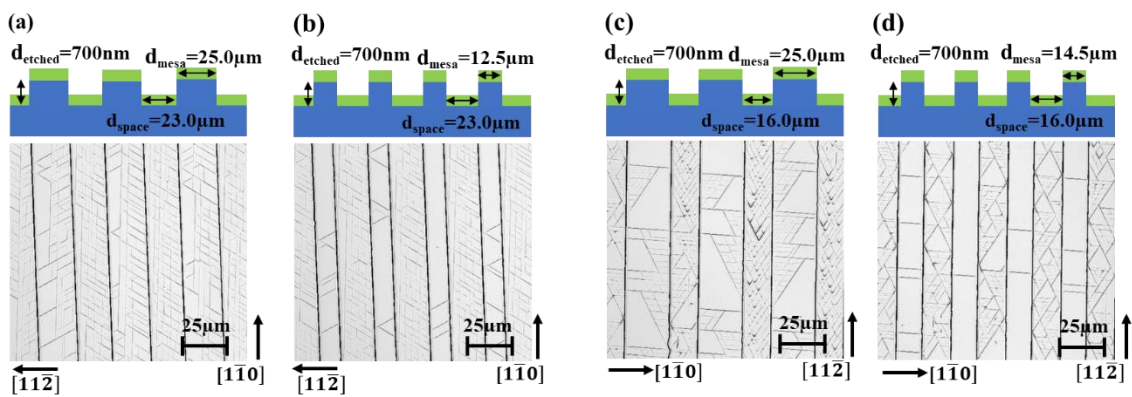


図 5.16 エッチング膜厚(d_{etched})を 700 nm としパターンニング方位を $[1\bar{1}0]$ (a), (b)及び $[11\bar{2}]$ (c), (d)方向に作製した Ge(111)基板上に 250nm の歪み SiGe 層を成長したレーザー顕微鏡像

5.3 クラック発生メカニズムへ向けた検証実験

前節までのクラック発生の結果からクラックには発生源が存在しそこから伝搬により膜内全体へ広がっていくことが示唆されている。また、クラックが伝搬した際に異方向への伝搬の可能性についても述べた。今節では、クラック伝搬抑制へ向けた検証実験を行った。

5.3.1 メサパターン接合によるクラック伝搬の抑制

前節ではメサ・エッチング深さによるクラック伝搬抑制方法を述べた。また、パターンニング方位による検証実験により、クラック伝搬はある程度の長さがある場合、異方向にも起こることが分かった。今節では 2 つのメサパターンをクラックの発生する方向と、それを避けた方向に接合しクラック伝搬について検証実験を行った。今回の検証実験について、クラック発生源の密度が大きければ、図 5.17 に示すように、クラックは発生するはずである。

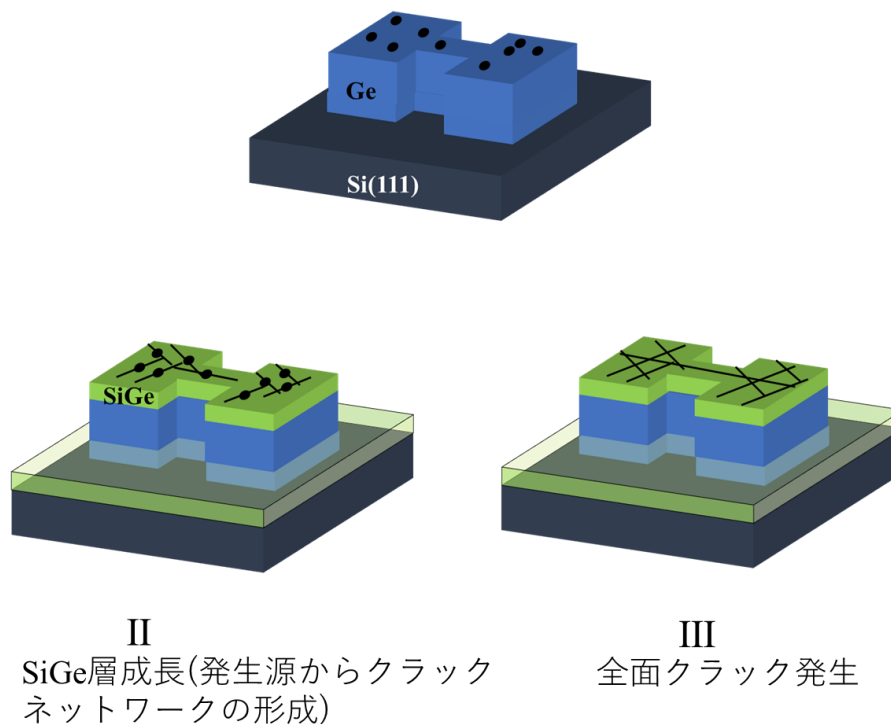


図 5.17 検証実験に対する予想クラック発生メカニズム

検証実験結果をレーザー顕微鏡像を図 5.18 (a), (b)に示す。図 5.18 (a)は接合部をクラックの発生する方向である $[1\bar{1}0]$ に対して平行に作製し(b)においては $[1\bar{1}0]$ に対して垂直方向に作製した。SiGe層はパターニングの臨界膜厚である250 nmを大きく上回る300 nm成長し、メサパターン内においても一部クラックが発生するように設定した。図 5.18 (a)に示されるように、クラック発生はメサパターン両側に高密度に発生し、さらには接合部にまで発生している。対照的に図 5.18(b)ではクラック発生はメサパターンの片側でのみ起こり、接合部、反対側では見られない。ここで図 5.18(a)の接合部を観察するとクラックはメサの両側を跨いで発生している。今回作製した試料のクラック発生におけるメサパターンの両側、片側発生を割合を表 5.1 にまとめた。表 5.1 の結果から今回図 5.11 に示した発生の割合が支配的であることが分かった。ここで図 5.18 (b)においてメサパターン両側発生が起こった際に、接合部においてクラック発生は見られなかった。つまり、この接合メサパターンにおいてクラック発生は独立して起こっていることが示唆された。

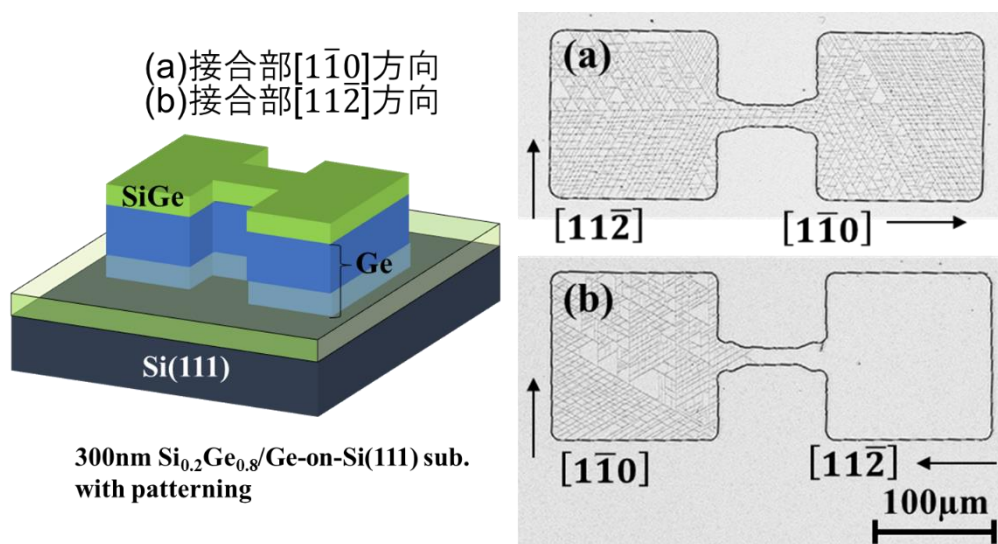


図 5.18 メサパターン接合部を $[1\bar{1}0]$ 方向(a)及び、 $[1\bar{1}2]$ 方向に作製し SiGe 層を 300 nm 成長したレーザー顕微鏡

表 5.1 検証実験におけるクラック発生の割合

クラック発生	(a)接合部 $[1\bar{1}0]$ 方向	(b)接合部 $[1\bar{1}2]$ 方向
両側発生の割合	17%	1%
片側発生の割合	2%	9%
両側発生無し の割合	81%	89%

今回の検証実験によるクラック伝搬メカニズムを図 5.19 (a), (b)に示す。図 5.13 (a)では接合部をクラック発生方向に対して平行に作製した場合について説明する。まず、Ge 膜内に存在するクラック発生源(メサパターンの片側)によりクラック発生が生じる。この時、クラックの伝搬する方向に対して平行に接合部を作製したためにメサパターンの反対側にまでクラックは伝搬してしまう。この時、反対側でも伝搬は起こり続けるので最終的にメサパターンの両側及び、接合部にまで高密度にクラックが生じてしまう。続いて、図 5.19 (b)における接合部をクラックの発生する方向を避けた場合のクラック伝搬メカニズムについて説明する。まず、メサパターンの片側に存在するクラック発生源よりクラックは生じるが、接合部を伝搬方向を避けて作製したためにクラックの伝搬はメサパターン反対側には起こらない。また前節で記述した、異方向へ伝搬するためにはある程度の長さが必要なことから、接合部においても伝搬は抑制される。以上のことから、クラック発生割合はメサパターンの片側のみに発生するものが多くなる。この割合の結果から、メサパターンにおけるクラック発生源は片側のみに存在することが示唆され、クラック発生源の密度は非常に小さいことが示された。

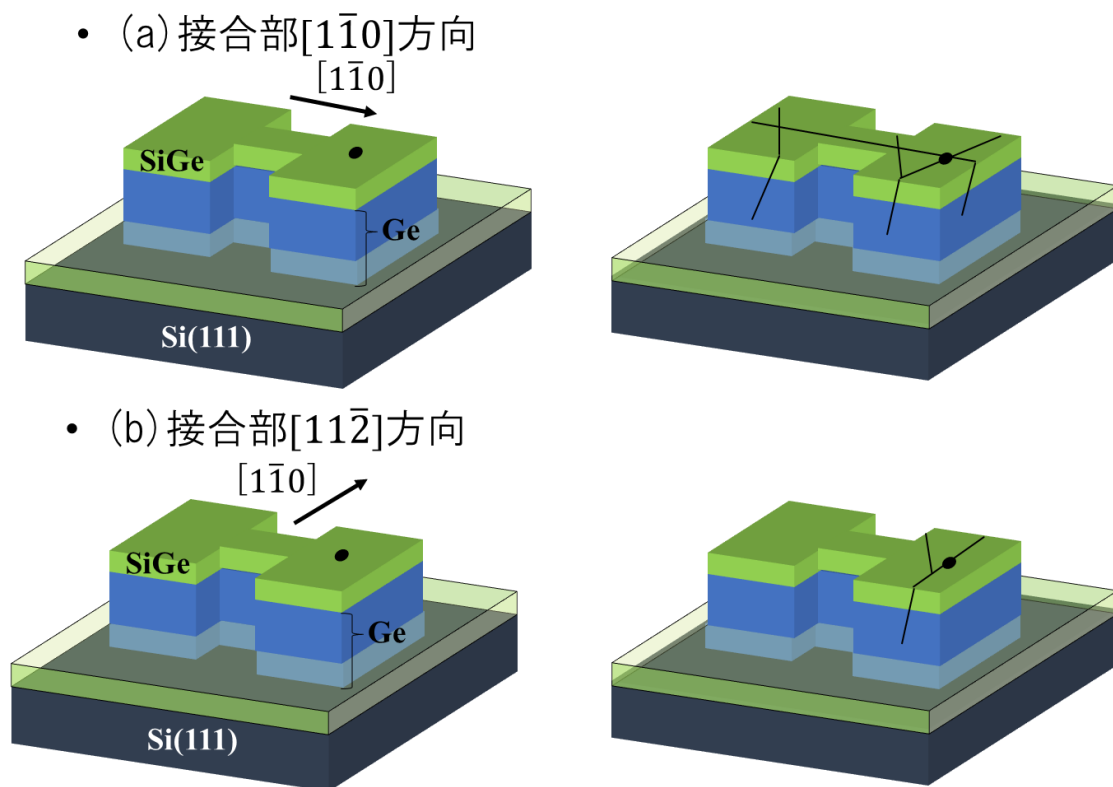


図 5.19 検証実験によるクラック伝搬メカニズム

5.3.1 クラック発生源密度算出へ向けた検証実験

前節においてクラック発生においてクラックが生じる箇所（クラック発生源）によりクラック発生方向へ伝搬することで、クラックは膜内全面に広がることを示した。

今節ではクラック発生密度を図 5.20 に示すように、面積を変えたパターンを全面に作製し、クラック発生箇所についての定量評価を行った。

作製したパターン上へ $\text{Si}_{0.2}\text{Ge}_{0.8}$ を臨界膜厚を超えた 300 nm 成長しその表面モフォロジーを評価した。図 5.21 (a), (b), (c), 及び(d)にレーザー顕微鏡像の結果を示す。

今回クラック発生箇所については赤丸にてマークをしている。

$x = 450$ 及び 400 の場合においてはクラック発生箇所、発生しない箇所が存在し、クラック発生が生じた場合にはいずれも膜内全面に発生している。 $x = 100$ の場合においては、クラック発生が起こった箇所については集中的に発生が見られ、対照的に $x = 45$ の場合においてはおよそそのエリアでクラック発生は見られなかった。表 5.2 に今回算出したクラック発生の割合についてまとめた。今回 $x = 450$ 及び 400 に関してはメサパターン加工はしているが大面積を用いておりクラック発生源が生じる確率が高いため定量的な評価に関しては無視できるものとして考察をする。しかしながら、このような大面積におけるメサパターンにおいてもおよそそのエリアでクラック発生の抑制に成功したことは大きな成果である。表 5.2 において注目すべき点は $x = 100$ 及び 45 においてクラック発生の確率に 1 桁以上の違いが生じたことである。大面積上にもクラック発生が生じていることから、クラック発生源に起因する転位の密度は膜内においておよそ均一であると推測できる。それにも関わらず面積が小さいほどクラック発生の抑制に成功したことに対する考察が必要である。まず、 $x = 100$ においてクラック発生箇所が集中した点について考える。クラック発生が集中的におこったことは転位源がその近辺に密集してクラック発生源となったことは明白である。ここで面積をさらに小さくした場合には転位源が密集した箇所があるにも関わらずクラック発生源とはならなかった。このメカニズムについては図 5.22 において説明を行う。

このメカニズムについては膜内に存在する転位源の数を考えることが重要である。膜内において転位源が 1 以下である場合クラック発生源とはならず、クラック発生は起こらない。対照的に 2 つ以上存在する場合においてはそのいずれかが繋がることでクラック発生源となりクラック発生を引き起こすと考えられる。つまり、転位源については $x = 45$ 程の非常に小さいメサパターンにおいて数 μm 間隔の格子状に分割していればメサ内への存在確率はおよそ 0 に近くクラック発生のない高品質な SiGe 層の作製が可能であることが分

かった。また、その転位源密度は $2.0 \times 10^5 / \text{cm}^2$ となった。

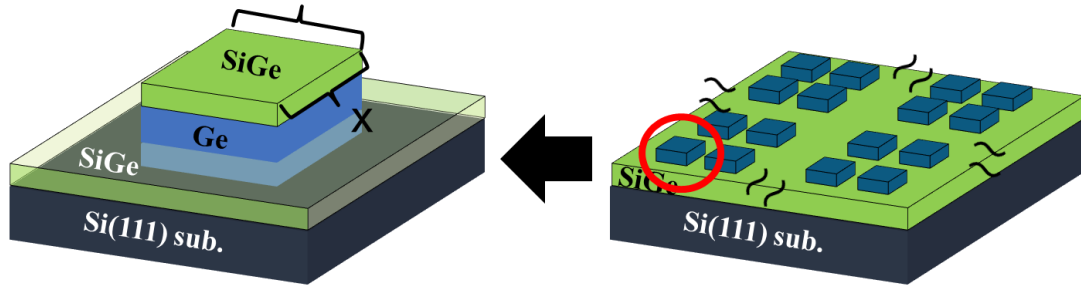


図 5.20 クラック発生源密度算出へ向けた構造図

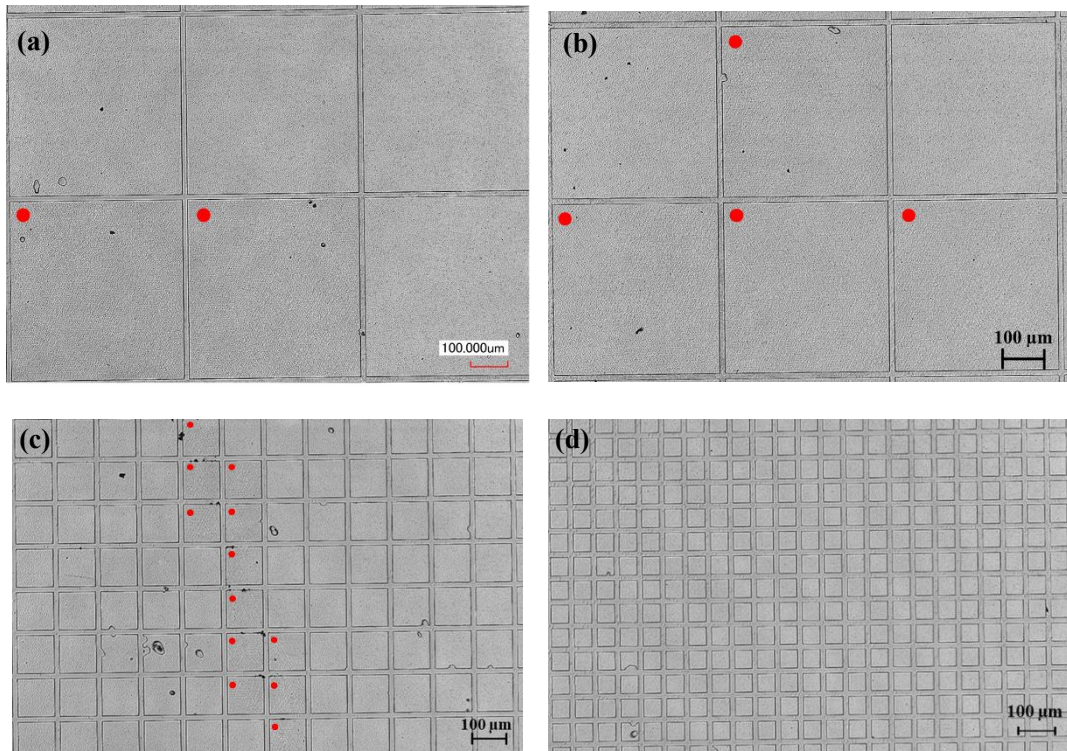


図 5.21 メサパターン(x = (a) 450, (b) 400, (c) 100 及び (d) 45 μm)を施した Ge-on-Si(111) 基板上に 300 nm の歪み SiGe 層を成長したレーザー顕微鏡像

表 5.2 クラック発生密度に関するメサパターンサイズ及びその個数に対するクラック発生確率の割合

メサパターンサイズ、個数	クラック発生数 (個)	クラック発生確率	クラック発生総面積(μm^2)
450 × 450 μm^2 (169個)	43個	0.254	8707500
400 × 400 μm^2 (225個)	26個	0.116	4160000
100 × 100 μm^2 (3969個)	43個	0.011	430000
45 × 45 μm^2 (12100個)	16個	0.001	32400

第 6 章 パターニングを用いた歪み SiGe /Ge MQWs 層の作製及び SiGe /Ge(111) EL 発光デバイスの開発

6.1 Introduction

第 4, 5 章において Ge(111)上の歪み SiGe におけるクラック発生とその発生メカニズム及び、抑制メカニズムについて述べた。今章ではパターニングにより大幅に臨界膜厚が増加したことから厚膜が求められる SiGe/Ge MQWs の作製を行った。これまでに我々のグループでは Ge をベースとした発光デバイスの開発に取り組んできた。Ge(100)及び(111)において室温での Electroluminescence(EL)発光を観測している。(100)面においては高効率に高強度の発光を得られているが、(111)面においては(100)面に対して発光効率が悪いことが課題として挙げられる。その原因としては(111)面において Si 基板上に Ge 膜を成長し、Ge-on-Si(111)基板を作製する際には(100)面と比べて貫通転移の密度が多く電流を流した際に、リーク等があげられる。この Ge 膜に生じる貫通転移密度に関しては現在改善する余地はない。そこで、活性層に対して歪み SiGe/Ge MQWs を用いることによって発光強度の改善をはかり、我々の採取目標であるスピントロニクス EL 発光デバイスの作製を目指す。しかし、これまで Ge 膜上に高組成 Ge の歪み SiGe を用いた MQWs の報告は不十分でありまず、結晶評価及び室温での Photoluminescence の測定を行った。

6.2 SiGe/Ge(100),(111) MQWs の作製

MQWs の成長については前章までと同様に行いパターニングを施した Ge-on-Si(111)基板及び施さなかったもの、また比較用として Ge-on-Si(100)基板上に成長を行った。

6.2.1 SiGe/Ge(111) MQWs on Ge-on-Si(100)

作製した試料構造図を図 6.1 (a)に示す。まず、Ge-on-Si(100)基板上に Si_{0.1}Ge_{0.9}層を 6 nm と固定し Ge 膜の厚さを d=8, 10, 12, 14 nm とそれぞれ可変し 15 周期 SiGe/Ge MQWs 層を成長した。作製した試料(d=14 nm)の断面 TEM 像の測定結果を図 6.2 に示す。断面 TEM 像の測定結果から、MQWs 層においては欠陥が見られず急峻に量子構造が作製できていること

が分かった。ここで Si 上の Ge 膜においてもおおよそ貫通転移の様な欠陥は見られず(100) 面方位における Si/Ge へテロ構造の作製は比較的容易に行えることが分かる。

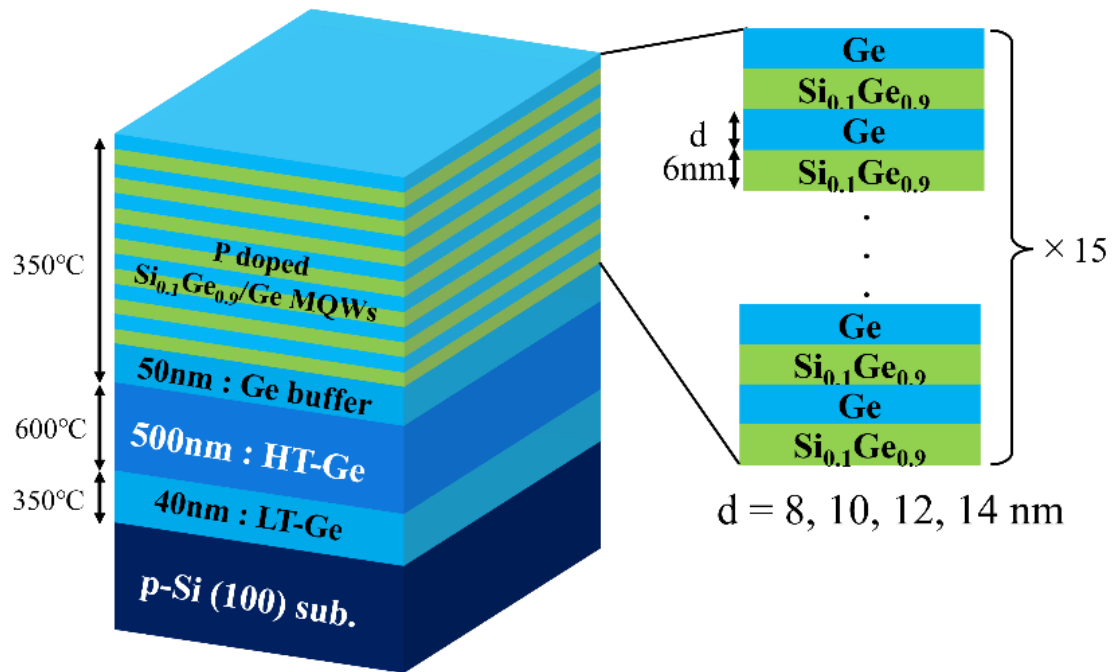


図 6.1 SiGe/Ge MQWs の試料構造図

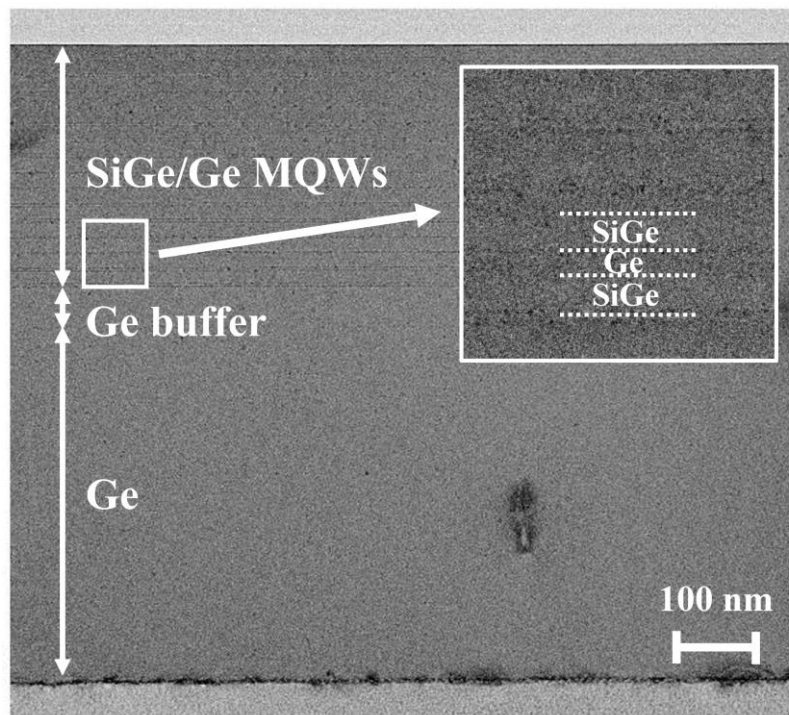


図 6.2 SiGe/Ge MQWs の断面 TEM 像

続いて各膜厚における表面モフォロジーを AFM により評価した。その結果を図 6.3 (a), (b), (c), (d)に示す。各膜厚に対して表面平坦性は維持されており、量子層を作製したことで表面ラフネスの悪化は見られない。量子層内の Ge 膜厚に対する量子層の総膜厚及び、RMS 値を図 6.4 にまとめた。その結果から量子層の総膜厚が増加しても表面ラフネスの悪化は見られず、Ge 膜上の SiGe/Ge MQWs 層の作製が有効であることが示された。

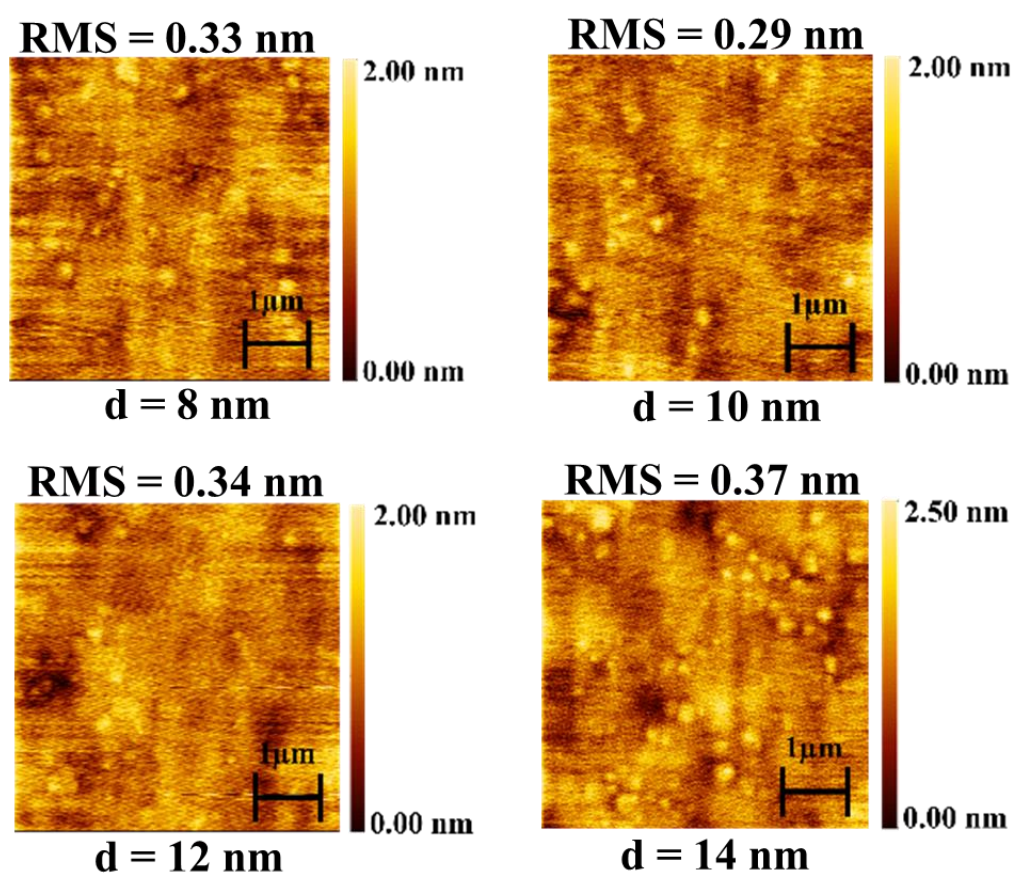


図 6.3 SiGe/Ge MQWs on Ge-on-Si(100) (SiGe=6 nm, Ge=d nm (d=8, 10, 12, 14))の AFM 像

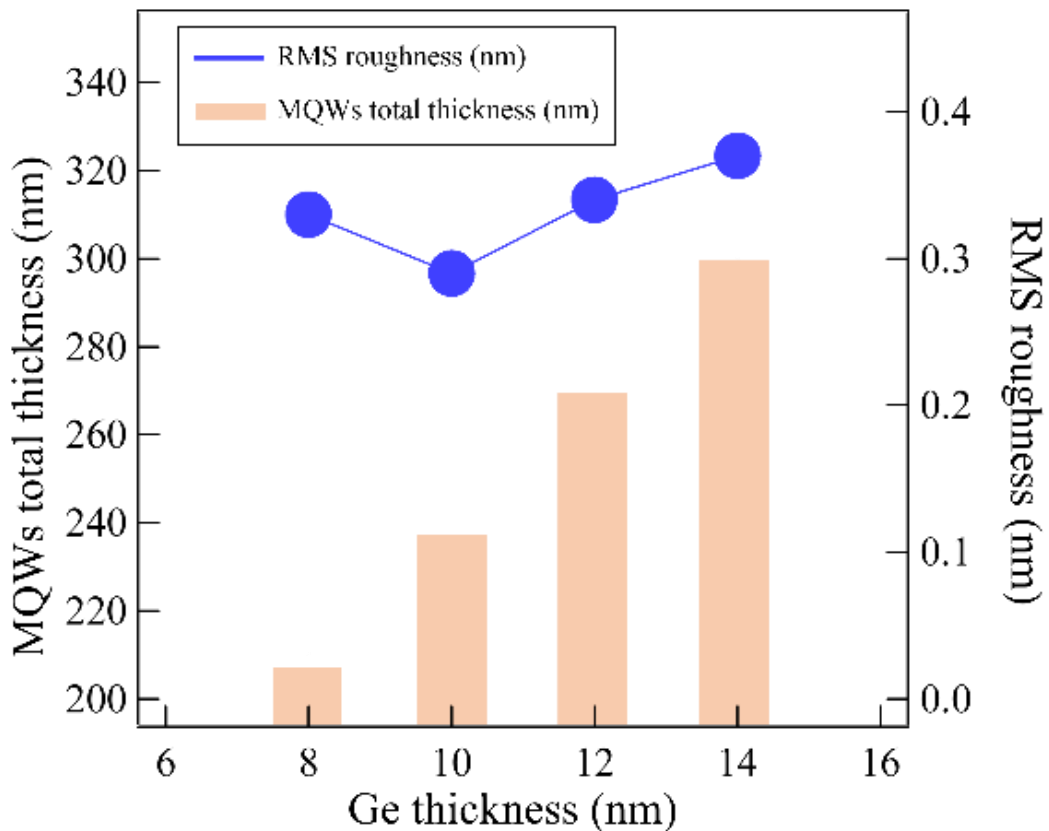


図 6.4 SiGe/Ge MQWs on Ge-on-Si(100) (SiGe=6 nm, Ge=d nm (d=8, 10, 12, 14))における Ge 膜厚(d)に対する MQWs の総膜厚及び RMS 値の関係

また X 線回析を用いてその結晶性について測定を行った。その結果を図 6.5 に示す。X 線回析の結果から各膜厚において量子層のからのピークとみられるサテライトピークが観測された。断面 TEM 像の結果と合わせても Ge 膜上に高組成 SiGe/Ge MQWs 作製は高品質にできていることが示された。また、サテライトピークは膜厚(d)に対応したピークが観測されており、量子構造における非常に薄い膜厚も MBE 装置(E-gun 及び K セル)によってコントロール可能であることが分かった。

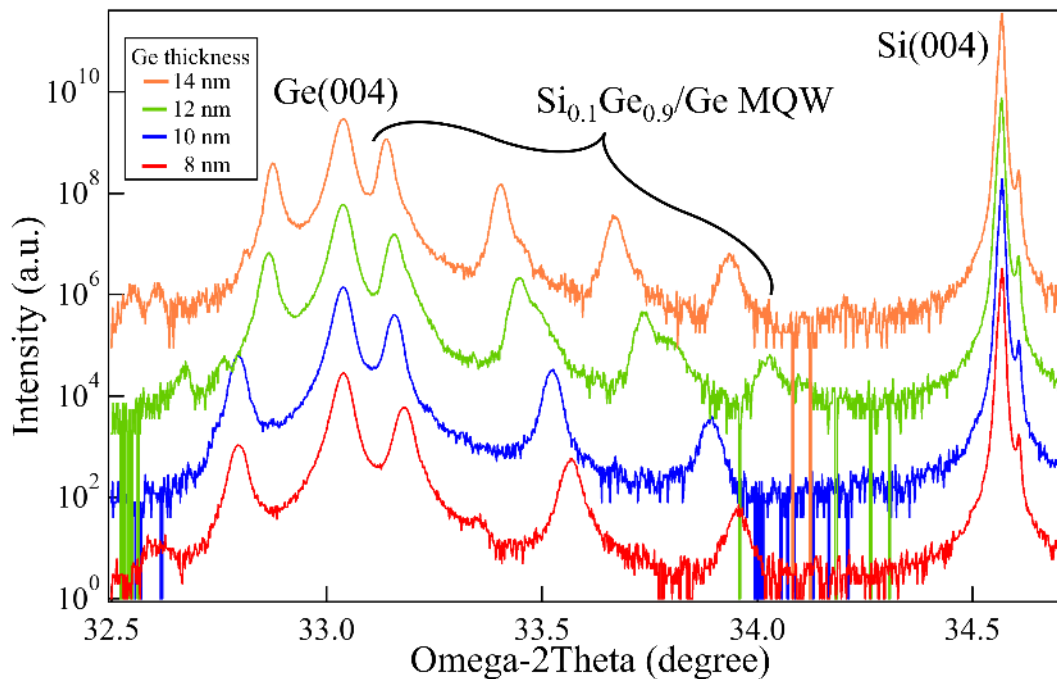


図 6.5 SiGe/Ge MQWs on Ge-on-Si(100) (SiGe=6 nm, Ge=d nm (d=8, 10, 12, 14))における X 線回折の測定結果

続いて、作製した試料の室温 PL 測定を行った。測定結果と Ge 膜厚におけるエネルギー (eV) の関係性を図 6.6, 7 に示す。室温 PL の測定結果より各膜厚において量子構造からの閉じ込め効果による急峻なスペクトルが観測された。さらに、このピークの強度は Ge 膜厚が厚くなるにつれ強くなり、またピークも長波長側にシフトしていることがわかった。このことは、閉じ込め準位の低下と閉じ込め効果増大に起因していると考えられる。つまり、この SiGe/Ge(100) MQWs はこれまでの測定結果から高品質に作製できていることが分かり、Ge(100)ベースの発光デバイスへは有望な結果であることが分かった。

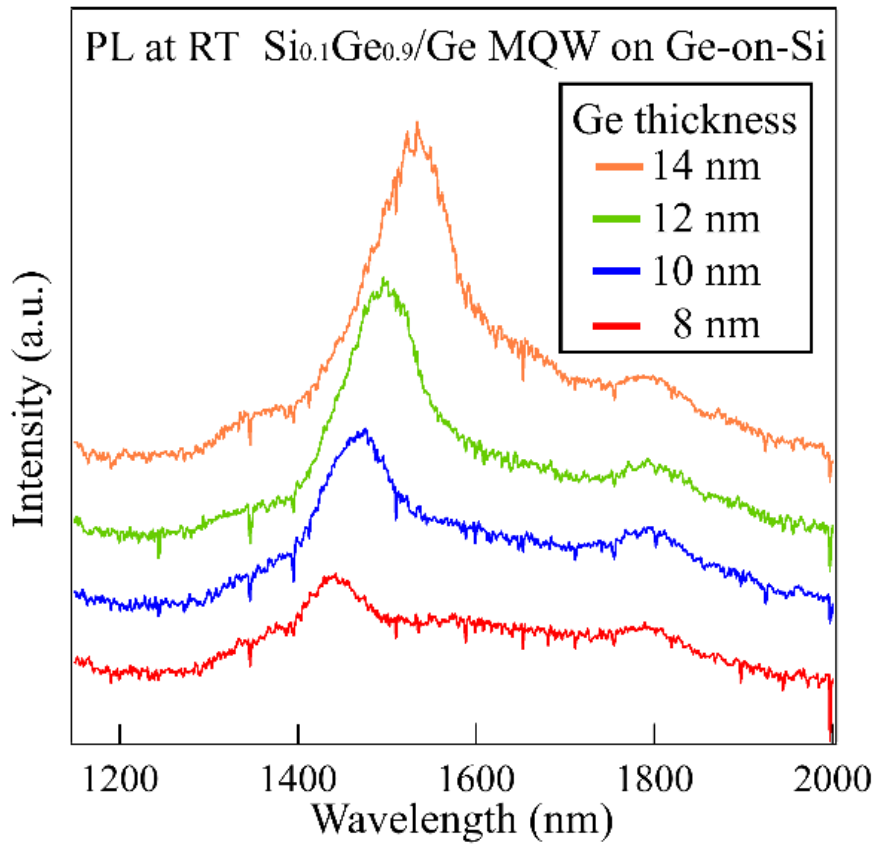


図 6.6 SiGe/Ge MQWs on Ge-on-Si(100) ($\text{SiGe}=6$ nm, $\text{Ge}=d$ nm ($d=8, 10, 12, 14$))における室温 PL の発光スペクトル

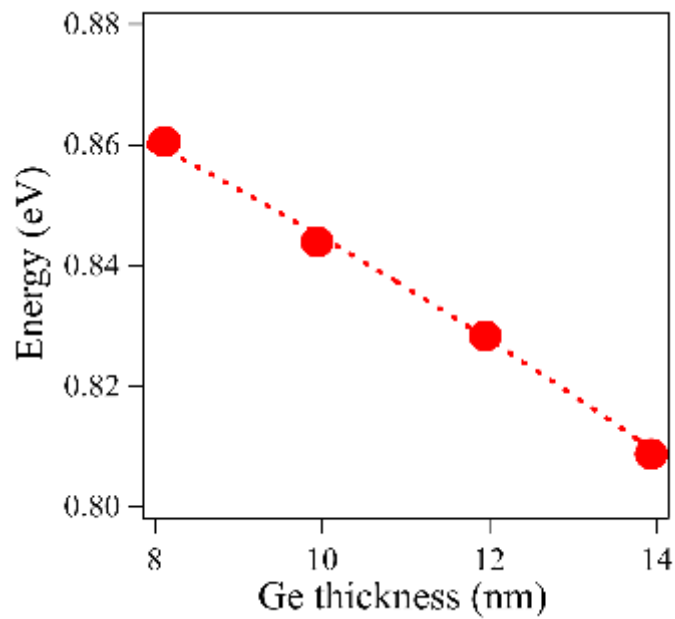


図 6.7 SiGe/Ge MQWs on Ge-on-Si(100) ($\text{SiGe}=6$ nm, $\text{Ge}=d$ nm ($d=8, 10, 12, 14$))における Ge 膜厚(d)に対する発光エネルギー(eV)の関係

6.2.2 SiGe/Ge(111) MQWs on Ge-on-Si(111)

SiGe/Ge(111) MQWs を Ge-on-Si(111)基板上に作製しその表面モフォロジーの評価をレーザー顕微鏡にて行った。この際に、Ge-on-Si(111)基板はパターンニングを施したもの、施さなかったものの2つを用意した。今回、図 6.8 (a), (b)に示したように Si_{0.1}Ge_{0.9} を 10 nm、Ge 膜厚を 3 nm に設定し 15 周期で量子層を作製した。レーザー顕微鏡像よりパターンニングを施さなかった場合、第 4, 5 章で述べたようにクラック発生が起こっていることが分かる。このように SiGe 層の間に Ge 膜を挟んだ場合においてもクラック発生が起こってしまうことが示された。対照的に、パターンニングを施した場合クラック発生は完全に抑制できていることが分かった。つまり、前章で述べたパターンニングが多重量子構造の作製においても非常に効果的であることが示された。

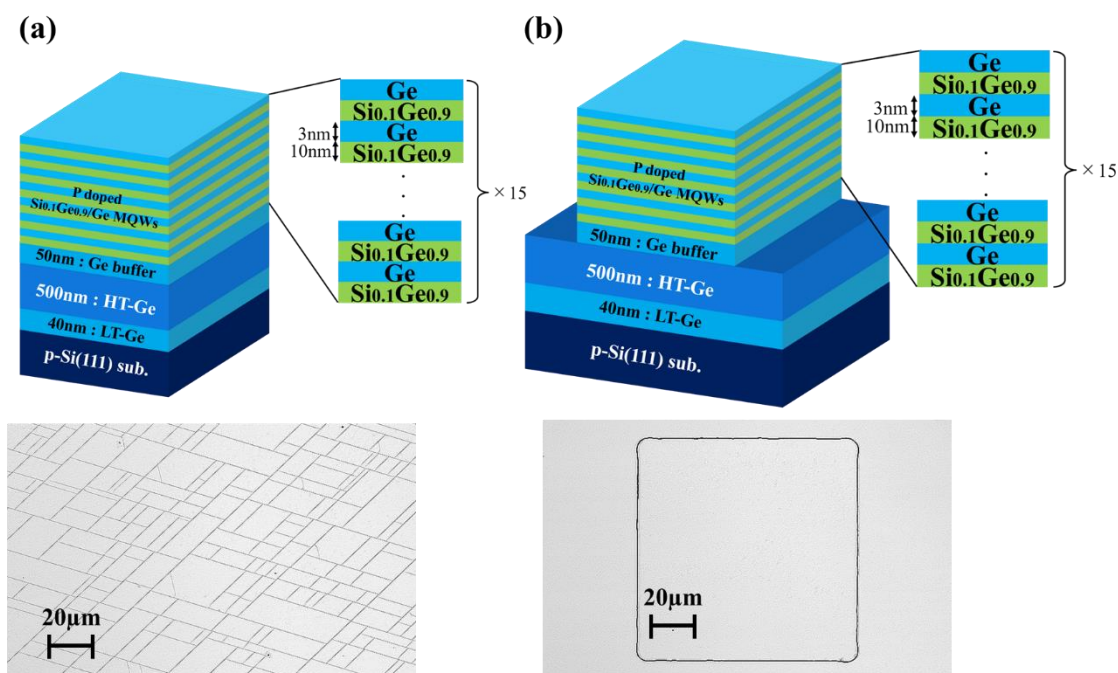


図 6.8 SiGe/Ge MQWs on Ge-on-Si(111) (SiGe=10 nm, Ge=3 nm)におけるレーザー顕微鏡像

今回、量子構造におけるクラック発生の有無を調べるために SiGe 膜を厚くし、さらに Ge 膜を薄くした。つまり単層 SiGe に近い状態で量子構造の作製を行った。続いて、パターンニングを施した Ge-on-Si(111)基板上に Si_{1-x}Ge_x ($0.7 \leq x \leq 0.9$)を 6 nm、Ge 膜を 10 nm に設定し 15 周期の作製を行った。図 6.9 に作製した試料(Si_{0.2}Ge_{0.8})の断面 TEM 像を示す。断

面 TEM 像の結果から、(100)面方位と同様に SiGe/Ge MQWs は急峻に作製できていることがわかる。しかしながら、MQWs 層、Ge 層には多少の欠陥は見られたことから(111)面において Si/Ge ヘテロ構造の作製の難しさを示している。この欠陥に関しては、現状改善するための方法については見出されていない。

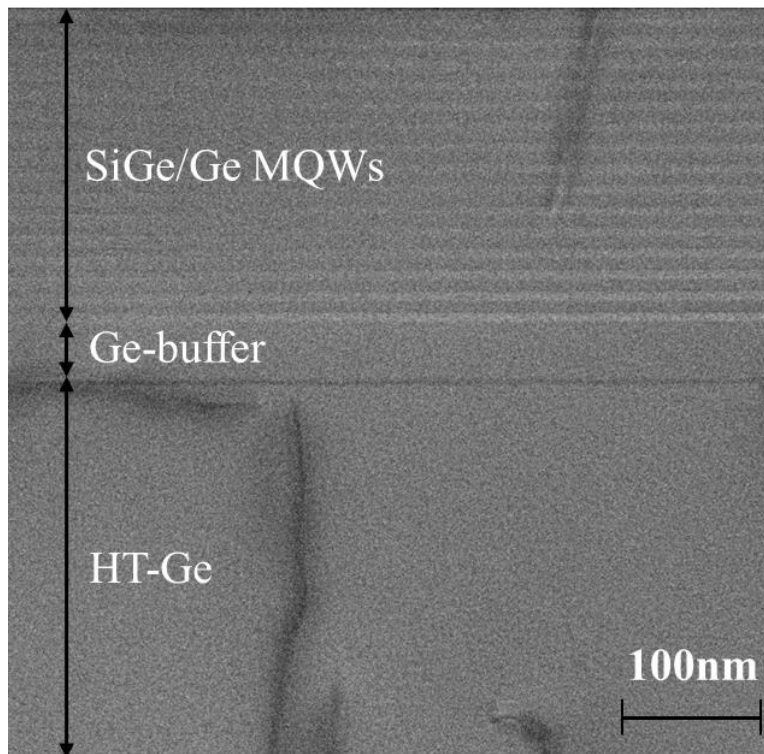


図 6.9 SiGe/Ge MQWs on Ge-on-Si(111) (SiGe=6 nm, Ge=10 nm) における断面 TEM 像

続いて作製した試料の室温 PL 測定結果を図 6.10 に示す。室温 PL 測定の結果から、Ge 組成比に伴って発光強度が高くなり、 $x=0.7$ においては量子構造からのピークは見られない。この結果は、前章で算出した臨界膜厚において、Ge 組成 70% に関しては非常に小さくパターンニングを施した場合においても緩和してしまい発光が見られなかったと考えられる。しかしながら、 $x=0.8, 0.9$ において閉じ込め効果とみられるスペクトルが観測されたことからパターンニングによる SiGe/Ge(111) MQWs の作製に成功したと考えられる。

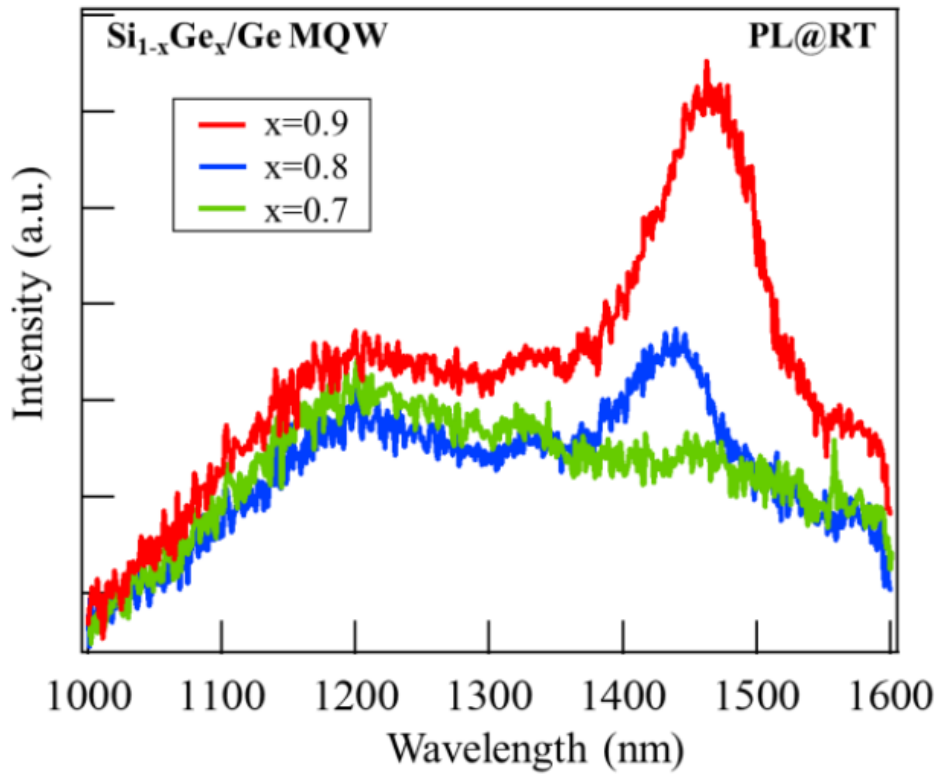


図 6.10 SiGe/Ge MQWs on Ge-on-Si(111) (SiGe=6 nm, Ge=10 nm) における室温 PL 測定結果

続いて Ge 膜厚(d)を可変した場合の室温 PL 測定を行った。その測定結果を図 6.11 に示す。Ge 膜厚(d)が厚くなるにつれて発光強度は高くなり、また発光波長帯は長波長側にシフトすることが分かる。つまり、こちらの結果についても(100)面方位と同様の結果を得ることが出来た。ここで量子構造を用いることで発光波長帯のコントロールが可能なことから通信波長帯付近に発光波長を調節することが出来るため、発光デバイスの応用には適していることが示された。

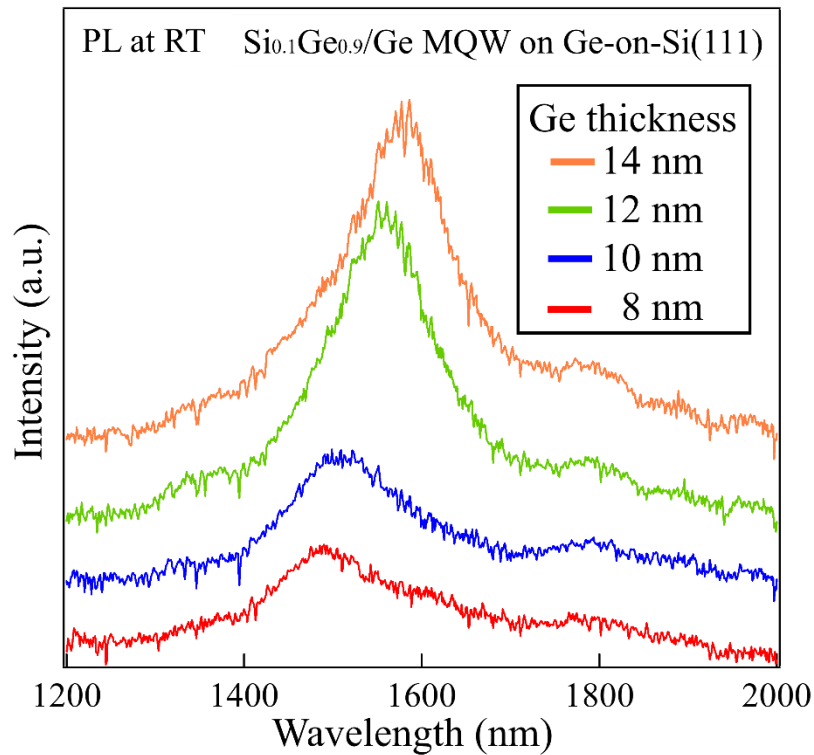


図 6.11 SiGe/Ge MQWs on Ge-on-Si(111) (SiGe=6 nm, Ge=d nm (d=8, 10, 12, 14))における室温 PL の発光スペクトル

6.2.3 量子層のエッチングによる X 線回折評価

前節において、Ge(100), (111)膜上に高品質に SiGe/Ge 多重量子井戸構造が作製でき発光を観測することに成功した。しかしながら、今回世界で初めて作製に取り組んだ SiGe/Ge 多重量子井戸構造に関してはより詳細に評価を行う必要がある。その為にエッチングを用いて多重量子井戸層を徐々に取り除き X 線回折において、多重量子層からと思われるサテライトピークが減衰するかを調べた。試料は(111)面においてはエッチングの異方性の観点から膜内均一にエッチングすることが難しいため、比較的エッチングの容易な(100)面を用いて実験を行った。その測定結果を図 6.12 に示す。X 線の測定結果から 8 分のエッチングではわずかにサテライトピークとみられるピークが観測されるが、10 分後のエッチングにより完全に見られなくなっていることが分かる。つまり X 線回折により見られたサテライトピークは多重量子構造からのピークであると考えられる。

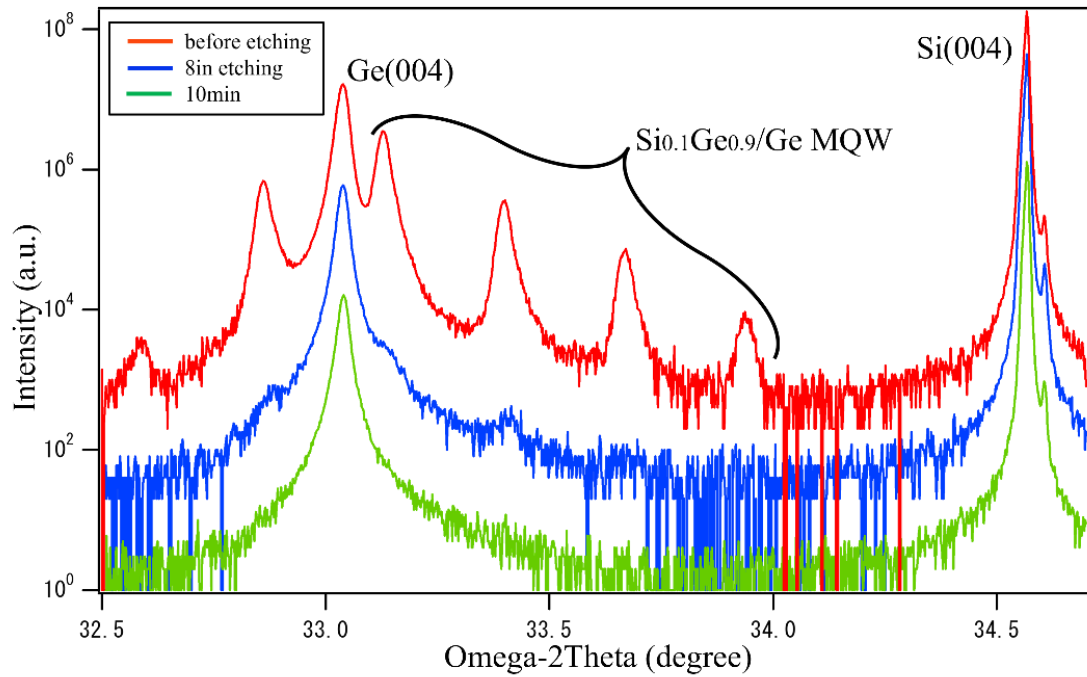


図 6.12 MQWs のエッチングによる効果

6.2.4 量子層のエッチングによる発光強度の減少

前節では、エッチングによる X 線回折の結果から、量子構造が作製できていることを報告した。今節では、室温 PL 測定によりエッチングに伴う発光強度の差異についての評価を行った。その測定結果を図 6.13 に示す。まずエッチング前においては量子構造からと思われる発光ピークが観測できる。続いて 2 分エッチングを行った場合では、発光ピークが観測できるが強度がエッチング前と比べて減少していることが分かる。つまり、エッチングにより量子構造の総膜厚が減少したことにより、井戸層が少なくなり閉じ込め効果から起因する発光ピーク強度の減少が生じたと考えられる。また、エッチング時間 5 分から 15 分においては急峻なピークは観測されず、量子構造が完全にエッチングされたことが分かった。

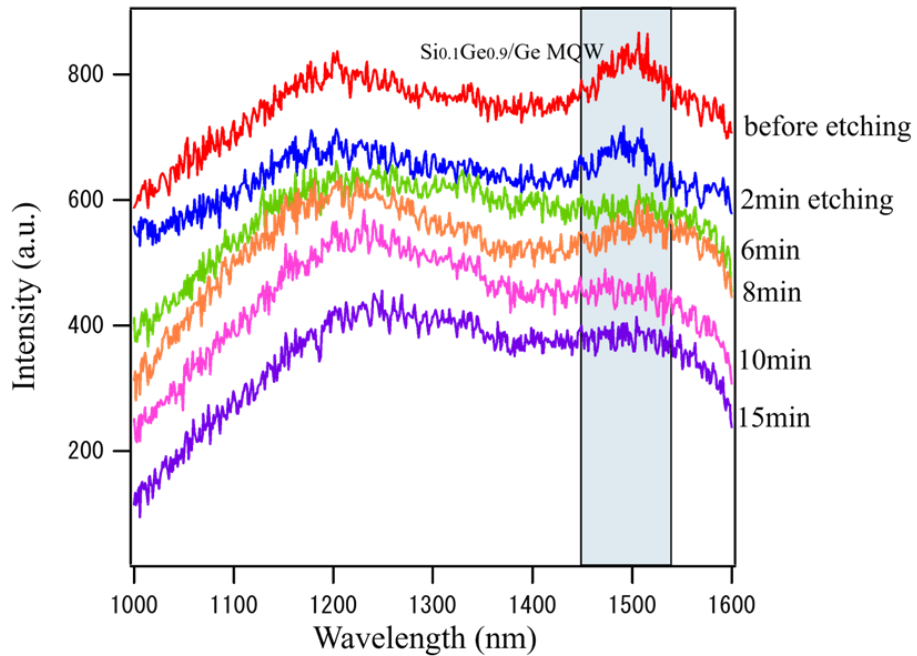
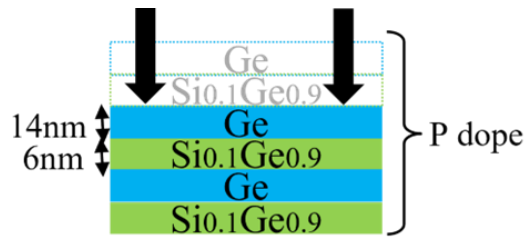


図 6.13 MQW のエッチングによる PL スペクトルの変化

6.2.5 Ge キャップ層を用いた光学特性の評価(室温 PL 測定)

前節で報告した多重量子からの発光と思われるピークをより詳細に調べるために、続いて量子構造上に Ge キャップ層を 100 nm 成長し、光学特性の評価を行った。その室温 PL の測定結果を図 6.14 に示す。Ge キャップ層を成長した場合には、これまでに観測されたような急峻なピークは得られなかった。その理由としては、Ge キャップ層を成長したことにより、量子井戸層では緩和が生じてしまっている、もしくはキャップ層により励起レーザーが Ge 層にて全て吸収されてしまい井戸層まで届いていないどちらかが原因であると考えられる。そこで、Ge キャップ層をエッチングした後に室温 PL 測定を行った。エッチング後ではこれまでに観測されたような急峻なピークが得られ Ge キャップ層成長によって、量子構造に緩和が生じていないことが分かった。以上の結果から、多重量子構造は高品質に作製されて、また室温 PL から得られた急峻なピークは閉じ込め効果に起因する井戸層からの発光であることが分かった。さらに今回キャップ層として成長した Ge 層は今後、量子井戸層を発

光デバイスの活性層として利用するにあたって、縦型 EL デバイスでは活性層上に n-Ge 層の成長を行うことは必須であり、それによる歪み緩和が生じないことを示唆する結果となった。つまり、我々がこれまでに報告した縦型 EL デバイスにおいて結晶の構造上、活性層に SiGe 層を用いた多重量子構造の応用が可能であるという有望な結果が得られた。

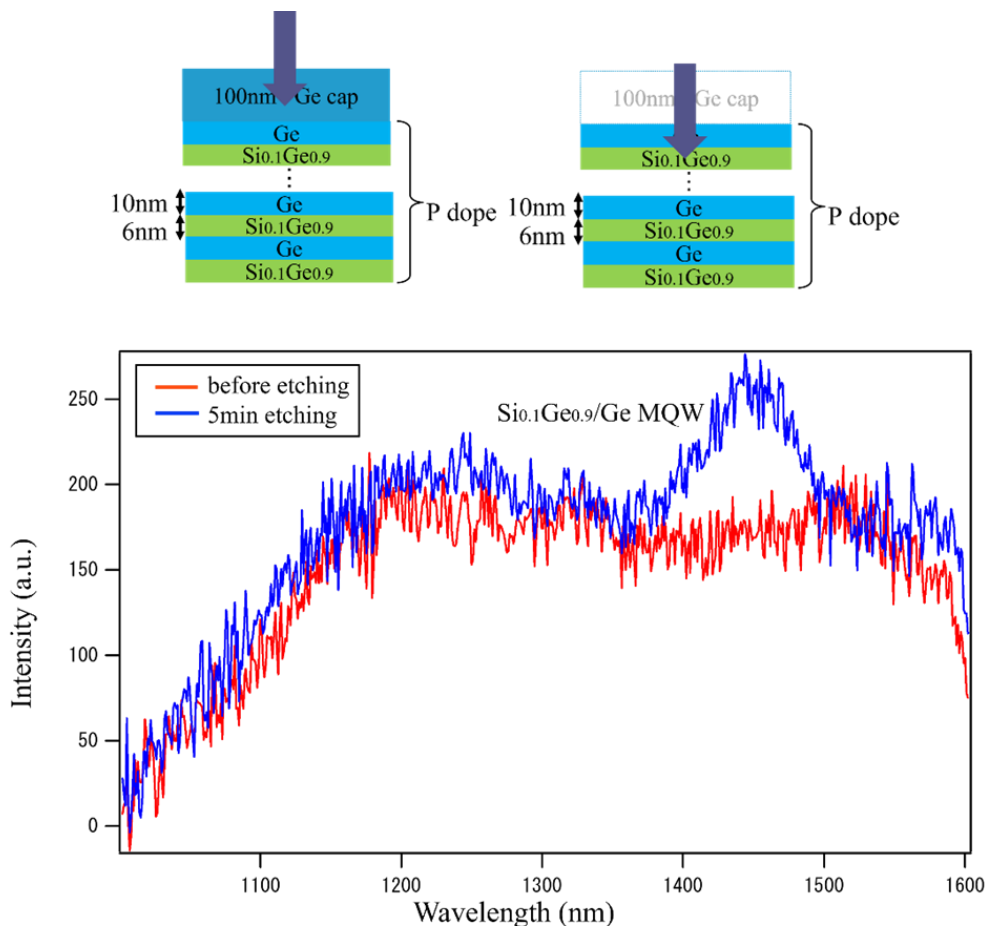


図 6.14 Ge cap のエッチングによる PL スペクトルの変化

6.3 Ge(111)EL 発光デバイスの開発

前節までにスピントロニクスデバイス応用として非常に有望である Ge(111)上の Ge 高組成の歪み SiGe 層の結晶評価を行った。パターンニングを用いることで、臨界膜厚は 3 倍以上向上し、さらにそれによる歪み SiGe/Ge(111)及び(100) MQWs 層の作製に成功し、閉じ込め効果に起因する急峻なピークを室温 PL にて得ることができた。つまり、この歪み SiGe が発光デバイスへ応用に有望であることは自明である。まず、我々が報告した Ge ベースの発光デバイスについての紹介を行う[杉浦]。

6.3.1 Ge(111)EL 発光デバイスの作製

基板は p-type Si(100)を用いた。具体的な作製手順を以下に示す(図 6.15)

1. SPM 洗浄、水素終端された Si 表面の水素や不純物を取り除くために 800°Cで 10 分真空アニール
2. Si 上に Ge を 350°Cで 40 nm 成長 (LT-Ge)
3. LT-Ge 上に B-doped Ge を 700°Cで 500 nm 成長 (B-doped Ge)
4. Intrinsic Ge を 300°Cで 40 nm 成長 (i-Ge)
5. P-doped Ge を 300°Cで 500 nm 成長 (P-doped Ge)
6. Ultra-Thin Si を 350°Cで 2monolayers 成長 (UT-Si)
7. δ -P doping を 350°Cで $2 \times 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ 成長 (δ -P doping)
8. i-Ge を 300°Cで 7nm 成長 (Ge cap)

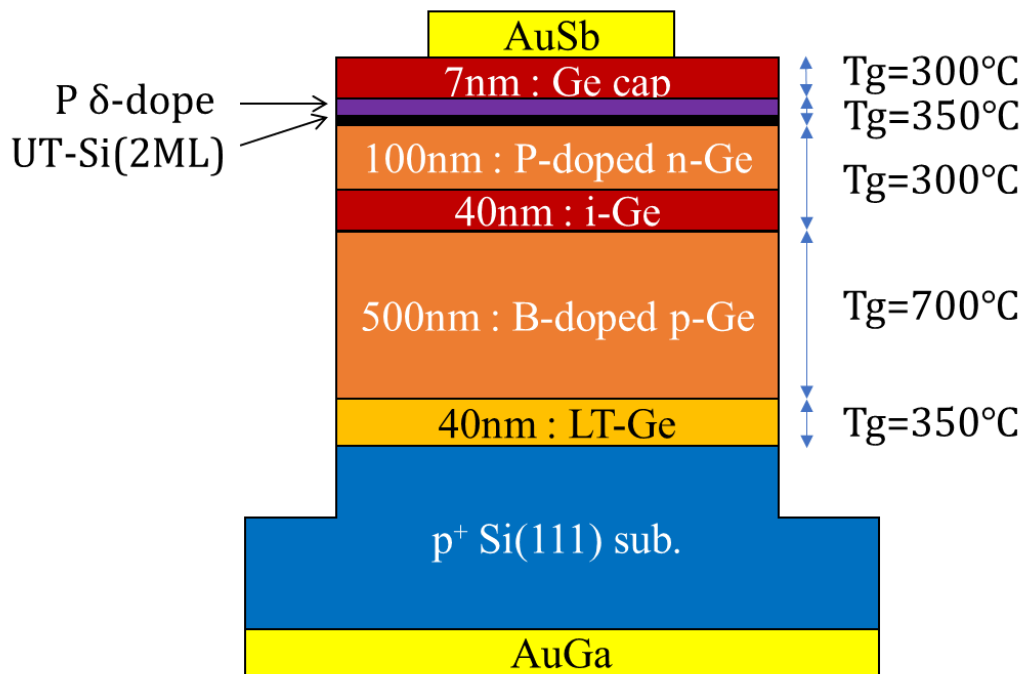


図 6.15 デバイス試料構造

本研究では縦型のメサLEDを作製した。デバイス作製手順を以下に示す(図 6.16)。

1. リフトオフによりトップコンタクト形成 (Ausb)
2. フォトリソグラフィとドライエッチングによりメサ形成 ($125\mu\text{m}\times 75\mu\text{m}$)
3. バックコンタクトを金属蒸着 (AuGa)

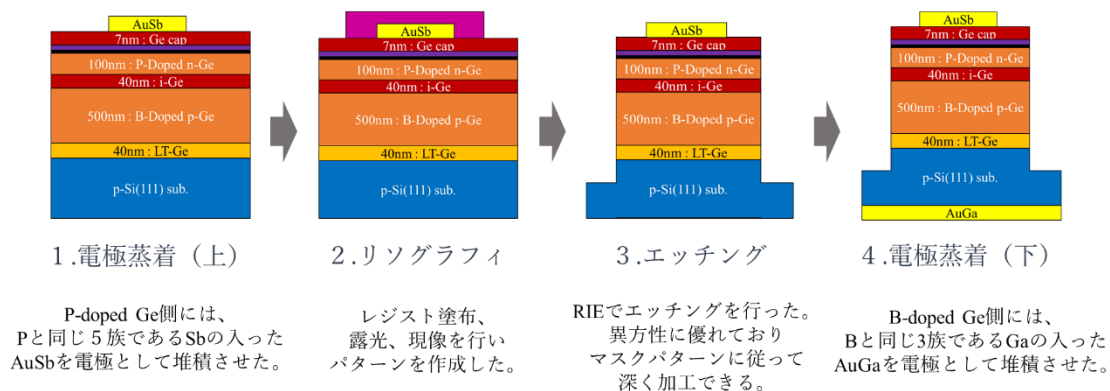


図 6.16 デバイス作製プロセス

作製したデバイスの断面 TEM 像を図 6.17 に示す。断面 TEM 像の結果から、多少の欠陥は見られるが比較的結晶は高品質に作製できていると考えられ、ドーピングによる結晶性の悪化は見られなかった。続いて、デバイスの光学特性を室温 EL 測定により調べた。その測定結果を図 6.18 に示す。図 6.18 に示したように注入電流 60 mA ほどで 1600 nm 付近で急峻なピークが観測された。つまり、Ge(111)面方位を用いた発光デバイスとして世界で初めて発光スペクトルを観測した。また注入電流を上昇されるにつれて、発光強度も増大していくことが分かる。よってこのデバイスプロセスをスピンドデバイスと応用することで円偏光デバイスの作製に非常に有望であることが示された。

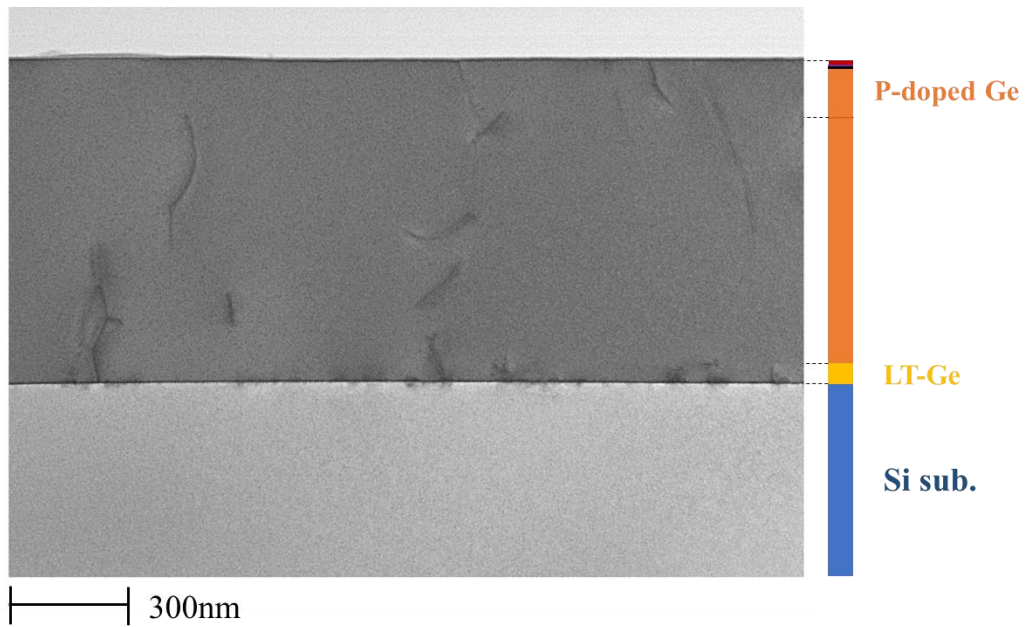


図 6.17 Ge(111)発光デバイスの断面 TEM 像

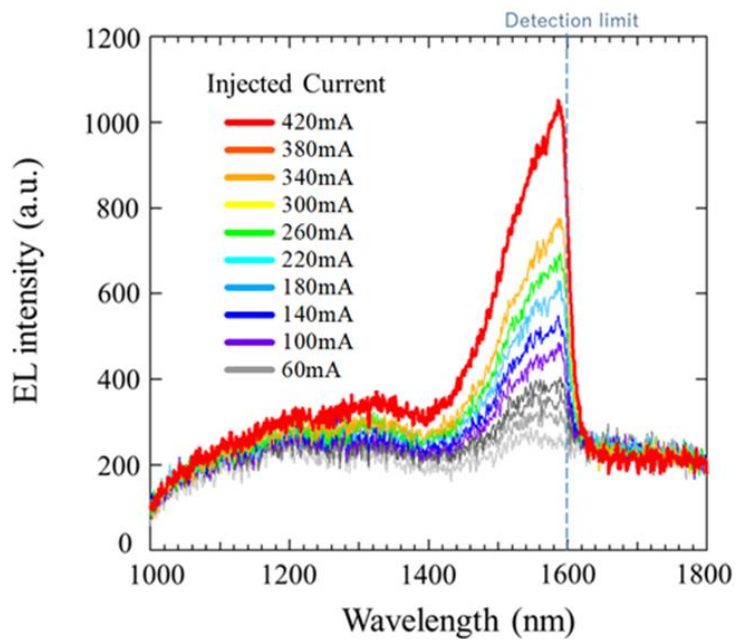


図 6.18 Ge(111)発光デバイスの室温 EL 測定結果

6.3.2 アニールによる発光強度の増大

前節で述べた発光デバイスでは我々のグループが報告した Ge(100)面方位を用いた EL デバイスに対して発光効率が悪いという問題点がある。そこで、作製したデバイスのドーパントの活性化、結晶性の改善へ向けてアニールを行った。アニールは MBE 装置を用いて高真空状態にて行い、大気中の物質と試料が熱によって反応しない条件下で行った。アニール後に室温 EL の評価を行い、その結果を図 6.19 (a), (b), (c), (d)に示す。図 6.18 (a), (b)から示されるように 500°Cにおけるアニールでは発光強度に大きな違いは生じなかったが、600°C及び 700°Cでのアニールにおいては顕著に違いがあらわれた。600°Cでアニールした場合にはアニール前と比べて発光強度は 2.5 倍ほどに増加し、700°Cアニールにおいては 4 倍ほどに増加した。つまり、アニールを用いることでデバイスの光学特性の向上に有望であることが分かった。

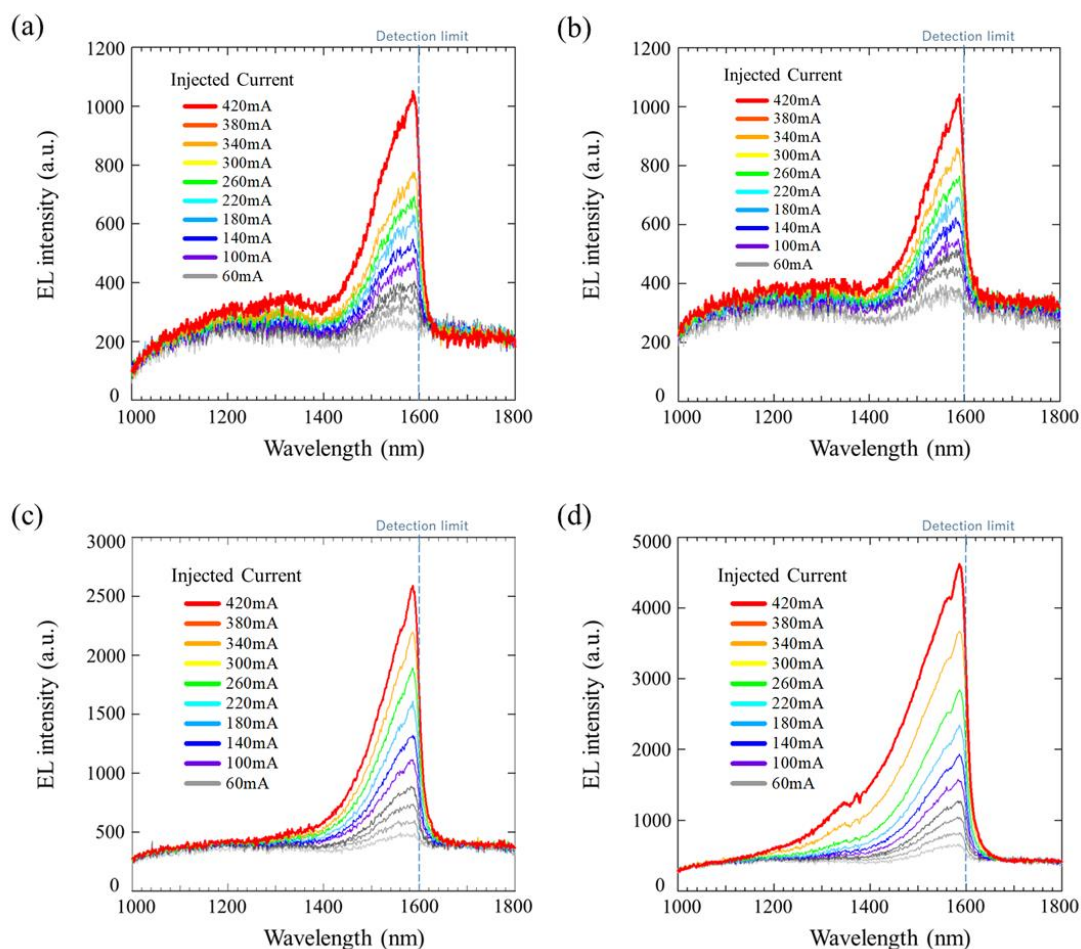


図 6.19 Ge(111)発光デバイスにおけるアニール前(a)及びアニール後(500°C(b), 600°C(c), 700°C(d))の室温 EL 測定結果

6.3.3 アニールによる発光強度増大の解明

前節で述べたように室温 EL 発光強度はアニールに増大した。X線回折の測定によりアニールによる結晶性の測定を行った。その結果を図 6.20 に示す。測定結果よりアニールによる結晶性の改善及び、歪み率への影響は見られない。つまり、発光強度増大はアニールによる、ドーパントの活性化により起因されたものであると考えられる。

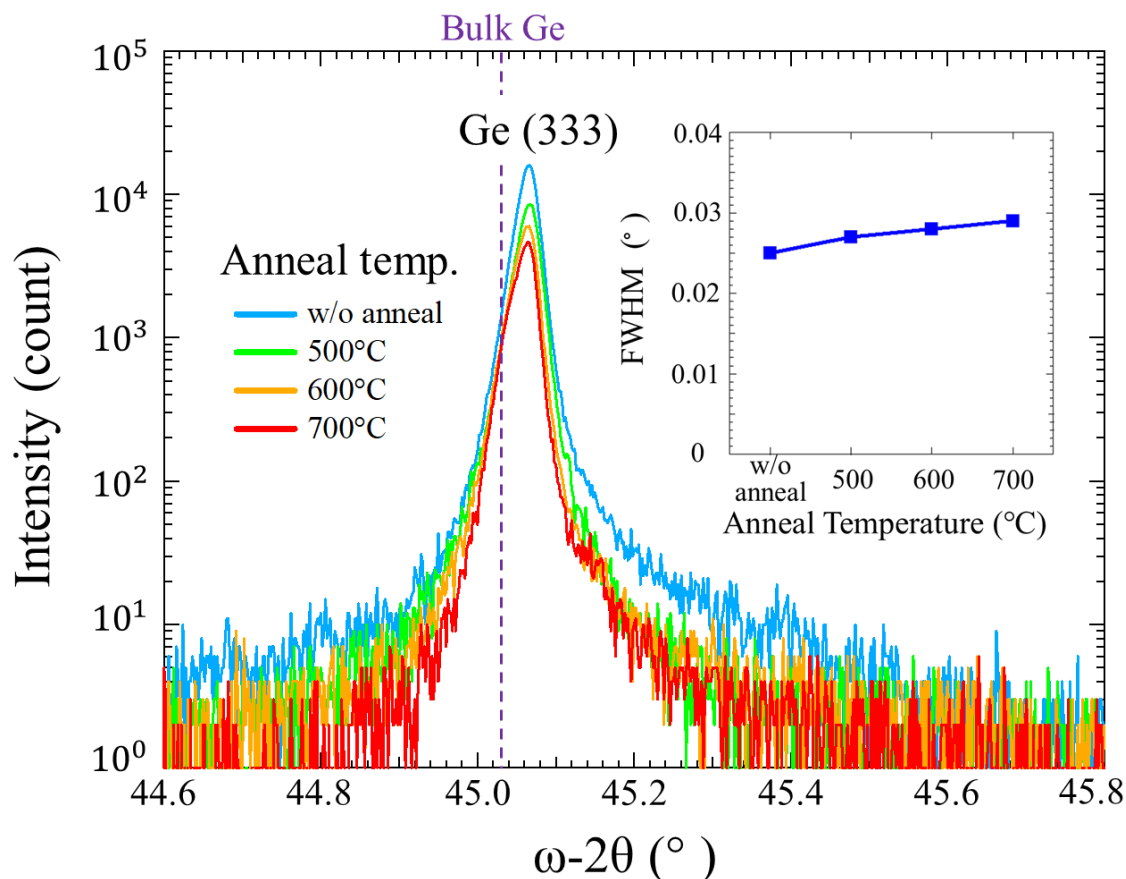


図 6.20 Ge(111)発光デバイスにおけるアニール前(a)及びアニール後(500°C(b), 600°C(c), 700°C(d))の X線回折の測定結果

6.4 歪み SiGe 層を用いた Ge 発光デバイスの開発

前節では、Ge(111)面方向における EL 発光デバイスの開発を行った。ここで、我々の最終目標としてスピントロニクスと融合したスピndeバイス、つまり円偏光発光デバイスの開発があげられる。歪み SiGe 層においてはスピン寿命が長くなることが実験的に実証され

ており、これまでに本論文にて報告したパターニングによる歪み SiGe 層を前節で述べた発光デバイスに取り入れることでスピンドバイス応用に非常に有望であることは間違いない。よって、今節では活性層に歪み SiGe 層を取り入れた SiGe/Ge(111)EL デバイスの作製を行ったので報告する。

6.4.1 I-V 特性評価

試料作製方法については 6.3.1 節にて述べた作製方法と同様であり、活性層を歪み SiGe を用いた。歪み SiGe の成長条件は 350°Cにて 40 nm の膜厚で成長を行った。

また、デバイス作製プロセスについても同様の条件を用いた。

作製したデバイスの I-V 特性を図 6.21 に示す。I-V 特性の結果より、良好なダイオード特性を示していることが分かる。また Ge 層を活性層にした場合に対して、1桁ほど減少したことからリーク電流が抑制されたことが分かる。Ge 膜に比べて SiGe 層は歪みの導入による欠陥密度は大きくなるはずである。しかしながら、今回リーク電流の抑制が見られたのは、歪みによるバンドアライメントとして障壁が形成されたことが要因であると考えられる。

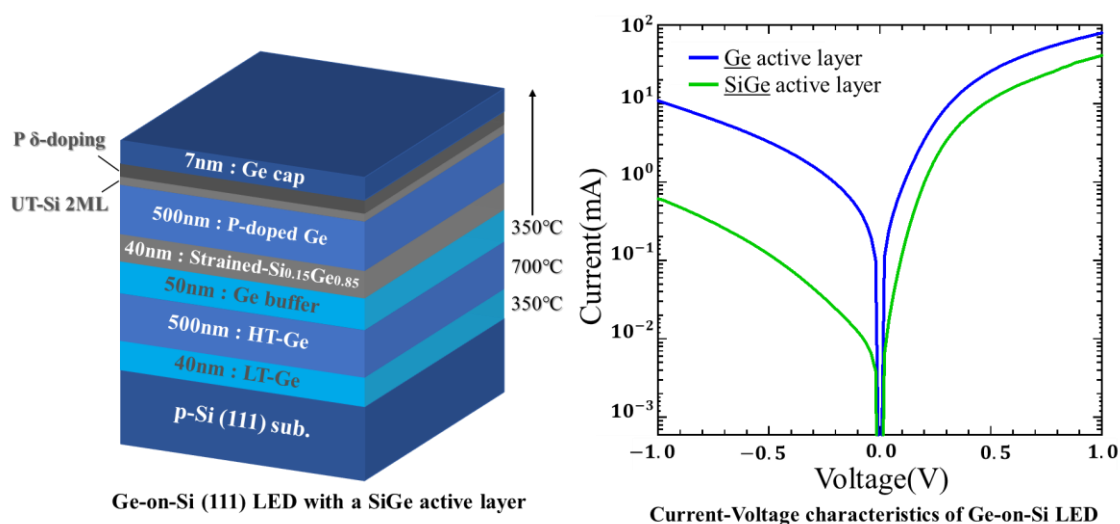


図 6.21 SiGe/Ge(111)発光デバイスにおける I-V 特性

6.4.2 光学特性評価(室温 EL 発光)

作製したデバイスでは良好なダイオード特性が得られたことから室温 EL 測定にて光学特性の評価を行った。その結果を図 6.22 に示す。歪み SiGe 層を活性層として用いた場合においても注入電流 100 mA 程から室温 EL 発光が得られた。さらに今回作製したデバイスでは、注入電流 350 mA 付近から発光強度が急峻に増大しレーザー発振の様な振る舞いをみせた。また、発光強度に関しても成長後の状態で 8000 a.u.ほどの強度が得られており Ge 膜のみで

作製した発光デバイスの光学特性を大きく上回る結果となった。以上の結果から、歪み SiGe 層を活性層として用いた EL 発光デバイスは非常に良好な特性を示し今後、スピンドデバイス測定へ向けて有望な結果を得ることが出来た。

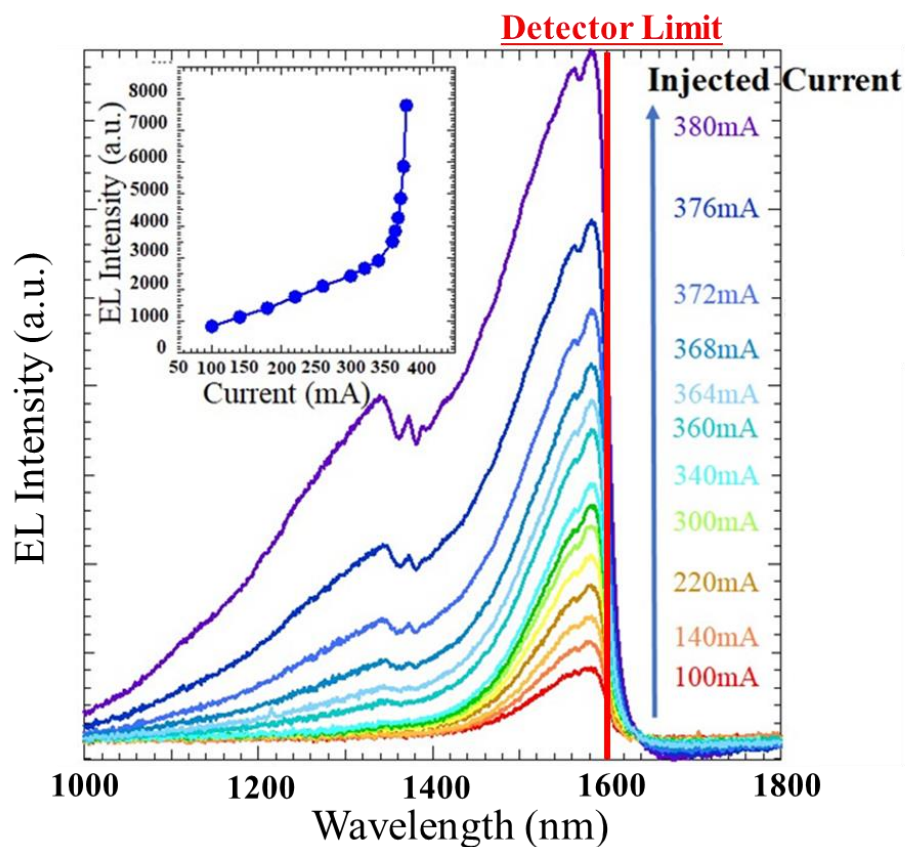


図 6.22 SiGe/Ge(111)発光デバイスにおける室温 EL 測定結果

第7章 結論

本研究ではスピントロニクスデバイスへの応用へ向けて第4章では Si(111)基板上へ Ge を二段階成長を用いて成長した Ge-on-Si(111)基板及び Ge(111)基板上へ成長した SiGe 層の結晶評価を行い臨界膜厚を実験的に求めた。

Ge(111)基板上では SiGe 層の歪み評価を XRD により行った。またレーザー顕微鏡、AFM より表面モフォロジーの測定を行った。その結果緩和率は 0%であるのにもかかわらず SiGe 層の表面には線状のラフネスが生じることがわかった。さらに AFM の測定結果から線状のラフネスは凸状(リッジ)であるということがわかった。SiGe 層の膜厚を厚くするにつれてリッジの密度は高くなるということがわかった。

ラマンを用いて局所的に歪み評価を行いリッジ部分ではリッジ外と比較していることがわかり断面 TEM の測定結果からリッジ部ではクラックが発生していることもわかった。

Ge-on-Si(111)基板上へも同様に実験を行った。その結果 Ge(111)基板に比べて薄い膜厚でリッジは発生しその密度は高くなることがわかった。

クラックが発生しているのはデバイスへの応用は難しいため緩和率 0%であり、かつリッジが発生していない膜厚を SiGe 層の臨界膜厚として実験的に求めた。

Ge-on-Si(111)基板では Ge(111)基板に対して臨界膜厚が低下することに留意しなければならない結果となった。

クラック発生抑制をする為にパターニングを用いての SiGe 層の作製を行った。まず Line and Space を用いての SiGe 層の作製を行い表面モフォロジーの評価を行った。その結果パターニングを行わなかった場合ではクラックは発生してしまっているがパターニングを用いた場合クラック発生は抑制できることがわかり AFM の測定結果から表面ラフネスも生じていないことがわかった。さらに Line 幅を太くし SiGe 層の膜厚も厚くしての試料作製を行った。こちらの試料も同様にクラックの発生は抑制できており Line and Space を用いた S 歪み SiGe 層の作製の有効性が示される結果となった。続いて作製した試料の歪み率を測定するために XRD を用いて逆格子空間マッピングの測定を行った。その結果パターニングを用いない場合では SiGe 層は緩和しさらには Ge まで緩和してしまっていることが分かったがパターニングを用いた場合では SiGe 層は完全歪みであり Ge の緩和も見られなかった。デバイス応用へ向けて今後さらに成長面積を大きくした SiGe 層の作製が求められる。我々はメサパターンを用いての SiGe 層の作製を行った。Mesa パターンを用いた場合でもクラック発生抑制は出来ることがわかり完全歪みである臨界膜厚を超えた SiGe 層の作製に成功した。以上の結果から臨界膜厚のグラフに新たにプロットを付け加えた。今回 SiGe 層の膜厚 250 nm においては一部クラックの発生しているエリアが見られたので 200 nm から 250 nm の間を臨界膜厚として求めた。

第5章ではクラック発生のメカニズムの解明へ向けての様々なパターニングを用いての測定を行った。まず Ge(111)基板を用いての選択成長を行った。その結果 Ge 基板ではパターニングを用いた場合でもクラックが発生してしまうことが分かった。さらにクラックはパターン内外で一部繋がっており、これはパターン外の広い領域から SiGe 層で発生したクラックが Ge 内部まで伝わりそれがメサパターン上へ伝搬することを示した。さらに我々はクラックがすべり面に対して発生することから方向依存性についても調査した。結果としてはすべり面に対して長さを持った時にクラックが発生しやすいことからクラックの発生は面積依存ではなく方向依存が大きいのではないかと予想した。また、メサパターンを全面に面積を変えて作製し、クラック発生確率を調べた。測定結果から、クラック発生に起因する転位源が SiGe 層成長膜内に 2 点以上ある場合に発生源となると結論付けた。この転位源は Ge 基板、GOS 基板において密度が異なると予想されるため、今後 Ge 基板において同様の実験を行えばクラック発生確率に大きな違いが出ると予想できる。

第6章ではスピンドバイス応用へ向けてパターニングによる SiGe/Ge MQWs の作製とその評価を行った。パターニングを用いることで SiGe/Ge MQWs についてもクラック発生抑制が可能であることを示し、また閉じ込め効果に起因する急峻な発光スペクトルを室温 PL 測定にて観測した。

また、Ge(111)及び SiGe/Ge(111)による EL 発光デバイスの開発を行った。世界初の Ge(111)面方位からの室温 EL 発光スペクトルを観測し、さらにスピンドバイス応用へ向け SiGe/Ge(111)においても Ge(111)を上回る高強度の発光スペクトルを観測した。

本論文ではスピンドバイス作製へ向け

パターニングによる SiGe/Ge(111)の臨界膜厚の増大を達成し、さらにそのメカニズムを解明した。このパターニングによって SiGe/Ge(111) MQws の作製が可能になった。そして最終目標であるスピンドバイス応用へ先駆け、Ge(111),SiGe/Ge(111)を用いた EL デバイスを作製し、世界で初めて室温 EL にて発光スペクトルを観測した。

付録

我々は Ge 上に成膜した引っ張り歪み SiGe 層に発生するクラックにおいてその発生及び抑制メカニズムの解明に成功した。今回抑制方法として提案したパターンニング法が他の材料においても応用可能であれば、半導体分野においては今後更なる発展が見込める。また、パターンニング法ではクラック発生抑制以外にも、転位源のない高品質な結晶成長にも期待出来る。今回、他材料の1つである GaN について紹介する[70]。

化合物半導体は優れた発光特性と、組成により発光波長帯を抑制可能という特徴があるため、発光ダイオードや半導体レーザー等の光デバイスに用いられる。GaN 結晶の形成手法に関しては様々な手法が提案されており、それらを図 5.22 にまとめた。

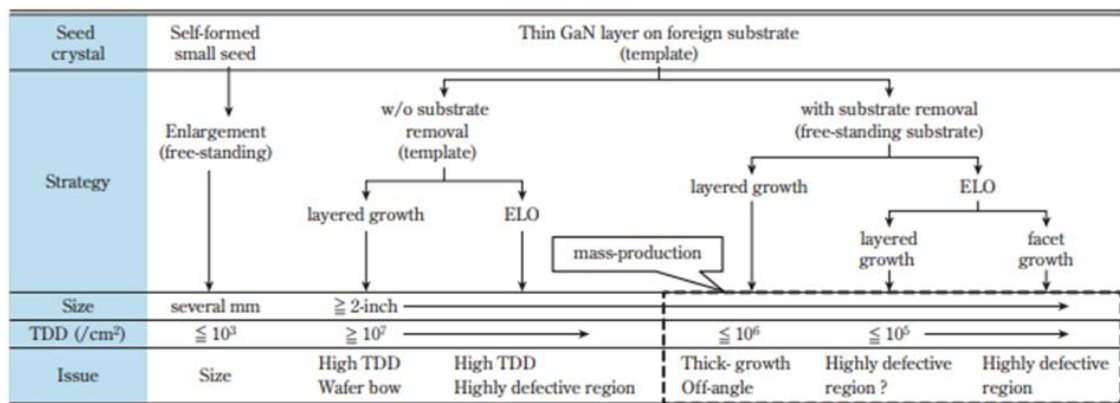


図 5.22 GaN 結晶におけるこれまでに提案された様々な形成手法

GaN 結晶に関しては自然核発生した微細な結晶を種結晶とする場合と、異種基板上の GaN(テンプレート)を種結晶とする 2つのタイプに大きく分けられる。しかしながら、前者の場合では非常に高品質な結晶が得られるが実用的なサイズにまで拡大することが困難となっている。よって、現在の GaN 結晶の形成手法ではテンプレート方が主に用いられる。テンプレート方式では異種基板を剥離する場合としない場合に分けられるが、剥離しない場合において異種基板と GaN 結晶間に応力が発生しクラック発生リスクが高まる。この臨界膜厚はおおよそ 20 μm となっている。これにより、成長膜が限られ、十分に低転位な結晶を実現させるのは困難である。よって各種デバイスに利用されている GaN 結晶は現在、異種基板・剥離に属している。この手法はさらに ELO 法後に、平坦成長、ファセット成長に分けることが出来る。平坦成長と ELO 法での成長の様子を、転位減少の様子とともに図 5.23 に示す。異種基板上の GaN 結晶成長初期には高密度の転位が発生するが、平坦成長では成長中に転位同士がランダムウオーク的に出会い減少する。一方 ELO 法では、ファセット面と出会った転位はその伝搬方向が変化し、転位同士が出会う確率を平坦成長の時より

も高めることが出来る。しかしながら、絶縁マスク上にデバイス動作を阻害する転位が高密度で集中した領域や、貫通穴等のマクロ欠陥（図 5.24）が発生しやすいという欠点がある。この際にクラック等も発生すると考えられ、我々が普段扱っている、Si,Ge系の半導体材料においてもクラック発生は問題視されている。今回紹介したグループではこのクラックをELO法によって、マクロ欠陥の存在とそれに伴う応力緩和において抑制しているようだが、一度発生したマクロ欠陥を成長によりなくすことは困難であり、また研磨等による物理的に平坦化しても無くすことはできないためデバイス応用に関しては注意が必要であると述べている。

このように他材料においてもクラック発生抑制に対しては欠陥の増加などのデメリットを有するが、我々が提案したパターンニング法においては現状デバイス応用においての問題点は見られない。この手法が今後様々な材料系において応用化されることで半導体分野の更なる発展に繋がることを願う。

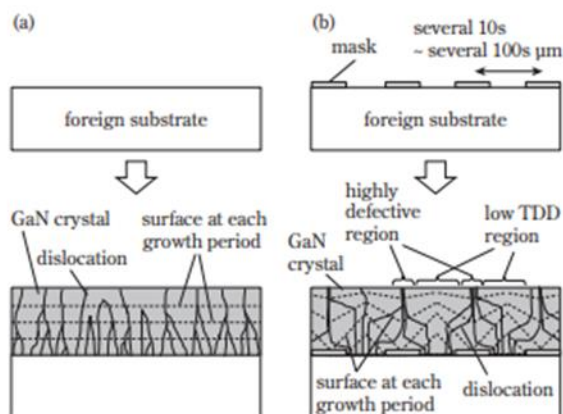


図 5.23 平坦成長と ELO 法における、転位減少のメカニズム図

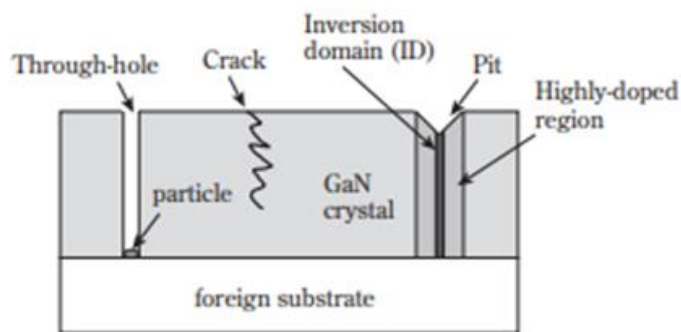


図 5.24 GaN 結晶中に発生する様々な欠陥

参考文献

1. M.Hepher, "The Photoresist Story" J.Photo. Sci., 12, 181 (1964)
2. 「2010 年へ、微細化は依然指導原理であり続ける」日経マイクロデバイス,pp.32-48,1995.7号
3. AMD:FinFET IEDM2002 Technical Session
4. M. V. Fischetti, Z. Ren, P.M.Solomon, M. Yang, and K. Rim, J. Appl. Phys. 94, 1079(2003)
5. APPLIED PHYSICS LETTERS 91, 102103(2007)
6. <http://www.itrs.net/>
7. 白木靖寛 (工学博士) 著,「シリコン半導体 素の物性とデバイスの基礎」, 出版社 内田老鶴圃 (2015/10/1)
8. J. W. Matthews and A.E. Blakeslee: J. Crystal Growth 27, 118 (1974)
9. R. People and J. C. Bean: Appl. Phys. Lett. 47, 322 (1985)
10. R. People, Phys. Rev. B 32, 1405 (1985).
11. D. V. Lang, R. People, J. C. Bean, and A. M. Sergant, Appl. Phys. Lett. 47, 1333 (1985).
12. D. K. Nayak and S. K. Chun, Appl. Phys. Lett. 64, 2514 (1994).
13. E. Thompson, IEEE TRANSACTIONS ON ELECTRON DEVICES, 0018 -9383 (2004)
14. T. Mizuno, N. Sugiyama, H. Satake and S. Takagi: Proc. Symp. VLSI Technology, Honolulu, 2000, p. 210.
15. K. Rim, S. Koester, M. Hargrove, J. Chu, P. M. Mooney, J. Ott, T. Kanarsky, P. Ronsheim, M.Ieong, A.Grill and H.-S.P. Wong :Proc. Symp. VLSI Technology, Kyoto, 2001, p. 59.
16. N. Sugii, D. Hisamoto, K. Washio, N. Yokoyama and S.Kimura :Tech. Dig. Int. Electron Devices Meet., Washington, D. C., 2001, p. 737.
17. J.K.Rim, J.Chu, H.Chen, K.A.Jenkins, T.Kanarsky, K.Lee, A. Mocuta,H. Zhu,R.Roy, J. Newbury, J. Ott, K. Petrarca, P.Mooney, D. Lacey, S. Koester, K. Chan, D.Boyd,M.Ieong and H.-S.P. Wong :Proc. Symp. VLSI Technology, Honolulu, 2002, p. 98.
18. T. Mizuno, N. Sugiyama, T. Tezuka, T. Numata and S.Takagi: Proc. Symp. VLSI Technology, Honolulu, 2002, p. 106.
19. T. Numata, T. Irisawa, T. Tezuka, J. Koga, N. Hirashita, K. Usuda, E. Toyoda, Y. Miyamura, A. Tanabe, N. Sugiyama and S. Takagi:Tech. Dig. Int. Electron Devices Meet., San Francisco, 2004, p. 177.
20. D. K. Nayak, K. Goto, A. Yutani, J. Murota and Y. Shiraki: IEEE Trans. Electron Devices 43, 1709 (1996).
21. T. Tezuka, N. Sugiyama, S. Takagi and A. Kurobe:Abstr. 25th Int. Conf. Physics of Semiconductors, Osaka, 2000, H-270, p. 629.
22. C. W. Leitz, M. T. Currie, M. L. Lee, Z.-Y. Cheng, D. A. Antoniadis and E. A. Fitzgerald : J.

- Appl. Phys. 92, 3745 (2002).
23. Sun, Xiaochen, et al. "Direct gap photoluminescence of n-type tensile-strained Ge-on-Si." *Applied Physics Letters* 95.1 (2009): 011911-011911.
 24. Sun, Xiaochen, et al. "Room-temperature direct bandgap electroluminescence from Ge-on-Si light-emitting diodes." *Optics letters* 34.8 (2009): 1198-1200.
 25. Bai, Yu, et al. "Growth of highly tensile-strained Ge on relaxed InGaAs by metal-organic chemical vapor deposition." *Journal of Applied Physics* 104 (2008): 084518.
 26. Jakomin, R., et al. "High quality tensile-strained n-doped germanium thin films grown on InGaAs buffer layers by metal-organic chemical vapor deposition." *Applied Physics Letters* 98.9 (2011): 091901-091901.
 27. de Kersauson, M., et al. "Effect of increasing thickness on tensile-strained germanium grown on InGaAs buffer layers." *Journal of Applied Physics* 113.18 (2013): 183508-183508.
 28. El Kurdi, M., et al. "Control of direct band gap emission of bulk germanium by mechanical tensile strain." *Applied Physics Letters* 96.4 (2010): 041909-041909
 29. Süess, M. J., et al. "Analysis of enhanced light emission from highly strained germanium microbridges." *Nature Photonics* 7.6 (2013): 466-472.
 30. de Kersauson, M., et al. "Optical gain in single tensile-strained germanium photonic wire." *Optics express* 19.19 (2011): 17925-17934.
 31. Hartmann, J. M., et al. "Reduced pressure chemical vapor deposition of Ge thick layers on Si (001), Si (011) and Si (111)." *Journal of Crystal Growth* 310.24 (2008): 5287-5296.
 32. J. W. Matthews and A.E. Blakeslee: *J. Crystal Growth* 27, 118 (1974)
 33. D. C. Houghton, C. J. Gibbons, C. G. Tuppen, M. H. Lyons, and M. A. G. Halliwell: *Appl. Phys. Lett.* 56, pp.460-462 (1990)
 34. Keisuke Arimoto a, *, Masato Watanabe a, Junji Yamanaka a, Kiyokazu Nakagawa a, Kentarou Sawano b, Yasuhiro Shiraki b, Noritaka Usami c, Kazuo Nakajima c *Thin Solid Films* 517 (2008) 235–238
 35. Sakai, Akira, Toru Tatsumi, and Keiko Aoyama. "Growth of strain-relaxed Ge films on Si (001) surfaces." *Applied physics letters* 71.24 (1997): 3510-3512.
 36. Hartmann, J. M., et al. "Reduced pressure chemical vapor deposition of Ge thick layers on Si (001), Si (011) and Si (111)." *Journal of Crystal Growth* 310.24 (2008): 5287-5296.
 37. Luong, T. K. P., et al. "Molecular-beam epitaxial growth of tensile-strained and n-doped Ge/Si (001) films using a GaP decomposition source." *Thin Solid Films* (2013).
 38. D. J. Paul, *Semicond. Sci. Technol.* **19**, R75 (2004).
 39. O. A. Mironov et al., *Thin Solid Films* 557, 329 (2014).
 40. T. Tanaka, Y. Hoshi, K. Sawano, N. Usami, Y. Shiraki, and K. M. Itoh, *Appl. Phys. Lett.* 100, 222102 (2012).

41. M. L. Lee, E. A. Fitzgerald, M. T. Bulsara, M. T. Currie, and A. Lochtefeld, *J. Appl. Phys.* **97**, 011101 (2005).
42. S. Ren, Y. Rong, T. I. Kamins, J. S. Harris and D. A. B. Miller, *Appl. Phys. Lett.* **98** 151108 (2011).
43. M. Ortolani, D. Stehr, M. Wagner, M. Helm, G. Pizzi, M. Virgilio, G. Grosso, G. Capellini and M. D. Seta, *Appl. Phys. Lett.* **99** 201101 (2011).
44. S. Saito, A. Z. Al-Attili, K. Oda, and Y. Ishikawa, *Semicond. Sci. Technol.* **31**, 043002 (2016).
45. M. De Seta, G. Capellini, Y. Busby, F. Evangelisti, M. Ortolani, M. Virgilio, G. Grosso, G. Pizzi, A. Nucara, and S. Lupi, *Appl. Phys. Lett.* **95**, 051918 (2009).
46. Fatih Bilge Atar, Alper Yesilyurt, Mehmet Cengiz Onbasli, Oguz Hanoglu, and Ali K. Okyay, *IEEE Electron Device Lett.* **32**, 1567 (2011).
47. L. Colace, G. Masini, F. Galluzzi, G. Assanto, G. Capellini, L. Di Gaspare, E. Palange, and F. Evangelisti, *Appl. Phys. Lett.* **72**, 3175 (1998).
48. Hsin-Chiao Luan, Desmond R. Lim, Kevin K. Lee, Kevin M. Chen, Jessica G. Sandland, Kazumi Wada, and Lionel C. Kimerling, *Appl. Phys. Lett.* **75**, 2909 (1999).
49. Yasuhiko Ishikawa, Kazumi Wada, Douglas D. Cannon, Jifeng Liu, Hsin-Chiao Luan, and Lionel C. Kimerling, *Appl. Phys. Lett.* **82**, 2044 (2003).
50. T. H. Loh, H. S. Nguyen, C. H. Tung, A. D. Trigg, G. Q. Lo, N. Balasubramanian, D. L. Kwong, and S. Tripathy, *Appl. Phys. Lett.* **90**, 092108 (2007).
51. Zhiwen Zhou, Cheng Li, Hongkai Lai, Songyan Chen, and Jinzhong Yu, *J. Cryst. Growth* **310**, 2508 (2008).
52. J. M. Hartmann, J.-F. Damlencourt, Y. Bogumilowicz, P. Holliger, G. Rolland, and T. Billon, *J. Cryst. Growth* **274**, 90 (2005).
53. J. M. Hartmann, A. M. Papon, V. Destefanis, and T. Billon, *J. Cryst. Growth* **310**, 5287 (2008).
54. Van Huy Nguyen, A. Dobbie, M. Myronov, D. J. Norris, T. Walther, and D. R. Leadley, *Thin Solid Films* **520**, 3222 (2012).
55. Andy Dobbie, Van Huy Nguyen, Maksym Myronov, Terry E. Whall, Evan H. C. Parker, and David R. Leadley, *Appl. Phys. Express* **5**, 071301 (2012).
56. Van Huy Nguyen, A. Dobbie, M. Myronov, and D. R. Leadley, *J. Appl. Phys.* **114**, 154306 (2013).
57. Yanghua Chen, Cheng Li, Zhiwen Zhou, Hongkai Lai, Songyan Chen, Wuchang Ding, Buwen Cheng, and Yude Yu, *Appl. Phys. Lett.* **94**, 141902 (2009).
58. Guo-En Chang, Shao-Wei Chen, and H. H. Cheng, *Opt. Express* **24**, 17562 (2016).
59. D. Kuzum, A.J. Pethe, T. Krishnamohan and K.C. Saraswat, *IEEE Trans. Electron Devices* **56**, 648 (2009).
60. C. H. Lee, T. Nishimura, T. Tabata, S. K. Wang, K. Nagashio, K. Kita, and A. Toriumi, *IEDM*

Tech. Dig., 2010, p. 416.

61. K. Kasahara, Y. Fujita, S. Yamada, K. Sawano, M. Miyao, and K. Hamaya, *Appl. Phys. Express* **7**, 033002 (2014).
62. Kohei Hamaya, Yuichi Fujita, Michihiro Yamada, Makoto Kawano, Shinya Yamada, and Kentarou Sawano, *J. Phys. D: Appl. Phys.* **51**, 393001 (2018).
63. Michihiro Yamada, Takahiro Naito, Makoto Tsukahara, Shinya Yamada, Kentarou Sawano, and Kohei Hamaya, *Semicond. Sci. Technol.* **33**, 114009 (2018).
64. Michihiro Yamada, Fumiaki Kuroda, Makoto Tsukahara, Shinya Yamada, Tetsuya Fukushima, Kentarou Sawano, Tamio Oguchi, and Kohei Hamaya, *NPG Asia Materials* **12**, 47 (2020).
65. Takahiro Naito, Michihiro Yamada, Makoto Tsukahara, Shinya Yamada, Kentarou Sawano, and Kohei Hamaya, *Appl. Phys. Express* **11**, 053006 (2018).
66. T. Naito, M. Yamada, S. Yamada, K. Sawano, and K. Hamaya, *Phys. Rev. Appl.* **13**, 054025 (2020).
67. Youya Wagatsuma, Md. Mahfuz Alam, Kazuya Okada, Yusuke Hoshi, Michihiro Yamada, Kohei Hamaya, and Kentarou Sawano, *Mat. Sci. in Semicon. Proc.* **117**, 105153 (2020).
68. Md. Mahfuz Alam, Youya Wagatsuma, Kazuya Okada, Yusuke Hoshi, Michihiro Yamada, Kohei Hamaya, and Kentarou Sawano, *Appl. Phys. Express* **12**, 081005 (2019).
69. R. People and J. C. Bean, *Appl. Phys. Lett.* **49**, 229 (1986).
70. Hajime Fujikura et al *Jpn. J. Appl. Phys.* **57** 065502(2018)

本研究に関する研究業績

国内学会発表

我妻 勇哉、Md. Mahfuz Alam、岡田 和也、星 裕介、山田 道洋、浜屋 宏平、澤野 憲太郎

“Ge-on-Si(111) 及び Ge(111) 基板上の歪み Si_{1-x}Ge_x の臨界膜厚”

第 80 回 応用物理学会秋季学術講演会

北海道大学札幌キャンパス 2019 年 9 月

我妻 勇哉、Md. Mahfuz Alam、岡田 和也、星 裕介、山田 道洋、浜屋 宏平、澤野 憲太郎

“Ge-on-Si(111) 及び Ge(111) 基板上の歪み Si_{1-x}Ge_x の表面形状と臨界膜厚”

第 2 回結晶工学×ISYSE 合同研究会

東京大学本郷キャンパス 2019 年 11 月

我妻 勇哉、Md. Mahfuz Alam、岡田 和也、星 裕介、山田 道洋、浜屋 宏平、澤野 憲太郎

“Ge-on-Si 基板のパターニングによる歪み SiGe 層中クラック発生抑制”

第 67 回 応用物理学会春季学術講演会

上智大学四谷キャンパス 2020 年 3 月

我妻 勇哉、Md. Mahfuz Alam、岡田 和也、星 裕介、山田 道洋、浜屋 宏平、澤野 憲太郎

“選択成長を用いた Ge-on-Si(111)基板上への高品質な歪み SiGe 層の作製”

第 81 回 応用物理学会秋季学術講演会

オンライン開催 2020 年 9 月

我妻 勇哉、Md. Mahfuz Alam、岡田 和也、星 裕介、山田 道洋、浜屋 宏平、澤野 憲太郎

“メサ型 Ge-on-Si(111)基板上への臨界膜厚を超えた歪み SiGe 層の作製”

第 3 回結晶工学×ISYSE 合同研究会

オンライン開催 2020 年 12 月

我妻 勇哉、Md. Mahfuz Alam、岡田 和也、星 裕介、山田 道洋、浜屋 宏平、

澤野 憲太郎

“Ge 基板に替わり Ge-on-Si を用いることによる歪み SiGe へのクラック発生抑制”

第 68 回 応用物理学会春季学術講演会
オンライン開催 2021 年 3 月

我妻 勇哉、金澤伶奈、Md. Mahfuz Alam、岡田 和也、星 裕介、山田 道洋、浜屋 宏平、

澤野 憲太郎

“歪み SiGe/Ge(111)におけるクラック形成と伝搬方向制御”

第 82 回 応用物理学会秋季学術講演会
オンライン開催 2021 年 9 月

我妻 勇哉、金澤伶奈、Md. Mahfuz Alam、岡田 和也、星 裕介、山田 道洋、浜屋 宏平、

澤野 憲太郎

“引っ張り歪み薄膜のヘテロ成長におけるクラック発生とその抑制メカニズム”

第 4 回結晶工学×ISYSE 合同研究会
オンライン開催 2021 年 12 月

我妻 勇哉、金澤伶奈、Md. Mahfuz Alam、岡田 和也、星 裕介、山田 道洋、浜屋 宏平、

澤野 憲太郎

“メサパターン上の歪み SiGe 膜へのクラック発生におけるエッチング深さの影響”

第 69 回 応用物理学会春季学術講演会
青山学院大学 2022 年 3 月

我妻 勇哉、金澤伶奈、Md. Mahfuz Alam、岡田 和也、星 裕介、山田 道洋、浜屋 宏平、

澤野 憲太郎

“歪み印加半導体薄膜のヘテロ成長におけるクラック発生とその抑制メカニズム”

第 83 回 応用物理学会秋季学術講演会
東北大学 2022 年 9 月

我妻 勇哉、金澤伶奈、Md. Mahfuz Alam、岡田 和也、星 裕介、山田 道洋、浜屋 宏平、澤野 憲太郎

“歪み SiGe/Ge(111)におけるクラック伝搬に与えるメサ・エッチング深さの影響”

第 83 回 応用物理学会秋季学術講演会
東北大学 2022 年 9 月

我妻 勇哉、金澤伶奈、Md. Mahfuz Alam、岡田 和也、星 裕介、山田 道洋、浜屋 宏平、澤野 憲太郎

“歪み SiGe/Ge(111)におけるメサ・エッチング深さによるクラック伝搬の抑制”

第 5 回結晶工学×ISYSE 合同研究会
大阪大学 2022 年 11 月

国際学会

Youya Wagatsuma, Md. Mahfuz Alam, Kazuya Okada, Yusuke Hoshi
Michihiro Yamada, Kohei Hamaya and Kentarou Sawano

“**Surface morphology evolution of strained Si_{1-x}Ge_x grown on relaxed Ge(111)**”

8th International Symposium on Control of Semiconductor Interfaces
東北大学 2019 年 11 月

Youya Wagatsuma, Md. Mahfuz Alam, Kazuya Okada, Yusuke Hoshi
Michihiro Yamada, Kohei Hamaya and Kentarou Sawano

“**Suppression of crack formation in strained SiGe layers by patterning of Ge-on-Si substrates**”

European Materials Society 2020 spring meeting
フランス 2020 年 5 月

Youya Wagatsuma, Md. Mahfuz Alam, Kazuya Okada, Yusuke Hoshi
Michihiro Yamada, Kohei Hamaya and Kentarou Sawano

“**Increased critical thickness for strained SiGe on Ge-on-Si(111)**”

Prime 2020, The Electrochemical Society
オンライン開催 2020 年 10 月

Youya Wagatsuma, Md. Mahfuz Alam, Kazuya Okada, Yusuke Hoshi

Michihiro Yamada, Kohei Hamaya and Kentarou Sawano

“Suppression of crack formation in strained SiGe layers by patterning of Ge-on-Si substrates”

European Materials Society 2021 spring meeting

オンライン開催 2021年5月

Youya Wagatsuma, Rena Kanezawa, Md. Mahfuz Alam, Kazuya Okada, Yusuke Hoshi

Michihiro Yamada, Kohei Hamaya and Kentarou Sawano

“Suppression of crack formation and propagation in strained SiGe by patterning Ge-on-Si substrates”

21st International Conference on Molecular Beam Epitaxy

オンライン開催 2021年9月

Youya Wagatsuma, Rena Kanezawa, Md. Mahfuz Alam, Kazuya Okada, Yusuke Hoshi

Michihiro Yamada, Kohei Hamaya and Kentarou Sawano

“Observation of photoluminescence from SiGe/Ge MQW on Ge-on-Si(111)”

ISNTT 2021

オンライン開催 2021年11月

Youya Wagatsuma, Rena Kanezawa, Md. Mahfuz Alam, Kazuya Okada, Yusuke Hoshi

Michihiro Yamada, Kohei Hamaya and Kentarou Sawano

“Effects of etching depth on crack generation in strained SiGe films on mesa-patterned Ge”

European Materials Society 2022 spring meeting

オンライン開催 2022年5月

Youya Wagatsuma, Rena Kanezawa, Md. Mahfuz Alam, Kazuya Okada, Yusuke Hoshi

Michihiro Yamada, Kohei Hamaya and Kentarou Sawano

“Crack formations in SiGe/Ge MQW layers on Ge-on-Si(111) substrates”

APAC

オンライン開催 2022年8月

Youya Wagatsuma, Rena Kanezawa, Md. Mahfuz Alam, Kazuya Okada, Yusuke Hoshi

Michihiro Yamada, Kohei Hamaya and Kentarou Sawano

“Increased critical thickness of strained SiGe layers on Ge-on-Si(111)”

IVC 2022

北海道 2022年9月

Youya Wagatsuma, Rena Kanezawa, Md. Mahfuz Alam, Kazuya Okada, Yusuke Hoshi

Michihiro Yamada, Kohei Hamaya and Kentarou Sawano

“Evaluation of crack propagation in strained SiGe on Ge(111) patterned with various etching thickness”

The Electrochemical Society

オンライン開催 2022年10月

学術論文

Md. Mahfuz Alam, Youya Wagatsuma, Kazuya Okada, Yusuke Hoshi,

Michihiro Yamada, Kohei Hamaya and Kentarou Sawano

Critical thickness of strained Si_{1-x}Ge_x on Ge(111) and Ge-on-Si(111)

Published 25 July 2019 • © 2019 The Japan Society of Applied Physics

Applied Physics Express, Volume 12, Number 8

Youya Wagatsuma, Md. Mahfuz Alam, Kazuya Okada, Yusuke Hoshi,

Michihiro Yamada, Kohei Hamaya and Kentarou Sawano

Crack formation in strained SiGe grown on Ge-on-Si (111) and its suppression by patterning substrates

Materials Science in Semiconductor Processing Volume 117, October 2020, 105153

Youya Wagatsuma, Md. Mahfuz Alam, Kazuya Okada, Yusuke Hoshi,

Michihiro Yamada, Kohei Hamaya and Kentarou Sawano

Increased Critical Thickness for Strained SiGe on Ge-on-Si(111)

2020 ECS - The Electrochemical Society ECS Transactions, Volume 98, Number 5

Kentarou Sawano, Wagatsuma Youya, Md. M Alam, Kaisei Omata, Kenta Niikura, Shougo Shibata,

Yusuke Hoshi, Michihiro Yamada and Kohei Hamaya

Strain Engineering of Si/Ge Heterostructures on Ge-on-Si Platform

2020 ECS - The Electrochemical Society ECS Transactions, Volume 98, Number 5

Youya Wagatsuma, Md. Mahfuz Alam, Kazuya Okada, Michihiro Yamada, Kohei Hamaya and

Kentarou Sawano

A drastic increase in critical thickness for strained SiGe by growth on mesa-patterned Ge-on-Si

Published 15 January 2021 • © 2021 The Japan Society of Applied Physics
Applied Physics Express, Volume 14, Number 2

Koudai Yamada, Youya Wagatsuma, Kazuya Okada, Yusuke Hoshi and Kentarou Sawano
Enhanced electroluminescence from Ge-on-Si by precise in-situ doping and post-annealing
Appl. Phys. Express 14 045504

K. Kudo, M. Yamada, S. Honda, Y. Wagatsuma, S. Yamada, K. Sawano and K. Hamaya
Room-temperature two-terminal magnetoresistance ratio reaching 0.1 % in semiconductor-based lateral devices with L21-ordered Co₂MnSi
Appl. Phys. Lett. 118, 162404 (2021)

T. Naito, R. Nishimura, M. Yamada, A. Masago, Y. Shiratsuchi, Y. Wagatsuma, K. Sawano, R. Nakatani, T. Oguchi, and K. Hamaya
Significant effect of interfacial spin moments in ferromagnet-semiconductor heterojunctions on spin transport in a semiconductor
Phys. Rev. B 105, 195308

Youya Wagatsuma, Md. Mahfuz Alam, Kazuya Okada, Rena Kanesawa, Michihiro Yamada, Kohei Hamaya, and Kentarou Sawano
Mechanism of crack formation in strained SiGe(111) layers
Journal of Crystal Growth Volume 589, 1 July 2022, 126672

Yuwa Sugiura, Masashi Sasaki, Youya Wagatsuma, Koudai Yamada, Yusuke Hoshi, Michihiro Yamada, Kohei Hamaya and Kentarou Sawano
Strong room-temperature EL emission from Ge-on-Si(111) diodes
Journal of Crystal Growth Volume 594, 15 September 2022, 126766

T. Inoue, Y. Wagatsuma, R. Ikegaya, K. Okada, K. Sawano
Fabrication of SiGe/Ge microbridges based on Ge-on-Si(110) and observation of resonant light emission
Journal of Crystal Growth Volume 590, 15 July 2022, 126682

T. Naito, M. Yamada, Y. Wagatsuma, K. Sawano, and K. Hamaya
Effect of Strain on Room-Temperature Spin Transport in Si_{0.1}Ge_{0.9}
Phys. Rev. Applied 18, 024005

Takahiro Inoue, Youya Wagatsuma, Reo Ikegaya, Ayaka Odashima,
Masaki Nagao and Kentarou Sawano

Epitaxially Grown of SiGe on Ge Microbridge and Observation of Strong Resonant Light Emission

2022 ECS Trans. 109 297

Md. Mahfuz Alam, Youya Wagatsuma, Kazuya Okada, Michihiro Yamada,
Kohei Hamaya and Kentarou Sawano

Strain Engineering of Heteroepitaxial SiGe/Ge on Si with Various Crystal Orientations

2022 ECS Trans. 109 197

Rena Kanesawa, Youya Wagatsuma, Shuya Kikuoka, Yuwa Sugiura and Kentarou Sawano

Fabrication of Thick SiGe/Ge Multiple Quantum Wells on Ge-on-Si and Their Optical Properties

2022 ECS Trans. 109 289

Youya Wagatsuma, Rena Kanesawa, Md. Mahfuz Alam, Kazuya Okada, Michihiro Yamada, Kohei Hamaya, and Kentarou Sawano

Significant reduction of crack propagation in the strained SiGe/Ge(111) induced by the local growth on the depth controlled area patterning

Published 19 December 2022 • © 2022 The Japan Society of Applied Physics

Applied Physics Express, Volume 16, Number 1

第二著者以降における研究業績

国内学会

杉浦 由和、我妻 勇哉、山田 航大、星 裕介、山田 道洋、浜屋 宏平、澤野 憲太郎
“Si(111)基板上的エピタキシャル Ge(111)ダイオードからの室温 EL 発光”
第 3 回結晶工学×ISYSE 合同研究会
オンライン開催 2020 年 12 月

杉浦 由和、我妻 勇哉、山田 航大、星 裕介、山田 道洋、浜屋 宏平、澤野 憲太郎

“歪み Ge-on-Si(111)ダイオード構造からの室温 EL 発光”

2021 年第 68 回応用物理学会春季学術講演会

オンライン開催 2021 年 3 月

杉浦 由和、佐々木 雅至、我妻 勇哉、山田 航大、星 裕介、山田 道洋、浜屋 宏平、澤野 憲太郎

“Ge-on-Si(111) LED の熱処理による室温 EL 発光強度増大”

2021 年第 82 回応用物理学会秋季学術講演会

オンライン開催 2021 年 9 月

岡田和也、我妻 勇哉、山田 航大、井上 貴裕、澤野 憲太郎

“歪み緩和 SiGe/Si(111)バッファ層の作製とアニールの効果”

2021 年第 82 回応用物理学会秋季学術講演会

オンライン開催 2021 年 9 月

T. Naito, M. Yamada, Y. Wagatsuma, S. Yamada, K. Sawano, K. Hamaya

“Room-temperature spin diffusion length in strained SiGe”

2021 年第 82 回応用物理学会秋季学術講演会

オンライン開催 2021 年 9 月

杉浦 由和、佐々木 雅至、我妻 勇哉、山田 航大、山田 道洋、浜屋 宏平、澤野 憲太郎

“エピタキシャル Ge-on-Si(111)LED の熱処理による室温 EL 発光強度増大”

第 4 回結晶工学×ISYSE 合同研究会

オンライン開催 2021 年 12 月

T. Naito, K. Kawashima, M. Yamada, Y. Wagatsuma, S. Yamada, K. Sawano, K. Hamaya

“Long-distance spin-drift transport in strained SiGe”

2022 年第 69 回応用物理学会春季学術講演会

オンライン開催 2022 年 3 月

杉浦 由和、菊岡 柊也、我妻 勇哉、金澤 玲奈、星 裕介、山田 道洋、浜屋 宏平、澤野 憲太郎

“Ge-on-Si(111) LED からの室温 EL 発光ピークに注入電流が与える影響”

2022 年第 83 回応用物理学会秋季学術講演会

東北大学 2022 年 9 月

金澤伶奈、我妻勇哉、菊岡柊也、杉浦由和、澤野憲太郎
“Ge-on-Si(100)上の SiGe/Ge 多重量子井戸の作製とその光学特性”
2022 年第 83 回応用物理学会秋季学術講演会
ハイブリッド開催 2022 年 9 月

菊岡柊也、我妻勇哉、杉浦由和、金澤伶奈、山田道洋、浜屋宏平、澤野憲太郎
“歪み SiGe/Ge-on-Si(111)LED からの強い室温 EL 発光の観測”
2022 年第 83 回応用物理学会秋季学術講演会
ハイブリッド開催 2022 年 9 月

金澤伶奈、我妻勇哉、菊岡柊也、杉浦由和、澤野憲太郎
“Ge-on-Si 上の SiGe/Ge 多重量子井戸の作製とその光学特性”
第 5 回 結晶工学×ISYSE 合同研究発表会
ハイブリッド開催 2022 年 11 月

菊岡柊也、我妻勇哉、杉浦由和、金澤伶奈、山田道洋、浜屋宏平、澤野憲太郎
“歪み SiGe/Ge-on-Si(111) LED の作製と室温 EL 発光”
第 5 回 結晶工学×ISYSE 合同研究発表会
ハイブリッド開催 2022 年 11 月

金澤伶奈、我妻勇哉、菊岡柊也、杉浦由和、山田道洋、浜屋宏平、澤野憲太郎
“Ge-on-Si(111)上の歪み SiGe/Ge 多重量子井戸形成におけるクラック発生の抑制”
2023 年第 70 回応用物理学会春季学術講演会
ハイブリッド開催 2023 年 3 月

菊岡柊也、我妻勇哉、杉浦由和、金澤伶奈、山田道洋、浜屋宏平、澤野憲太郎
“歪み SiGe/Ge 量子井戸 LED ダイオード特性と室温 EL 発光”
2023 年第 70 回応用物理学会春季学術講演会
ハイブリッド開催 2023 年 3 月

国際学会

Yuwa Sugiura, Youya Wagatsuma, Koudai Yamada, Yusuke Hoshi, Michihiro Yamada, Kohei Hamaya, Kentarou Sawano

“Room temperature EL from strained Ge-on-Si(111) diode structures”

European Materials Research Society

オンライン開催 2021年5月

Yuwa Sugiura, Masashi Sasaki, Youya Wagatsuma, Koudai Yamada,
Yusuke Hoshi, Michihiro Yamada, Kohei Hamaya, Kentarou Sawano

“Strong room-temperature EL emission from Ge-on-Si (111) diodes”

21st International Conference on Molecular Beam Epitaxy, Virtual Conference, Mexico,

オンライン開催 2021年9月

Yuwa Sugiura, Masashi Sasaki, Youya Wagatsuma, Koudai Yamada,
Yusuke Hoshi, Michihiro Yamada, Kohei Hamaya, Kentarou Sawano

**“Strong room-temperature EL emission from Ge-on-Si (111) diodes
with ferromagnetic Schottky-tunnel electrodes”**

International Symposium on Novel maTerials and quantum Technologies

オンライン開催 2021年12月

Rena Kanesawa, Youya Wagatsuma, Syuya.Kikuoka, Yuwa.Sugiura, Kentarou.Sawano

“Evaluation of SiGe/Ge MQW with various Ge compositions on Ge-on-Si”

THE 22ND INTERNATIONAL VACUUM CONGRESS IVC-22

ハイブリッド開催 2022年9月

T. Naito, M. Yamada, Y. Wagatsuma, S. Yamada, K. Sawano, K. Hamaya

“Long-distance spin transport in strained SiGe”

67th Annual Conference on Magnetism and Magnetic Materialsb (MMM2022)

Minneapolis,USA,DG-02(FOD-02) 2022年10月

R. Kanesawa, Y. Wagatsuma, S. Kikuoka, Y. Sugiura, and K. Sawano

**“Fabrication of Thick Sige/Ge Multiple Quantum Wells on Patterned Ge-on-Si and Their
OpticalProperties”**

242nd ECS Meeting

ハイブリッド開催 2022年10月

Shuya Kikuoka, Youya Wagatsuma, Yuwa Sugiura, Rena Kanesawa, Michihiro Yamada,
Kohei Hamaya, and Kentarou Sawano

“Strong Room-temperature EL emissions from strained SiGe/Ge-on-Si (111) LEDs”

242nd ECS Meeting

ハイブリッド開催 2022 年 10 月

本研究以外の研究業績

国内学会

井上 貴裕、我妻 勇哉、山田 航大、澤野 憲太郎

“GOS を用いた引っ張り歪みマイクロブリッジ構造の面方位依存性”

第 3 回結晶工学×ISYSE 合同研究会

オンライン開催 2020 年 12 月

井上 貴裕、我妻 勇哉、山田 航大、澤野 憲太郎

“歪み Ge マイクロブリッジ構造の発光特性に及ぼす一軸歪み方向の影響”

第 68 回 応用物理学会春季学術講演会

オンライン開催 2021 年 3 月

井上 貴裕、我妻 勇哉、池ヶ谷 玲雄、岡田 和也、澤野 憲太郎

“歪み Ge マイクロブリッジにおける端面共振発光の観測”

第 82 回 応用物理学会秋季学術講演会

オンライン開催 2021 年 9 月

池ヶ谷 玲雄、井上 貴裕、佐々木雅至、我妻 勇哉、澤野 憲太郎

“メッシュ型パッドを有する歪み Ge マイクロブリッジ構造の作製と発光特性”

第 82 回 応用物理学会秋季学術講演会

オンライン開催 2021 年 9 月

井上 貴裕、我妻 勇哉、池ヶ谷 玲雄、岡田 和也、澤野 憲太郎

“Ge マイクロブリッジ上への歪み SiGe のエピタキシャル成長”

第 4 回結晶工学×ISYSE 合同研究会

オンライン開催 2021 年 12 月

井上 貴裕、我妻 勇哉、池ヶ谷 玲雄、岡田 和也、澤野 憲太郎

“Ge マイクロブリッジ上への歪み SiGe 成長と発光特性”

第 69 回 応用物理学会春季学術講演会
青山学院大学 相模原キャンパス 2022 年 3 月

井上 貴裕, 我妻 勇哉, 池ヶ谷 玲雄, 小田島 綾華, 長尾 優希, 澤野 憲太郎
“Ge-on-Si (110)を用いた枝型マイクロブリッジ作製による
共振発光の観測”

第 83 回 応用物理学会秋季学術講演会
東北大学 川内北キャンパス 2022 年 9 月

長尾 優希, 井上 貴裕, 小田島 綾華, 我妻 勇哉, 藤間 卓也, 澤野 憲太郎
“階層的ナノ多孔層ガラス基板を用いた P ドープ Ge ナノ結晶の形成と発光特性”
2022 年第 83 回応用物理学会秋季学術講演会
ハイブリッド開催 2022 年 9 月

小田島綾華、井上貴裕、我妻勇哉、池ヶ谷玲雄、長尾優希、澤野憲太郎
“Ge-on-SOI を用いたマイクロブリッジの作製と共振発光の観測”
第 83 回応用物理学会秋季学術講演会
東北大学 2022 年 9 月

小田島綾華、井上貴裕、我妻勇哉、池ヶ谷玲雄、長尾優希、澤野憲太郎
“Ge-on-SOI を用いたマイクロブリッジの作製と共振発光の観測”
第 5 回結晶工学×ISYSE 合同研究会
大阪大学 2022 年 11 月

井上 貴裕, 我妻 勇哉, 池ヶ谷 玲雄, 小田島 綾華, 長尾 優希, 杉浦 由和, 澤野 憲太郎
Ge マイクロブリッジ上への歪み SiGe のエピタキシャル成長とその発光特性
第 5 回結晶工学×ISYSE 合同研究会
大阪大学吹田キャンパス銀杏会館 2022 年 11 月

国際学会

Takahiro Inoue, Youya Wagatsuma, Kodai Yamada, and Kentarou Sawano
“Effect of uniaxial strain direction on Luminescence properties of strained Ge microbridge structures”

European Materials Society 2021 spring meeting

2021年4月オンライン開催

Takahiro Inoue, Youya Wagatsuma, Leo Ikegaya, Kazuya Okada and Kentarou Sawano

“Epitaxial growth of strained Si_{0.2}Ge_{0.8} on Ge microbridge”

21st International Conference on Molecular Beam Epitaxy, Virtual Conference, Mexico, September, 2021.

オンライン開催 2021年 9月

Takahiro Inoue, Youya Wagatsuma, Leo Ikegaya, Kazuya Okada and Kentarou Sawano

“Strong resonant light emission in strained Ge microbridges”

International Symposium on Novel materials and quantum Technologies ISNTT 2021

オンライン開催 2021年12月

Takahiro Inoue, Youya Wagatsuma, Leo Ikegaya, Kentarou Sawano

” Fabrication of branch-like bridges based on Ge-on-Si(110) and observation of strong resonant light emission”

European Materials Society 2022 spring meeting

オンライン開催 2022年4月

T. Inoue, Y. Wagatsuma, R. Ikegaya, A. Odashima, M. Nagao, K. Sawano

“Fabrication of SiGe/Ge microbridges based on Ge-on-Si(110) and observation of resonant light emission”

APAC SILICIDE 2022

オンライン開催 2022年7月

T. Inoue, Y. Wagatsuma, R. Ikegaya, A. Odashima, M. Nagao, K. Sawano

“Pumping power dependence of light emissions from strained Ge microbridges”

札幌コンベンションセンター 2022年9月

T. Inoue, Y. Wagatsuma, L. Ikegaya, A. Odashima, M. Nagao, K. Sawano

“Epitaxially grown Si_{0.2}Ge_{0.8} on Ge microbridge”

242nd ECS Meeting

オンライン開催 2022年10月

Ayaka Odashima, Takahiro Inoue, Youya Wagatsuma, Reo Ikegaya, Masaki Nagao and Kentarou

Sawano

“Fabrication of microbridges based on Ge-on-SOI and observation of strong resonant light emission”

The 22nd International Vacuum Congress

札幌 2022年9月

Ayaka Odashima, Takahiro Inoue, Youya Wagatsuma, Reo Ikegaya, Masaki Nagao, and Kentarou Sawano

“Fabrication of microbridges based on Ge-on-SOI and observation of strong resonant light emission”

The Electrochemical Society 2022 fall meeting

オンライン開催 2022年10月

学術論文

Tatsuhiko Taniguchi, Takafumi Ishibe, Ryoya Hosoda, Youya Wagatsuma, Md. Mahfuz Alam, Kentarou Sawano, Mutsunori Uenuma, Yukiharu Uraoka, Yuichiro Yamashita, Nobuya Mori, and Yoshiaki Nakamura

Thermoelectric Si_{1-x}Ge_x and Ge epitaxial films on Si(001) with controlled composition and strain for group IV element-based thermoelectric generators

Appl. Phys. Lett. 117, 141602 (2020)

謝辞

学部、修士、博士の5年間の研究生活を送るに当たり、お世話になった方々にこの博士論文とともに感謝の意を表します。

指導教員である澤野憲太郎教授には、進捗報告での議論やご指摘、学会発表の際には、発表当日の朝まで添削や発表練習につきあっていただきました。ありがとうございました。澤野先生のご指導無しではこの博士論文を執筆は困難でした。

また、副査を引き受けていただいた3人の先生方に感謝いたします。

野平博司教授には、院ミーティングや大学院での中間発表において様々なご意見やご指摘をいただくことができました。

三谷祐一郎教授には就職活動の際には多くの相談に乗って頂きました。博士課程の先輩がおらず、就職活動の仕方があまり分からないなかで三谷先生のご指導は大変貴重なものでした。

大阪大学、山田道洋特任准教授には装置のトラブルがあった際に相談に乗っていただくなど、日ごろから大学が違うのにも関わらず多くのご助言を頂きました。

小長井誠教授には、卒論発表や夏合宿など、都市大での発表の際に様々な研究のアドバイスをいただきました。また、太陽光班の研究装置をお借りした際にも大変お世話になりました。

星裕介准教授には、他の班であるにもかかわらず、実験のご指導を熱心にして頂きました。実験に行き詰った際には、多くのアドバイスを頂きました。ありがとうございました。

石川亮介准教授には、研究だけでなく、日頃の雑談に付き合ってくださいました。また、総研引っ越しは石川先生のお力で成功したと思います。ありがとうございました。

大阪大学、浜屋宏平教授には論文執筆の際に多くのご指摘を頂きました。また、ミーティングの際にはデバイス作製へ向け多くのご助言を頂きました。ありがとうございました。

山梨大学、山中淳二准教授には TEM 像の観察の協力をして頂きました。TEM 像により結晶の観察を行うことが出来博士論文執筆の大きな知見を得ることが出来ましたありがとうございました。

大阪大学、博士課程3年の内藤貴大様をはじめ浜屋研究室の学生の皆様には作製した試料の加工など多くのお力添えを頂きました。ありがとうございました。

ナノエレクトロニクス研究室総合研究所の同期である岡田和也氏（現富士電機）、林田隼弥氏（現富士電機）、山田航大氏（現富士電機）、米村百可氏（現富士電機）、兼村智明氏には研究室を過ごすうえでたくさんの相談に乗って頂きました。生涯の友であること、皆様と総合研究所において過ごせたことは私の誇りです。

この博士論文の執筆にあたって、ナノエレクトロニクスの後輩たちに感謝いたします。皆様にお力添えいただいたおかげで、論文執筆をスムーズに行うことが出来ました。

最後に学生生活を送るにあたり、支えとなった家族に感謝いたします。