

[非晶質Si/非晶質FeSiGe]_n積層構造の固相成長による歪変調β-FeSi₂(Ge)の形成

村上, 裕二

九州大学大学院システム情報科学府電子デバイス工学専攻 : 博士後期課程

尾渡, 正和

九州大学大学院システム情報科学府電子デバイス工学専攻 : 修士課程

吉武, 剛

九州大学大学院総合理工学研究院融合創造理工学部門

板倉, 賢

九州大学大学院総合理工学研究院融合創造理工学部門

他

<https://doi.org/10.15017/1515917>

出版情報 : 九州大学大学院システム情報科学紀要. 8 (2), pp.189-191, 2003-09-26. 九州大学大学院システム情報科学研究院

バージョン :

権利関係 :

[非晶質 Si/非晶質 FeSiGe]_n 積層構造の固相成長による 歪変調 β-FeSi₂(Ge) の形成

村上裕二* · 尾渡正和** · 吉武 剛*** · 板倉 賢*** · 佐道泰造†

Strain Modulation of β-FeSi₂(Ge) Formed by SPC of [a-Si/a-FeSiGe]_n Stacked-Structure

Yuji MURAKAMI, Masakazu OWATARI, Tsuyoshi YOSHITAKE, Masaru ITAKURA and Taizoh SADOH

(Received June 13, 2003)

Abstract: Solid-phase growth of [a-Si/a-Fe_{0.4}Si_{0.5}Ge_{0.1}]_n stacked-structures has been investigated. [a-Si/a-Fe_{0.4}Si_{0.5}Ge_{0.1}]_n/c-Si (n=1, 2, 4) samples were annealed at 700-900°C for 30 min in a vacuum. The grown layers were analyzed by using Auger electron spectroscopy, the X-ray diffraction, Raman spectroscopy, and the transmission electron microscopy. After annealing at 700°C, β-FeSi₂(Ge) strained by 0.4-0.5% was successfully formed for the sample with n=1. The strains became small with increasing n, i.e., with thinning layer. In addition, superstructures consisting of β-FeSi₂ and c-Si_{0.7}Ge_{0.3} nanocrystals were obtained by Ge segregation after annealing at 800°C. These new structures are useful for fabrication of opto-electrical devices.

Keywords: Semiconducting silicide, β-FeSi₂, Ge doping, Strain modulation

1. はじめに

β-FeSi₂は、直接遷移型シリサイド半導体であり、0.8-0.9eVにエネルギーギャップを有することから、光ファイバ通信の発受光材料として期待されている。近年、このβ-FeSi₂を用いた発光ダイオードの室温発光が報告されている¹⁾。しかし、今後重要となる波長多重光通信デバイスへの応用には、エネルギーギャップを変調しなければならない。理論計算により、Ge導入によりβ-FeSi₂結晶中に格子歪が誘起され、エネルギーギャップの変調が可能であることが示唆されている²⁾。

精密なエネルギーギャップ変調の実現には、Ge導入量の制御が重要となる。そこで、我々は[非晶質Si/非晶質FeSiGe]_n積層構造を用い、β-FeSi₂固相成長時におけるSi及びGe原子の拡散・析出を制御することで、エネルギーギャップ変調を実現する手法を提案している。本研究では、[非晶質Si/非晶質FeSiGe]_n積層構造の固相成長による歪変調β-FeSi₂(Ge)の形成について検討した。

2. 実験手順

RFマグネトロンスパッタリング装置を用いて、[非晶質Si/非晶質Fe_{0.4}Si_{0.5}Ge_{0.1}]_n積層構造(n=1, 2, 4; 合計膜厚: 500nm)をFZ n-Si(100)基板上に室温で形成した。Fig.

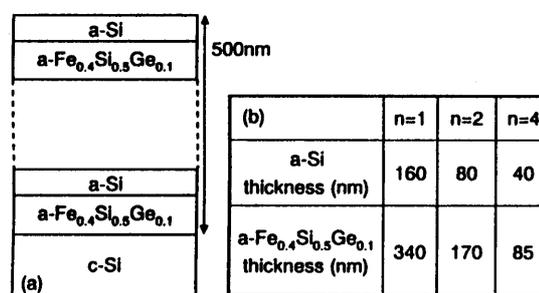


Fig.1 Schematic structure (a) and thickness parameters of samples (b).

1(a), 1(b)に、積層試料の構造、膜厚それぞれについて詳細を示す。次に、この積層試料を、700-900°C、30分、真空中で熱処理した。試料の評価はオージェ電子分光(AES, Auger electron spectroscopy)法、X線回折(XRD, X-ray diffraction)法、ラマン分光法、透過型電子顕微鏡(TEM, transmission electron microscopy)法により行った。

3. 実験結果及び考察

熱処理前、及び熱処理後(700, 800°C)の試料(n=4)のFe, Si, Ge濃度分布をAES法により調べた。その結果をFig. 2(a), 2(b), 2(c)に示す。図より、熱処理前は、[非晶質Si/非晶質Fe_{0.4}Si_{0.5}Ge_{0.1}]₄/結晶Si積層構造となっていることがわかる。また、700、及び800°Cで熱処

平成 15 年 6 月 13 日受付

* 電子デバイス工学専攻博士後期課程

** 電子デバイス工学専攻修士課程

*** 大学院総理工学研究院融合創造理工学部

† 電子デバイス工学部門

理後は、それぞれ、 $[\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.2}\text{Fe}_{0.1}/\text{Fe}_{0.25}\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.05}]_4$ 、 $[\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.15}\text{Fe}_{0.15}/\text{Fe}_{0.25}\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.05}]_4$ となっており、Fe, Si, Geの相互拡散が生じていることがわかる。さらに、熱処理前の非晶質Si層に相当する領域のGe濃度が非晶質FeSiGe層に相当する領域より高くなっており、非晶質FeSiGe層から非晶質Si層へ、Geが異常拡散し、析出することが示唆される。

熱処理(700-900°C)後の積層試料(n=4)のラマンスペク

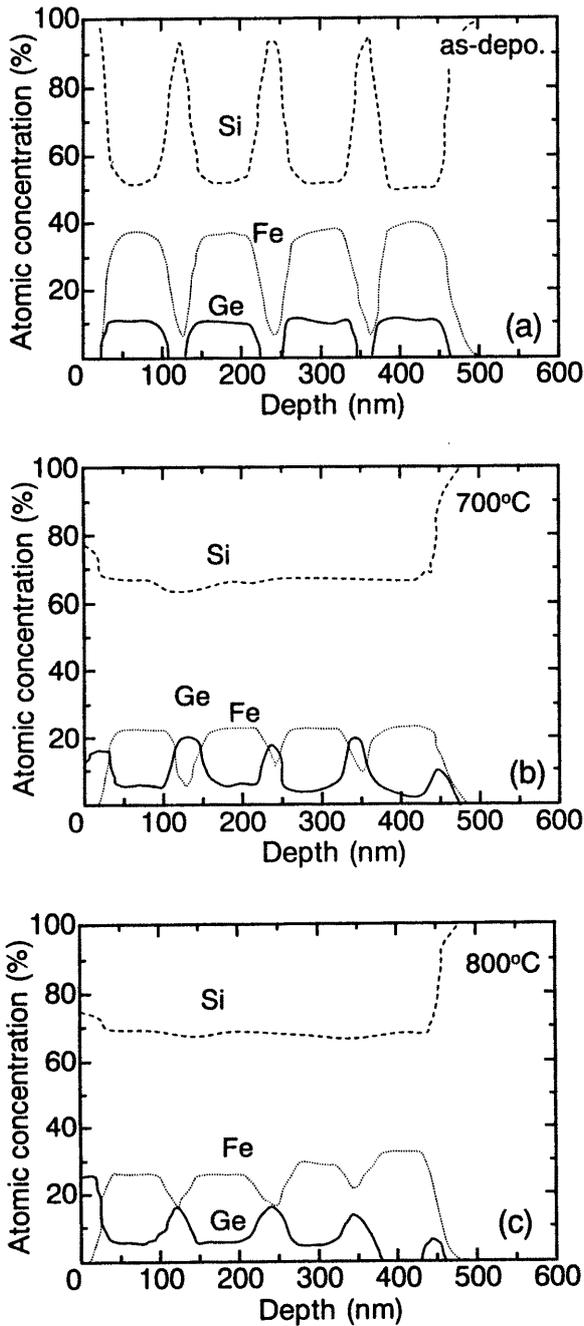


Fig.2 Concentration profiles of Fe, Si, and Ge for samples (n=4) before (a) and after annealing at 700°C (b) and 800°C (c) for 30min.

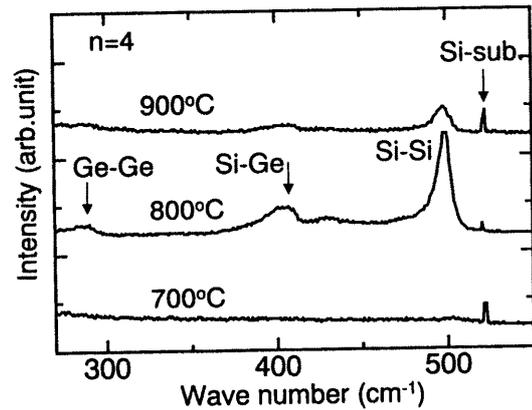


Fig.3 Raman spectra for samples (n=4) annealed at 700, 800, and 900°C for 30min.

トルをFig. 3に示す。700°C熱処理試料では、ラマンピークは観測されなかった。一方、800°Cで熱処理を施した試料では、 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 結晶のGe-Ge, Si-Ge, Si-Si結合に起因する散乱ピークが観測された。この結果より、700°Cの熱処理では結晶化せず非晶質 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ のまま存在するが、800°Cでの熱処理を施すと結晶 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ となることがわかる。800°Cで熱処理した試料のラマンピークを解析した結果、SiGe結晶のGe濃度は約30%であることがわかった。

Fig. 4(a)に、熱処理(700-900°C)を施した試料(n=4)のX線回折測定結果を示す。700°Cで熱処理した試料では、 $\beta\text{-FeSi}_2$ に起因する回折ピークが観測された。700°Cで熱処理した試料(n=1-4)のXRDピーク位置より見積もった $\beta\text{-FeSi}_2$ の格子歪をFig. 4(b)に示す。結果、n=1の試料では、a軸、及びb、c軸方向にそれぞれ、約0.4-0.5%の圧縮歪、引張り歪が導入されることがわかった。これらの結果は、 $\beta\text{-FeSi}_2$ 結晶格子中にGeが導入され、歪 $\beta\text{-FeSi}_2(\text{Ge})$ が形成されたことを示唆している。

$\beta\text{-FeSi}_2$ 結晶中のGe導入位置については、今後詳細な検討が必要であるが、歪 $\beta\text{-FeSi}_2(\text{Ge})$ の形成は本論文が初めての報告である。また、nの増加(各堆積層の薄膜化)に伴い、格子歪は減少した。これは、 $\beta\text{-FeSi}_2$ 格子からGeが吐き出されたためと考えられる。以上の結果より、Fig. 2(b)から示唆されるように、 $\beta\text{-FeSi}_2$ 結晶に歪を導入するためには、約5%以上のGe濃度が必要であると考えられる。

800°Cで熱処理した試料においては、Fig. 4(a)に示すように、 $\beta\text{-FeSi}_2$ に起因する回折ピーク強度が増し、それに加えて $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ 結晶に起因するピークが観測された。また、900°Cの熱処理後は、 $\alpha\text{-FeSi}_2$ に相変化した。800°Cで熱処理後の $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ 結晶の形成は、ラマン分光測定結果と一致している。また、Fig. 4(b)に示すように、800°Cで熱処理した試料では $\beta\text{-FeSi}_2$ 格子は完全に歪緩和

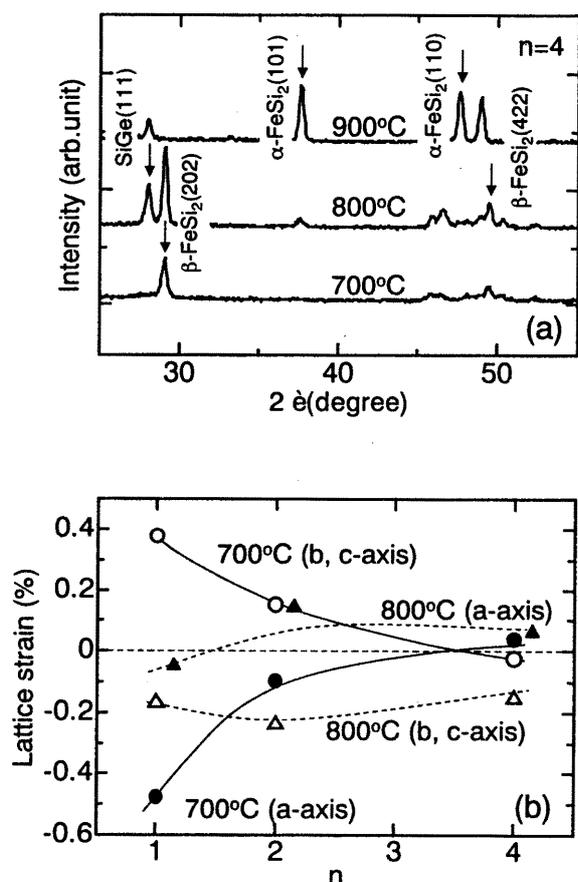


Fig.4 XRD spectra for samples ($n=4$) annealed at 700, 800, 900°C for 30min (a), and lattice strain of β -FeSi₂(Ge) as a function of n (b). In analysis of strains, $b=c$ was assumed.

していた。この歪緩和の原因を調べるために、TEM法により、試料の結晶組織を検討した。Fig. 5(a)に、800°Cで熱処理した試料の断面TEM像を示す。ここで、明るい領域と暗い領域はそれぞれSi_{0.7}Ge_{0.3}、 β -FeSi₂結晶に対応している。電子回折パターンにより、Ge原子は、完全に β -FeSi₂結晶から吐き出されていることがわかった。このことから、形成層は、Si_{0.7}Ge_{0.3}、 β -FeSi₂微結晶(粒径: 20-100nm)により構成されていることがわかる。また、Si_{0.7}Ge_{0.3}、 β -FeSi₂結晶の割合は、それぞれ熱処理後のSi_{0.7}Ge_{0.15}Fe_{0.15}層とFe_{0.25}Si_{0.7}Ge_{0.05}層で大きい。Fig. 5(b)に、形成されたSi_{0.7}Ge_{0.3}/ β -FeSi₂超構造の模式図を示す。以上の結果から、熱処理(800°C)により、 β -FeSi₂(Ge)格子からGeが吐き出され、Si_{0.7}Ge_{0.3}結晶が

形成されるとともに、 β -FeSi₂(Ge)の格子歪が緩和することが明らかになった。このようなGe吐き出し効果により形成したヘテロ微結晶の混在系は、キャリア閉じ込め効果による発光効率の向上等、光・電気新機能を発現する可能性がある。

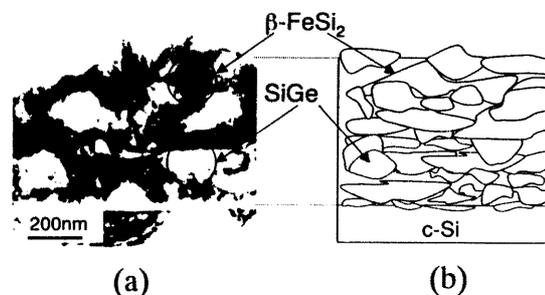


Fig.5 TEM image (a) and its schematics (b) for sample ($n=4$) annealed at 800°C for 30 min.

4. ま と め

[非晶質Si/非晶質Fe_{0.4}Si_{0.5}Ge_{0.1}]_n積層構造の固相成長について検討した。700°C熱処理後、0.4-0.5%の格子歪をもつ歪 β -FeSi₂(Ge)が形成された。さらに、800°C熱処理後、Si_{0.7}Ge_{0.3}と β -FeSi₂微結晶から成る超構造がGe吐き出し効果により形成された。これらの新材料は、光電気デバイスの作製に有効と期待される。

謝 辞

日頃より有益なご討論を頂いている宮尾正信教授、権丈淳助手に感謝致します。また、ご多忙の中、TEM測定にお力添えを頂きました桑野範之教授(先端科学技術共同研究センター)、及び友清芳二教授(総合理工学研究院)に感謝致します。また、AES測定にお力添えを頂きました榎田豊次主事、及び萩野浩靖分析評価センター長(福菱セミコンエンジニアリング(株))に感謝致します。本研究の一部は、21世紀COE若手研究者研究助成、及び科学技術振興事業団の支援により実施された。

参 考 文 献

- 1) D. Leong, M. Harry, K. J. Reeson and K. P. Homewood, Nature 387, 686 (1997).
- 2) L. Miglio and V. Meregalli, J. Vac. Sci. Technol. B 16, 1604 (1998).