



Title	遷移金属および希土類元素を添加した室温強磁性窒化物半導体
Author(s)	朝日, 一; 周, 逸凱
Citation	大阪大学低温センターだより. 2003, 124, p. 18-21
Version Type	VoR
URL	https://hdl.handle.net/11094/11255
rights	
Note	

The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA

<https://ir.library.osaka-u.ac.jp/>

The University of Osaka

遷移金属および希土類元素を添加した 室温強磁性窒化物半導体

産業科学研究所 朝日 一、周 逸 凱 (内線8405)

E-mail : asahi@sanken.osaka-u.ac.jp

1. はじめに

半導体と磁性体は、共に情報通信 (IT) 技術の基本材料として重要な役割を果たしているが、これまで異分野に属する材料・デバイスとして別々に研究・開発されてきた。21世紀の高度情報化社会を支える情報通信処理デバイス・システムをより高速化・大容量化・省エネルギー化をするには、これらの融合は必然となっている。そのようなものとして、磁性半導体は注目を集めている。そこでは、従来からの電荷 (電子) および光を制御する半導体デバイスに、もう一つの自由度であるスピン (磁性) を加えて制御し、電荷、光、スピンを複合制御する新機能デバイスを実現しようというものである。この分野は「半導体スピントロニクス」と呼ばれている新しい融合領域である。代表的なのは、III-V 族半導体 (InAs, GaAs) に磁性原子 Mn を添加した InMnAs, GaMnAs である [1,2]。たとえば、光の照射あるいは電界の印加によりキャリア濃度を変化させて磁性を制御することが可能となった (キャリア誘起磁性) [3,4]。しかし、キャリア誘起磁性をはじめとする性質は、これまですべて低温でしか現われないものであった。実用上は、室温以上のキュリー温度を持つ室温強磁性体半導体の創製が不可欠である。

阪大産研の吉田らは、第一原理計算により、ワイドギャップ半導体 (GaN, ZnO) に遷移金属 (V, Cr, Mn など) を高濃度に添加することができれば、強磁性状態が安定になることを示し、GaN では Cr が最も有望であると予測した [5]。

本稿では、ワイドギャップ半導体 GaN をベースとした磁性半導体の創製と新デバイス作製可能性について報告する。

2. 遷移金属添加の磁性半導体 GaCrN

遷移金属 Cr を添加した GaCrN は、III 族原料として固体 Ga、V 族原料としてプラズマ励起の窒素 (N_2) ガス、遷移金属として固体 Cr を用いたプラズマ励起の分子線エピタキシ (MBE) 法によりサファイア基板上に成長した [6]。GaCrN 成長の際の基板温度は 650–700°C である。

GaCrN の場合、約 2% 以下の Cr 濃度に対して相分離のない結晶が得られた。図 1 は Cr 濃度 1.5% の GaCrN の X 線回折パターンであり、GaCrN 及びサファイア基板の回折ピークのみが観測されている。

この試料に対する磁化-磁場 (M-H) 曲線を図 2 に示す。磁化は SQUID (超伝導量子干渉計) を

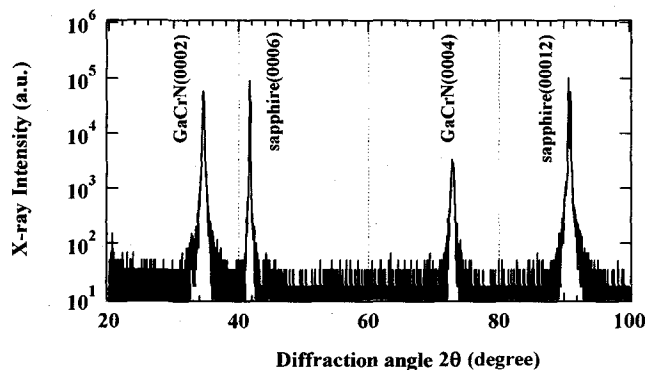


図1 サファイア基板に成長したCr組成1.5%のGaCrN試料のX線回折パターン

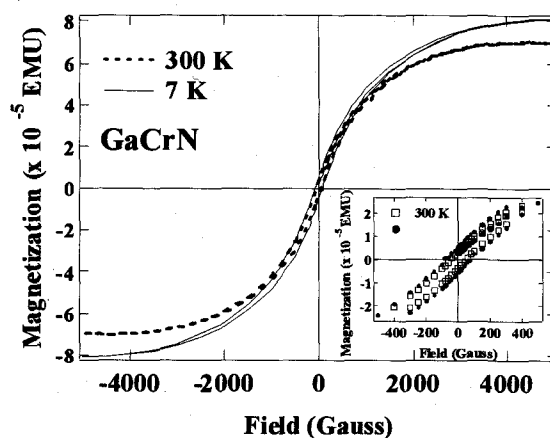


図2 Cr組成2%のGaCrNの磁化-磁場 (M-H) 曲線

用いて測定した。7 K、300 K両温度において、明瞭な磁化ヒステリシス（挿入図）と磁化の飽和が観測されている。GaCrNは低温でも高温でも、強磁性的に振舞うことが見出された。図3の磁化-温度 (M-T) 曲線より、GaCrNのキュリー温度は400 K以上であることが分かる[6]。遷移金属は空間異方性のd電子をもち、これが磁性を示す基となっている。

従来の磁性半導体 InMnAs、GaMnAs では相分離を抑制するために InAs、GaAs の通常の成長温度に比べてかなり低温で成長されており、光学的品質は劣化しておりフォトルミネセンス (PL) 発光が観測されていない。これに対して、GaCrN では相分離なしで GaN の通常の成長温度で成長を行うことができるため、室温でも比較的強い PL 発光が観測された。しかも、室温強磁性を示し、応用上非常に重要な意味を持つ。図4は GaCrN の100 Kおよび300 Kでの PL 発光スペクトルを示す。約3.3 eV のピークは GaCrN によるものと判断される。このように、GaCrN は室温強磁性で、伝導性、発光特性を示し、電荷・光・スピンを複合制御した半導体スピントロニクス材料として魅力的な磁性半導体であることが明らかとなった。

遷移金属の Mn を添加した GaMnN において、キュリー温度が940 Kであるとの報告があり注目されている[7]。しかし、GaMnN では低温において、M-H 曲線はヒステリシスを示すものの、強磁場領域での磁化の飽和が見られず、常磁性的成分の混在が観測されており、GaMnN での強磁性

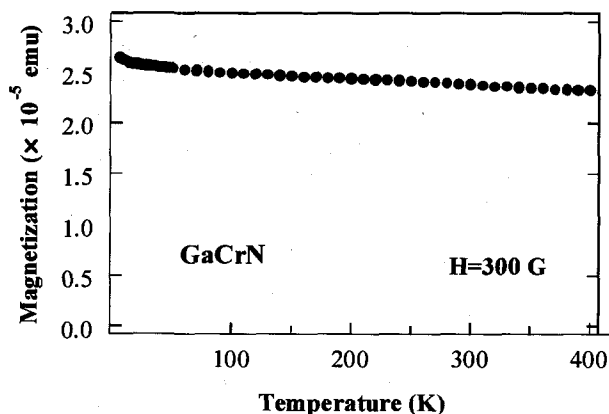


図3 Cr組成2%のGaCrNの磁化-温度 (M-T) 曲線

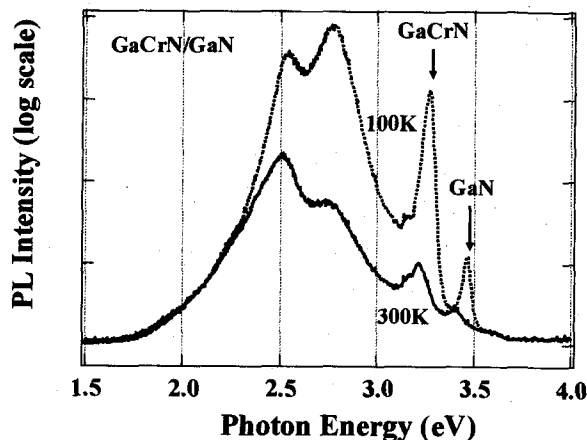


図4 100 Kおよび300 Kにおける GaCrN の PL 発光スペクトル

の起因については今後の研究が必要である。我々は同様な方法により GaMnN を成長し、同様な特性と共に PL 発光を観測している。

3. 希土類金属添加の磁性半導体 GaGdN [8]

希土類添加の GaN は希土類原子の原子準位間の電子遷移に基づくシャープな発光が得られることが知られている。しかも、希土類原子の種類により、赤、緑、青 (RGB) の 3 原色の発光が可能であり、表示素子への応用が考えられている。ところで、希土類原子は空間異方性の f 電子を持ち、希土類添加の GaN でも強磁性を示すと期待し、検討した。

GaGdN も、III 族原料として固体 Ga、V 族原料としてプラズマ励起の窒素 (N₂) ガス、希土類

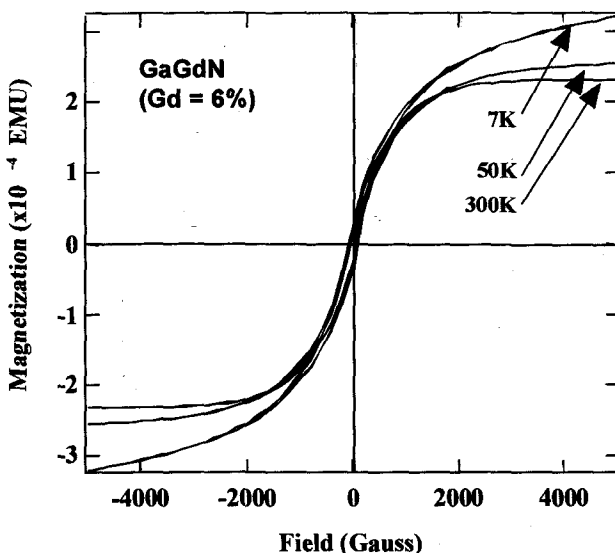


図5 GaGdN の磁化-磁場 (M-H) 曲線

金属として固体 Gd を用いたプラズマ励起の MBE 法によりサファイア基板上に成長された。GaGdN 成長の際の基板温度は 720℃ である。

図 5 に、Gd を 6% 添加した GaGdN に対する磁化-磁場 (M-H) 曲線を示す。低温、室温のいずれにおいても明らかに、明瞭な飽和特性、ヒステリシス特性が観測されており、強磁性を示すことが見出された。GaGdN からは、シャープな PL 発光が得られている。なお、その後の第一原理計算によれば、希土類金属添加の GaN も、ある条件の下では室温強磁性となると、予測された。

4. 期待される新機能デバイス

半導体と磁性体の融合、すなわち、電気・光・磁気 (電荷・光・スピン) の一体化は新機能を有するデバイスの誕生が期待される。すでに、InMnAs をチャンネル層とする電界トランジスタ (FET) が作製されている [9]。そこでは、印加電界の大きさを変えることによってキャリア密度を変化させ、強磁性転移温度、保持力などの磁性が制御できている。しかし、本研究の GaCrN は光励起による発光が観測されていることから、発光デバイスにも向いている。GaCrN をレーザの活性層とすると、普通のレーザの直線偏光と違い、円偏光を発することが予測されることから、円偏光半導体レーザの実現が期待される。希土類金属添加の GaGdN では、室温強磁性を示すと共に線幅の狭い発光を示し、遷移金属添加の強磁性半導体とは異なる新機能の半導体スピントロニクスデバイス創製の可能性がある。

参考文献

- [1] H. MuneKata, H. Ohno, S. von Molnar, A. Segmuller, L.L. Chang and L. Esaki: *Phys. Rev. Lett.* **63**, 1849 (1989).
- [2] H. Ohno, A. Shen, F. Matsukura, A. Oiwa, A. Endo, S. Kasumoto and Y. Iye: *Appl. Phys. Lett.* **69**, 363 (1996).
- [3] S. Koshihara, A. Oiwa, M. Hirasawa, S. Katsumoto, Y. Iye, C. Urano, H. Takagi and H. MuneKata: *Phys. Rev. Lett.* **78**, 4617 (1997).
- [4] H. Ohno, D. Chiba, F. Matsukura, T. Omiya, E. Abe, T. Dietl, Y. Ohno and K. Ohtani: *Nature* **408**, 944 (2000).
- [5] K. Sato and H. Katayama-Yoshida: *Jpn. J. Appl. Phys.* **40**, L485 (2001).
- [6] M. Hashimoto, Y.K. Zhou, M. Kanamura and H. Asahi: *Solid State Comm.* **122**, 37 (2002).
- [7] S. Sonoda, S. Shimizu, T. Sasaki, Y. Yamamoto and H. Hori: *J. Crystal Growth* **237-239**, 1358 (2002).
- [8] N. Teraguchi, A. Suzuki, Y. Nanishi, Y.K. Zhou, M. Hashimoto and H. Asahi, *Solid State Comm.* **122**, 651 (2002).
- [9] H. Ohno, D. Chiba, F. Matsukura, T. Omiya, E. Abe, T. Dietl, Y. Ohno and K. Ohtani: *Nature* **408**, 944 (2000).