

戦略的創造研究推進事業
発展研究（SORST）

研究終了報告書

研究課題

「半導体をベースとしたスピン機能材料の
開発とスピンエレクトロニクスへの展開」

研究期間：平成16年12月 1日～
平成19年 3月31日

田中 雅明
(東京大学、教授)

1. 研究課題名

半導体をベースとしたスピン機能材料の開発とスピンエレクトロニクスへの展開

2. 研究実施の概要

本発展研究 (SORST) の前段階に当たるポスドク運用型さきがけ研究「光と制御」領域では、「半導体をベースとした磁気光学結晶の開発とデバイス応用」という研究題目で2001年12月から2004年11月まで3年間の研究を行い、基礎研究としていくつか顕著な研究成果を得た。さきがけ研究では、光エレクトロニクスの主材料であるIII-V族化合物半導体をベースとした磁気光学結晶 (半導体磁気光学結晶) を開発し、その作製技術を確認し、光物性・磁気光学物性を制御することによって、未来の高度情報通信・光ネットワークシステムに役立つ新機能デバイスを試作することを目的として研究を行った。従来の非磁性半導体では不可能であった、ファラデー効果やカー効果など、光の非相反性がもたらす巨大な磁気光学効果をもつ「半導体磁気光学結晶」を実現し、エピタキシャル成長とバンドエンジニアリング、光波エンジニアリングの手法を活用することによってその物性機能を設計・制御することに成功した。

これらの研究成果を基礎にして、本発展研究(SORST)の機会をいただき、2004年12月～2007年3月 (研究期間は2年4ヶ月) において、以下の研究を行った。

(1) 半導体をベースとしたスピン機能材料の開発

これまでより視野を広げ、大きな磁気光学効果を示す半導体磁気光学結晶に限らず、大きなスピン依存現象一般を示す「半導体スピン機能材料」の創製と開発を進める。すなわち、従来の半導体では実現不可能であった、強磁性秩序と高い強磁性転移温度、巨大な磁気光学効果、巨大な磁気輸送現象をもつ「半導体スピン機能材料」を実現する。

(2) スピンエレクトロニクスへの展開

エピタキシャル成長とバンドエンジニアリングを駆使することによって、その物性 (電子伝導、光物性、磁気物性) 機能を設計・制御する。さらに 21 世紀の情報処理技術や光通信システムに必要な種々のデバイス (集積化型光アイソレータ、大容量不揮発性メモリ、スピントランジスタ、リプログラマブルデバイス、などスピン機能を用いた新機能デバイス) の基本原理を示し、デバイス開発の基礎を築く。

具体的には以下の研究成果を得た。

(1) GaAs:MnAs ナノクラスター材料の物性とそのデバイス応用

(1-1) NiAs 型六方晶構造および閃亜鉛鉱型構造をもつ MnAs ナノクラスターを有する GaAs:MnAs グラニューラー薄膜の形成とその磁気光学効果

- NiAs 型六方晶構造 MnAs ナノクラスターを含む GaAs:MnAs グラニューラー薄膜の作製に加えて、熱処理温度を 500°C に下げることにより閃亜鉛鉱型結晶構造の MnAs ナノクラスターをもつ GaAs:MnAs グラニューラー薄膜の作製に成功した。
- 閃亜鉛鉱型構造 MnAs ナノクラスターの強磁性転移温度は 360 K 程度に達する。
- 磁気光学効果の相違を明らかにした。いずれも室温で大きな磁気光学効果を示す。
- 反射率と損失は GaAs:MnAs(閃亜鉛鉱型)グラニューラー薄膜の方が小さいが、磁気光学効果 (カー回転角、楕円率) は GaAs:MnAs(NiAs 型)グラニューラー薄膜の方が大きい。

(1-2) GaAs:MnAs グラニューラー薄膜における室温巨大磁気抵抗

- GaAs:MnAs(NiAs 型)グラニューラー構造において、600%以上におよぶ大きな正の磁気抵抗効果を室温で観測した。同様の磁気抵抗効果は GaAs:MnAs(閃亜鉛鉱型)グラニューラー薄膜でも観測された。

(1-3) III-V:MnAs ナノクラスター磁性層の非相反損失効果を利用した導波路型光アイソレーターの試作と動作原理実証

- GaAs:MnAs(NiAs 型)グラニューラー構造を磁性層として、この磁性層の横磁気カー効果による非相反損失を利用した導波路型光アイソレーターを InP 基板上に作製した。
- 室温、光通信波長の 1.55 μm 帯 TM モードライクの光において、およそ 1.3dBmm のアイソレーション比を観測し、導波路型光アイソレーターが動作可能であることを示した。

(2) 強磁性半導体の高転移温度化と新材料の創製

(2-1) 高 Mn 組成を有する GaMnAs 薄膜の作製とその物性

- 成長温度を 150 $^{\circ}\text{C}$ から 200 $^{\circ}\text{C}$ の非常に低い温度まで下げ、GaMnAs 層の膜厚を 10 nm と薄くすることにより、12%以上 (最大 21.3%) の高い Mn 組成を有する混晶強磁性半導体 GaMnAs 薄膜のエピタキシャル成長に初めて成功した。
- 作製された高い Mn 組成を有する GaMnAs につき、構造評価、磁気光学効果、MCD、異常ホール効果、磁化測定などを行い、真性の強磁性半導体であることを示した。
- 低温アニールにより、劇的に強磁性転移温度(T_C)が上がり、GaMnAs (混晶薄膜) の強磁性転移温度(T_C)としてこれまでの最高値にほぼ匹敵する 170K に達する T_C を得た。

(2-2) Mn デルタドープ GaAs/p-AlGaAs 選択ドープ半導体ヘテロ構造における強磁性転移温度の高温度化

- 磁性元素 (Mn) をデルタドープした GaAs と Be ドープ p 型 AlGaAs からなる選択ドープヘテロ構造を形成し、逆 HEMT 構造において Mn デルタドープ層の濃度を 0.5 原子層に高めることにより、192K の T_C を観測した。
- 上記ヘテロ構造を順 HEMT 構造として、Mn デルタドープ層の濃度を 0.6 原子層に増やし、成長後の低温アニールによって約 250K の T_C を観測した。

(2-3) IV 族ベース磁性半導体 $\text{Ge}_{1-x}\text{Fe}_x$ の成長と物性

- 新しい IV 族ベース強磁性半導体 $\text{Ge}_{1-x}\text{Fe}_x$ のエピタキシャル成長に成功した。
- 高分解能 TEM および組成分析により $\text{Ge}_{1-x}\text{Fe}_x$ はダイヤモンド型結晶構造をもち、クラスタ析出物など異相がない単一の結晶相であること、ただし局所的な Fe 組成にはゆらぎがあることを示した。
- MCD による評価から、 $\text{Ge}_{1-x}\text{Fe}_x$ が単一の磁気光学スペクトルをもつ (すなわち単一の磁性層をもつ) 真性の強磁性半導体であることを示した。
- $\text{Ge}_{1-x}\text{Fe}_x$ の強磁性転移温度(T_C)は Fe 組成 x に対して線形に上がり、 $x=13\%$ で 170 K に達した。

(3) 強磁性半導体トンネル磁気抵抗デバイス

(3-1) GaMnAs 量子井戸二重障壁ヘテロ構造における量子サイズ効果およびトンネル磁気抵抗効果

- $\text{In}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}$ の非磁性量子井戸層を有する $\text{Ga}_{0.94}\text{Mn}_{0.06}\text{As}$ (20 nm) / AlAs (d nm) / $\text{In}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}$ (0.42 nm) / AlAs (d nm) / $\text{Ga}_{0.94}\text{Mn}_{0.06}\text{As}$ (20 nm) 二重障壁強磁性トンネル接合を、p 型 GaAs(001)基板上に分子線エピタキシー法を用いて作製し、AlAs 障壁膜厚に対して TMR 比が振動的に変化する現象を見い出した。
- 上記の振動において、特定の膜厚で TMR が負になる現象も見い出した。
- 理論計算と対比させた結果、上記の振動現象は、共鳴トンネル効果とバンド構造が複雑に絡み合っただけで出現することを明らかにした。

(3-2) 強磁性ナノ微粒子を含む III-V 族ベースヘテロ構造のトンネル磁気抵抗効果

- p 型 GaAs(001)基板上に GaAs:MnAs(厚さ 5nm) / AlAs(2.2nm) / GaAs(1nm) / MnAs (20nm) からなるヘテロ構造 MTJ (強磁性トンネル接合) を作製し、バイアス正負の両方で明瞭な TMR を観測した。
- このことにより、GaAs 半導体中に埋め込まれた MnAs ナノ微粒子がスピン注入源およびスピン検出器として働くことを示した。
- TMR 比が半減するバイアス電圧 V_{half} は 1200 mV に達し、従来の強磁性半導体ヘテロ構

造 (GaMnAs/III-V/GaMnAs) を用いた MTJ では $V_{\text{half}}=40\text{mV}$ 程度に比べて、本素子の V_{half} はきわめて大きく、半導体ベースの TMR デバイスとして非常に優れたバイアス特性を持つことを示した。

- 低温(1.8K)においてクーロンブロッケード(CB)効果に起因すると思われるバイアス電圧に対する TMR の振動を観測した。

(3-3) 磁性半導体ヘテロ接合を用いたスピントランジスタの試作

- GaMnAs ヘテロ構造を用いた三端子デバイス：スピントランジスタを初めて試作した。
- トランジスタ動作を確認し、電流転送率 $\alpha (=I_C / I_E)=0.85-0.9$ 、電流増幅率 $\beta (=I_C / I_B)=10$ 程度の値を得、本素子が電流増幅機能を有することを示した。
- エミッターコレクタ間ではトンネル磁気抵抗効果が明瞭に観測され、スピン依存伝導特性を合わせ持つことを示した。
- トンネル磁気抵抗比は特異なバイアス依存性を観測した。これは共鳴トンネル効果によるものと説明できる。

本研究の意義と今後期待される効果

上記に挙げたように、III-V 族および IV 族半導体をベースとして磁性・スピン機能を融合させた様々な複合物質系・ナノ構造を作製し、従来の半導体では実現不可能であった、強磁性秩序と高い強磁性転移温度、巨大な磁気光学効果、巨大な磁気輸送現象をもつ「半導体スピン機能材料」を実現した。エピタキシャル成長とバンドエンジニアリングの手法を駆使することによってその物性機能を設計・制御することができるようになり、物質設計の自由度が広がった。さらに、21 世紀の情報処理・通信技術に必要な種々のデバイス (集積化型光アイソレータ、大容量不揮発性メモリ、スピントランジスタ、リプログラマブルデバイスなど) 開発の基盤を築きつつある。これにより、磁気センサー・ヘッドや磁気ランダムアクセスメモリ (MRAM) のみならず、様々な新しいアクティブデバイスをつくる素地ができつつある。これまで独立に研究されてきた「磁性・スピン」と「半導体(光)エレクトロニクス」を融合した物質科学とデバイス工学の新分野に新たな展開をもたらし、スピントロニクス研究の活性化に貢献しつつある。

3. 研究構想

高速電子デバイスや光エレクトロニクスの主材料である III-V 族化合物半導体をベースとしたスピン機能半導体材料を開発し、その電子・磁気・光および磁気光学物性を制御することによって、未来の情報処理やメモリ、光情報通信システムに役立つ新機能を創出しデバイスに応用することを目指した。対象とする物質系は、

- ① GaAs 等の半導体中に MnAs 強磁性金属ナノクラスターが埋め込まれたグラニューラー材料
- ② GaMnAs や InGaMnAs 等の磁性混晶半導体とそのヘテロ構造
- ③ 強磁性金属 (MnAs) / III-V 半導体から成るヘテロ構造

さらに研究期間中に新たに創製した

- ④ IV 族ベースの強磁性半導体

である。これらの物質系を用いて、従来の半導体では実現不可能であった、強磁性秩序と高い強磁性転移温度、巨大な磁気光学効果、巨大な磁気輸送現象をもつ「半導体スピン機能材料」を実現し、エピタキシャル成長とバンドエンジニアリングの手法を駆使することによってその物性機能を設計・制御する。さらに、21 世紀の情報処理・通信技術に必要な種々のデバイス (集積化型光アイソレータ、大容量不揮発性メモリ、リプログラマブルデバイス、etc...) 開発の基礎を築くことを目指している。これまで独立に研究されてきた「磁性・スピン」と「半導体(光)エレクトロニクス」を融合した物質科学とデバイス工学の新分野を切り拓くことが中長期的な目標である。

4. 研究実施内容

(1) GaAs:MnAs ナノクラスター材料の物性とそのデバイス応用

(1-1) NiAs 型六方晶構造および閃亜鉛鉱型構造をもつ MnAs ナノクラスターを有する GaAs:MnAs グラニューラー薄膜の形成とその磁気光学効果 (主に論文 3))

NiAs 型六方晶構造および閃亜鉛鉱型構造を持つ MnAs ナノクラスターを有する GaAs:MnAs グラニューラー薄膜の作製に成功し、その磁気光学効果の相違を明らかにした。GaAs:MnAs グラニューラー薄膜は、半導体 GaAs 結晶中に強磁性金属 MnAs のナノクラスターが内包された金属-半導体複合構造である。ここで、GaAs は閃亜鉛鉱型(Zinc-blende, ZB)構造を持ち、バルクの MnAs は強磁性転移温度($T_C=313$ K)以下で NiAs 型六方晶結晶構造を持つことが知られている。GaAs:MnAs グラニューラー薄膜は、GaAs(001)基板上に作製した $Ga_{1-x}Mn_xAs$ を 500°C 以上の温度で熱処理することにより得られる。ここで、 x は Mn の組成である。窒素雰囲気中での熱処理を行う温度を制御することにより、MnAs ナノクラスターの大きさや形状を制御できることを明らかにした。NiAs 型六方晶構造をもつ MnAs ナノクラスターを有する GaAs:MnAs グラニューラー薄膜は、 600°C で熱処理することにより作製でき、閃亜鉛鉱型構造をもつ MnAs ナノクラスターを有する GaAs:MnAs グラニューラー薄膜は、 500°C で熱処理することにより作製できることが判明した。NiAs 型六方晶構造をもつ MnAs ナノクラスターを有する GaAs:MnAs グラニューラー薄膜はさきがけ研究で得られていたが、閃亜鉛鉱型構造をもつ MnAs ナノクラスターを有する GaAs:MnAs グラニューラー薄膜を形成しその磁気光学効果を明らかにしたのは本研究が初めてである。閃亜鉛鉱型構造をもつ MnAs はハーフメタル材料(スピン偏極率 100%)との理論予測があり、スピントロニクスへの応用上も重要な材料である。

図 1-1 に閃亜鉛鉱型構造をもつ MnAs ナノクラスターを有する GaAs:MnAs グラニューラー薄膜の透過電子顕微鏡像と結晶構造を示す回折パターンを示す。MnAs ナノクラスター部(*1)と GaAs 母体部(*2)がともに閃亜鉛鉱型構造を有することがわかる。さらに、図 1-2 に NiAs 型六方晶構造あるいは閃亜鉛鉱型構造をもつ MnAs ナノクラスターを有する GaAs:MnAs グラニューラー薄膜の磁化曲線(図 1-2 (a))と磁化の温度依存性(図 1-2 (b))を示す。図 1-2 (b)より、閃亜鉛鉱型構造をもつ MnAs ナノクラスターを有する GaAs:MnAs グラニューラー薄膜の強磁性転移温度は 360 K 程度に達することがわかった。さらに、結晶構造の異なる MnAs ナノクラスターを有する GaAs:MnAs グラニューラー薄膜の磁気光学効果を調べた。その結果を図 1-3 に示す。閃亜鉛鉱型構造を持つ MnAs ナノクラスターを有する GaAs:MnAs グラニューラー薄膜は、NiAs 型六方晶構造を持つ MnAs ナノクラスターを有する GaAs:MnAs グラニューラー薄膜に比べて、磁気光学効果は小さくなるものの、透過率が高くなることがわかった。このことから、GaAs:MnAs グラニューラー薄膜はその作製温度によって、光学損失と磁気光学効果の大きさを制御することが可能であることが示唆された。GaAs:MnAs グラニューラー薄膜をデバイスに応用する場合に、磁気光学効果と光学損失の最適化を行うことが可能であることが期待される。

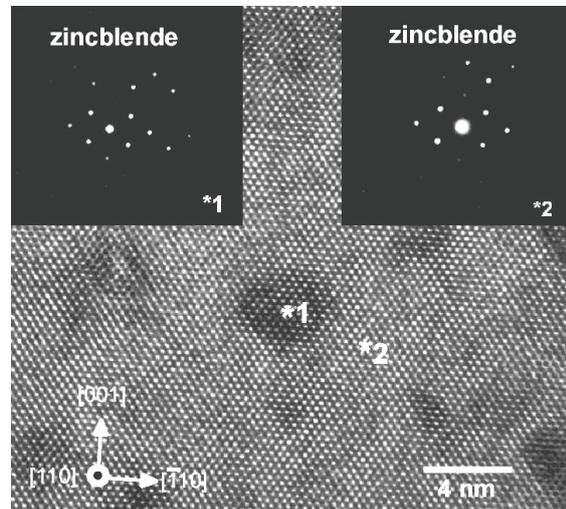


図 1-1 閃亜鉛鉱型(zincblende)構造をもつ MnAs ナノクラスターを有する GaAs:MnAs グラニューラー薄膜の透過電子顕微鏡像と結晶構造を示す回折パターン。MnAs ナノクラスター部(*1)と GaAs 母体部(*2)がともに閃亜鉛鉱型構造を有することがわかる。

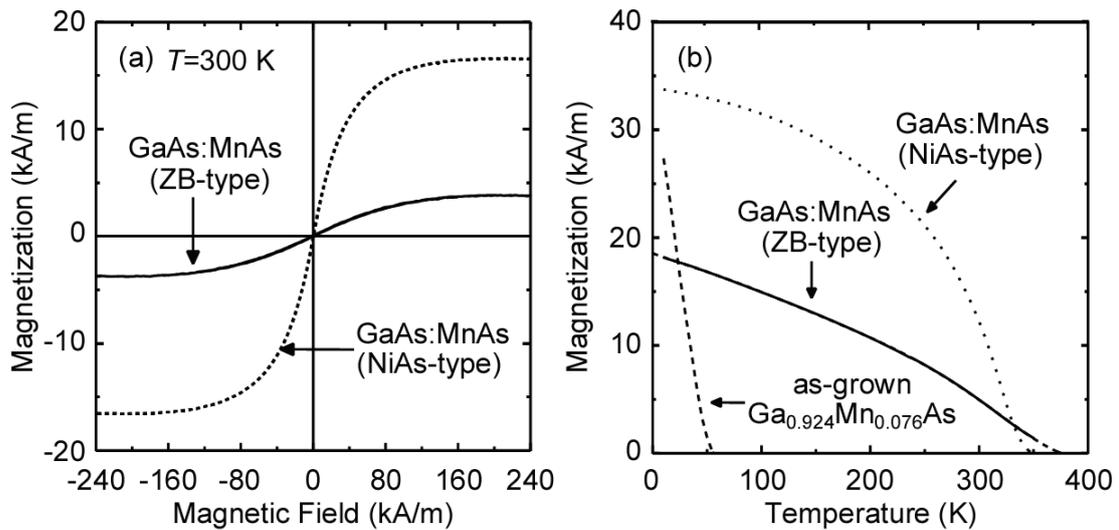


図1-2 NiAs型六方晶構造あるいは閃亜鉛鉱型(ZB-type)構造をもつ MnAs ナノクラスターを有する GaAs:MnAs グラニューラー薄膜の(a)磁化曲線と(b)磁化の温度依存性. (b)から閃亜鉛鉱型構造をもつ MnAs ナノクラスターを有する GaAs:MnAs グラニューラー薄膜の強磁性転移温度は 360 K 程度に達することがわかる。

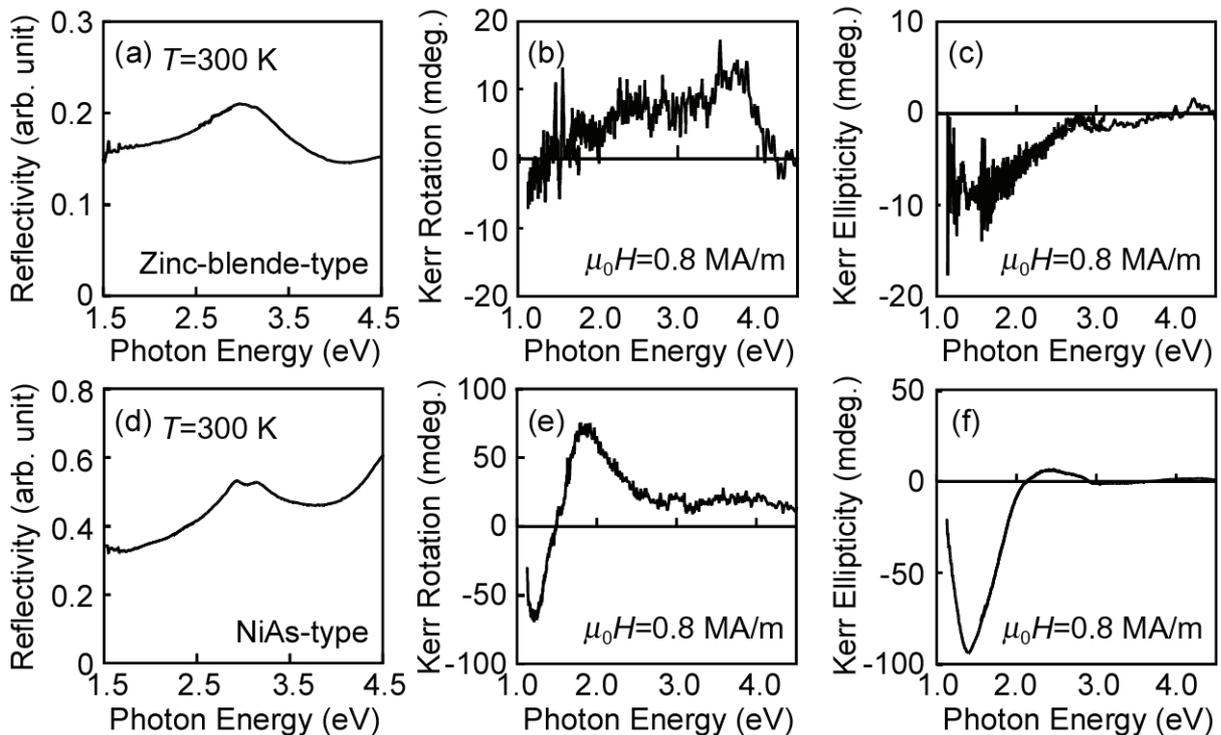


図1-3 閃亜鉛鉱型(ZB-type)構造を持つ MnAs ナノクラスターを有する GaAs:MnAs グラニューラー薄膜の(a)反射率, (b)磁気カー回転角, (c)磁気カー楕円率, および NiAs 型六方晶構造を持つ MnAs ナノクラスターを有する GaAs:MnAs グラニューラー薄膜の(d)反射率, (e)磁気カー回転角, (f)磁気カー楕円率。

(1-2) GaAs:MnAs グラニューラー薄膜における室温巨大磁気抵抗 (主に論文 8))

強磁性金属 MnAs 微粒子を半導体 GaAs 中に埋め込んだ GaAs:MnAs グラニューラー構造において、大きな磁気抵抗変化を室温で得ることに成功した。GaAs:MnAs グラニューラー薄膜は、GaAs(001)基板上に成長した強磁性半導体 $\text{Ga}_{0.93}\text{Mn}_{0.07}\text{As}$ 薄膜を砒素雰囲気中で 600°C で 10 分間熱処理を行うことによって作製した。このとき、試料の膜厚は 200 nm であり、また、試料には $2.5 \times 10^{19}\text{ cm}^{-3}$ の Be をドーピングしている。その後、 $500\text{ }\mu\text{m} \times 100\text{ }\mu\text{m}$ のホールバーに加工した試料を用いて電気伝導測定を行った。

図 1-4 に GaAs:MnAs グラニューラー薄膜の室温における電流電圧特性を示す。磁場を印加しない状態で、電圧を徐々に大きくしていくと、 96 V で 0.16 mA から 0.70 mA にいたる大きな電流変化を起こした。電流変化が起こった後、電圧を下げても 60 V 付近まで電流が大きく流れる状態が続いた。この電圧に対する電流のヒステリシス効果は、メモリ効果としてデバイスへの利用が可能である。さらに、 0.8 MOe の大きさの外部磁場を印加した場合には、電圧に対する大きな電流変化は起きないことがわかった。そこで、外部磁場を印加しない状態で電流変化が生じるより大きな電圧(110 V)、および小さな電圧(90 V)において、それぞれ外部磁場に対する電流の変化を調べた。その結果を図 1-5 に示す。このとき、外部磁場は、 $0\text{ MA/m} \rightarrow +0.8\text{ MA/m} \rightarrow -0.8\text{ MA/m} \rightarrow +0.8\text{ MA/m}$ の順に変化させた。図 1-5 (a)に示すように、印加電圧が 110 V の場合、外部磁場の変化に応じて電流の大きさが変化することがわかった。この変化は可逆的であり、 0.4 MA/m 程度の大きさの外部磁場を印加したときに、大きな電流変化は起こらなくなっていることがわかる。一方、図 1-5 (b)に示すように、印加電圧が 90 V の場合、はじめは大きな電流状態にあるが、いったん小さな電流状態に移ると再度大きな電流状態には移らない不可逆な変化を示すことがわかった。図 1-5 (c), (d)にそれぞれの電圧における磁気抵抗の変化を示す。印加電圧が 110 V のとき、室温における正の磁気抵抗変化は 626% であった。同様の大きな磁気抵抗変化は、閃亜鉛鉱型 MnAs をもつ GaAs:MnAs(閃亜鉛鉱型)グラニューラー薄膜でも観測された。このような磁気抵抗変化は、デバイスの最適化により磁気センサーなどへの利用が期待される。

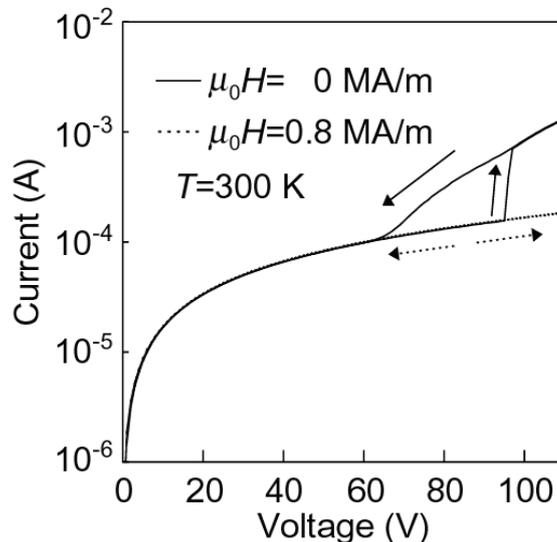


図 1-4 GaAs:MnAs グラニューラー薄膜の室温における電流電圧特性. 実線は外部磁場を印加しない場合の電流電圧特性. 破線は 0.8 MA/m の外部磁場を印加した場合の電流電圧特性.

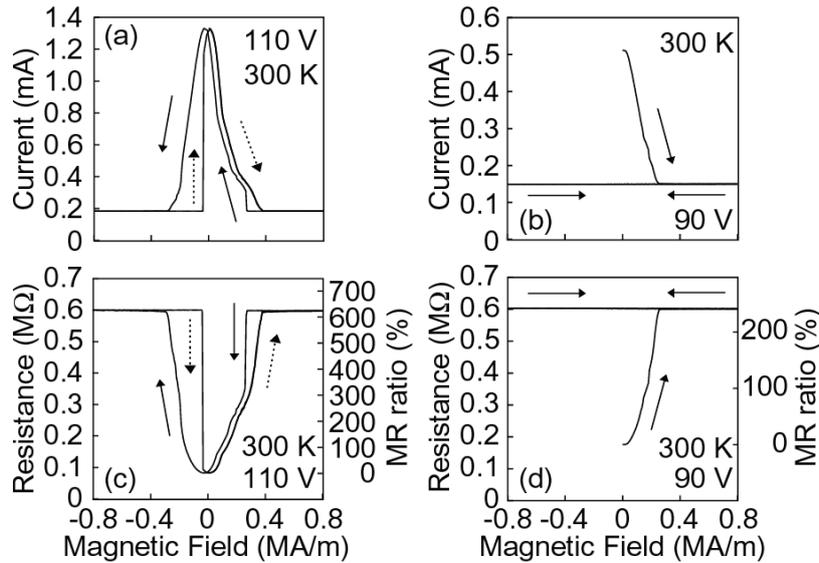


図1-5 GaAs:MnAs グラニューラー薄膜の室温における正の磁気抵抗変化. (a) 110 V, (b) 90 V の電圧を印加した場合の電流の磁場依存性. (c) 110 V, (d) 90 V の電圧を印加した場合の抵抗の磁場依存性とその磁気抵抗変化. 室温における正の磁気抵抗変化は 626% に至った.

(1-3) III-V 族 MnAs ナノクラスター磁性層の非相反損失効果を利用した導波路型光アイソレーターの試作 (主に論文 24)、一部未発表)

III-V 族半導体を母体とし、強磁性金属 MnAs ナノクラスターを内包するグラニューラー薄膜を磁性層として、この磁性層の横磁気カー効果による非相反損失を利用した導波路型光アイソレーターの試作を行った。まず、導波路型光アイソレーターの基幹となる半導体光増幅部は 1.55 μm 帯域の光に対応するように InP 基板をベースに作製した。そのため、グラニューラー薄膜の半導体母体を InAlAs あるいは InGaAs とした。そこで、まず、強磁性半導体 InAlMnAs 薄膜を InP(001)基板上に作製し、その後、砒素雰囲気中で 600°C で 3 分間熱処理を行い、InAlAs:MnAs グラニューラー薄膜を作製した。InAlAs を母体とし、MnAs ナノクラスターを有するグラニューラー薄膜において、室温でその磁気光学効果の発現を確認した結果を図 1-6 に示す。室温でも大きな磁気光学効果を示し、また、強磁性的なヒステリシスを示していることがわかる。次に、InAlAs:MnAs グラニューラー薄膜を磁性層とした非相反損失を利用した導波路型光アイソレーターを設計し、試作した。非相反損失を利用した導波路型光アイソレーターの動作原理を図 1-7 に示す。磁性体がない場合は、磁化 M はゼロであり ($M=0$)、前進波(Forward wave: FW)に対しても後進波(Backward wave: BW)に対しても光学損失に差が生じない。しかし、強磁性体が存在する場合は、磁化がゼロではなく ($M \neq 0$)、前進波と後進波に対する光学損失に差が生じる。ここで、前進波の光学損失を半導体光増幅器への電流注入により補償することにより、前進波のみが伝播することが可能となる。このように磁気光学効果 (横磁気カー効果) の非相反性を利用して、前進波と後進波の伝搬損失を変えることにより、光アイソレータにすることができる。InAlAs:MnAs グラニューラー層の屈折率を InAlAs と MnAs の体積分率から見積り、InAlAs:MnAs グラニューラー層を磁性層として用いた場合のアイソレーション比を計算すると約 2 dB となった。ここで、Mn の組成は 12% である。この計算に基づいて作製したデバイスの断面電子顕微鏡像とその測定結果を図 1-8 に示す。このデバイスでは、15°C において 1.55 μm の波長の TM モードライク的光に対して、およそ 1.3 dB/mm の消光比を得ることができた。この値は計算結果と比較しても良い一致を示している。さらにアイソレーション比の向上させるためには、素子構造の最適化などによる改善が必要である。一方で、InP(001)基板上および InGaAsP(001)薄膜上への強磁性金属 MnAs 薄膜のエピタキシャル成長に成功した。この

MnAs 薄膜を利用したデバイスにおいては、8.8 dB/mm のアイソレーション比を実現している。

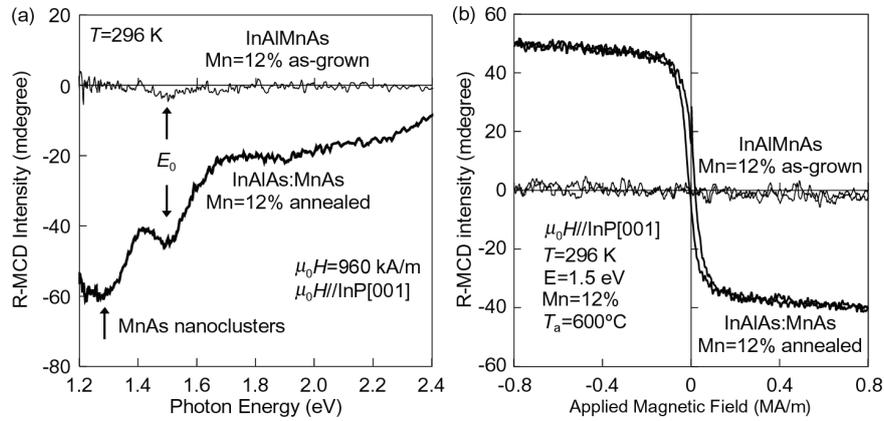


図 1-6 室温における InAlMnAs と InAlAs:MnAs グラニューラー薄膜の磁気光学効果の(a)エネルギーに対するスペクトル、および(b)磁場依存性曲線。

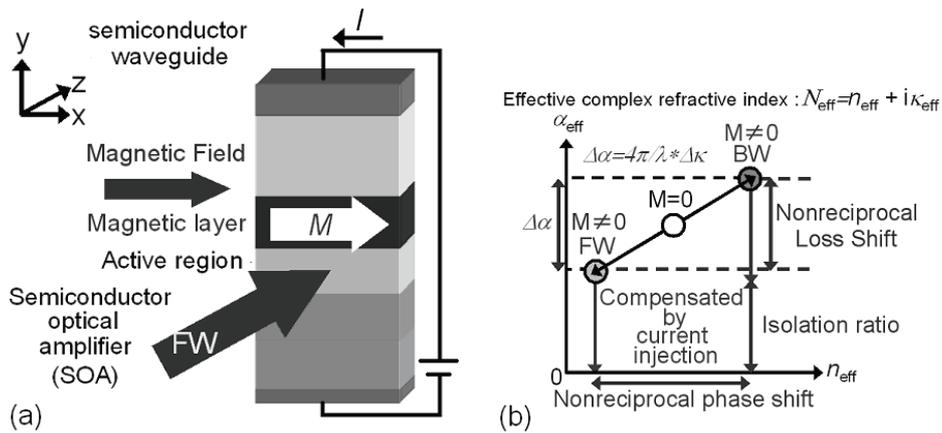


図 1-7 非相反損失を利用した導波路型光アイソレーターの(a)概念図と(b)動作原理。

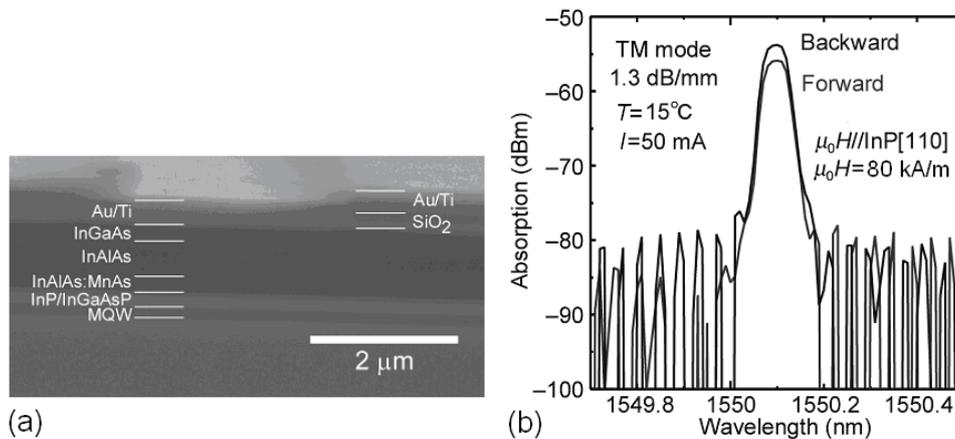


図 1-8 作製したデバイスの(a)断面電子顕微鏡像、および(b)測定結果。

(2) 強磁性半導体の高転移温度化と新材料の創製

(2-1) 高 Mn 組成を有する GaMnAs 薄膜の作製とその物性 (主に論文 19))

近年、III-V 族強磁性半導体 GaMnAs をベースとしたヘテロ構造において、大きなトンネル磁気抵抗効果(TMR)や量子サイズ効果による TMR の振動現象が観測されており、GaMnAs は半導体スピントロニクスデバイスを実現する材料として期待されている。しかし、現在報告されている GaMnAs (混晶薄膜)の強磁性転移温度(T_C)は最高で 173 K であり、実際のデバイス応用を考えると、これをさらに向上させることが重要である。平均場理論によれば、 $\text{Ga}_{1-x}\text{Mn}_x\text{As}$ の T_C は Mn 組成 x に比例する。しかし、 x が 10 %以上になると六方晶 MnAs の形成が起りやすくなり、また格子間位置 $\text{Mn}(\text{Mn}_I)$ などの格子欠陥が増加するため、従来はそのような高い Mn 濃度を有する良質な GaMnAs 結晶の作製は困難であった。

我々は成長温度を 150°C から 200°C の非常に低い温度まで下げ、GaMnAs 層の膜厚を 10 nm と薄くすることにより、10 %を超える高濃度の Mn 組成を持つ GaMnAs 薄膜の作製に成功し、GaMnAs (混晶薄膜)の強磁性転移温度(T_C)としてこれまでの最高値にほぼ匹敵する 170K に達する T_C を得た。

表 2-1 に作製した $\text{Ga}_{1-x}\text{Mn}_x\text{As}$ 試料の成長条件を示す。各試料は GaAs(001)半絶縁基板上に GaAs バッファ層を高温成長した後に GaMnAs 層を成長することによって作製した。GaMnAs 層の膜厚は $x = 5\%$ の試料以外は 10 nm とした。 $x=17.6\%$ 、 21.3% の試料に対しては、 $\text{Ga}_{1-x}\text{Mn}_x\text{As}$ 層の上に 1 nm の GaAs キャップ層を成長した。成長中に得られた $[110]$ 方向の RHEED パターンは、 (1×2) のストリークが観測され、平坦な表面をもつエピタキシャル単結晶薄膜が良好に 2 次元成長していることが分かった。図 2-1 に高 Mn 濃度 GaMnAs 層 ($x=12.2\%$ 、アニール後の試料)の断面 TEM 格子像を示す。閃亜鉛型結晶構造をもつ均一な単結晶薄膜が成長しており、他の結晶相は見られない。同様の結果は $x=21.3\%$ の試料でも得られた。

$\text{Ga}_{0.878}\text{Mn}_{0.122}\text{As}$ 試料を空气中で 160°C、123.5 時間アニールした後にこの試料で得られた Hall 抵抗(R_{Hall})の磁場依存性を図 2-2 (a)に、またこの結果からスキュー散乱を仮定して得られた Arrott Plot を図 2-2 (b)に示す。MCD とホール抵抗の磁場依存性は完全に一致した。これらの結果より、この試料における T_C は 170 K であることが分かった。同様にして、他の試料の T_C を求めた。図 2-3 に本研究で得られた T_C の Mn 組成依存性を示す。図中の細い線は as-grown の試料における結果、太い線はアニール後の試料の結果である。作製した全ての GaMnAs 試料において、低温アニールによる T_C の増大が見られた。また、高い Mn 組成を持つ試料ほど、 T_C の増大が大きいことが分かった。これは、高い Mn 組成を持つ試料が as-grown では Mn_I 格子欠陥を多く含んでいたことに起因すると考えられる。

x (%)	d [nm]	T_S [°C]	T_C [K]		Anneal conditions		M (Mn atom) [μ_B]
			As grown	annealed	T_A [°C]	Time t_A [h]	
12.2	10	190	77	170	160	123.5	1.71
15.2	10	168	69	169	160	95	1.62
17.6	10	167	20	144	140	114	1.19
21.3	10	152	< 20	125	140	118	1.18

表 2-1 作製した $\text{Ga}_{1-x}\text{Mn}_x\text{As}$ 試料の成長条件。d は膜厚 T_S は成長時の基板温度、 T_A はアニール温度、 t_A はアニール時間、 M は Mn 1 原子当たりの磁気モーメント。

図 2-4 に 11 K において得られた、as-grown の $\text{Ga}_{0.878}\text{Mn}_{0.122}\text{As}$ 試料における反射磁気

円二色性(magnetic circular dichroism ; MCD)スペクトルを示す。1.77 eV および 2.92 eV において MCD 強度の増大が見られた。これらは zinc-blende 型 GaMnAs のバンド構造における E_0 , E_1 特異点に対応している。従って、今回作製した $\text{Ga}_{0.878}\text{Mn}_{0.122}\text{As}$ 薄膜は、 x が 10% 以下の $\text{Ga}_{1-x}\text{Mn}_x\text{As}$ と同様に、zinc-blende 型のバンド構造を持っていると考えられる。また、挿入図は各印加磁場における MCD スペクトルを 1.7eV 付近のピークの大きさを規格化したものである。規格化した MCD スペクトルは完全に一致した。MCD 強度の磁場依存性は、異常ホール効果と同様の強磁性的振る舞いを示した。これは、本研究で作製した高い Mn 濃度を有する GaMnAs 薄膜においても強磁性を示す磁性相は単一であり、真性の強磁性半導体とすることを意味している。

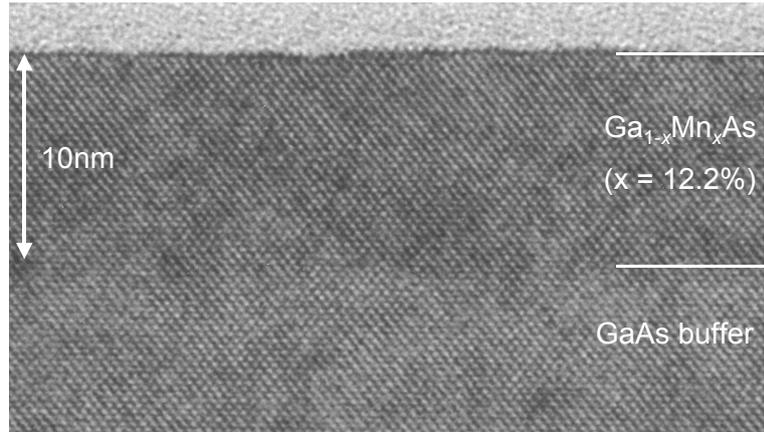


図 2-1 高 Mn 濃度 GaMnAs 層 ($x=12.2\%$) の断面 TEM 格子像

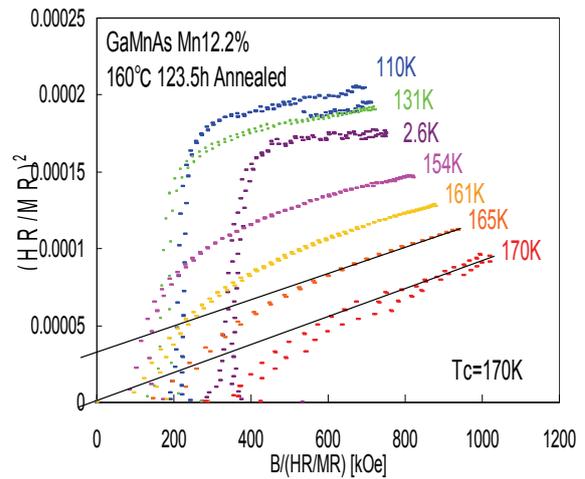
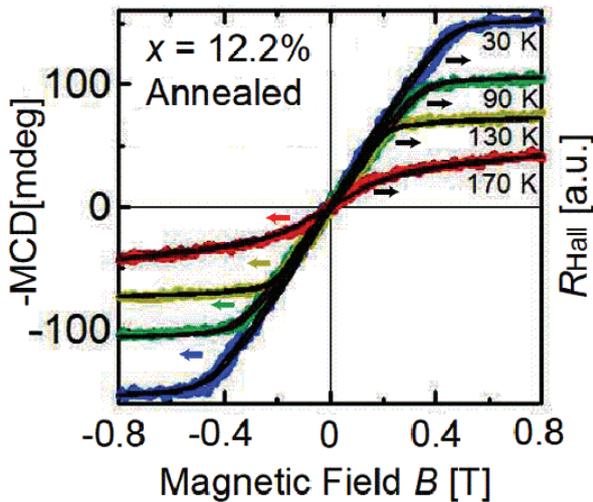


図 2-2 (a) 左図は $\text{Ga}_{0.878}\text{Mn}_{0.122}\text{As}$ 試料におけるアニール後の (a)Hall 抵抗の磁場依存性 (黒線) および MCD の磁場依存性 (カラー) (b) 右図はホール効果から得られた Arrott Plot.

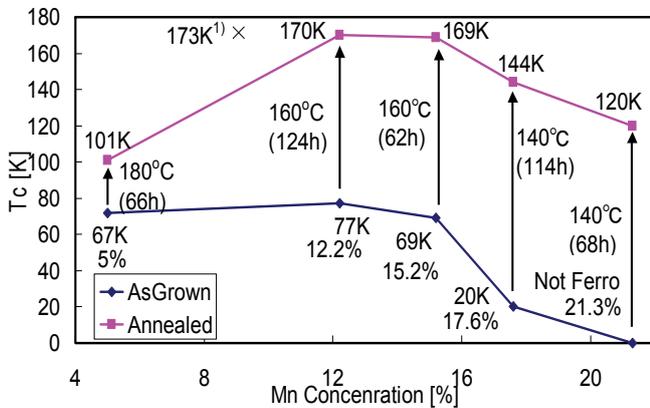


図 2-3 Arrott Plot により見積もられた T_c の Mn 組成 x 依存性

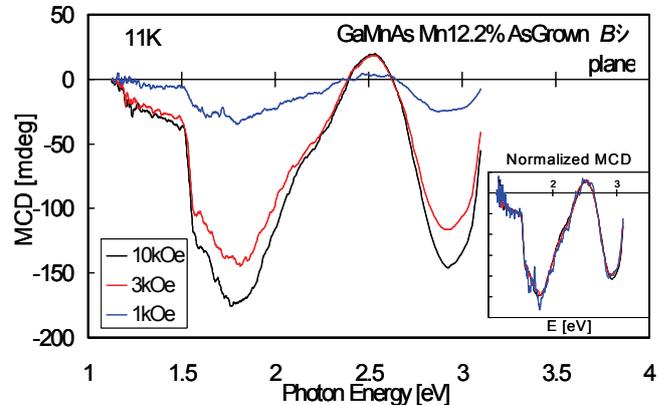


図 2-4 as-grown の $\text{Ga}_{0.878}\text{Mn}_{0.122}\text{As}$ 試料において 11 K で得られた反射 MCD スペクトル

(2-2) Mn デルタドープ GaAs/p-AlGaAs 選択ドープ半導体ヘテロ構造における
強磁性転移温度の高温化 (主に論文 4))

磁性元素 (Mn) をデルタドープしたGaAsとBeドープp型AlGaAsからなる選択ドープヘテロ構造 (図 2-5) においては、GaAs/p-AlGaAs界面近傍において擬 2 次元正孔ガス(2DHG)の波動関数と局所的に高い濃度をもつMnデルタドープ層が重なる時に強磁性秩序が現れ、強磁性転移温度 T_C は172 Kに達することをさきがけ研究において示した。分子線エピタキシー(MBE)成長時において、成長温度400°C以下、Mnが 1 monolayer(ML)以下であれば、図 2-5 (b)の断面透過型電子顕微鏡(TEM)格子像に示すように、転位やクラスターの形成が起これら閃亜鉛型結晶構造を保ったまま、急峻なデルタドーピングが達成できる。本研究では、形成条件を改善することにより、上記ヘテロ構造の強磁性転移温度 T_C が以前の報告値より高くなることを示した。まず、図 2-5 (a)に示す逆HEMT型の磁性ヘテロ構造をMBE成長した。ここで、Mnデルタドープ層を含む上部GaAs層の成長温度は300°Cとした。以前の試料($T_C=172$ K、シート正孔密度 2.2×10^{12} cm $^{-2}$)と比較すると、正孔濃度を増やすためAlGaAsのAl組成を0.3から0.5に高めGaAsとのバンドオフセットを大きくしたこと、磁性元素の局所濃度を増やすためMnデルタドープ層を0.5MLとしたことが主な変更点である。p-AlGaAsにおけるBe濃度は 1.8×10^{18} cm $^{-3}$ である。その結果、図 2-6 (a)-(d)に示すように、190 K以上までホール効果において強磁性秩序を示唆するヒステリシスが観測され、ヒステリシスは200K程度で完全に消失した (図 2-6, 2-8 では磁気抵抗 (偶関数成分) を取り除き奇関数のホール効果の成分のみ取り出した)。図 2-6 (e)に示すように、常磁性と思われる高温領域において、ホール効果とシート抵抗の温度依存性から磁化率の逆数を見積もりその温度依存性をプロットしたところ、ほぼキュリー・ワイス則に従うことがわかり、このヘテロ構造試料の T_C は192 Kと見積もられた。同時に見積もったシート正孔密度は $7.8 \pm 0.5 \times 10^{12}$ cm $^{-2}$ であった。

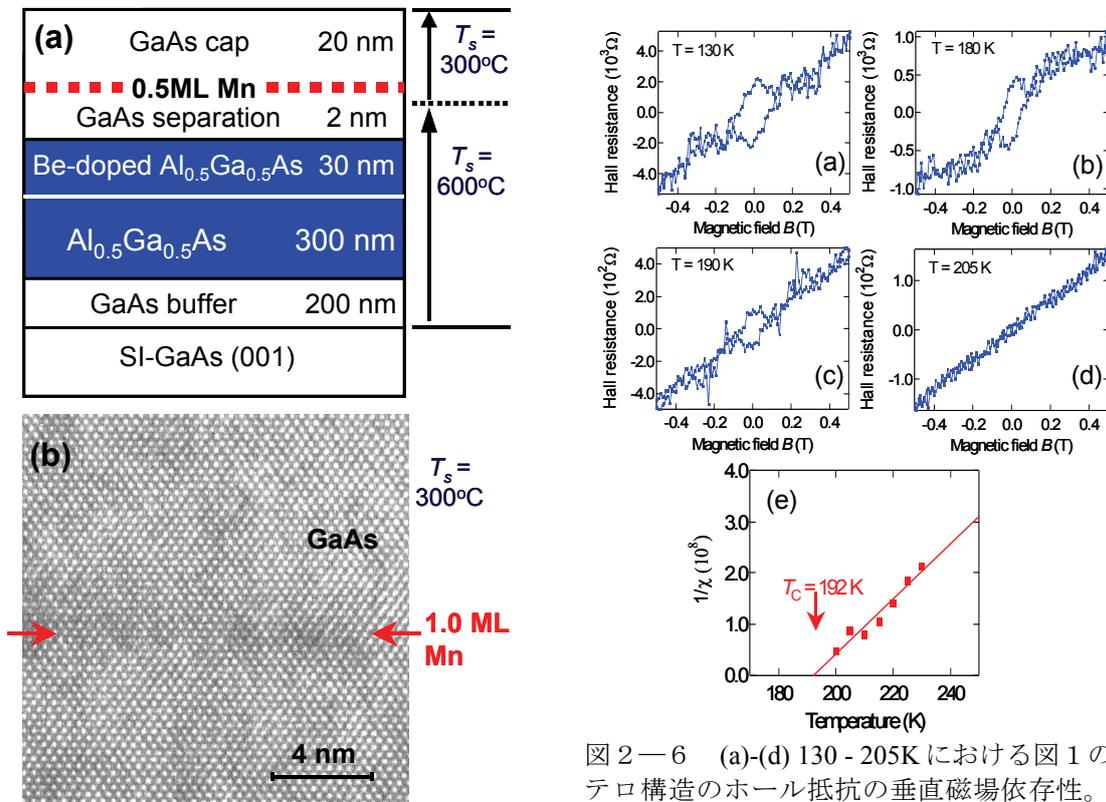


図 2-5 (a) Mn デルタドープ GaAs/Be ドープ p 型 AlGaAs からなる選択ドープ磁性ヘテロ構造 (逆 HEMT 型) (b) Mn デルタドープ GaAs (Mn は 1ML、成長温度 300°C) の断面 TEM 格子像。

図 2-6 (a)-(d) 130 - 205K における図 1 のヘテロ構造のホール抵抗の垂直磁場依存性。(e) は異常ホール効果から見積もった磁化率の逆数の温度依存性。これらの測定から強磁性転移温度は 192 K と見積もられる。

さらに、[図 2-7 \(a\)](#)に示す順 HEMT 型の磁性ヘテロ構造を MBE 成長した。GaAs バッファ層を高温で成長後、0.6ML の Mn デルタドープ層を含む GaAs 層と Be ドープ p 型 AlGaAs 層(Be 濃度は $3.0 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$)を 285°C で成長した。このような低温成長 AlGaAs においても Be はアクセプタとして活性化することを確かめている。この順 HEMT 型試料においては、Mn デルタドープ層を 0.6ML として磁性元素の局所濃度をさらに高めた。さらにこの試料では Mn をより活性化させるために、 190°C において 112 時間の熱処理を行った。このような低温で長時間の熱処理は、ドナー欠陥になる格子間 Mn を減少させる効果があるとされている。[図 2-7 \(b\)](#)にシート抵抗の温度依存性を示す。金属的な伝導を示し、250 K 付近に臨界散乱と思われる抵抗のピークがみられる。[図 2-8 \(a\)-\(f\)](#)は 260 K で 235~260 K で測定したホール効果(磁気抵抗の影響を除いた奇関数成分)の磁場依存性である。250 K まではヒステリシスが明瞭に観測され、[図 2-7 \(b\)](#)の結果とあわせて、この試料の T_C は 250 K 程度であると見積もられる。このような高い T_C の試料において常磁性領域の温度依存性から磁化率を求めてキュリー・ワイス則にフィッティングさせることは困難である。そこで[図 2-5 \(a\)](#)の逆 HEMT 型ヘテロ構造試料で見積もられた正孔の移動度($\mu = 1.9 \text{ cm}^2/\text{Vs}$)と同じ移動度を持つと仮定して、[図 2-7 \(a\)](#)の順 HEMT 型ヘテロ構造試料のシート正孔濃度を見積もると $7.2 \pm 0.5 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ となりかなり高い値になる。このような高い正孔濃度と高い Mn 局所濃度によって、 T_C が大幅に上昇したものと考えられる。

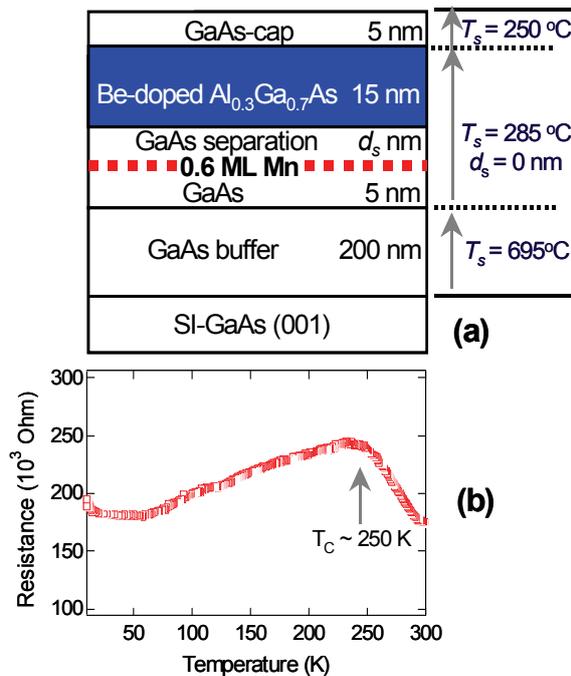


図 2-7 (a) Be ドープ p 型 AlGaAs/Mn デルタドープ GaAs からなる選択ドープ磁性ヘテロ構造(順 HEMT 型)。(b) このヘテロ構造試料のシート抵抗の温度依存性。

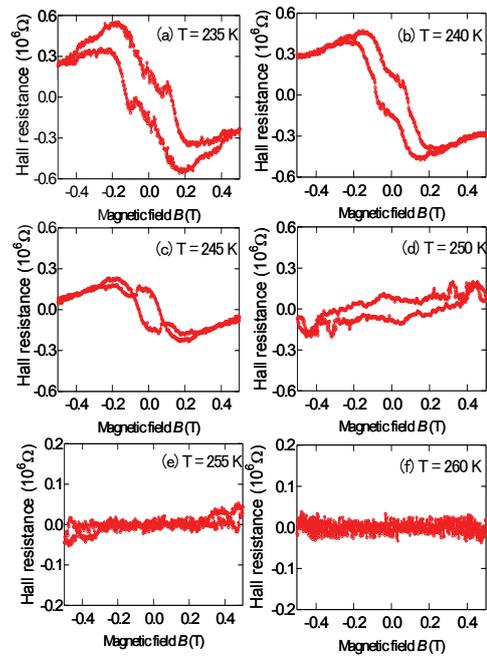


図 2-8 図 3 (a)の順 HEMT 型ヘテロ構造試料において、(a) 235 K, (b) 240 K, (c) 245 K, (d) 250 K, (e) 255 K, (f) 260 K で測定したホール抵抗の磁場依存性。

(2-3) IV 族ベース磁性半導体 $\text{Ge}_{1-x}\text{Fe}_x$ の成長と物性 (主に論文 17) 28)

強磁性半導体は高いスピン分極率をもつことが理論的に指摘されており、また、電界によって磁性を制御できるといった通常の強磁性体では実現不可能な特徴を有していることから、スピンドバイスへの応用上有用な材料であると期待される。これまで II-VI および III-V 族化合物半導体を中心に強磁性半導体の研究がなされてきたが、集積エレクトロニクスの中心である IV 族に関する磁性半導体の研究は確立されていない。強磁性半導体による電界効果磁性制御によって、高機能の半導体/強磁性体融合メモリデバイスを実現するため、Si テクノロジーに整合する強磁性半導体を実現することが必要となる。そこで、我々は Ge をホスト材料にした IV 族強磁性半導体の作製を行った。

これまでに IV 族ベース磁性半導体の報告はいくつかあるものの、真に強磁性半導体であるか否かの重要な試金石である磁気円二色性(MCD)による評価によって強磁性半導体であると断定できる報告はこれまでのところなされていない。強磁性を示すといわれていた $\text{Ge}_{1-x}\text{Mn}_x$ においては、その起源は Mn の不均一性によってできる微小なアモルファス強磁性クラスターであることがわれわれの最近の研究で明らかになった。そこで、本研究では、Mn 以外の磁性元素として Fe を Ge にドーパした $\text{Ge}_{1-x}\text{Fe}_x$ 薄膜のエピタキシャル成長および MCD による磁性評価を行った。MCD による評価から、 $\text{Ge}_{1-x}\text{Fe}_x$ が強磁性半導体であることを示唆する結果を得た。

$\text{Ge}_{1-x}\text{Fe}_x$ 薄膜の成長には前節同様の低温 MBE を用いた。Ge(001)基板上に成長温度 $T_S=100^\circ\text{C}$ および 200°C で Ge バッファ層を成長し、続いて同じ成長温度で $\text{Ge}_{1-x}\text{Fe}_x$ 薄膜を成長した。Fe の濃度は Ge に対する Fe の分子線強度比($F_{\text{Fe}}/F_{\text{Ge}}$)を変化させることによって 1-10% に設定した。 $T_S=100^\circ\text{C}$, $F_{\text{Fe}}/F_{\text{Ge}}=5\%$ の条件で $\text{Ge}_{1-x}\text{Fe}_x$ 薄膜の成長を行った場合、RHEED 像からはダイヤモンド構造に由来したストリークが観察され、平坦性を保った良質なエピタキシャル単結晶膜が得られた。 $F_{\text{Fe}}/F_{\text{Ge}}=10\%$ とした場合では RHEED 像は完全に 3 次元成長を表すスポットが見られたが、ダイヤモンド構造は保たれた。また、どちらの RHEED 像からも他の結晶相を示すパターンは観察されなかった。図 2-9 に $\text{Ge}_{1-x}\text{Fe}_x$ 薄膜 ($F_{\text{Fe}}/F_{\text{Ge}}=5\%$ $T_S=200^\circ\text{C}$) の断面 TEM 格子像を示す。Fe 濃度の揺らぎによる濃淡が見られるが、エピタキシャル層全体にわたって結晶構造はダイヤモンド型単結晶であり、それ以外の相は見られない。

これらの試料に関して、反射配置で磁気円二色

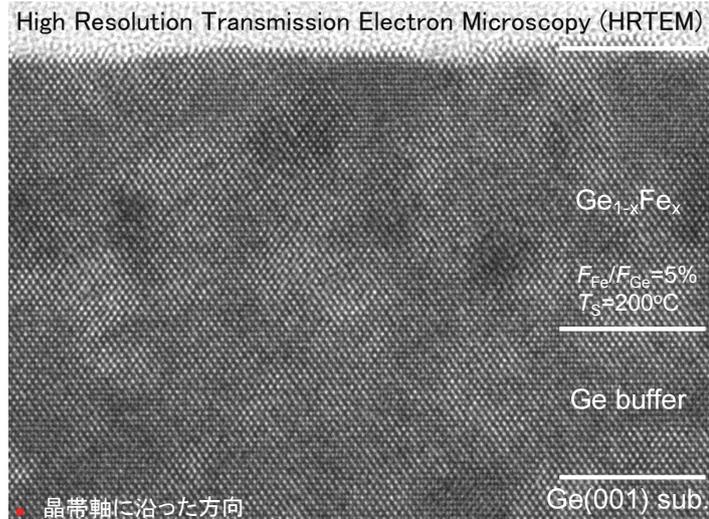


図 2-9 $\text{Ge}_{1-x}\text{Fe}_x$ 薄膜 ($F_{\text{Fe}}/F_{\text{Ge}}=5\%$ $T_S=200^\circ\text{C}$) の断面 TEM 格子像。Mn 濃度の揺らぎによる濃淡が見られるが、結晶構造はダイヤモンド型であり、それ以外の相は見られない。

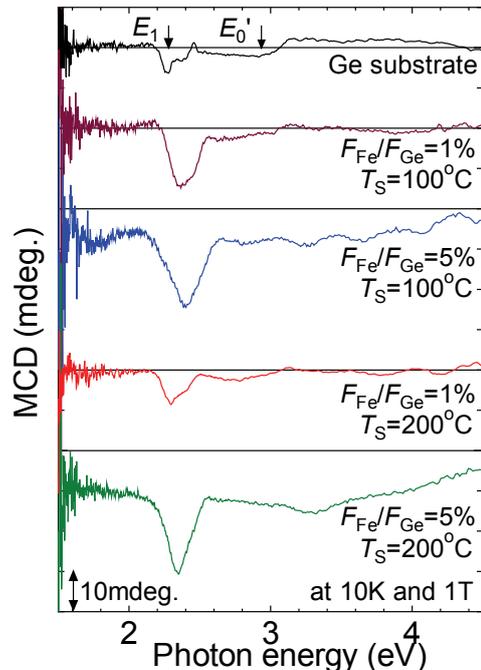


図 2-10 温度 10K、磁場 1T における $\text{Ge}_{1-x}\text{Fe}_x$ 薄膜 ($F_{\text{Fe}}/F_{\text{Ge}}=1\%$, 5% , $T_S=100^\circ\text{C}$, 200°C) と Ge 基板の反射 MCD スペクトル。磁場は膜面に垂直方向に印加した。

性(MCD)による評価を行った。図2-10に温度10K、磁場1Tにおける $\text{Ge}_{1-x}\text{Fe}_x$ 薄膜($F_{\text{Fe}}/F_{\text{Ge}}=1\%$, 5% , $T_{\text{S}}=100^\circ\text{C}$, 200°C)と、Ge基板のMCDスペクトルを示す。磁場は膜面に垂直方向に印加している。前節で述べたGeMn薄膜のスペクトルは、バルクGeの E_1 遷移エネルギーのピークと強磁性を持つ異相(アモルファス $\text{Ge}_{1-y}\text{Mn}_y$ 相)のブロードなスペクトルの重ね合わせに過ぎず、Geの E_1 ピーク自体の強度が増大したものではなかったが、 $\text{Ge}_{1-x}\text{Fe}_x$ 薄膜のスペクトルは、若干のピーク位置のシフトとピーク幅の広がりはあるものの E_1 ピーク自体の強度が増大していることがわかる。

図2-11に $F_{\text{Fe}}/F_{\text{Ge}}=5\%$ $T_{\text{S}}=200^\circ\text{C}$ の $\text{Ge}_{1-x}\text{Fe}_x$ 薄膜の異なる光子エネルギー1.91, 2.34, 2.88, 4.13 eVにおけるMCD強度の磁場依存性を示す。いずれも強磁性的な振る舞いを示しており、図2-1

1の挿入図に示すように、規格化するとこのヒステリシスループはすべて一致した。このことは強磁性の起源が1つの相であることを意味する。また、MCDの磁場依存性を磁化曲線とみなしその温度依存性からアロットプロットすることにより、この試料の強磁性転移温度 T_{C} はおおよそ90Kと見積もられた。これらの結果から、 $\text{Ge}_{1-x}\text{Fe}_x$ 薄膜は真の強磁性半導体であると考えられる。MCDで評価した $T_{\text{S}}=200^\circ\text{C}$ の $\text{Ge}_{1-x}\text{Fe}_x$ 薄膜の T_{C} はFeの組成に対して線形に増加し、 $F_{\text{Fe}}/F_{\text{Ge}}=10\%$ (Fe濃度13%)の試料で170Kと見積もられる。

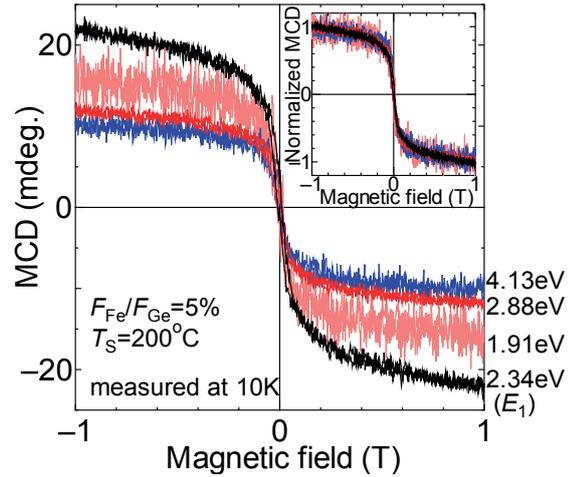


図2-11 $\text{Ge}_{1-x}\text{Fe}_x$ 薄膜 ($F_{\text{Fe}}/F_{\text{Ge}}=5\%$ $T_{\text{S}}=200^\circ\text{C}$) の異なる光子エネルギー (1.91, 2.34, 2.88, 4.13 eV) におけるMCD強度の磁場依存性。挿入図は1TにおけるMCD強度で規格化したものであり、ヒステリシスループはすべて一致した。

(3) 強磁性半導体トンネル磁気抵抗デバイス

(3-1) GaMnAs 量子井戸二重障壁ヘテロ構造における量子サイズ効果およびトンネル磁気抵抗効果 (主に論文 5))

非磁性半導体や強磁性半導体を量子井戸層として有する強磁性半導体 GaMnAs 二重障壁強磁性トンネル接合においては、量子サイズ効果とトンネル磁気抵抗効果 (Tunneling magnetoresistance; TMR) を組み合わせた新しい様々な機能が実現できると期待される。しかし、共鳴トンネル効果と TMR 効果が同時に起こる現象は磁性半導体ヘテロ構造においては未だ明瞭に観測されていない。本研究では、 $\text{In}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}$ の非磁性量子井戸層を有する $\text{Ga}_{0.94}\text{Mn}_{0.06}\text{As}$ (20 nm) / AlAs (d nm) / $\text{In}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}$ (0.42 nm) / AlAs (d nm) / $\text{Ga}_{0.94}\text{Mn}_{0.06}\text{As}$ (20 nm) 二重障壁強磁性トンネル接合を、 p 型 GaAs(001) 基板上に分子線エピタキシー法を用いて作製した。図 3-1 に AlAs 膜厚 $d=1.24$ nm の素子におけるトンネル磁気抵抗曲線を示す。測定温度は 7.0 K、磁場は面内 [100] 方向に印加し、10 mV のバイアス電圧を印加して測定を行った。反平行磁化の時の抵抗が平行磁化の時の抵抗に対して低くなる負の TMR が AlAs 膜厚 (d nm) が 2.07 nm および 1.24 nm のときに観測された。図 3-2 に TMR の AlAs 膜厚依存性を示す。TMR が AlAs の膜厚に対して、0% を中心に振動することが分かった。振動の周期は約 0.8 nm である。このような負の TMR と TMR 比の振動が観測されたのは、磁性半導体系では初めてである。

この現象を理解するために、Luttinger Kohn $k\cdot p$ Hamiltonian モデルおよび transfer matrix 法を用いて GaMnAs / AlAs / InGaAs / AlAs / GaMnAs RTD における TMR の振る舞いに関する理論計算を行い、実験的に観測された TMR 振動が InGaAs 量子井戸における量子サイズ効果に起因することを示唆した。トンネル確率の k_{\parallel} 依存性を計算・解析することにより、負の TMR は共鳴トンネル現象が起こる AlAs 膜厚よりわずかに薄い膜厚で起こることがわかった。

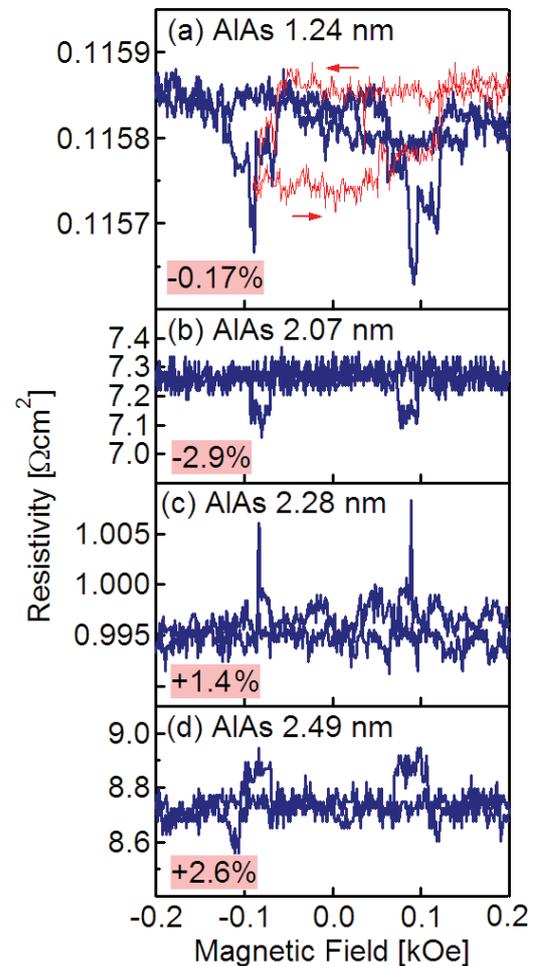


図 3-1 $\text{In}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}$ 非磁性量子井戸層を有する $\text{Ga}_{0.94}\text{Mn}_{0.06}\text{As}$ (20 nm) / AlAs (d nm) / $\text{In}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}$ (0.42 nm) / AlAs (d nm) / $\text{Ga}_{0.94}\text{Mn}_{0.06}\text{As}$ (20 nm) 二重障壁強磁性トンネル接合における TMR (7 K)。AlAs 膜厚は (a) 1.24 nm (b) 2.07 nm (c) 2.28 nm (d) 2.49 nm。

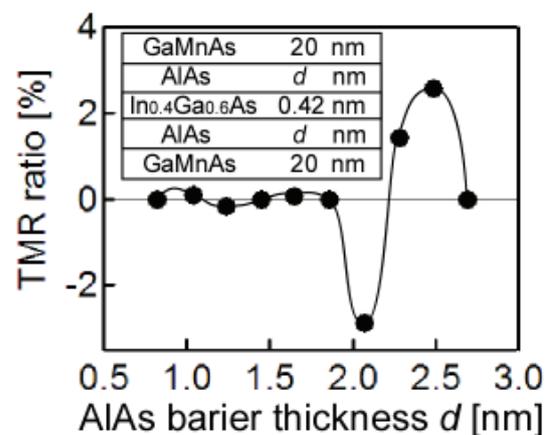


図 3-2 二重障壁強磁性トンネル接合における TMR 比の AlAs 膜厚依存性。測定温度は 7 K。

(3-2) 強磁性ナノ微粒子を含む III-V 族ベースヘテロ構造のトンネル磁気抵抗効果 (主に論文 10) 14) 20)

GaAs:MnAs グラニューラー構造をトンネル磁気抵抗素子に用いる意義

電子のスピン自由度を半導体中で用いるために重要な研究課題として、1) 半導体にスピン偏極電流を注入すること、2) 必要に応じて、半導体中のスピン偏極電流を制御すること、3) そのスピン偏極電流を検出すること、が挙げられる。上記の 1) を実現するには、半導体と整合性が良い強磁性材料を開発する必要がある、その候補として希薄磁性半導体 (強磁性混晶半導体) がさかんに研究されてきた。ここ数年の研究により大きな進展があるものの、現状ではキュリー温度が室温より低いものがほとんどであるため、未だ実用に適するという段階に至っていない。もう一つの候補は、半導体の上に単結晶をエピタキシャル成長できる強磁性金属であり、MnAs はその数少ない材料のひとつである。上記の 3) を実現するためには、MnAs/半導体/MnAs の三層構造などヘテロ構造を成長する必要があるが、MnAs の上に高品質の半導体を成長することは極めて困難であるため、その作製は容易ではない。そこで、本研究では、グラニューラー構造 GaAs:MnAs に着目し、これを磁気トンネル接合(MTJ)構造の電極に用いた。GaAs:MnAs グラニューラーは混晶半導体 GaMnAs を 500°C 以上の高温で熱処理して形成されるもので、ナノスケールの MnAs 強磁性金属微粒子が半導体 GaAs 中に埋め込まれた構造であり、GaAs 系ヘテロ構造との整合性が極めてよい。GaAs:MnAs/AlAs ヘテロ構造の断面透過型電子顕微鏡(TEM)による評価を行った結果、AlAs 層で挟まれた GaAs:MnAs 層の厚さを薄くしてゆくと、MnAs 微粒子の大きさのバラツキが減り、5 nm の層の中では MnAs 微粒子の大きさがほぼ 5nm で均一になっていることがわかった。

このような GaAs:MnAs グラニューラーを利用すれば、III-V 族をベースとした多層のヘテロ構造を比較的容易に作製することができ、1) のスピン注入と 3) のスピン検出を同時に実現できると考えられる。また、MnAs 微粒子のサイズが数 nm 程度小さいため、適切な構造を設計することにより、スピン依存クーロンブロッケード(CB)効果の出現も可能となり、2) のスピン偏極電流の制御の可能性が期待できる。

(GaAs:MnAs)/AlAs/GaAs/MnAs ヘテロ構造のトンネル磁気抵抗

分子線エピタキシー法(MBE)によって p 型 GaAs(001)基板上に GaAs:MnAs(厚さ 5nm)/AlAs(2.2nm)/ GaAs(1nm)/ MnAs (20nm)からなるヘテロ構造 MTJ を成長した⁸⁾。図 3-3 (a)-(f)にその構造と成長条件および MBE 成長中の RHEED パターンを示す。この構造を直径 20 μm の円形メサに加工した MTJ 素子における

TMR 曲線(トンネル抵抗の印加磁場依存性)を図 3-4 に示す。低温(7K)から室温に至るまで明瞭なトンネル磁気抵抗(TMR)効果を観測した。この TMR は、GaAs(1nm)/AlAs(2nm)障壁層を介して、上部の MnAs 層と下部の GaAs:MnAs 中の MnAs 微粒子の間のキャリアのスピン依存トンネル伝導によって生じたものである。平行磁化状態と反平行磁化状態のトンネル抵抗の変化率を表す TMR 比は 4.5%であった。マイナーループは

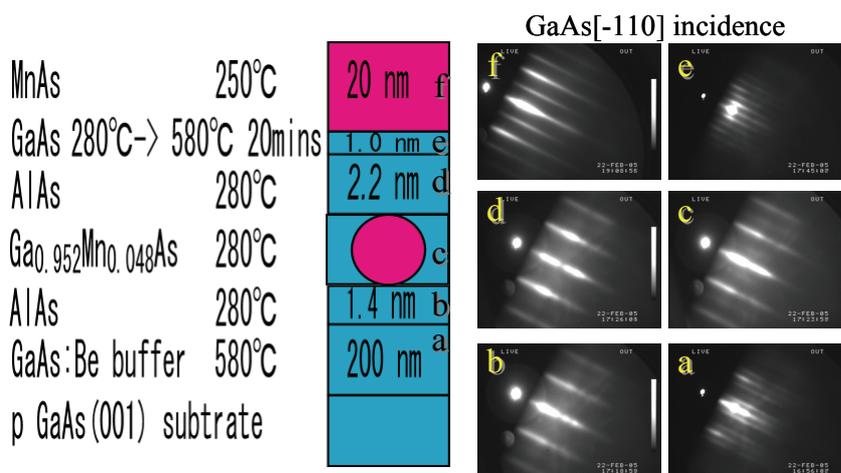


図 3-3 GaAs:MnAs(厚さ 5nm)/AlAs(2.2nm)/GaAs(1nm)/MnAs(20nm) からなるヘテロ構造。(a)-(f)にその構造と成長条件および MBE 成長中に RHEED パターンを示す。GaAs:MnAs グラニューラー構造は、まず Ga_{0.952}Mn_{0.048}As を低温 (280°C) で成長し、上部の GaAs 層(1nm)成長後に 580°C で 20 分アニールすることによって形成した。

GaAs:MnAs 層の磁化反転を示している。2.2 kG 付近の急峻なトンネル抵抗の変化は MnAs 層の磁化反転によるものである。

TMR のバイアス依存性と温度依存性

図 3-5 にこの素子における TMR 比の印加バイアス電圧依存性を示す。TMR 比が半減するバイアス電圧 V_{half} は 1200 mV に達した。従来の強磁性半導体ヘテロ構造 (GaMnAs/III-V/GaMnAs) を用いた MTJ では V_{half} が 40-50mV 程度であるが、これに比べて本素子の V_{half} はきわめて大きく、半導体ベースの TMR デバイスとして非常に優れたバイアス特性を持つことがわかる。

図 3-6 に構造が異なる三つの素子の TMR 比の温度依存性を示す。この図において、Mn ドープ量、GaAs:MnAs 膜厚、AlAs 膜厚を変えたいくつかの MTJ を測定した。MnAs 微粒子の大きさが大きいほど、高温まで高い TMR を保つ傾向にあることがわかった。これらを最適化することによって、現時点で最大 18% という大きな TMR 比が得られた。

図 3-7 に AlAs (2.5nm)/ GaAs:MnAs (5nm)/ AlAs(5nm)/ GaAs(1nm)/ MnAs (20nm) の構造における MTJ 素子の TMR 比のバイアス依存性を示す。1.8K においてクーロンブロッケード(CB)効果に起因すると思われるバイアス電圧に対する TMR の振動を観測した。この結果は、GaAs:MnAs グラニューラー系において初めて TMR と CB 効果を同時に観測できたことを示すものと思われる。現在、TMR 比のさらなる増大、高温動作化、スピン依存トンネル伝導機構の解明に取り組みつづける。

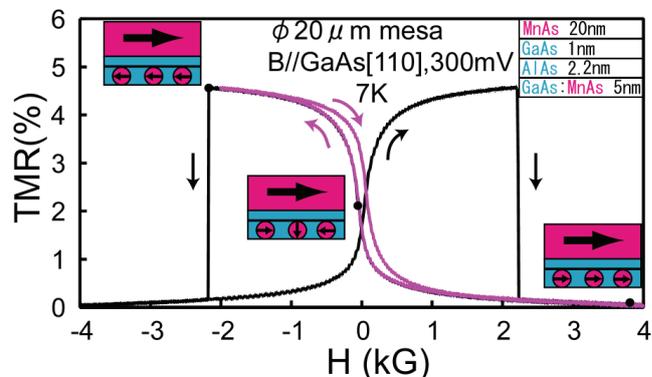


図 3-4 GaAs:MnAs/AlAs/GaAs/MnAs から成る直径 20 μm の MTJ 素子における TMR 特性 (温度は 7 K)。メジャーロープとマイナーロープの両方を示している。

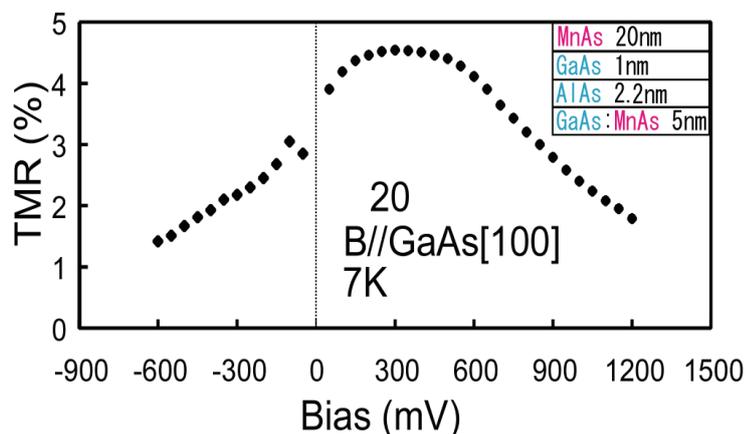


図 3-5 TMR 比のバイアス電圧依存性 (7 K)。 V_{half} は 1200 mV。

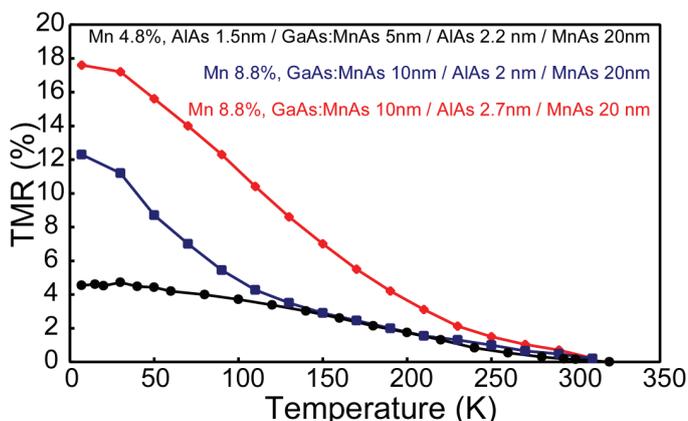


図 3-6 3つの試料における TMR 比の温度依存性

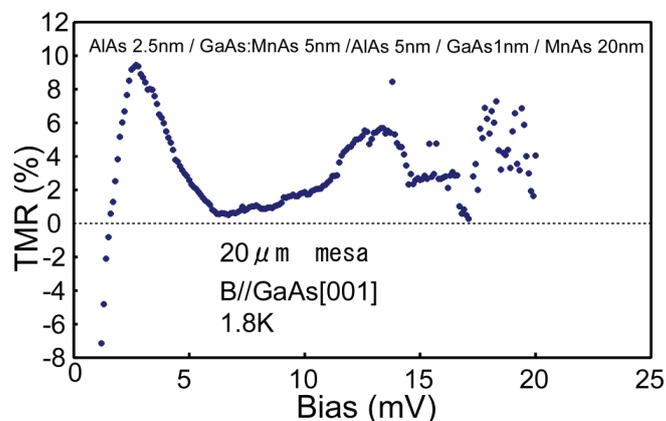


図 3-7 1.8 K における TMR 比のバイアス依存性。負の TMR と TMR 比の振動が見られる。

(3-3) 磁性半導体ヘテロ接合を用いたスピンホットキャリアトランジスタの試作（主に論文 26）

III-V 族強磁性半導体 GaMnAs を用いたヘテロ構造が精力的に研究されているが、その研究対象は、スピン依存物性であり、これまで主に用いられた構造はトンネル磁気抵抗素子などの二端子のデバイス構造であった。一方、三端子デバイスを GaMnAs を用いて構成することで、多様な新機能を集積回路に付加できる可能性がある。そこで本研究では、GaMnAs ヘテロ構造を用いた三端子デバイス：スピンホットキャリアトランジスタを初めて試作し、そのスピン依存伝導特性を明らかにした。

我々は分子線エピタキシー法を用いて、*p*-GaAs(001) 基板 [コレクタ] 上に Ga_{0.95}Mn_{0.05}As(30 nm) [エミッタ] / GaAs(1 nm) / AlAs(2 nm) / GaAs(1 nm) / Ga_{0.95}Mn_{0.05}As (30 nm) [ベース] / GaAs:Be (30 nm; $N_A = 1 \times 10^{17} \text{cm}^{-3}$) からなるトランジスタ構造を作製した。

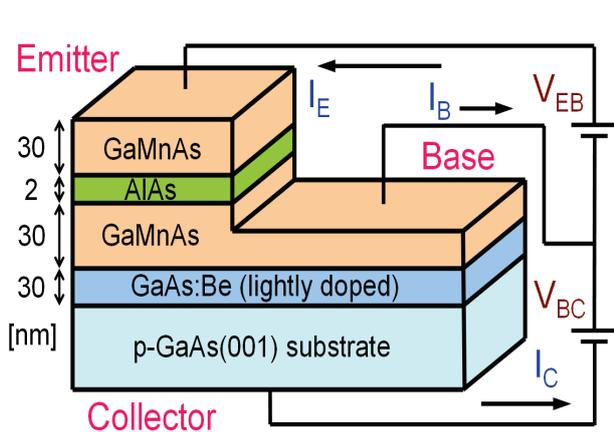


図 3-8 試作したスピンホットキャリアトランジスタのデバイス構造

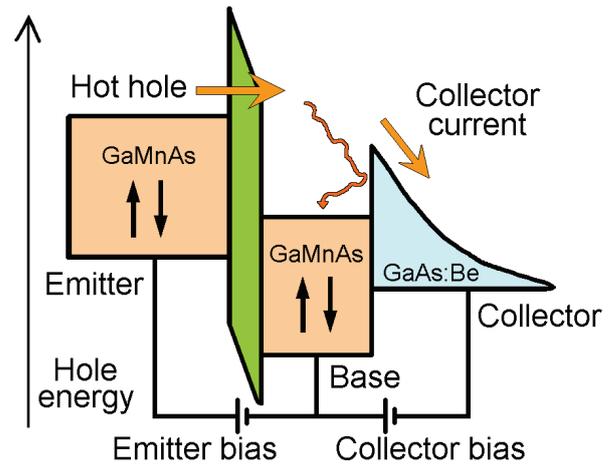


図 3-9 試作したスピンホットキャリアトランジスタの価電子帯のバンドダイアグラム

図 3-10 にベース接地におけるトランジスタ特性 (I_C の V_{BC} 依存性、 V_{EB} は 0 から 1000 mV まで 100mV ステップで変化させた。) を示す。ベースエミッタ電圧によりコレクタ電流を変調させ、三端子トランジスタ動作を確認した。図 3-11 に、各電流 I_E , I_C , I_B の V_{EB} 依存性を示す。また、これから計算した電流増幅率 $\beta (= I_C / I_B)$ の V_{EB} 依存性を図 3-11 の挿入図に示す。ほぼ全領域で β は 1 以上であることから、本素子は金属系とは異なり、

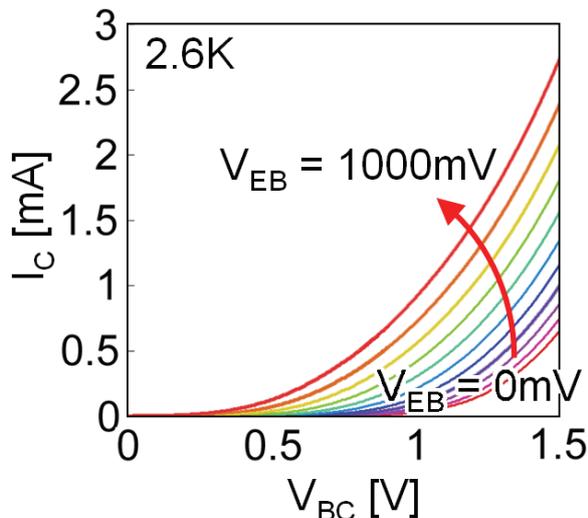


図 3-10 ベース接地におけるトランジスタ特性。 I_C の V_{BC} 依存性。 V_{EB} は 0 から 1000 mV まで 100mV ステップで変化させた。温度は 2.6K。

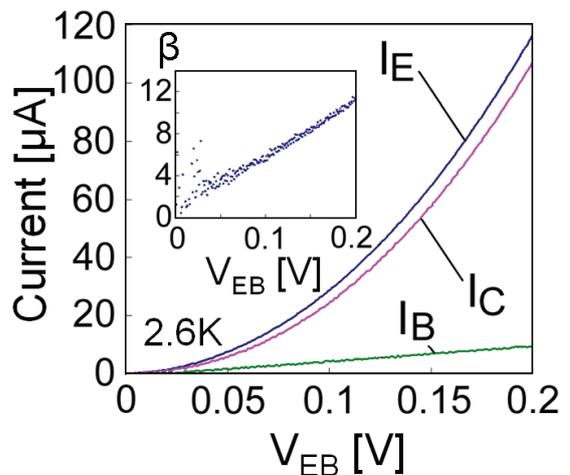


図 3-11 各電流 I_E , I_C , I_B のエミッタ-ベース間バイアス V_{EB} 依存性。 2.6 K, $V_{BC} = 0.1$ mV。挿入図は、電流増幅率 $\beta (= I_C / I_B)$ の V_{EB} 依存性を示す。

電流増幅機能を持つことが分かった。

図3-12の挿入図は、ベース開放時にエミッタ-コレクタ間で得られたトンネル磁気抵抗(TMR)曲線である。図3-12は、そのTMR比の V_{EC} 依存性を示す。振動的な振る舞いを観測した。磁化平行/反平行時における素子抵抗の V_{EC} 依存性の詳細な解析から、 $V_{EC} = 77$ mV付近におけるTMR比の急激な低下は、ベースに形成されたGaMnAs量子井戸における共鳴効果に起因すると考えられる。実験結果から見積もった第一量子準位やそのスピン分裂の大きさは、いずれも理論計算の結果とほぼ合致した。

以上により、強磁性半導体ヘテロ構造を用いたスピ

ンホットキャリアトランジスタを試作することにより、増幅機能とスピン依存伝導特性の両方をもつ3端子スピndeバイスを作製した。

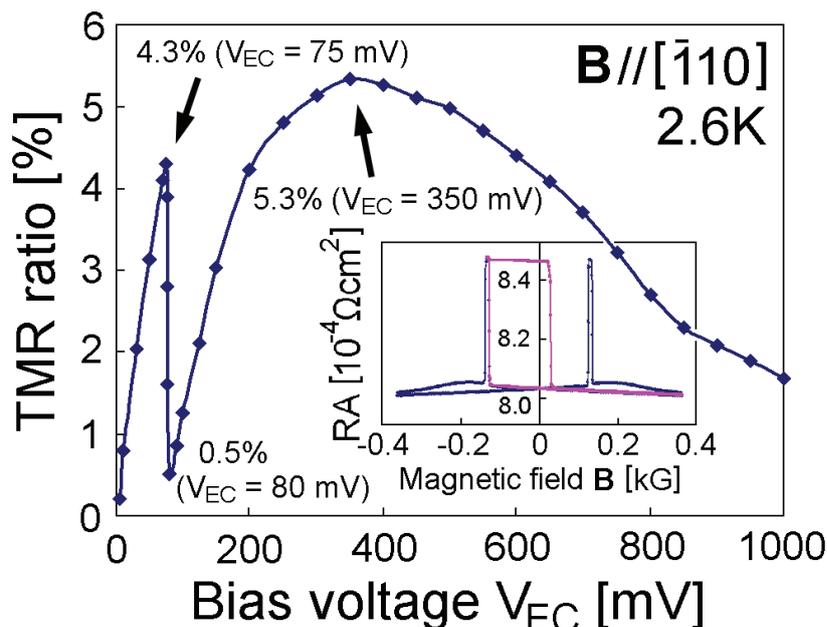


図3-12 TMR比のエミッタ-コレクタ間バイアス V_{EC} 依存性。ベース開放、2.6 K、磁場印加方向 $[110]$ 。挿入図は、 $V_{EC} = 350$ mVにおけるTMR曲線を示す。縦軸は、(トンネル抵抗) \times (接合面積)。

研究成果のまとめと今後の波及効果

(1) GaAs:MnAs ナノクラスター材料の物性とそのデバイス応用

(1-1) NiAs型六方晶構造および閃亜鉛鉱型構造をもつMnAsナノクラスターを有するGaAs:MnAsグラニューラー薄膜の形成とその磁気光学効果

- NiAs型六方晶構造MnAsナノクラスターを含むGaAs:MnAsグラニューラー薄膜の作製に加えて、熱処理温度を 500°C に下げることにより閃亜鉛鉱型結晶構造のMnAsナノクラスターをもつGaAs:MnAsグラニューラー薄膜の作製に成功した。
- 閃亜鉛鉱型構造MnAsナノクラスターの強磁性転移温度は 360 K 程度に達する。
- 磁気光学効果の相違を明らかにした。いずれも室温で大きな磁気光学効果を示す。
- 反射率と損失はGaAs:MnAs(閃亜鉛鉱型)グラニューラー薄膜の方が小さいが、磁気光学効果(カー回転角、楕円率)はGaAs:MnAs(NiAs型)グラニューラー薄膜の方が大きい。

(1-2) GaAs:MnAsグラニューラー薄膜における室温巨大磁気抵抗

- GaAs:MnAs(NiAs型)グラニューラー構造において、 600% 以上におよぶ大きな正の磁気抵抗効果を室温で観測した。同様の磁気抵抗効果はGaAs:MnAs(閃亜鉛鉱型)グラニューラー薄膜でも観測された。

(1-3) III-V:MnAsナノクラスター磁性層の非相反損失効果を利用した導波路型光アイソレーターの試作

- GaAs:MnAs(NiAs型)グラニューラー構造を磁性層として、この磁性層の横磁気カー効果による非相反損失を利用した導波路型光アイソレーターをInP基板上に試作した。

- 室温、光通信波長の 1.55 μm 帯 TM モードライクの光において、およそ 1.3dBmm のアイソレーション比を観測し、導波路型光アイソレーターが動作可能であることを示した。

(2) 強磁性半導体の高転移温度化と新材料の創製

(2-1) 高 Mn 組成を有する GaMnAs 薄膜の作製とその物性

- 成長温度を 150°C から 200°C の非常に低い温度まで下げ、GaMnAs 層の膜厚を 10 nm と薄くすることにより、12%以上 (最大 21.3%) の高い Mn 組成を有する混晶強磁性半導体 GaMnAs 薄膜のエピタキシャル成長に初めて成功した。
- 作製された高い Mn 組成を有する GaMnAs につき、構造評価、磁気光学効果、MCD、異常ホール効果、磁化測定などを行い、真性の強磁性半導体であることを確かめた。
- 低温アニールにより、劇的に強磁性転移温度(T_C)が上がり、GaMnAs (混晶薄膜) の強磁性転移温度(T_C)としてこれまでの最高値にほぼ匹敵する 170K に達する T_C を得た。

(2-2) Mn デルタドープ GaAs/p-AlGaAs 選択ドープ半導体ヘテロ構造における強磁性転移温度の高温化

- 磁性元素 (Mn) をデルタドープした GaAs と Be ドープ p 型 AlGaAs からなる選択ドープヘテロ構造を形成し、逆 HEMT 構造において Mn デルタドープ層の濃度を 0.5 原子層に高めることにより、192K の T_C を観測した。
- 上記ヘテロ構造を順 HEMT 構造として、Mn デルタドープ層の濃度を 0.6 原子層に増やし、成長後の低温アニールによって約 250K の T_C を観測した。

(2-3) IV 族ベース磁性半導体 $\text{Ge}_{1-x}\text{Fe}_x$ の成長と物性

- 新しい IV 族ベース強磁性半導体 $\text{Ge}_{1-x}\text{Fe}_x$ のエピタキシャル成長に成功した。
- 高分解能 TEM および組成分析により $\text{Ge}_{1-x}\text{Fe}_x$ はダイヤモンド型結晶構造をもち、クラスタ析出物など異相がない単一の結晶相であること、ただし局所的な Fe 組成にはゆらぎがあることを示した。
- MCD による評価から、 $\text{Ge}_{1-x}\text{Fe}_x$ が単一の磁気光学スペクトルをもつ (すなわち単一の磁性層をもつ) 真性の強磁性半導体であることを示した。
- $\text{Ge}_{1-x}\text{Fe}_x$ の強磁性転移温度(T_C)は Fe 組成 x に対して線形に上がり、x=13% で 170 K に達した。

(3) 強磁性半導体トンネル磁気抵抗デバイス

(3-1) GaMnAs 量子井戸二重障壁ヘテロ構造における量子サイズ効果およびトンネル磁気抵抗効果

- $\text{In}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}$ の非磁性量子井戸層を有する $\text{Ga}_{0.94}\text{Mn}_{0.06}\text{As}$ (20 nm) / AlAs (d nm) / $\text{In}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}$ (0.42 nm) / AlAs (d nm) / $\text{Ga}_{0.94}\text{Mn}_{0.06}\text{As}$ (20 nm) 二重障壁強磁性トンネル接合を、p 型 GaAs(001)基板上に分子線エピタキシー法を用いて作製し、AlAs 障壁膜厚に対して TMR 比が振動的に変化する現象を見出した。
- 上記の振動において、特定の膜厚で TMR が負になる現象も見出した。
- 理論計算と対比させた結果、上記の振動現象は、共鳴トンネル効果とバンド構造が複雑に絡み合っ て出現することを明らかにした。

(3-2) 強磁性ナノ微粒子を含む III-V 族ベースヘテロ構造のトンネル磁気抵抗効果

- p 型 GaAs(001)基板上に GaAs:MnAs(厚さ 5nm) / AlAs(2.2nm) / GaAs(1nm) / MnAs (20nm) からなるヘテロ構造 MTJ (強磁性トンネル接合) を作製し、バイアス正負の両方で明瞭な TMR を観測した。
- このことにより、GaAs 半導体中に埋め込まれた MnAs ナノ微粒子がスピン注入源およ

びスピン検出器として働くことを示した。

- TMR 比が半減するバイアス電圧 V_{half} は 1200 mV に達し、従来の強磁性半導体ヘテロ構造 (GaMnAs/III-V/GaMnAs) を用いた MTJ では $V_{\text{half}}=40\text{mV}$ 程度に比べて、本素子の V_{half} はきわめて大きく、半導体ベースの TMR デバイスとして非常に優れたバイアス特性を持つことを示した。
- 低温(1.8K)においてクーロンブロッケード(CB)効果に起因すると思われるバイアス電圧に対する TMR の振動を観測した。

(3-3) 磁性半導体ヘテロ接合を用いたスピントロニクストランジスタの試作

- GaMnAs ヘテロ構造を用いた三端子デバイス：スピントロニクストランジスタを初めて試作した。
- トランジスタ動作を確認し、電流転送率 $\alpha (=I_C/I_E)=0.85-0.9$ 、電流増幅率 $\beta (=I_C/I_B)=10$ 程度の値を得た。すなわち本素子は電流増幅機能を有する。
- エミッターコレクタ間ではトンネル磁気抵抗効果が明瞭に観測され、スピン依存伝導特性を合わせ持つことを示した。
- トンネル磁気抵抗比は特異なバイアス依存性を観測した。これは共鳴トンネル効果によるものと説明できる。

■本研究の意義と今後期待される効果

上記に挙げたように、III-V 族および IV 族半導体をベースとして磁性・スピン機能を融合させた様々な物質系を作製し、従来の半導体では実現不可能であった、強磁性秩序と高い強磁性転移温度、巨大な磁気光学効果、巨大な磁気輸送現象をもつ「半導体スピン機能材料」を作製した。エピタキシャル成長とバンドエンジニアリングの手法を駆使することによってその物性機能を設計・制御することができるようになり、物質設計の自由度が広がった。さらに、21 世紀の情報処理・通信技術に必要な種々のデバイス (集積化型光アイソレータ、大容量不揮発性メモリ、スピントロニクストランジスタ、リプログラマブルデバイスなど) 開発の基盤を築きつつある。これにより、磁気センサー・ヘッドや磁気ランダムアクセスメモリ (MRAM) などの受動デバイスのみならず、様々な新しいアクティブデバイスをつくる素地ができつつある。これまで独立に研究されてきた「磁性・スピン」と「半導体(光)エレクトロニクス」を融合した物質科学とデバイス工学の新分野に新たな展開をもたらし、スピントロニクス研究の活性化に貢献しつつある。

5. 類似研究の国内外の研究動向・状況と本研究課題の位置づけ

スピントロニクスの研究は、材料物性を中心に世界的に研究が盛んであるが、本研究はその中でもユニークかつトップレベルの位置を占めるものと思われる。半導体スピントロニクスの研究は、材料や物理の研究は非常に多いが、デバイス工学的な視点で行われている研究は少なく、その点でも特色のある成果であると考えられる。

GaAs:MnAs ナノクラスター材料の物性研究は、ベルギー、産総研などでも行われており、それぞれ特色があるが、本研究では、GaAs:MnAs(閃亜鉛鉱型と NiAs 型)グラニューラー薄膜を作製し、その磁気光学効果と光損失などを明らかにしたこと、巨大磁気抵抗効果を見いだしたこと、導波路型光アイソレータを InP 基板上に試作し、1.55 ミクロン帯で動作実証したことなどが、顕著な成果であり、他では行われていない。

強磁性半導体の高転移温度化と新材料の創製についても、世界的に非常に多くの研究が行われているが、GaAs ベースの磁性半導体の研究で、Mn 濃度の高い混晶とヘテロ構造の両方において世界最高レベルの高転移温度を観測したこと、新しい IV 族磁性半導体 GeFe を創成し、構造評価と磁気光学効果の解析により真性の磁性半導体であることを示したことなどが、他にはない顕著な成果である。

強磁性半導体トンネル磁気抵抗デバイスの研究においても、2 端子の強磁性トンネル接

合素子と3端子デバイス：スピンホットキャリアトランジスタの両面で、新しい現象とデバイス機能を示したことは、ユニークかつトップレベルの成果である。

6. 研究実施体制

氏名	所属	役職	研究項目	参加時期
田中雅明	東京大学工学系研究科	教授	研究全般の執行と統括	平成16年12月～平成19年3月
アーサン M. ナズムル	派遣先(東京大学工学系研究科)	JST 研究員	研究全般の執行、特にIII-V族磁性半導体へテロ構造の研究	平成16年12月～平成19年3月
中根了昌	派遣先(東京大学工学系研究科)	JST 研究員	研究全般の執行、特にIV族材料とデバイスプロセス	平成17年4月～平成19年3月
大矢忍	東京大学工学系研究科	助手	III-V族磁性半導体へテロ構造の研究	平成17年4月～平成19年3月
杉浦邦晃	東京大学工学系研究科	博士課程大学院生	IV族材料とデバイスプロセスに関する研究補助	平成17年4月～平成19年3月
横山正史	東京大学工学系研究科	博士課程大学院生	III-V族:MnAs ナノ構造に関する研究補助	平成17年4月～平成19年3月
周藤悠介	東京大学工学系研究科	博士課程大学院生	IV族磁性半導体に関する研究補助	平成17年4月～平成19年3月
ファム ナム ハイ	東京大学工学系研究科	博士課程大学院生	III-V族:MnAs ナノ構造に関する研究補助	平成17年4月～平成19年3月

7. 研究期間中の主な活動

ワークショップ・シンポジウム等

年月日	名称	場所	参加人数	概要
平成 16 年 12 月～ 平成 19 年 3 月 にかけてほぼ毎週 金曜または月曜	研究チーム内ミ ーティング	東京大学 工学部 10 号館	5～15 名	各テーマの進捗状況の報 告と議論、方針の決定など を行った。
August 1 - 5 , 2005	Third International School and Conference on Spintronics and Quantum Information Technology (Spintech III)	Awaji Island, Japan	約 200 名	田中は Organizer, Program Committee Member として会 議を運営し、本研究グルー プからも 7 件の論文を発表 した。(JST 主催のシン ポジウムではなく、一般の 研究者が対象の国際会議で ある)
2005年9月8日	2005年秋季応用物 理学会シンポジウ ム「スピントロニ クスにおける材料 研究の最前線」	徳島大学	約 200 名	田中は代表世話人としてシン ポジウムを企画。田中は 司会を務め、グループから も研究員(ナズムル博士)が 講演した。(JST 主催で はなく、学会における一般 の研究者が対象のシンポジ ウムとして企画した)
2005年12月8日	応用物理学会スピ ンエレクトロニク ス研究会 第4回 入門セミナー「磁 性の初歩からスピ ンエレクトロニク ス材料、デバイス まで」	東京大学 本郷キャン パス	約 100 名	田中は代表世話人として入 門セミナーを企画。田中は 司会を務めた。(JST 主 催ではなく、学生や研究者 が対象のセミナーとして企 画した)
August 15-18, 2006	4th International Conference on the Physics and Application of Spin-related Phenomena in Semiconductors	Sendai Internation al Center	約 200 名	田中は Program Committee Chair として会議を運営。本 研究グループからも 7 件の 論文を発表した。(JST 主催のシンポジウムではな く、一般の研究者が対象の 国際会議である)
2007年3月29日	2007年春季応用物 理学会シンポジウ ム「さまざまな物 質へのスピン注入 と関連現象」	青山学院 大学相模 原キャン パス	約 200 名 (見込)	田中は代表世話人としてシン ポジウムを企画。田中は 冒頭の講演と司会を務め、 グループからも研究員(中 根博士)が講演する予定。 (JST 主催ではなく、学 会における一般の研究者が 対象のシンポジウムとして 企画した)

8. 発展研究による主な研究成果 (2005年1月~2007年3月)

(1)論文発表 (英文論文31件 邦文論文4件)

- 1) M. Tanaka (Invited paper)
"Spintronics: Recent Progress and Tomorrow's Challenges"
J. Crystal Growth **278**, pp.25-37 (2005).
- 2) R. Nakane, J. Kondo, M. W. Yuan, S. Sugahara, and M. Tanaka
"Growth and magnetic properties of epitaxial metallic MnAs/NiAs/MnAs heterostructures grown on exact GaAs(111)B substrates"
J. Crystal Growth **278**, pp.649-654 (2005).
- 3) M. Yokoyama, H. Yamaguchi, T. Ogawa, and M. Tanaka
"Zinc-Blende-type MnAs nanoclusters embedded in GaAs"
J. Appl. Phys. **97**, 10D317 (2005).
- 4) A. M. Nazmul, T. Amemiya, Y. Shuto, S. Sugahara, and M. Tanaka
"High Temperature Ferromagnetism in GaAs-based Heterostructures with Mn Delta Doping"
Phys. Rev. Lett. **95**, pp.17201 1-4 (2005).
- 5) S. Ohya, P-N. Hai, and M. Tanaka
"Tunneling magnetoresistance in GaMnAs / AlAs / InGaAs / AlAs / GaMnAs double-barrier magnetic tunnel junctions"
Appl. Phys. Lett. **87**, 012105 (2005).
- 6) S. Sugahara, K.L. Lee, S. Yada, and M. Tanaka
"Precipitation of Amorphous Ferromagnetic Semiconductor Phase in Epitaxially Grown Mn-doped Ge Thin Film"
Jpn. J. Appl. Phys. (Express Letter) Vol.**44**, pp.L1426 - L1429 (2005).
- 7) M. Yokoyama, S. Ohya, and M. Tanaka
"Growth and magnetic properties of epitaxial MnAs thin films grown on InP (001)"
Appl. Phys. Lett. **88**, 012504 (2006).
- 8) M. Yokoyama, T. Ogawa, A.M. Nazmul, and M. Tanaka
"Large magnetoresistance (> 600%) of a GaAs:MnAs granular thin film at room temperature"
J. Appl. Phys. **99**, 08D502 (2006).
- 9) Y. Shuto, M. Tanaka, and S. Sugahara
"Magneto-optical properties of a new group IV ferromagnetic semiconductor $Ge_{1-x}Fe_x$ grown by molecular beam epitaxy"
J. Appl. Phys. **99**, 08D516 (2006).
cond-mat/0511328
- 10) P.N. Hai, M. Yokoyama, S. Ohya, and M. Tanaka
"Spin polarized tunneling in III-V based heterostructures with a ferromagnetic MnAs thin film and GaAs:MnAs nanoclusters"
Physica **E32**, pp.416-418 (2006).
- 11) T. Amemiya, H. Shimizu, Y. Nakano, P. N. Hai, M. Yokoyama, and M. Tanaka
"Semiconductor waveguide optical isolator based on nonreciprocal loss induced by ferromagnetic MnAs"
Appl. Phys. Lett. **89**, 021104 (2006).

- 12) K. Sugiura, R. Nakane, S. Sugahara, and M. Tanaka
"Schottky barrier height of ferromagnet/Si(001) junctions"
Appl. Phys. Lett. **89**, 072110/1-3 (2006).
- 13) R. Nakane, M. Tanaka, and S. Sugahara
"Preparation and characterization of ferromagnetic DO3-phase Fe₃Si thin films on silicon-on-insulator substrates for Si-based spin-electronic device applications"
Appl. Phys. Lett. **89**, pp.192503/1-3 (2006).
- 14) Pham Nam Hai, M. Yokoyama, S. Ohya, and M. Tanaka
"Tunneling magnetoresistance of MnAs thin film / GaAs / AlAs / GaAs:MnAs nanoclusters and its AlAs barrier thickness dependence"
Appl. Phys. Lett. **89**, pp.242106/1-3 (2006).
- 15) Pham Nam Hai, M. Yokoyama, S. Ohya, and M. Tanaka
"Tunneling magnetoresistance of MnAs thin film / GaAs / AlAs / GaAs:MnAs nanoclusters and its AlAs barrier thickness dependence"
Virtual Journal of Nanoscale Science & Technology -- December 25, 2006, Volume **14**, Issue 26. <http://www.vjnano.org>
- 16) S. Ohya, P. N. Hai, Y. Mizuno, and M. Tanaka
"Quantum-size effect and tunneling magnetoresistance in GaMnAs quantum-well heterostructures"
physica status solidi (c) **3**, pp.4184-4187 (2007).
- 17) Y. Shuto, M. Tanaka, and S. Sugahara
"Structural and magnetic properties of ferromagnetic semiconductor Ge_{1-x}Fe_x thin films grown by LT-MBE"
physica status solidi (c) **3**, pp.4110-4114 (2007).
- 18) T. Amemiya, H. Shimizu, P. N. Hai, M. Yokoyama, M. Tanaka, and Y. Nakano
"Waveguide-based 1.5-micron optical isolator based on magneto-optical characterizations of ferromagnetic MnAs",
Jpn. J. Appl. Phys. **46**, pp.205-210 (2007).
- 19) S. Ohya, K. Ohno, and M. Tanaka,
"Magneto-optical and magnetotransport properties of heavily Mn-doped GaMnAs"
Appl. Phys. Lett. **90**, 112503 (2007).
cond-mat/0612055
- 20) P. N. Hai, K. Takahashi, M. Yokoyama, S. Ohya, and M. Tanaka
"Magnetic properties of MnAs nanoclusters embedded in a GaAs semiconductor matrix"
to be published in J. Magn. Magn. Mater.
- 21) T. Amemiya, H. Shimizu, P. N. Hai, M. Yokoyama, M. Tanaka, and Y. Nakano
"Nonreciprocal propagation of light without external magnetic fields in a semiconductor waveguide isolator"
to be published in J. Magn. Magn. Mater.
- 22) K. Sugiura, R. Nakane, S. Sugahara, and M. Tanaka
"Schottky barrier MOSFETs with epitaxial ferromagnetic MnAs/Si(001) source and drain: Postgrowth annealing and transport characteristics"
J. Crystal Growth, in press.
- 23) M. Yokoyama, S. Ohya, and M. Tanaka
"Molecular beam epitaxy growth and properties of MnAs thin films epitaxially grown on InP(001)"

J. Crystal Growth, in press.

24) M. Yokoyama, S. Ohya, T. Amemiya, H. Shimizu, Y. Nakano, and M. Tanaka
"Fabrication, magnetic properties, and device application of InAlAs:MnAs granular material"
J. Crystal Growth, in press.

25) Shinobu Ohya, Pham Nam Hai, Yosuke Mizuno and Masaaki Tanaka
"Quantum-size effect and tunneling magnetoresistance in ferromagnetic-semiconductor
quantum heterostructures"
Phys. Rev. B., in press.

26) Y. Mizuno, S. Ohya, P-N. Hai, and M. Tanaka
"Spin-dependent transport properties in GaMnAs-based spin hot-carrier transistors"
submitted to Appl. Phys. Lett., in press.
cond-mat/0702239

27) S. Ohya and M. Tanaka
"TMR in Semiconductors"
Handbook of Magnetism and Advanced Magnetic Materials, Vol. 5 Spintronics and
Magnetoelectronics, edited by Helmut Kronmuller and Stuart Parkin, John Wiley & Sons Ltd.
(Chichester, UK), in press.

28) Y. Shuto, M. Tanaka, and S. Sugahara
"Structural and magnetic properties of epitaxially grown $\text{Ge}_{1-x}\text{Fe}_x$ thin films: Fe concentration
dependence"
Appl. Phys. Lett., in press.

29) Proceedings of the 4th International Conference on the Physics and Applications of
Spin-related Phenomena in Semiconductors,
Special Issue of physica status solidi, 2007, Wiley VCH
Edited by M. Tanaka, K.M. Itoh, S. Katsumoto, M. Shirai, and H. Munekata

30) 田中雅明
「スピン機能半導体の開発」
化学工業 Vol.56, No.3, pp.6-13[pp.174-181] (2005).

31) 田中雅明
「半導体スピントロニクス」
『ナノマテリアルハンドブック』第5章第5節 エヌティーエス 2005年2月発行.

32) 田中雅明
科学立国日本を築く極限に挑む気鋭の研究者たち 第七章スピントロニクスへの挑
戦「5節スピン機能半導体材料とスピントロニクス」 pp.243-258 榊裕之監修 丸
文研究交流財団選考委員会編 日刊工業 2006年3月出版.

33) 田中雅明
「磁性半導体材料」
『電子材料ハンドブック』5.6.4節「磁性半導体材料」朝倉書店、2006年11月発刊.

(2)口頭発表

①学会

国内 54 件, 海外 55 件 (うち国際会議招待講演は 9 件)

②その他

国内 30 件, 海外 0 件

(3)特許出願 (本研究に係わり、JST から出願したものとで研究機関から出願したもの)

出願元	国内 (件数)	海外 (件数)
JST	1 件	1 件
研究機関	0 件	0 件
計	1 件	1 件

(4)その他特記事項

<受賞>

第3回日本学術振興会賞 田中雅明 東京大学大学院工学系研究科電子工学専攻教授 「半導体と磁性体からなる複合構造の研究とスピンエレクトロニクスへの展開」
2006年12月27日プレス発表 2007年3月2日 日本学士院にて授賞式

<http://www.jsps.go.jp/jsps-prize/index.html>

<http://www.jsps.go.jp/jsps-prize/kettei.html>

http://www.jsps.go.jp/jsps-prize/ichiran_3rd.html

<指導した学生および研究員の受賞>

平成17年度猪瀬賞 ファムナムハイ

「強磁性微粒子を含むナノ構造におけるスピン依存トンネル現象とその応用」
財団法人 電気・電子情報学術振興財団、2005年7月。

応用物理学会講演奨励賞、2006年3月、周藤悠介

下記の発表に対して

周藤悠介、田中雅明、菅原聡 “強磁性Ge_{1-x}Fe_x薄膜のエピタキシャル成長と磁気特性” 2005年(平成17年)秋季第66回応用物理学会学術講演会、10aZQ-8, 徳島大学、2005年9月7日-11日。

第20回先端技術大賞 文部科学大臣賞(学生部門最優秀賞) ファムナムハイ

「半導体と強磁性体からなる複合ナノ構造の形成と機能制御 - MnAs微粒子を含む半導体ヘテロ構造におけるスピン依存トンネル現象-」

に対して。2006年7月4日、東京プリンスホテルにて高円宮妃殿下ご臨席のもと授賞式。

<http://www.business-i.jp/sentan/index.html>

<http://www.business-i.jp/sentan/jusyuu/2006/index.html>

応用物理学会講演奨励賞、2007年3月、大矢忍

下記の発表に対して 大矢忍、ファムナムハイ、水野洋輔、田中雅明

“GaMnAs量子井戸ヘテロ構造における量子サイズ効果とトンネル磁気抵抗効果”

2006年(平成18年)秋季第67回応用物理学会学術講演会、立命館大学びわこくさつキャンパス、2006年8月29日-9月1日。

<マスコミ、新聞記事、プレスその他>

MSJ 技術情報サービス 第16号 2005年10月17日

16.02 スピンエレクトロニクスに関する注目すべき報告相次ぐ

第66回応用物理学会講演会において、スピンエレクトロニクスに関する多くの報告があった。特に東京大学の田中教授グループによるGeベースの新しい強磁性半導体Ge_{1-x}Fe_xに関する研究、東北大学の猪俣教授グループによるMgOトンネル障壁を用いる強磁性2重トンネル接合におけるスピン偏極量子井戸とスピン注入磁化反転に関する研究、東北大学の宮崎教授グループによるホイスラーCo₂MnSi合金を用いたMTJ素子の大きなTMR比に関する研究が注目された。

http://www.wdc-jp.com/msj/information/051017/051017_02.html

2006年5月8日 日経産業新聞

次世代デバイス最前線1 スピントロニクス 電子の自転で情報処理 演算とメモリの2役

2006年8月2日 フジサンケイビジネスアイ

13面 論説室の興味津々 東京大学大学院工学系研究科教授 田中雅明氏

2006年12月28日 日刊工業新聞

第3回日本学術振興会賞 決定

9. 結び

さきがけ研究(2001年12月~2004年11月の3年間)に続いて本発展研究(2004年12月~2007年3月の2年4ヶ月)の機会を頂いたおかげで、III-V族およびIV族半導体をベースとして磁性・スピン機能を融合させた様々な物質系を作製し、従来の半導体では実現不可能であった、強磁性秩序と高い強磁性転移温度、巨大な磁気光学効果、巨大な磁気輸送現象をもつ「半導体スピン機能材料」を実現することができた。エピタキシャル成長とバンドエンジニアリングの手法を駆使することによってその物性機能を設計・制御することにより、物質設計の自由度が広がった。さらに、21世紀の情報処理・通信技術に必要な種々のデバイス(集積化型光アイソレータ、大容量不揮発性メモリ、スピントランジスタ、リプログラマブルデバイスなど)開発の基盤を築くことができた。これにより、磁気センサー・ヘッドや磁気ランダムアクセスメモリ(MRAM)などの受動デバイスのみならず、様々な新しいアクティブデバイスをつくる素地ができたと考えている。スピントロニクスの研究は、材料物性を中心に世界的に研究が盛んであり競争も厳しいが、本研究は中でもユニークかつトップレベルの位置を占めるものと思われる。半導体スピントロニクスの研究は、材料や物理の研究は非常に多いが、デバイス工学的な視点で行われている研究は少なく、その点でも特色のある成果が得られたと考えている。この研究の流れは、これで完成・終了というものではなく、今後様々な方向へ発展させてゆきたいと考えている。

本研究を進めるに当たって、5年余りにわたり、「光と制御」領域研究総括の花村榮一先生を始めとする領域アドバイザーの先生方、吉谷川貢技術参事、千田義彦事務参事をはじめとする領域事務所の皆様には、研究に関するアドバイス、技術的事務的なサポートなど、たいへんお世話になった。ここに厚く御礼申し上げる。

研究は進行中に何が起こるか分からないので、当初立てた計画や目標とは別の方向に面白い対象が見つかることもある。その意味で、研究者としてはある程度の自由度が認められる制度が望ましく、我が国のプロジェクト研究においては「硬直的な運営・評価」によってかえって研究の進展が妨げられることがあるとしばしば耳にするが、本「光と制御」

研究領域においては、研究の本質を良く理解されている先生方と領域事務所スタッフによって運営がなされ、小生も含めた多くの研究者がのびのびと研究ができているのが印象的であった。

本研究はポスドク運用型として始まったものであるが、小生の研究室では研究の遂行にあたり2人のポスドク（グループメンバー）が非常に大きな貢献をしてくれた。2人のポスドク以外にも、博士課程大学院生が毎年2－3名、研究補助者として加わってくれたことが大きな助けになった。研究を進めるには、発想やテーマの筋の良さとともに、若手の良質な人材が最も大切である。現在の大学は若手スタッフが不足しており、法人化以降、組織運営の負担が増大し、大学院に入学する学生の質や意識が多様化する中で、われわれのような小規模の研究室が実験を主体とする研究教育をダイナミックに展開し世界の研究機関と競争してゆくことは非常に難しくなりつつある。そのような状況の中で多くの意欲ある教員は奮闘している。本研究のようにポスドクや博士課程の大学院生を雇用できる制度は、若手スタッフの不足する大学にとってたいへんありがたいものであり研究の推進と若手人材育成の両面で大きな効果があったと考えている。