

Cd_{1-x}Mn_xTe 薄膜光導波路の光学損失Optical Loss of Waveguides in Cd_{1-x}Mn_xTe Thin Films

渡邊一弘*・バジム ザエツ**・大越正敏*・安藤功兒

電子技術総合研究所, つくば市梅園 1-1-4 (☎305-0045)

*九州工業大学, 福岡県飯塚市川津 680-4 (☎820-0067)

**キエフ大学, ウクライナ (252017)

K. Watanabe,* W. Zaets,** M. Okoshi,* and K. Ando

Electrotechnical Lab., 1-1-4 Umezono, Tsukuba 305-0045

*Kyushu Institute of Technology, 680-4 Kawazu, Iizuka, Fukuoka 820-0067

**Kiev University, Ukraine, 252017

The optical properties of Cd_{1-x}Mn_xTe magneto-optical waveguides grown on GaAs substrates were studied. The insertion of buffer layers of 2-nm-thick ZnTe and 1-μm-thick CdTe between the substrate and Cd_{1-x}Mn_xTe layers improved the crystalline quality of the waveguides, and reduced the optical loss. Use of a smoothing Cd_{1-x}Mn_xTe layer between the Cd_{1-x}Mn_xTe core layer and Cd_{1-x}Mn_xTe clad layer was also effective in reducing the optical loss. Optical losses of 11 dB/cm, 26 dB/cm, and 88 dB/cm were obtained for wavelengths of 1150 nm, 784 nm, and 633 nm, respectively, for Cd_{0.55}Mn_{0.45}Te waveguides.

Key words: optical loss, Cd_{1-x}Mn_xTe, waveguide, ZnTe, CdTe

1. はじめに

今日、画像・動画などの大容量データを高速で蓄積・処理・伝送するためにレーザー光が利用されている。すでに多くの光デバイスが開発されているが、さらに大容量のデータをさらに高速でかつ高い信頼性をもって取り扱うためには、個々の光デバイスを一体的に集積化した光集積回路の実現が必要である。しかしながら現状の光集積回路技術は多くの課題を抱えている。その一つに異なる機能をもつ光デバイスの集積化の困難さを挙げることができる。光デバイスの多様な機能はそれぞれ化合物半導体、酸化物、金属など多様で異なる材料を用いて実現されているため一体的な集積化はむずかしい。光アイソレータ、光サーキュレータなどに代表される磁気光学デバイスの場合にも実用的な高性能磁気光学材料が磁性ガーネット酸化物結晶¹⁾に限られていたためこれらをレーザーなど半導体光デバイスとともに集積化することは不可能であった。

最近新しい磁気光学材料として希薄磁性半導体と呼ばれる一連の物質群が注目されている。Cd_{1-x}Mn_xTe はその中でも代表的なものであり II-VI 族半導体 CdTe の陽イオンの一部または全部を磁性イオンで置換したものである。Cd_{1-x}Mn_xTe は Mn 量 x によって可視光領域までの広い波長範囲にわたって吸収端付近で大きなファラデー回転角を示すことが知られている(例: 波長 690 nm, 室温における Cd_{0.75}Mn_{0.25}Te のファラデー回転角は -250°/kG cm である^{2),3)})。Cd_{1-x}Mn_xTe の吸収端は Mn 量 x に依存して 1.6~2.1 eV まで変化する⁴⁾。また, Cd_{1-x}Mn_xTe に Hg をドーブした Cd_{1-x-y}Mn_xHg_yTe ではその

吸収端を低エネルギー側 (0.9~1.6 eV) ヘシフトさせることができる^{5),6)}。この特性を利用すれば近赤外領域よりもさらに長波長領域でも希薄磁性半導体を光学デバイスとして利用することができる。Cd_{1-x}Mn_xTe 単結晶および Cd_{1-x-y}Mn_xHg_yTe 単結晶はバルク型の光アイソレータとしてすでに実用化されている^{5),7)}。Cd_{1-x}Mn_xTe の結晶構造は GaAs や InP などと同じ zinc-blend 構造であるため, GaAs などの半導体基板上にエピタキシャル成長させることが可能である。これらの特徴を利用すれば半導体光デバイスと光アイソレータなどの磁気光学デバイスを一体的に集積化した光集積回路を将来実現することが可能になるはずである^{4),8),9)}。

Cd_{1-x}Mn_xTe 光導波路の研究は従来サファイア基板を用いて行われていた¹⁰⁾が, 我々は半導体基板上に希薄磁性半導体 Cd_{1-x}Mn_xTe 光導波路を作製することに成功した¹¹⁾。今回その光学特性について評価を行ったので報告する。

2. 実験方法

分子線エピタキシー法を用いてサファイア (0001) 基板および GaAs (001) 基板上に成長温度 300°C で Cd_{1-x}Mn_xTe 単結晶薄膜および ZnTe 単結晶薄膜を作製した。X 線ロックンブカーブの半値全幅および光学顕微鏡を用いた薄膜表面の観察によって結晶性を評価した。

光導波モードの評価は m -line スペクトル法により行った。Fig. 1 に示すように高い屈折率 n (波長 1150 nm において $n = 3.09$) を有する GaP プリズムと薄膜とを密着させその接点に向けて入射角度を広げたレーザー光を照射する。薄膜中では薄膜の厚みと薄膜および周辺物質の屈折率で決められる導波モードの光のみが全反射を繰り返しながら進行することが許される。そのため導波モードに対応した入射角をもつレーザー光は薄膜中に進行してしまい接点における薄膜表面からの反射光には現れない。その結果各導波モードに対応した暗線 (m -line) が反射パターンに現れる。この導波モードの解析から光導波路の設計に不可欠な薄膜物質の屈折率 n を精度 1/1000 で決定することができる。

光導波路の光学損失の評価装置の概念図を Fig. 2 に示す。GaP プリズムによってレーザー光を入射し導波させるとその導波光は薄膜表面から散乱光として漏れてくる。この散乱光強度を薄膜上方から CCD カメラによって測定することにより光学

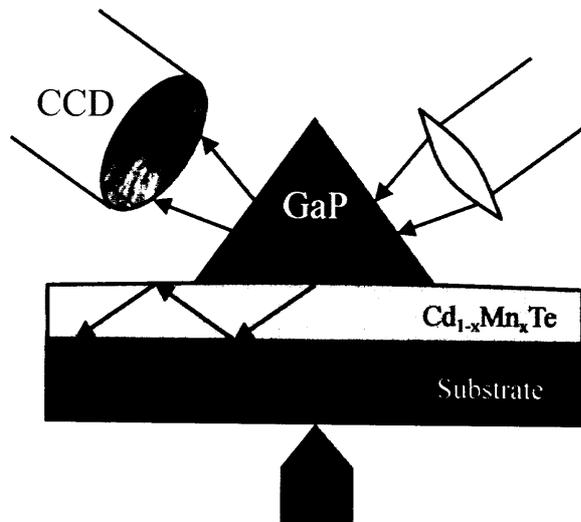


Fig. 1 Experimental scheme of one-prism *m*-line spectroscopy.

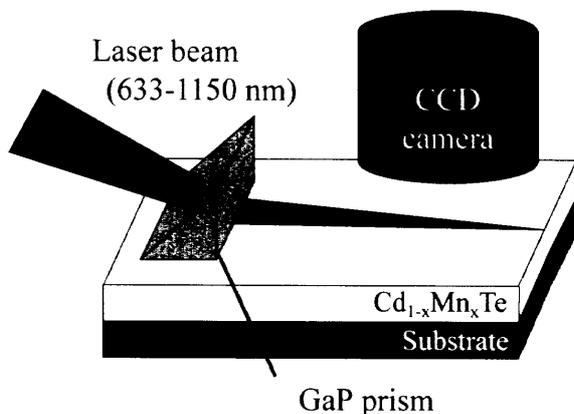


Fig. 2 Experimental scheme for measuring the optical propagation loss of a $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ waveguide.

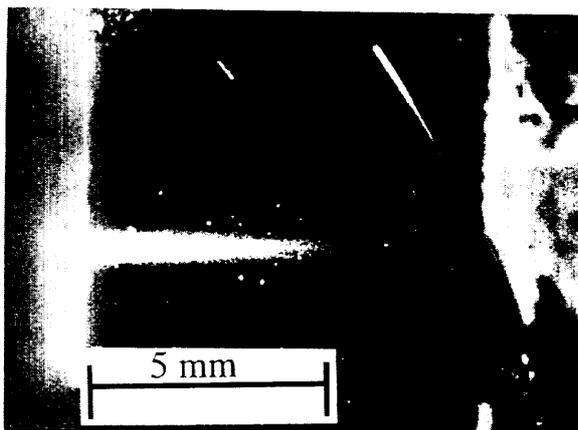


Fig. 3 Streak of a guided mode in a $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ waveguide.

損失を決定した。波長 784 nm の導波光の伝播の様子を CCD カメラによって撮影したものを Fig. 3 に示す。散乱光強度は導波長に対して指数関数的に減少しておりこれから光学損失を決定した。

3. 実験結果および考察

3.1 $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ の屈折率の評価

光導波路の設計には薄膜物質の精密な屈折率の値が必要不可欠であるが $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ に関しては従来そのようなデータは存在しなかった。そこで我々は *m*-line 法を用いて $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ の屈折率を決定するため屈折率 ($n=1.75\sim 1.77$, 波長 1500~600 nm) および光吸収係数が低いサファイア (0001) 基板上にさまざまな Mn 濃度をもつ $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ 光導波路を作製した。Mn 量 x が 0.6 以下の $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ 単結晶はサファイア基板上に直接成長させることができたが、Mn 量 x が 0.6 を超える $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ をサファイア基板上に直接成長させると NiAs 型の MnTe との混晶となってしまふ。そこで Mn 量 x が 0.6 を超える zinc-blend 型の $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ 単結晶を形成する場合にはサファイア基板上に Mn 量 0.5 の $\text{Cd}_{0.5}\text{Mn}_{0.5}\text{Te}$ バッファ層を 100 nm 積層しその上に $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ 光導波路を作製した。Fig. 4 はこのようにして決定した各波長における $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ の屈折率 n の Mn 量 x に対する依存性である。 $\text{Cd}_{0.5}\text{Mn}_{0.5}\text{Te}$ の屈折率 n は波長 1150 nm では 2.61, 波長 784 nm では 2.72, 波長 670 nm では 2.78 であった。各波長とも Mn 量 x が減少するとともに屈折率 n は増加することがわかった。

3.2 GaAs(001) 基板上への $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ 光導波路の作製

GaAs 基板上に直接成長した $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ 薄膜の場合には導波モードが全く観測されなかった。これは GaAs 基板が $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ よりも高い屈折率 ($n=3.4$, 波長 1150 nm) と大きな光吸収係数をもつために GaAs 基板に到達したレーザー光はその界面で全反射を起こすことなく GaAs 基板に吸収されてしまい導波モードとして存在できないからである。このことは GaAs 基板上に直接成長した $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ 薄膜を光導波路として利用できないことを示している。

Fig. 4 から $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ の屈折率は Mn 量が 0.1 変化すると約 0.03~0.05 変化することがわかる。このことから GaAs 基板と $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ コア層の間に Mn 濃度 y が 0.1~0.2 多い $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ クラッド層を用いることによって光導波路中に導波光を閉じ込めることが可能であると考えた。

そこで GaAs(001) 基板およびサファイア (001) 基板上

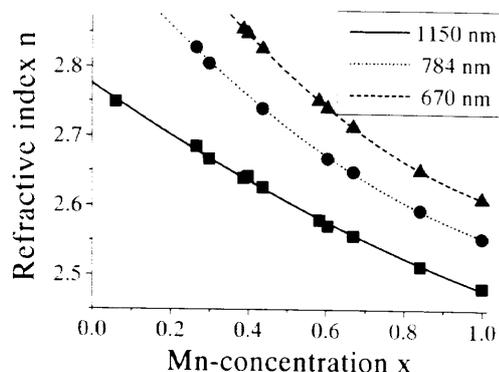


Fig. 4 Refractive index of $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ as a function of the Mn concentration at $\lambda=1150$ nm, 784 nm, and 670 nm.

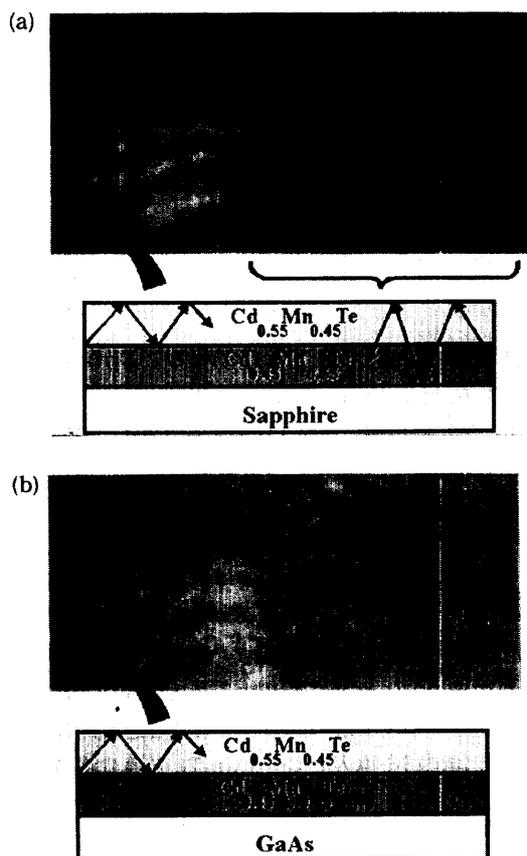


Fig. 5 (a) Double-layer $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ waveguide on sapphire substrate, and its m -line. (b) Double-layer $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ waveguide on a GaAs substrate, and its m -line.

に $\text{Cd}_{0.45}\text{Mn}_{0.55}\text{Te}$ クラッド層を $1.5 \mu\text{m}$ 積層させた後 $\text{Cd}_{0.55}\text{Mn}_{0.45}\text{Te}$ コア層を $1.5 \mu\text{m}$ 積層した。Fig. 5 に各基板上に作製した $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ 二層膜の m -line スペクトルを示す。サファイア基板上に成長した導波路では導波モードに対応する暗線が多数観測された。Fig. 5(a) の右側に観測される4本の暗線は二層の $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ 薄膜を突き抜けて進行する導波モードであり、残りの左側に観測される暗線は最上層の $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ 薄膜中を導波するモードである。 $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ 二層膜を GaAs 基板上に作製した場合には Fig. 5(b) のように二層を突き抜けて進行する導波モードは観測されなかった。しかし Fig. 5(b) 左側にはサファイア基板上のものと同様に最上層を導波するモードが観測された。以上のようにコア層よりも Mn 濃度が少ない $\text{Cd}_{1-y}\text{Mn}_y\text{Te}$ クラッド層を用いることにより、GaAs 基板上に $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ 光導波路を作製することに成功した。

3.3 ZnTe, CdTe バッファ層の光学損失への効果

GaAs 基板上の $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ 薄膜を光導波路として利用できることが確認できたので光学損失の測定を試みた。サファイア基板上の $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ コア層の光学損失は 0.3 dB/cm (波長 1150 nm) であった。GaAs 基板上の $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ コア層の光学損失は 70 dB/cm (波長 1150 nm) とバルクの値 0.1 dB/cm 以下 (波長 1150 nm) よりも非常に大きい。サファイア基板と $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ の間には 4% の格子不整合しか存在して

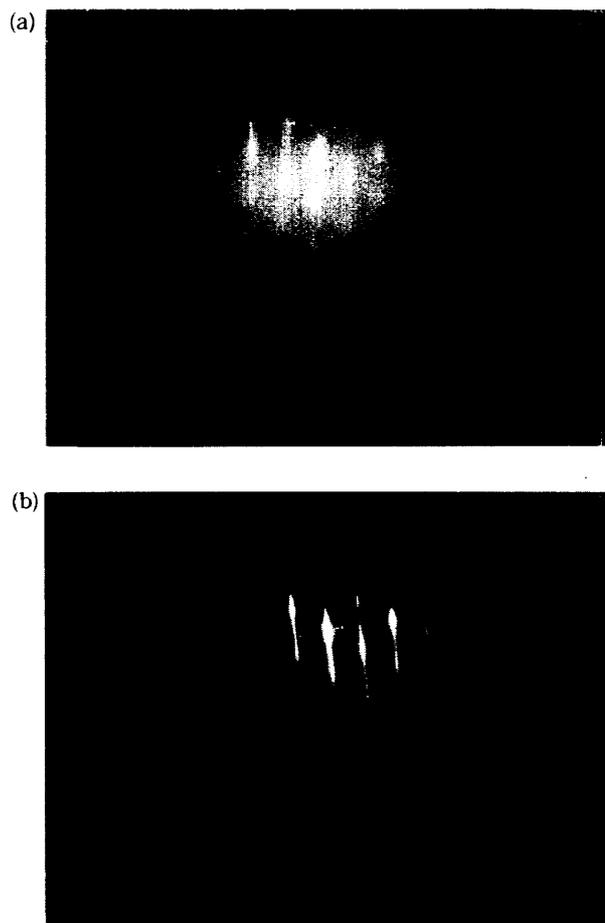


Fig. 6 RHEED patterns of $\text{Cd}_{0.5}\text{Mn}_{0.5}\text{Te}$ core layers observed in the $\langle 110 \rangle$ direction (a) without and (b) with the buffer layers.

いないが、GaAs 基板と $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ の間に 12% の格子不整合が存在している。このため大きな格子不整合によるコア層の結晶性の劣化が光学損失を増大させていると考えられる。コア層の結晶性の劣化を低減するため、 $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ クラッド層と GaAs(001) 基板の間に ZnTe, CdTe バッファ層を積層した¹²⁾。なお $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ クラッド層として Mn 量 $x=0.8$, $\text{Cd}_{1-y}\text{Mn}_y\text{Te}$ コア層として Mn 量 $y=0.5$ のものを用いた。GaAs(001) 基板と ZnTe との間には 8.0% , ZnTe と CdTe との間には 6.2% の格子不整合が依然として存在する。しかし GaAs(001) 基板のストリーク状の RHEED パターンが ZnTe の成長によってドットパターンに変化するまで 2.0 nm 積層させ、さらに CdTe を $1.0 \mu\text{m}$ 積層する手法によって結晶性の良い CdTe バッファ層を得ることができた。成長温度は ZnTe, CdTe 層とも 350°C である。その後クラッド層を $3.0 \mu\text{m}$, コア層を $1.5 \mu\text{m}$ 順次積層した。ZnTe, CdTe バッファ層を用いないで成長したコア層の RHEED パターンは Fig. 6(a) のようにストリークパターンを示しているもののその輝度は非常に低い。一方、ZnTe, CdTe バッファ層を用いて成長させたコア層での RHEED パターンは Fig. 6(b) のように輝度が高くはっきりとしたストリーク状の RHEED パターンが得られた。コア層の X 線 ロッキングカーブの半値全幅は ZnTe, CdTe バッファ層を用いないものでは 1.160 deg だったのに対し、

Table 1 Effect of ZnTe and CdTe buffer layers on the optical propagation loss of $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ waveguides

ZnTe, CdTe buffer layers	Optical loss (dB/cm)		
	$\lambda = 1150 \text{ nm}$	$\lambda = 780 \text{ nm}$	$\lambda = 633 \text{ nm}$
Without	70 ± 5	$\gg 250$	$\gg 250$
With	16 ± 5	33 ± 5	144 ± 10

ZnTe, CdTe バッファ層を用いたものでは 0.495 deg と半分以下に改善された。光学顕微鏡で薄膜表面を観察した結果、ZnTe, CdTe バッファ層を用いた薄膜表面はそれを用いなかった薄膜表面に比べ平坦になっていることがわかった。これらの結果から ZnTe, CdTe バッファ層を導入することによってコア層の結晶性を向上できることが確認できた。Table 1 に各薄膜の光学損失測定結果を示す。波長 1150 nm では 70 dB/cm から 16 dB/cm と光学損失が大幅に低減した。他の波長においても光学損失は大幅に低減した。このように ZnTe, CdTe バッファ層を導入した結果、光学損失を大幅に低減させることに成功した。

3.4 Mn 濃度勾配層の光学損失への効果

さらに光学損失を低減するため、コア層とクラッド層の間に Mn 濃度を連続的に変化させた第三の $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ 層を導入した。Mn 量 x をクラッド層の 0.8 からコア層の 0.5 まで徐々に変化させている。Table 2 に各薄膜の光学損失測定の結果を示す。波長 1150 nm においては 16 dB/cm から 11 dB/cm と光学損失がさらに低減した。他の波長においても光学損失がさらに低減した。光学顕微鏡で薄膜表面を観察した結果、Mn 濃度勾配層を用いた薄膜表面はそれを用いなかった薄膜表面に比べ平坦になっていることがわかった。そのため Mn 濃度勾配層は、コア/クラッド界面での光学散乱を低減させるとともに、コア層の結晶性や表面状態を改善させるバッファ層としても機能していると考えられる。

以上のように ZnTe, CdTe バッファ層および Mn 濃度勾配層を用いることにより、GaAs 基板上の $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ 光導波路の光学損失を従来の 70 dB/cm から 11 dB/cm (波長 1150 nm) まで低減することができた。GaAs 基板上の導波路型 $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ 磁気光学デバイスの実用化⁸⁾にはこの光学損失をさらに一桁以上低減させることが望まれる。本研究で示したように光学損失の原因の多くは結晶性の不完全さにあると考えられる。今後より結晶性を高める手法を開発することが必要とされる。

4. ま と め

希薄磁性半導体 $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ の屈折率を評価した結果、屈

Table 2 Effect of the smoothing layer on the optical propagation loss of $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ waveguides

Smoothing layer	Optical loss (dB/cm)		
	$\lambda = 1150 \text{ nm}$	$\lambda = 780 \text{ nm}$	$\lambda = 633 \text{ nm}$
Without	16 ± 5	33 ± 5	144 ± 10
With	11 ± 5	26 ± 5	88 ± 10

折率は Mn 濃度の減少とともに増加することがわかった。このデータを用い GaAs 基板上に異なる屈折率をもつ $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ 二層単結晶薄膜を作製することにより GaAs 基板上に $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ 磁気光学光導波路を実現することに成功した。しかし光学損失は 70 dB/cm ($\lambda = 1150 \text{ nm}$) と非常に大きかった。その原因は GaAs との格子不整合による $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ の結晶性の低下に原因があることが判明した。結晶性の改善を図るため ZnTe と CdTe の二層のバッファ層を導入して $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ 光導波路を成長させ、 $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ 光導波路の光学損失を従来の 1/4 程度に低減することに成功した。さらに光導波路層とクラッド層の間に Mn 濃度を連続的に変化させた Mn 濃度勾配層を導入し $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ 光導波路の光学損失を従来の 1/6 程度まで低減することに成功した。

謝 辞 本研究の遂行に当たり御助言頂きました麻生福岡短期大学の対馬国郎教授に感謝致します。

文 献

- 1) K. Ando, T. Okoshi, and N. Koshizuka: *Appl. Phys. Lett.*, **53**, 4 (1988).
- 2) S. Hugonnard-Bruyere, C. Buss, F. Vouilloz, R. Frey, and C. Flytzanis: *Phys. Rev. B*, **50**, 2200 (1994).
- 3) D. U. Bartholomew, J. K. Furdyna, and A. K. Ramdas: *Phys. Rev. B*, **34**, 6943 (1986).
- 4) J. K. Furdyna: *J. Appl. Phys.*, **64**, R29 (1988).
- 5) K. Onodera, T. Masumoto, and M. Kimura: *Electron. Lett.*, **30**, 1954 (1994).
- 6) J. F. Dillon, J. K. Furdyna, U. Debska, and A. Mycielski: *J. Appl. Phys.*, **67**, 4917 (1990).
- 7) K. Onodera and H. Ohba: *Cryst. Res. Technol.*, **31**, 29 (1996).
- 8) A. E. Turner, R. L. Gunshor, and S. Datta: *Appl. Opt.*, **22**, 3152 (1983).
- 9) K. Ando: *Proc. Soc. Photo-Opt. Instrum. Eng.*, **1126**, 58 (1989).
- 10) T. Inukai and K. Ono: *Jpn. J. Appl. Phys.*, **31**, 2798 (1992).
- 11) W. Zaets, K. Watanabe, and K. Ando: *Appl. Phys. Lett.*, **70**, 2508 (1997).
- 12) G. Karczewski, A. K. Zakrzewski, L. Dobaczewski, W. Dobrowolski, E. Grodzicka, J. Jaroszynski, T. Wojtowicz, and J. Kossut: *Thin Solid Films*, **267**, 79 (1995).

1997年10月28日受理、1998年2月2日採録