Epitaxial Growth of Fe Thin Films on MgO Single-Crystal Substrates

Kouhei Shikada, Kenji Tabuchi, Mitsuru Ohtake, Fumiyoshi Kirino*, and Masaaki Futamoto

Faculty of Science and Engineering, Chuo University, 1-13-27 Kasuga, Bunkyo-ku, Tokyo 112-8551, Japan

*Graduate School of Fine Arts, Tokyo National University of Fine Arts and Music, 12-8 Ueno-koen, Taito-ku, Tokyo 110-8714, Japan

Fe thin films were prepared on MgO(100), MgO(110), and MgO(111) substrates by UHV-MBE. The film growth structure and the magnetic properties were investigated. *In-situ* RHEED observation showed that epitaxial Fe thin film with the (100)_{bcc}, (211)_{bcc}, and (110)_{bcc} planes parallel to the substrate surface grew on respective MgO substrates at elevated temperatures. The Fe(100)_{bcc} film formed on MgO(100) is a single crystal, while the Fe(211)_{bcc} films on MgO(110) consists of two domains with a twin relationship. The Fe(110)_{bcc} film on MgO(111) consists of two types of sub-domains with Nishiyama-Wasserman and Kurdjumov-Sachs epitaxial orientation relationships. A 0.3%–0.5% reduction of the lattice spacing perpendicular to the substrate surface was observed by X-ray diffraction for Fe thin films prepared at a substrate temperature of 200 °C. This reduction decreases with increasing the substrate temperature for the MgO(100) and (111) substrates. The in-plane magnetic anisotropy measured for three epitaxial films reflects the magneto-crystalline anisotropy of bulk Fe crystal.

Key words: Fe thin film, epitaxial growth, MgO(100), MgO(110), MgO(111), MBE, RHEED

MgO 単結晶基板上における Fe 薄膜のエピタキシャル成長

鹿田昂平・田淵健司・大竹充・桐野文良・二本正昭

中央大学理工学部，東京都文京区春日 1-13-27 (〒112-8551)

*東京藝術大学大学院美術研究科，東京都台東区上野公園 12-8 (〒110-8714)

1. はじめに

鉄(Fe)は高い磁気モーメントを持つ代表的な磁性材料であり，Fe及びFe合金薄膜が磁気ヘッドなどの磁気応用デバイスに用いられている．磁気応用デバイスの可能性検討においては薄膜材料の基本磁気特性を知ることが必要である．基本磁気特性を調べるためには膜構造が制御されたエピタキシャル薄膜が有用であり，エピタキシャル薄膜を用いて結晶磁気異方性エネルギーやダンピング定数などの検討がなされている^{1,2)}．これまで(100)³⁻⁸⁾，(110)⁹⁻¹¹⁾面のMgO及びGaAs基板を用いてFe薄膜のエピタキシャル成長が試みられ，結晶構造や磁気特性などが調べられている．薄膜の微細構造や磁気特性は基板の表面状態や膜の形成条件により変化することが知られている．しかしながら，同様な実験条件で複数の結晶面の同一種基板を用いてエピタキシャルFe薄膜を作製した報告は殆ど知られていない．本研究では，MgO(100)，(110)，及び(111)単結晶基板を用いて，同様の実験条件でエピタキシャルFe薄膜の作製を試みた．Fe薄膜の形成過程を反射高速電子回折(RHEED)によりその場観察し，膜の成長機構を調べるとともに，基板面や基板温度などの形成条件がFe薄膜の表面形態や磁気特性に及ぼす効果について系統的に調べた．

2. 実験方法

試料の作製には到達真空度 3×10^{-8} Pa以下の超高真空分子線エピタキシー(UHV-MBE)装置を用いた．基板として表面研磨したMgO(100)，(110)，及び(111)を用いた．基板表面の清浄化を目的に製膜前に超高真空中で400 °C×1 hrの熱処理を行った．MgO基板表面をRHEEDで観察し，それぞれの単結晶基板面に対応する回折スポットが観察されることを確認した後，Fe薄膜形成を行った．基板温度は200

～400 °Cの間の一定温度に設定し，製膜速度0.01 nm/sで基板上に20 nmのFe薄膜を形成した．

膜形成中の薄膜表面構造をRHEEDによりその場観察を行った．薄膜の構造はCu-K α 線($\lambda = 0.15418$ nm)を用いたX線回折(XRD)により評価し，表面形態は原子間力顕微鏡(AFM)を用いて観察した．磁気特性評価には試料振動型磁力計(VSM)を用いた．

3. 結果と考察

3.1 MgO(100)基板上に形成した Fe 薄膜

MgO(100)基板上においてエピタキシャル Fe 薄膜が得られた．Fig. 1 に表面処理した後の MgO(100)基板及びこの基板に基板温度 300 °C で形成した 20 nm 厚の Fe 薄膜試料から得られた RHEED パターンを示す．エピタキシャル方位関係は以下の通りであった．

$$\text{Fe}(100)[011]_{\text{bcc}} // \text{MgO}(100)[001]$$

Fe薄膜はFig. 2 に示すようにMgO(100)基板の結晶面に対して45°回転した関係でエピタキシャル成長しており，このときのMgO[001]方向の格子ミスマッチは-3.6%である．なお，ミスマッチの値はバルクFe結晶の格子定数を用いて求めた値である．Fig. 3 に基板温度 300 °C及び400 °Cで形成したFe薄膜の一連のRHEEDパターンを示す．形成初期過程からFe(100)_{bcc}に対応するRHEEDパターンが得られ，基板温度300 °Cでは20 nmの膜厚まで殆どRHEEDパターン形状は変化していない．これに対し，基板温度を400 °Cとした場合，膜厚が10 nm付近から $d(2 \times 2)$ の表面再構成^{12,13)}を示すRHEEDパターンが現れ始め，膜厚の増加とともに鮮明になった．

Fig. 4に基板温度200 °C，300 °C 及び400 °Cで形成した20 nm

Fig. 1 RHEED patterns observed for (a) MgO(100) substrate and (b) Fe thin film deposited at 300 °C. The incident electron beam is parallel to the MgO[001] direction.

Fig.2 Epitaxial orientation relationship and lattice mismatch value of Fe(100)_{bcc} // MgO(100).

厚のFe薄膜のXRDパターンを示す．基板温度が低い場合，Fe(200)_{bcc}ピークの高角側へのシフトが認められる．基板温度200 °Cで形成したFe薄膜の結晶格子は，バルクFeに比べて膜面垂直方向が約0.5%収縮していることが分かった．基板温度を400 °Cまで上昇させると，バルクFeに近い格子間隔をとる傾向が認められた．

Fig. 5 にMgO(100)基板上に形成したエピタキシャルFe薄膜のAFM像を示す．Fe薄膜は島状 (Volmer-Weber¹⁴) 様式でエピタキシャル成長しており，基板温度が200 °C～400 °Cに上昇するにつれて，粒径が17 nmから32 nm程度に大きくなっているが，表面粗さ R_a は(a) 1.7 nm, (b) 1.3 nm, (c) 1.4 nmと小さく，比較的平坦性の良い膜が形成されているのが分かる．

Fig. 6 に磁気特性を示す．いずれの基板温度においても飽和磁化値はバルクFeと同様であり，10 Oe程度の低い保磁力を示した．面内の磁気異方性はFe[001]_{bcc}方向が磁化容易軸となっており，Feの結晶磁気異方性を反映していることが分かった．基板温度を200～400 °Cの範囲で変えて作製した試料の磁気特性はいずれもほぼ同様であった．

3.2 MgO(110)基板上に形成したFe薄膜

MgO(110)基板上においてエピタキシャルFe薄膜が得られた．Fig. 7 にMgO[001]及び[110]方位と平行に電子ビームを入射して観察した基板と，基板温度300 °Cで形成した20 nm厚のFe薄膜のRHEEDパターンを示す．MgO[110]方位から観察した

Fig. 3 RHEED patterns of Fe films observed during film deposition at (a) 300 °C and (b) 400 °C. The incident electron beam is parallel to the MgO[001] direction. The arrows show surface reconstruction.

Fig. 4 XRD spectra of Fe thin films grown on MgO(100) substrates at (a) 200 °C, (b) 300 °C, and (c) 400 °C. The intensity is shown in a logarithmic scale.

RHEEDパターンでは判別できないが，MgO[001]方位から観察したRHEEDパターンでは，Fig. 7(b)中でAとBで区別して示した2種類のドメインからの反射が重複して現れている．MgO(110)基板上に成長したFe薄膜は，Fig. 8(a)に示すようなFe(211)_{bcc}面がMgO(110)基板に対して膜面垂直方向に互いに180°回転した関係

Fig. 5 AFM images of Fe thin films deposited on MgO(100) substrates at (a) 200 °C, (b) 300 °C, and (c) 400 °C.

Fig. 6 Magnetization curves of Fe thin films deposited on MgO(100) substrates at (a) 200 °C, (b) 300 °C, and (c) 400 °C.

をもつ双結晶から構成されていることが分かった．エピタキシャル方位関係は以下の通りである．

$$A: \text{Fe}(211)[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_{\text{bcc}} // \text{MgO}(110)[\bar{1}\bar{1}\bar{0}]$$

$$B: \text{Fe}(211)[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_{\text{bcc}} // \text{MgO}(110)[\bar{1}\bar{1}\bar{0}]$$

Fig. 8(b)に示すように，Fe薄膜のMgO基板に対する格子ミスマッチはMgO[001]方向では−3.6%と小さいが，MgO[110]方位では−16.5%と大きな値となっている．このような双結晶のエピタキシャル成長はCr薄膜をMgO(110)基板上に形成した場合においても報告されており¹⁵⁾，Cr(211)_{bcc}/MgO(110)界面においてもMgO[110]方位に−16.2%の大きなミスマッチが存在する．そのミスマッチは，界面においてMgO格子5倍周期に対してCr格子6倍周期でマッチングすることにより緩和されることが，高分解能透過電子顕微鏡を用いた断面構造解析により観察されている¹⁶⁾．本研究で扱ったMgO(110)基板上におけるFe(211)_{bcc}薄膜においても，同様な関係でミスマッチが緩和されていることが考えられる．この場合，MgO[110]方位に対してMgO格子5倍周期に対するFe格子6倍周期のミスマッチは

$$\frac{(\sqrt{3}/2)a_{\text{Fe}} \times 6 - (\sqrt{2}/2)a_{\text{MgO}} \times 5}{(\sqrt{2}/2)a_{\text{MgO}} \times 5} \times 100 = 0.2\%$$

となる．Fig. 9に基板温度300 °C及び400 °Cで形成したFe薄膜の一連のRHEEDパターンを示す．膜厚0.5 nmのFeを形成した初期過程の段階からFe(211)_{bcc}に対応するRHEEDパターンが観察され始めている．また，基板温度を400 °Cとした場合，膜厚が10 nm付近からFe[110]_{bcc}方向にストリークが観察されており，Fe(110)_{bcc}ファセット面が形成されていることが分かる．

Fig. 10にXRDパターンを示す．基板温度200 °C及び300 °Cで作製した試料ではFe(211)_{bcc}反射強度は低い，基板温度400 °Cになると強いFe(211)_{bcc}反射が観察されている．また，すべての基板温度においてFe(211)_{bcc}ピークの高角側へのシフトが見受けられる．基板温度200 °Cで形成したFe薄膜の(211)_{bcc}面間隔はパルクFeに比べ0.3%小さい値となった．

Fig. 11にMgO(110)基板上に形成したFe薄膜の表面形態を示す．Fe薄膜はMgO(100)基板の場合と同様に，Volmer-Weber様式でエピタキシャル成長しており，基板温度200 °C及び300 °Cで形成したFe薄膜では粒径が約30 nmの島状形態となっている．基板温度400 °Cでは島の大きさが増加するとともに，表面に細かい粒子が形成されていることが分かる．また，基板温度400 °Cで形成したFe薄膜の表面形態をAFM像の断面プロファイル法を用いて解析した結果(Fig. 12(c))，特定の結晶面から構成されたファセ

Fig. 7 RHEED patterns observed for MgO(110) substrate, (a), (c), and for Fe thin film deposited at 300 °C, (b), (d). The incident electron beam is parallel to the MgO[001] direction, (a), (b), and parallel to the MgO[110] direction, (c), (d).

Fig. 8 Epitaxial orientation relationship and mismatch value of Fe(211)_{bcc} // MgO(110).

ット面が観察された．このファセット面はRHEED観察により確認されたFe(110)_{bcc}ファセット面に対応しているものと解釈される．

Fig. 13 に磁気特性を示す．飽和磁化値はいずれの基板温度にお

Fig. 9 RHEED patterns of Fe films observed during film deposition at (a) 300 °C and (b) 400 °C. The incident electron beam is parallel to the MgO[110] direction.

Fig. 10 XRD patterns of Fe thin films grown on MgO(110) substrates at (a) 200 °C, (b) 300 °C, and (c) 400 °C. The intensity is shown in a logarithmic scale.

いてもバルクFeと同様であった．基板温度 200 °C及び 300 °Cで形成したFe薄膜は 30 Oe以下の保磁力を示し，400 °Cで形成したFe薄膜の保磁力は 10 Oeとさらに低い値を示した．Fig. 10 に示すXRDパターンから明らかなように，400 °Cで形成したFe薄膜はFe(211)_{bcc}反射の強度が増大している．基板温度を上げることで結晶性の良いエピタキシャルFe薄膜が得られ，保磁力が減少したものと考えられる．Fe薄膜の面内の磁気異方性を調べた結果 Fig. 14

Fig. 11 AFM images of Fe thin films deposited on MgO(110) substrates at (a) 200 °C, (b) 300 °C, and (c) 400 °C.

Fig. 12 RHEED pattern (a) and AFM image (b) of 20 nm thick Fe(211) epitaxial film deposited on MgO(110) substrate at 300 °C. The incident electron beam of RHEED (a) is parallel to the MgO[110] direction. The arrows in (a) show the streak directions. (c) cross-sectional profile along the dotted line in the AFM image (b). The arrows in (c) are presumably corresponding to the RHEED streaks shown in (a).

Fig. 13 Magnetization curves of Fe thin films deposited on MgO(110) substrates at (a) 200 °C, (b) 300 °C, and (c) 400 °C.

に示すように、バルクFeにおいて磁化容易軸である[010]方位を面内に倒した $\bar{1}\bar{1}3$ 方位が磁化容易方向となっており、Feの結晶磁気異方性を反映しているものと解釈できる。

3.3 MgO(111)基板上に形成したFe薄膜

MgO(111)基板上においてもエピタキシャルFe薄膜が得られた。Fig. 15 にMgO(111)基板の $\bar{1}\bar{1}2$ 及び $\bar{1}\bar{1}0$ 方位と平行に電子ビームを入射して観察した基板と、その上に形成した20 nm厚のFe薄

膜から得られたRHEEDパターンを示す。Fig. 15(b)及びFig. 15(d)に示すRHEEDパターンは2種類の反射が重複しており、内側と外側の2つの反射ストリークに分離できる。これらの反射ストリークは、それぞれ $f_{cc}(111)$ 面上における $Fe(110)_{bcc}$ 薄膜成長で知られる結晶方位関係Nishiyama-Wasserman^{17, 18)} (NW)とKurdjumov-Sachs¹⁹⁾ (KS)に対応している。Fig. 15(b)の内側とFig. 15(d)の外側に観察されているRHEED反射は、Fig. 16(a)に

Fig. 14 Structure of Fe(211) plane and easy magnetization direction.

Fig. 15 RHEED patterns observed for MgO(111) substrate, (a), (c), and for Fe thin film deposited at 300 °C, (b), (d). The incident electron beam is parallel to the MgO $[\bar{1}\bar{1}2]$ direction, (a), (b), and parallel to the MgO $[110]$ direction, (c), (d).

Fig. 16 (a) NW and (b)KS epitaxial orientation relationships and the lattice mismatch value of Fe(110) $_{bcc}$ // MgO(111).

Fig. 17 RHEED patterns of Fe film observed during film deposition at 300 °C. The incident electron beam is parallel to the MgO $[110]$ direction.

Fig. 18 XRD patterns of Fe thin films grown on MgO(111) substrates at (a) 200 °C, (b) 300 °C, and (c) 400 °C. The intensity is shown in a logarithmic scale.

示す形でMgO基板とマッチングするNW関係に対応する。一方，Fig. 15(b)の外側とFig. 15(d)の内側に観察されるRHEED反射は，Fig. 16(b)に示すようにNW関係から面内で5°程度傾いた状態でマッチングするKS関係に対応する Au(111)²⁰⁾やCu(111)²¹⁾，Ir(111)，

Fig. 19 AFM images of Fe thin films deposited on MgO(111) substrates at (a) 200 °C, (b) 300 °C, and (c) 400 °C.

Fig. 20 Magnetization curves of Fe thin films deposited on MgO(111) substrates at (a) 200 °C, (b) 300 °C, and (c) 400 °C.

Ru(0001)²²⁾上に形成されたFe薄膜に見られたNW, KSの関係が, MgO(111)基板上にFe薄膜を形成した場合でも出現することが分かった. NW関係は6回対称であり3つのドメインが, KS関係は6回対称であり6つのドメインが存在し, MgO(111)基板上におけるFe(110)_{bcc}薄膜では合わせて9つのドメインが存在していることになる. エピタキシャル方位関係は以下の通りである.

NW relationship: Fe(110)[001]_{bcc} // MgO(111)[1 $\bar{1}$ 0]

KS relationship: Fe(110)[1 $\bar{1}$ 1]_{bcc} // MgO(111)[1 $\bar{1}$ 0]

Fe(110)_{bcc}面のMgO(111)基板に対する格子ミスマッチは, NW関係ではMgO[1 $\bar{1}$ 2]方向に-21.3%, KS関係ではMgO[0 $\bar{1}$ 1]方向に-16.5%と大きな値となっている. Fig. 17に基板温度300 °Cで形成したFe薄膜の一連のRHEEDパターンを示す. 形成初期過程では, Fe(110)_{bcc}/MgO(111)界面に存在する大きなミスマッチのため生じたと考えられるハロー状のRHEEDパターンが観察されたが, 膜厚2 nm付近からNW及びKS関係に対応するFe(110)_{bcc}のRHEEDパターンが観察され始めた. 基板温度を200~400 °Cの範囲で変化させてもRHEEDパターンの変化は同様な傾向を示した.

Fig. 18にXRDパターンを示す. 基板温度400 °Cで形成したFe

薄膜においてMgO(110)基板の場合と同様に, 特に強いFe(220)_{bcc}反射が観察できる. 基板温度が300 °C, 及び200 °Cと低くなるにつれてFe(220)_{bcc}ピークが高角側へシフトする傾向が見受けられる. 基板温度200 °Cで形成したFe薄膜の(110)_{bcc}面間隔は, バルクFeに比べて0.4%小さくなっていることが分かった. 基板温度を400 °C程度まで上昇させると, バルクFeに近い格子間隔をとることが分かった.

Fig. 19にMgO(111)基板上に形成したFe薄膜の表面形態を示す. Fe薄膜はVolmer-Weber様式でエピタキシャル成長しており, NW及びKS関係の薄膜成長に対応した6回対称性を持つ粒状の構造が観察されている. 基板温度の上昇に伴って粒径が増大していることが分かる.

Fig. 20に磁気特性を示す. いずれの基板温度においても飽和磁化値はバルクFeと同様であり, 保磁力は15 Oe程度であった. エピタキシャルFe薄膜の面内での磁気異方性は殆ど観察されなかった. MgO(111)基板上に成長したエピタキシャルFe薄膜では, NW及びKS関係により9つのFe(110)_{bcc}ドメインが存在する. 面内で磁気異方性が観察されなかったのは, これら9つのドメインの結晶磁気異方性が重畳されているためと解釈される.

4. まとめ

異なる結晶面を持つ3種類のMgO基板上に同様の条件でFe薄膜を形成し、Fe薄膜の成長過程、結晶構造、表面形態及び磁気特性を比較検討した。

MgO(100), MgO(110), MgO(111)基板のいずれにおいてもエピタキシャルFe薄膜が得られた。エピタキシャル方位関係は、

$$\text{Fe}(100)[011]_{\text{bcc}} // \text{MgO}(100)[001]$$

$$\text{Fe}(211)[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_{\text{bcc}} // \text{MgO}(110)[\bar{1}\bar{1}0], \text{Fe}(211)[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_{\text{bcc}} // \text{MgO}(110)[\bar{1}\bar{1}0]$$
$$\text{Fe}(110)[001]_{\text{bcc}} // \text{MgO}(111)[\bar{1}\bar{1}0], \text{Fe}(110)[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_{\text{bcc}} // \text{MgO}(111)[\bar{1}\bar{1}0]$$

であり、MgO(100)面上では単結晶Fe(100)_{bcc}薄膜が、MgO(110)面上では膜面垂直方向に互いに180°回転した関係を持つ双結晶Fe(211)_{bcc}薄膜が、MgO(111)面上ではNW及びKSの関係を持った複合エピタキシャルFe(110)_{bcc}薄膜が得られた。RHEED及びXRDを用いた解析により、基板温度200~400℃では膜厚が1nm以上で良好な結晶性を持つエピタキシャル薄膜が成長すること、基板温度が低い場合は膜面垂直方向の格子間隔がバルクFeの値に比べて0.3~0.5%程度小さくなる傾向が認められた。エピタキシャルFe薄膜の磁気特性は、いずれの結晶面においても飽和磁化値はバルクFeと同様であり、面内の磁気異方性は結晶磁気異方性を反映していると解釈できた。

謝辞 本研究の一部はNEDOの補助を受けて行ったものであり、ここに謝意を表します。

References

- 1) N. Inaba, Y. Uesaka, and M. Futamoto: *IEEE Trans. Magn.*, **36**, 54 (2000).
- 2) M. Ohtake, M. Futamoto, F. Kirino, N. Fujita, and N. Inaba: *J. Appl. Phys.* (2008) (in press).

- 3) T. Urano and T. Kanaji: *J. Phys. Soc. Jpn.*, **57**, 3403 (1988).
- 4) H. Fuke, A. J. Freeman, and T. Mizoguchi: *Jpn. J. Appl. Phys.*, **32**, L1137 (1993).
- 5) T. Handa, M. Ohtake, and M. Futamoto: *IEICE Trans. Electron.*, **E90-C** 1565 (2007).
- 6) A. Subagyo, K. Sueoka, K. Mukasa, and K. Hayakawa: *Jpn. J. Appl. Phys.*, **38**, 3820 (1999).
- 7) J. M. Florczak and E. D. Dahlberg: *Phys. Rev. B*, **44**, 9338 (1991).
- 8) B. Kardasz, J. Zukrowski, M. Przybylski, B. Heinrich, and J. Kirschner: *J. Appl. Phys.*, **101**, 09D110 (2007).
- 9) S. Yaegashi, T. Kurihara, and H. Segawa: *J. Appl. Phys.*, **74**, 4506 (1993).
- 10) K. T. Riggs and E. D. Dahlberg: *J. Magn. Magn. Mater.*, **73**, 46 (1988).
- 11) K. T. Riggs and E. D. Dahlberg: *Phys. Rev. B*, **41**, 7088 (1990).
- 12) A. Subagyo, H. Oka, G. Eilers, K. Sueoka, and K. Mukasa: *Jpn. J. Appl. Phys.*, **39**, 3777 (2000).
- 13) H. Oka, A. Subagyo, M. Sawamura, K. Sueoka, and K. Mukasa: *Jpn. J. Appl. Phys.*, **40**, 4334 (2001).
- 14) J. A. Venable: *Introduction to surface and thin film process* (Cambridge Univ. Press, New York, 2000).
- 15) A. Nakamura and M. Futamoto: *Jpn. J. Appl. Phys.*, **32**, L1410 (1993).
- 16) A. Nakamura, M. Koguchi, and M. Futamoto: *Jpn. J. Appl. Phys.*, **34**, 2307 (1995).
- 17) G. Wasserman: *Arch. Eisenhuettenwes.*, **16**, 647 (1933).
- 18) Z. Nishiyama: *Sci. Rep. Tohoku Univ.*, **23**, 638 (1934).
- 19) G. Kurdjumov and G. Sachs: *Z. Phys.*, **64**, 325 (1930).
- 20) D. T. Dekadjevi, B. J. Hickey, S. Brown, T. P. A. Hase, B. D. Fulthorpe, and B. K. Tanner: *Phys. Rev. B*, **71**, 054108 (2005).
- 21) M. T. Kief and W. F. Egelhoff: *Phys. Rev. B*, **47**, 15 (1993).
- 22) S. Andrieu, M. Piecuch, and J. F. Bobo: *Phys. Rev. B*, **46**, 15 (1992).

2007年10月4日受理, 2008年2月14日採録