

Eu²⁺, Dy³⁺를 도핑한 SrAl₂O₄ 축광성 형광체에 있어서 B₂O₃의 첨가 효과

유연태 · 김병규 · 남철우
한국자원연구소 자원활용소재연구부

Effect of B₂O₃ Addition on Synthesis of Long Phosphorescent SrAl₂O₄:Eu²⁺, Dy³⁺ Phosphor

Yeon-Tae Yu, Byoung-Gyu Kim and Chul-Woo Nam

Mineral Utilization and Materials Division, Korea Institute of Geology, Mining & Materials, Taejon 305-350

(1998년 7월 21일 받음, 1998년 9월 9일 최종수정본 받음)

초 록 SrAl₂O₄:Eu²⁺, Dy³⁺ 축광성 형광체의 합성에 있어서 B₂O₃는 일반적으로 고상반응의 촉진을 위한 플럭스로서 첨가된다. 본 연구에서는 플럭스로 첨가되는 B₂O₃가 SrAl₂O₄:Eu²⁺, Dy³⁺ 형광체의 결정구조 및 장광 특성에 미치는 영향을 조사하였다. 합성된 SrAl₂O₄:Eu²⁺, Dy³⁺ 형광체는 520nm에서 최대 피크를 갖는 폭넓은 발광 스펙트럼을 나타내었고, B₂O₃ 첨가량의 증가에 따른 발광 스펙트럼의 피크 이동은 거의 없었다. SrAl₂O₄:Eu²⁺, Dy³⁺ 결정의 장광 휘도는, B₂O₃의 첨가량이 5wt%일 때 최대값을 나타내었다. B₂O₃의 첨가에 의해 SrAl₂O₄:Eu²⁺, Dy³⁺ 결정 내부에는 균일 변형(uniform strain)이 발생하였고, 이 결과로 결정격자의 a축과 c축의 길이 및 β각이 감소하였다. 그리고, SrAl₂O₄ 결정 내부의 균일 변형은, Eu²⁺ 이온의 여기과정에서 발생하는 정공(hole)의 포획 사이트인 음이온 결함(negative defect)을 다량 발생시키는 원인이 되고, 결과적으로 SrAl₂O₄:Eu²⁺, Dy³⁺ 결정의 장광 특성을 향상시키는 것으로 생각되었다.

Abstract B₂O₃ was usually used as a flux to accelerate a solid state reaction on synthesis of long phosphorescent SrAl₂O₄:Eu²⁺, Dy³⁺ phosphor. In this paper, effect of B₂O₃ on the crystal structure and the afterglow characteristics of SrAl₂O₄:Eu²⁺, Dy³⁺ phosphor have been evaluated. The synthesised SrAl₂O₄:Eu²⁺, Dy³⁺ phosphor exhibited a broad band emission spectra peaking at 520nm., and the spectrum peak didn't almost vary with the B₂O₃ contents. The maximum of the afterglow intensity of SrAl₂O₄:Eu²⁺, Dy³⁺ phosphor was obtained when the B₂O₃ contents was 5wt%. Adding the B₂O₃ generated the uniform strains in the crystal structure of SrAl₂O₄:Eu²⁺, Dy³⁺ phosphor, and resulted in reducing the length of a and c axis and β angle of the SrAl₂O₄ crystal. And, it was thought that the uniform strains caused a lot of negative defects to create in the phosphor crystal, and these defects trapped the hole which generated by the excitation of Eu²⁺ ions, and then resulted in elevating the afterglow characteristics of SrAl₂O₄:Eu²⁺, Dy³⁺ phosphor.

1. 서 론

축광성 형광체(또는 장잔광성 형광체)란 자외선 또는 방사선으로부터 여기에너지를 축적하여, 이 여기광원을 차단하여도 에너지를 빛으로서 장시간 동안 방출하는 형광체를 말한다. SrAl₂O₄:Eu²⁺, Dy³⁺ 축광성 형광체는 화학적으로 안정하여 내구성이 우수하며, 여기원으로서 방사성 물질을 갖고 있지 않아 안전성이 뛰어난 녹색 장잔광 형광체로 최근 보고되고 있다.^{1,2)}

SrAl₂O₄:Eu²⁺, Dy³⁺ 축광성 형광체는 Stuffed Tridymite 구조를 갖고 있으며, 이 SrAl₂O₄ 결정으로부터의 발광은 부활제(activator)인 Eu²⁺ 이온의 4f-5d 전이에 기인하는 것으로 생각되고 있다. 또한, SrAl₂O₄:Eu²⁺, Dy³⁺ 결정에서 장잔광 특성의 발현은 공부활제(co-activator)로서 첨가되는 Dy³⁺ 이온에 의한 정공(hole)의 포획(trapping) 현상으로 설명되고 있다. 즉, Eu²⁺ 이온의 여기과정에서 발생하는 정공(hole)은 공부활제인 Dy³⁺ 이온 혹은 음이온 결함(negative defect)에 의해 포획되고, 이 포획된 정공은 느린 속도로 해방되면서 Eu²⁺ 이온의 전자와 재결합하게

된다. 이러한 과정이 장잔광 특성을 나타내는 일반적인 메카니즘이라고 생각되고 있다.³⁻⁵⁾ 그러나, 이 장잔광 특성의 발현 메카니즘에 대해서는 아직 여러 가지 의문이 제기되고 있어 그 지속적인 연구가 필요하다.^{2,6)}

한편, 이 SrAl₂O₄:Eu²⁺, Dy³⁺ 축광성 형광체의 발광 및 장잔광 특성을 향상시키기 위해서, 형광체의 합성 방법이나 원료의 조성에 관한 많은 연구가 수행되어 왔다.^{1-4,7)} 특히, 원료 물질의 혼합 조성에 관한 연구에서는 첨가제로 사용되는 부활제 및 공부활제의 첨가 효과에 관한 조사가 주로 이루어져 왔다. 그런데, 일반적으로 본 형광체의 합성에는 부활제 및 공부활제 이외에 플럭스(flux)로서 B₂O₃가 일정량 첨가된다.⁸⁾ 그러나, 플럭스로 사용되는 B₂O₃의 첨가량이 SrAl₂O₄:Eu²⁺, Dy³⁺ 축광성 형광체의 발광 및 장잔광 특성에 미치는 영향에 대해서는 아직 상세히 보고되고 있지 않다.

따라서, 본 연구에서는 SrAl₂O₄:Eu²⁺, Dy³⁺ 축광성 형광체의 합성에 있어서, B₂O₃의 첨가가 SrAl₂O₄:Eu²⁺, Dy³⁺ 형광체의 결정 구조 및 장잔광 특성에 미치는 영향을 조사하고, 이들의 상관관계를 검토하였다.

2. 실험 방법

Fig. 1에 $\text{SrAl}_2\text{O}_4:\text{Eu}^{2+}, \text{Dy}^{3+}$ 의 합성 과정을 나타내었다. 원료로는 고순도의 Al_2O_3 (99.99%, Aldrich Chemical Co), SrCO_3 (99.9%, 고순도화학), Dy_2O_3 (99.9%, 고순도화학), B_2O_3 (99.99%, 고순도화학), Eu_2O_3 (99.99%, Strem Chemicals)를 사용하였다. 여기서, Eu_2O_3 는 부활제(activator)이고, Dy_2O_3 는 공부활제(co-activator)로 사용되었으며, B_2O_3 는 플럭스로 사용되었다. 각 원료의 조

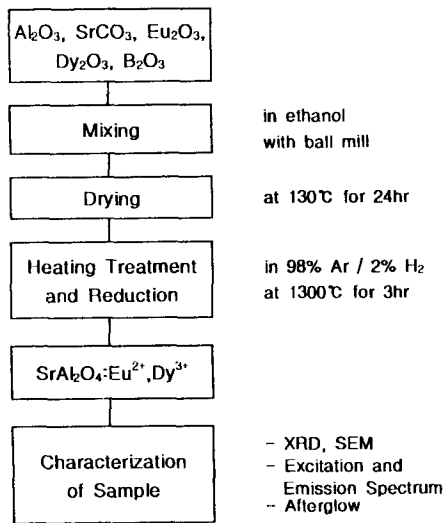


Fig. 1. Schematic diagram of sample preparation of $\text{SrAl}_2\text{O}_4:\text{Eu}^{2+}, \text{Dy}^{3+}$ phosphor.

성비 (mole ratio)는 $\text{SrCO}_3 : \text{Eu}_2\text{O}_3 : \text{Dy}_2\text{O}_3 : \text{Al}_2\text{O}_3 = 0.985 : 0.0025 : 0.005 : 1$ 로 하였고, 플럭스인 B_2O_3 는 혼합 원료 총 중량의 0wt%에서 10wt%까지 변화하여 배합하였다. 일정한 구성비의 혼합원료를 ball mill에 넣고 24hr 혼합하였으며, 이때 분말의 비산방지와 효과적인 혼합을 위해 에탄올 중에서 행하였다. 혼합된 시료는 130°C로 유지된 오븐에서 24hr 건조하여 에탄올을 제거하였고, 이렇게 준비된 분말 원료는 환원성 분위기(98%Ar/2% H_2)인 알루미나 관상로를 사용하여 1300°C에서 3hr 동안 고상 소성반응을 통하여 $\text{SrAl}_2\text{O}_4:\text{Eu}^{2+}, \text{Dy}^{3+}$ 형광체로 합성되었다.

합성된 SrAl_2O_4 의 결정구조 및 반응 생성물을 확인하기 위하여 $\text{CuK}\alpha$ 를 선원으로 사용한 분말 X-선회절 분석 장치(Model RTP300RC, RIGAKU Co.)를 이용하였고, 합성 시료의 결정입 크기 및 형상은 주사전자현미경(JEOL-6400)을 사용하여 관찰하였다. 또한, 합성된 시료의 여기, 발광 및 장잔광 스펙트럼은 펄스 제논 방전 램프를 사용하는 형광분광광도계(Model 1800, SLM Instruments Inc.)로 측정하였다. 여기서, 장잔광 스펙트럼 측정에는 8W의

수은램프가 여기광원으로 사용되었고, 여기시간은 10분으로 하였다.

3. 결과 및 고찰

Fig. 2는 B_2O_3 의 첨가량을 다르게 하여 합성한 $\text{SrAl}_2\text{O}_4:\text{Eu}^{2+}, \text{Dy}^{3+}$ 결정의 SEM 관찰 결과이다. 플럭스가 전혀 첨가되지 않은 (a)의 경우에는 1 μm 정도의 균일한 결정입 크기를 갖는 소결체가 형성되었다. 그러나, B_2O_3 의 첨가에 따라 결정입 크기의 조대화가 급속히 진행되어 조직이 치밀한 소결체가 형성되었고, B_2O_3 의 첨가량이 7wt% 이상에서는 거의 용융되어 결정입의 형태를 알아 볼 수 없었다. Fig. 3에는 이들 시료에 대한 X선 회절 결과를 나타내었다. Fig. 3의 (a)는 플럭스를 첨가하지 않은 전형적인 SrAl_2O_4 결정의 X선 회절선을 나타내고 있다. 플럭스인 B_2O_3 의 첨가량이 3wt%까지는 X선 회절선에 거의 변화를 보이지 않으나, B_2O_3 가 5wt% 이상 첨가되면 SrB_2O_4 의 생성으로 인하여 2θ 가 21.5°와 25.1° 부근에 작은 회절 피크가 나타나기 시작한다. B_2O_3 의 첨가량이 10wt%에 이르면 SrB_2O_4 의 회절 피크는 더욱 뚜렷해지고, SrB_2O_4 이외의 다른 생성물의 피크도 관찰된다. 여기서, SrB_2O_4 이외의 생성물은 다른 형태의 Sr-Al-O 화합물(SrAl_4O_7 , $\text{Sr}_2\text{Al}_2\text{O}_7$)과 B의 화합물($\text{SrAl}_5\text{BO}_{10}$, $\text{Al}_3\text{B}_2\text{O}_{15}$) 등으로 추정되지만, 결정 중 이들 생성물의 양이 소량이어서 직접 관찰하기는 어려웠다.

Table 1은 B_2O_3 의 첨가량 증가에 따른 결정구조의 변화를 조사하기 위하여, 회절선 중 최대강도를 나타내는 (211)면의 회절 피크로부터 면간격(lattice spacing)을 계산한 결과이다. 합성된 $\text{SrAl}_2\text{O}_4:\text{Eu}^{2+}, \text{Dy}^{3+}$ 결정의 격자상수는 B_2O_3 의 첨가량이 증가함에 따라 조금씩 감소하는 경향을 나타내었으며, SrB_2O_4 의 생성이 시작되는 B_2O_3 7wt% 이상에서는 거의 변화하지 않았다. 이러한 실험결과로부터, $\text{SrAl}_2\text{O}_4:\text{Eu}^{2+}, \text{Dy}^{3+}$ 결정의 합성에 첨가되는 B_2O_3 는 SrAl_2O_4 결정구조에 어떠한 영향을 주고 있다는 사실을 예상할 수 있었다.

Fig. 4는 B_2O_3 의 첨가량이 3wt%일 때 $\text{SrAl}_2\text{O}_4:\text{Eu}^{2+}, \text{Dy}^{3+}$ 결정의 초기 발광 스펙트럼을 나타내고 있다. 여기광원으로는 360nm의 빛을 사용하였다. Fig. 4에서 알 수 있듯이, 발광 스펙트럼은 520nm에서 피크를 나타내었고, 육안으로는 황록색을 띠고 있어 전형적인 $\text{SrAl}_2\text{O}_4:\text{Eu}^{2+}, \text{Dy}^{3+}$ 형광체의 발광 특성을 보여 주었다.^{1,2)} B_2O_3 의 첨가에 따른 발광 스펙트럼 피크의 이동은 거의 없었다. Fig. 5는 B_2O_3 의 첨가에 따른 발광 스펙트럼 피크의 상대 강도 변화를 나타낸 것인데, B_2O_3 의 첨가량이 3wt%에서 최대값을 보여 주었고, 그 이상의 B_2O_3 첨가는 오히려 발광 강도를 다소 저하시키는 결과를 가져왔다. Fig. 6는 이들 시료에 대한

Table 1. Lattice spacing for (211) plane in $\text{SrAl}_2\text{O}_4:\text{Eu}^{2+}, \text{Dy}^{3+}$ crystals.

Content of B_2O_3	0wt%	1wt%	3wt%	5wt%	7wt%	10wt%
Lattice Spacing (d)	3.1464	3.1458	3.1451	3.1432	3.1425	3.1423

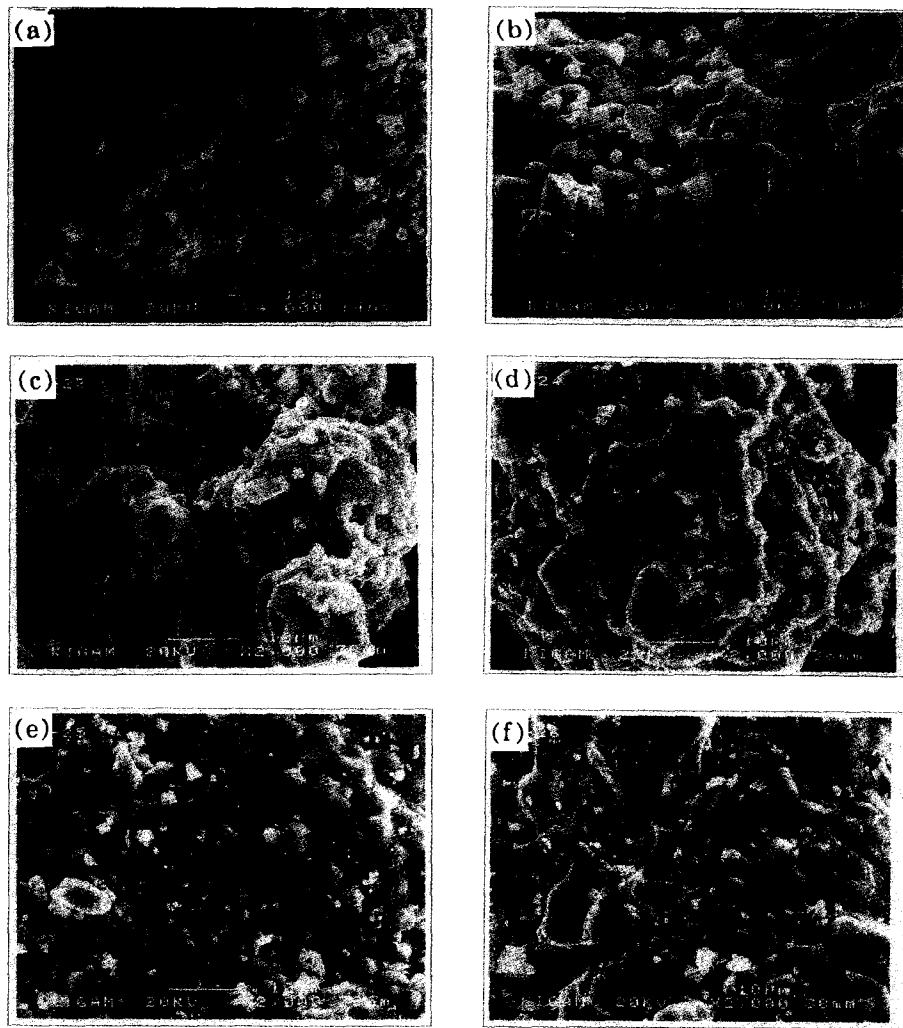


Fig. 2. Scanning electron microphotographs of $\text{SrAl}_2\text{O}_4:\text{Eu}^{2+}, \text{Dy}^{3+}$ phosphors with various B_2O_3 contents. (a) 0wt%, (b) 1wt%, (c) 3wt%, (d) 5wt%, (e) 7wt%, (f) 10wt%

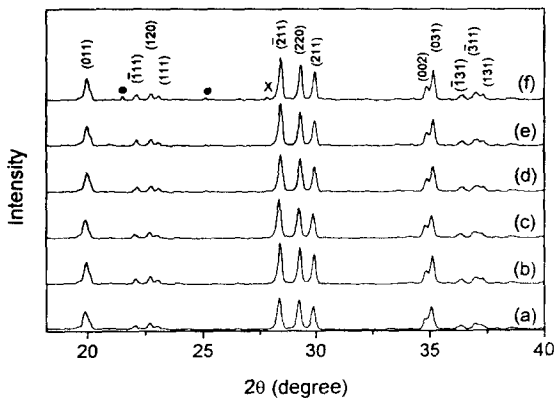


Fig. 3. XRD patterns of $\text{SrAl}_2\text{O}_4:\text{Eu}^{2+}, \text{Dy}^{3+}$ phosphors with various B_2O_3 contents. (a) 0wt%, (b) 1wt%, (c) 3wt%, (d) 5wt%, (e) 7wt%, (f) 10wt%. ● : SrB_2O_4 , X : unknown

장잔광 특성을 조사한 결과이다. 여기광원을 차단하고 20 분 경과 후의 잔광 휘도를 비교하여 보면, B_2O_3 의 첨가량이 5wt%인 시료에서 잔광 휘도는 최대값을 나타내었고, 7wt% 이상의 B_2O_3 첨가는 Fig. 5의 발광 강도 분석 결과와 마

찬가지로 잔광 휘도를 떨어뜨리는 경향을 나타내었다.

이상의 실험결과로부터 $\text{SrAl}_2\text{O}_4:\text{Eu}^{2+}, \text{Dy}^{3+}$ 결정의 합성에 플럭스로 첨가되는 B_2O_3 는 합성되는 SrAl_2O_4 의 결정 구조의 영향을 주며, 이러한 결정구조의 변화는 SrAl_2O_4 결정의 발광특성과 서로 상관관계가 있다는 사실을 확인할 수 있었다. 따라서, 본 연구에서는 B_2O_3 의 첨가로 SrAl_2O_4 의 결정 내부에 어떠한 이상이 발생하는지를 조사하기 위하여, 합성된 $\text{SrAl}_2\text{O}_4:\text{Eu}^{2+}, \text{Dy}^{3+}$ 결정의 격자 변형을 면밀히 조사하기로 하였다.

일반적으로 격자의 변형 상태는 불균일 변형 (ununiform or random strain) 과 균일 변형 (uniform strain) 으로 구분할 수가 있다. 불균일 변형은 결정격자가 인접 결정격자 또는 동일 결정격자 내에서도 장소에 따라 서로 다른 변형을 받아서, 결정격자의 면간격이 일정하지 못한 경우로, X선 회절 피크의 퍼짐성 (broadening) 분석으로부터 측정이 가능하다. 균일 변형이라 함은 다결정체 전체의 결정격자가 일정한 방향으로 변형을 받은 경우로, 결정의 격자상수 분석으로부터 측정이 가능하다.⁹⁾

먼저, $\text{SrAl}_2\text{O}_4:\text{Eu}^{2+}, \text{Dy}^{3+}$ 결정의 합성에 첨가되는 B_2O_3

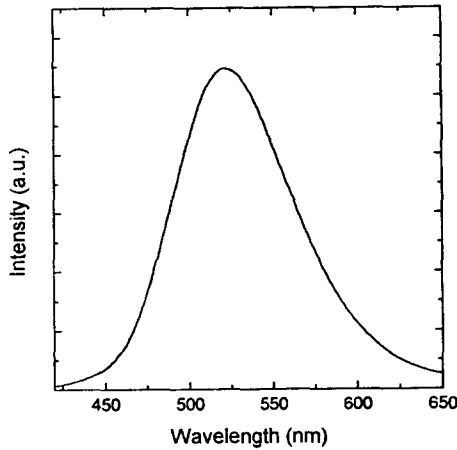


Fig. 4. Emission spectrum of SrAl₂O₄:Eu²⁺, Dy³⁺ phosphor with 3wt% B₂O₃.

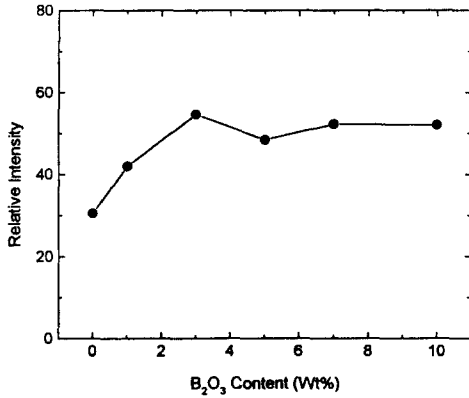


Fig. 5. Relative intensities of SrAl₂O₄:Eu²⁺, Dy³⁺ phosphors with various B₂O₃ contents.

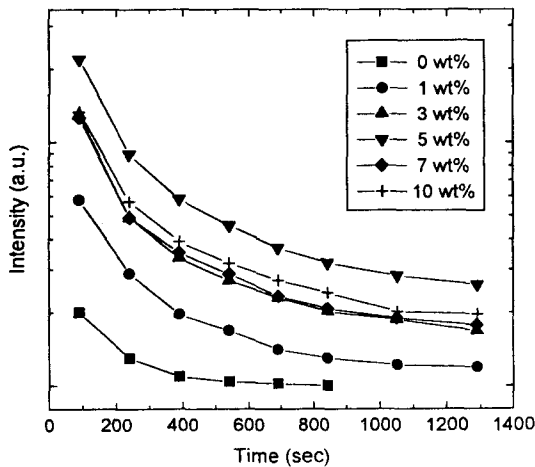


Fig. 6. Afterglow characteristics of phosphorescence from SrAl₂O₄:Eu²⁺, Dy³⁺ phosphors with various B₂O₃ contents.

에 의해 SrAl₂O₄ 결정 내부에 불균일 변형이 발생되는지를 알아보기 위하여, SrAl₂O₄ 결정의 X선 회절 피크 중 (011), (2̄11), (031) 면의 회절 피크를 사용하여, 퍼짐성 (broadening) 분석을 행하였다. 그리고, 그 결과를 Fig. 7에 나타내었다. Hall의 이론^{10,11)}에 의하면, $\beta \cos \theta / \lambda$ 를 \sin

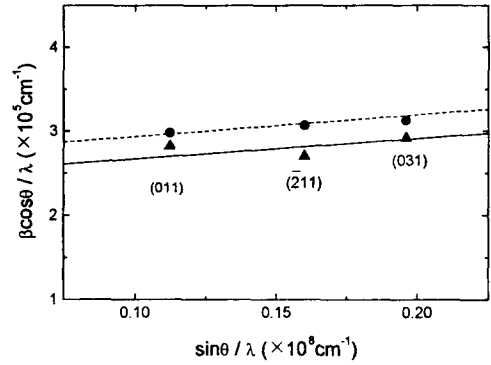


Fig. 7. Hall's plots for X-ray diffraction profiles from SrAl₂O₄:Eu²⁺, Dy³⁺ phosphors with 0wt%(●) and 5wt%(▲) B₂O₃.

θ/λ 에 대하여 plot했을 때 얻어진 직선의 기울기는 결정격자의 불균일 변형을 나타내는데, 기울기가 0일 때는 결정내부의 불균일 변형이 존재하지 않고, 기울기가 클수록 불균형 변형의 정도가 큰 것으로 보고하고 있다. 여기서, β 는 X선 회절 피크의 적분폭 (integral width)를 나타낸다. Fig. 7의 (a)는 B₂O₃를 첨가하지 않은 SrAl₂O₄:Eu²⁺, Dy³⁺ 결정으로부터의 얻은 결과이고, (b)는 B₂O₃를 5wt% 첨가하여 합성한 SrAl₂O₄:Eu²⁺, Dy³⁺ 결정으로부터의 얻은 결과인데, 그림에서 알 수 있듯이, 두 직선이 거의 평행한 것으로 보아 B₂O₃ 첨가에 의한 SrAl₂O₄:Eu²⁺, Dy³⁺ 결정 내부의 불균일 변형의 변화는 보이지 않았다.

다음으로는 B₂O₃ 첨가에 의한 SrAl₂O₄:Eu²⁺, Dy³⁺ 결정 내부의 균일 변형의 발생 여부를 조사하기 위하여, SrAl₂O₄ 결정 중 (011), (2̄11), (220), (211), (031) 면의 X선 회절 피크에 대하여 정밀 분석을 행하였고, Fig. 8에 (2̄11), (220), (211) 면에 대한 X선 회절 결과를 나타내었다. 이 결과로부터, SrAl₂O₄:Eu²⁺, Dy³⁺ 결정 합성 시 B₂O₃의 첨가량이 증가함에 따라, X선 회절 피크는 고각 쪽으로 이동함을 알 수 있는데, 여기서 단사정계 (monoclinic)의 결정 구조를 갖는 SrAl₂O₄ 결정의 격자상수 (a, b, c) 및 β 각을 조사하여 보았다. Fig. 9는 그 결과를 나타낸 그림인데, 이 결과로부터 B₂O₃의 첨가는 합성 SrAl₂O₄:Eu²⁺, Dy³⁺ 결정의 a축과 c축의 격자상수 및 β 각 (a축과 c축 간의 각도)에 영향을 준다는 사실을 알 수 있다. 즉, B₂O₃의 첨가량이 증가함에 따라, a축의 값은 점차 감소하다가 7wt% 이상에서는 일정하게 되었고, 반면 c축의 값과 β 각의 값은 B₂O₃의 첨가량이 3wt%까지만 감소하고 5wt% 이상에서는 큰 변화를 보이지 않았다.

이상의 결정구조 분석 결과로부터, B₂O₃의 첨가에 의해 발생하는 SrAl₂O₄:Eu²⁺, Dy³⁺ 결정 내부의 변형은 균일 변형 (uniform strain)으로 생각할 수 있으며, 이러한 균일 변형은 결정격자의 a축과 c축의 길이 및 β 각의 감소로 나타남을 알 수 있다. 또한, 결정격자의 균일 변형은 B₂O₃의 첨가량이 약 3~5wt%까지가 현저하였고, Fig. 3에서 보았듯이 SrB₂O₄ 등 이중 화합물이 생성되는 7wt% 이상에서는 더 이상 변화를 보이지 않았다.

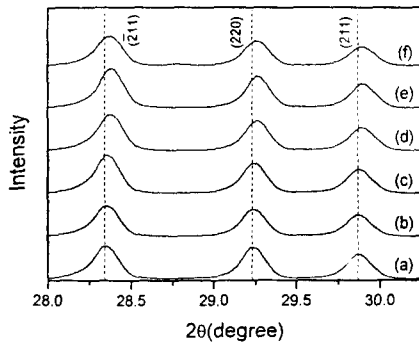


Fig. 8. XRD patterns of $\text{SrAl}_2\text{O}_4:\text{Eu}^{2+}, \text{Dy}^{3+}$ phosphors with various B_2O_3 contents. (a) 0wt%, (b) 1wt%, (c) 3wt%, (d) 5wt%, (e) 7wt%, (f) 10wt%

지금까지의 실험결과로부터 B_2O_3 첨가에 의한 $\text{SrAl}_2\text{O}_4:\text{Eu}^{2+}, \text{Dy}^{3+}$ 형광체의 결정구조와 발광특성과의 관계를 정리하면 다음과 같다.

B_2O_3 의 첨가는 SrAl_2O_4 결정의 내부 변형을 초래한다, 그러나, 이러한 변형은 B_2O_3 의 첨가량이 3~5wt%까지만 발생하고, B_2O_3 의 첨가량이 그 이상이 되면 SrB_2O_4 등 이중 화합물이 생성(Fig. 3 참조)하기 시작한다. 합성된

$\text{SrAl}_2\text{O}_4:\text{Eu}^{2+}, \text{Dy}^{3+}$ 결정의 잔광특성은 B_2O_3 의 첨가량이 5wt%일 때에 최대값을 나타내었고, 그 이상의 B_2O_3 의 첨가는 오히려 잔광 특성을 저하시키는 결과를 가져왔다. 이러한 실험 결과는, 플럭스로 첨가되는 B_2O_3 의 첨가량이 5wt%까지는, B_2O_3 의 B^{3+} 이온(0.2Å)이 $\text{SrAl}_2\text{O}_4:\text{Eu}^{2+}, \text{Dy}^{3+}$ 결정 중에서 치환형 고용체를 형성하게 되고 동시에 SrAl_2O_4 의 격자에 변형을 초래하는데, 이러한 변형은 Eu^{2+} 이온의 여기과정에서 발생하는 정공(hole)의 포획 사이트인 음이온 결함(negative defect)을 다량 발생시키는 원인이 되고, 결과적으로 $\text{SrAl}_2\text{O}_4:\text{Eu}^{2+}, \text{Dy}^{3+}$ 결정의 발광 및 잔광 특성이 향상된다고 생각된다. 그러나, B_2O_3 의 첨가량이 7wt% 이상이 되면 SrAl_2O_4 결정 내부에 SrB_2O_4 등과 같은 이중 화합물을 형성하게 되고, 이러한 이중 화합물을 갖는 혼합상의 형성으로 인하여 결국 본 형광체의 기본 골격인 SrAl_2O_4 의 결정구조에 치명적인 결함을 발생시켜 잔광 특성의 저하를 초래하는 것으로 생각된다.

4. 결 론

1) $\text{SrAl}_2\text{O}_4:\text{Eu}^{2+}, \text{Dy}^{3+}$ 결정의 발광 스펙트럼은 520nm에서 피크를 나타내었고, B_2O_3 첨가량의 증가에 따른 발광 스펙트럼의 피크 이동은 거의 나타나지 않았다.

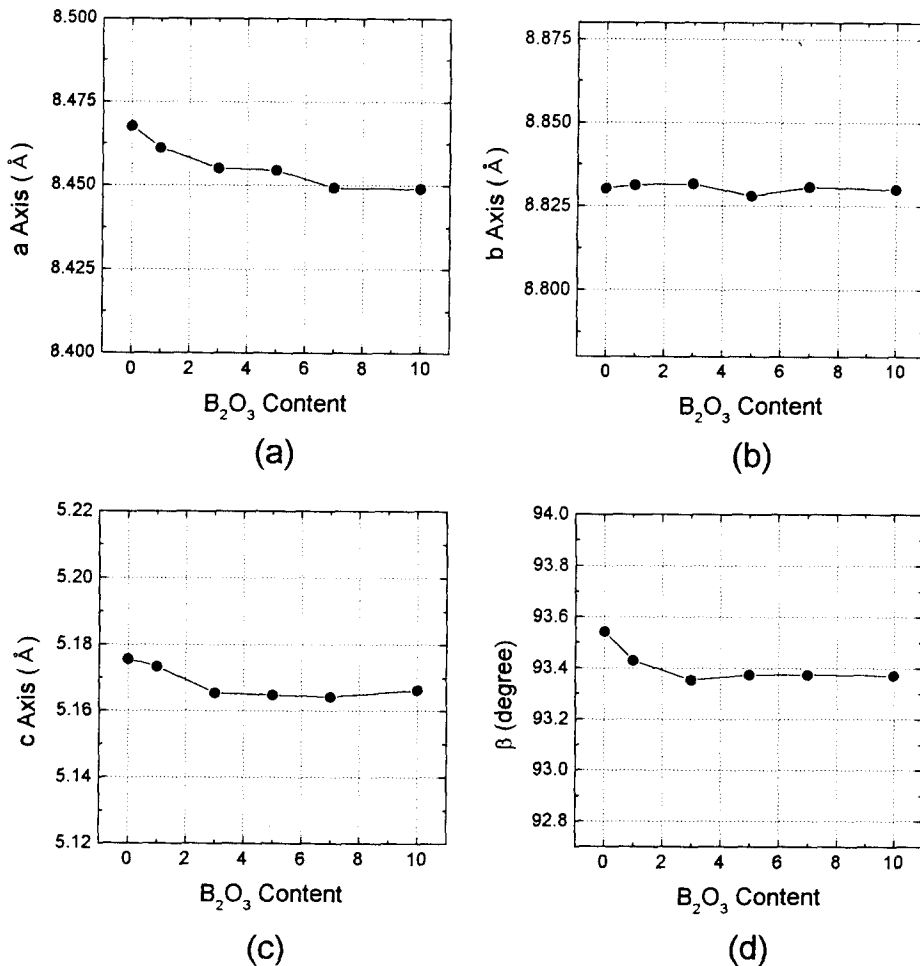


Fig. 9. Lattice constants and β angles of $\text{SrAl}_2\text{O}_4:\text{Eu}^{2+}, \text{Dy}^{3+}$ phosphors with various B_2O_3 contents. (a) a axis, (b) b axis, (c) c axis, (d) β angle

2) 합성된 $\text{SrAl}_2\text{O}_4:\text{Eu}^{2+}, \text{Dy}^{3+}$ 결정의 잔광 휘도는, B_2O_3 의 첨가량이 5wt%일 때 최대값을 나타내었고, 7wt% 이상의 B_2O_3 첨가는 오히려 장잔광 특성을 저하시키는 결과를 초래하였다.

3) B_2O_3 의 첨가에 의해 발생하는 $\text{SrAl}_2\text{O}_4:\text{Eu}^{2+}, \text{Dy}^{3+}$ 결정 내부의 변형은 균일 변형(uniform strain)이었고, 이러한 균일 변형은 결정격자의 a축과 c축의 길이 및 β 각의 감소로 나타났다. 결정격자의 균일 변형은 B_2O_3 의 첨가량이 약 3~5wt%까지가 현저하였고, SrB_2O_4 등과 같은 이중 화합물이 생성되는 7wt% 이상에서는 더 이상 변화를 보이지 않았다.

4) 플럭스인 B_2O_3 의 첨가에 의해 발생하는 $\text{SrAl}_2\text{O}_4:\text{Eu}^{2+}, \text{Dy}^{3+}$ 결정 내부의 균일 변형은, Eu^{2+} 이온의 여기과정에서 발생하는 정공(hole)의 포획 사이트인 음이온 결함(negative defect)을 다량 발생시키는 원인이 되어 $\text{SrAl}_2\text{O}_4:\text{Eu}^{2+}, \text{Dy}^{3+}$ 결정의 잔광 특성이 향상된다고 생각된다.

5) 그러나, B_2O_3 의 과다 첨가는 $\text{SrAl}_2\text{O}_4:\text{Eu}^{2+}, \text{Dy}^{3+}$ SrAl_2O_4 결정 내부에 SrB_2O_4 등과 같은 이중 화합물을 형성을 초래하게 되고, 이러한 혼합상의 생성은 본 형광체의 기본 골격인 SrAl_2O_4 의 결정구조에 치명적인 결함을 발생시켜 장잔광 특성을 저하하게 된다.

참고 문헌

1. T. Matsuzawa, Y. Aoki, N. Takeuchi and Y. Murayama, J. Electrochem. Soc., **143**(8), 2670 (1996)
2. H. Takasaki, S. Tanabe and T. Hanada, Journal of the Ceramic Society of Japan, **104**(4), 322 (1996)
3. T. Katsumata, T. Nabae, K. Sasajima, S. Komuro and T. Morikawa, J. Electrochem. Soc., **144**(9), L243 (1997).
4. Victor Abbruscato, J. Electrochem. Soc., **118**(6), 930 (1971)
5. S. Ito, S. Banno, K. Suzuki and M. Inagaki, Yogyo-Kyokai-Shi, **87**(7), 344 (1979)
6. 田部勢津久, 花田禎一, 뉴어세라믹스, No.10, 27 (1996)
7. T.R.N. Kutty, R. Jarannathan and R.P. Rao, Mat. Res. Bull., **25**, 1355 (1990)
8. 村山義彦, 세라믹스, **32**(1), 40 (1997)
9. B. D. Cullity, Elements of X-ray Diffraction, Addison-Wesley Publishing Company Inc., Reading, Massachusetts, U.S.A. (1960)
10. W. H. Hall, J. Inst. Met., **75**, 1127 (1950)
11. K. Ohshima, S. Yatsuya and J. Harada, Journal of the Physical Society of Japan, **50**(9), 3071 (1981)