

# (Sr-Ca)TiO<sub>3</sub> 세라믹의 하전입자 거동에 관한 연구



## A Study on the Behavior of Charged Particles of (Sr-Ca)TiO<sub>3</sub> Ceramic

김진사\*, 최운식\*\*, 신철기\*, 김성열\*, 박현빈\*\*\*, 김태성\*\*, 이준웅\*  
(Jin-Sa Kim, Woon-Sik Choi, Chul-Ki Shin, Sung-Yeol Kim,  
Hyun-Bin Park, Tae-Sung Kim, Joon-Ung Lee)

### Abstract

In this paper, in order to investigate the behavior of charged particles on (Sr·Ca)TiO<sub>3</sub> ceramics with paraelectric properties, the characteristics of electrical conduction and thermally stimulated current was measured respectively. As a result, the conduction mechanism is divided into three regions having different mechanism as the current increased. The region I below 200[V/cm] shows the ohmic conduction. The region II between 200[V/cm] and 2000[V/cm] can be explained by the Poole-Frenkel emission theory, and the region III above 2000[V/cm] is dominated by the tunneling effect. The three peaks of TSC were obtained at the temperature of -20[°C], 20[°C] and 80[°C], respectively. The origins of these peaks are that the  $\alpha$  peak observed at -20[°C] looks like to be ascribed to the ionization excitation from donor level in the grain, and the  $\alpha'$  peak observed at 20 [°C] appears to show up by hopping conduction of the trapped carrier of border between the oxidation layer and the grain, and the  $\beta$  peak observed at 80[°C] seems to be resulted from hopping conduction of existing carrier in the trap site of the border between the oxidation and second phase.

**key words(중요용어)** : Paraelectric(상유전체), Electrical conduction(전기전도), Thermally Stimulated Current(열자극전류), Oxidation layer(산화층)

### 1. 서 론

세라믹스를 유전체로 한 캐패시터의 연구는 1920년경 미국, 독일 등에서 연구가 시작되어 그 동안 사용목적에 따라 BaTiO<sub>3</sub>를 비롯한 많은 종류의 세라믹 캐패시터가 개발되었다.<sup>1)</sup>

최근에는 반도체 산업의 급속한 발전에 따라 전기·전자회로의 부품소재로 사용되는 세라믹 캐패시터의 수요가 크게 증가하고 있으며, 이들 캐패시터는 소형화, 박막화, 고성능화 및 고신뢰화의 방

향으로 연구개발이 꾸준히 진행되어 왔다. 이러한 전기·전자소재의 급속한 소형화에 따른 고용량성의 캐패시터를 개발하기 위하여 세라믹에 반도체 성을 부여한 후 얇은 유전층을 형성시키는 BL (Boundary Layer) 캐패시터의 제작방법이 연구되어 왔다.

초기에는 강유전성의 BaTiO<sub>3</sub>계 캐패시터가 주류를 이루었으나, 이런 강유전성 물질은 유전율은 높지만 전압인가에 따른 용량변화가 심하고 유전손실 및 온도계수가 크다는 단점이 있다. 강유전성의 이와 같은 단점을 개선하기 위하여 지속적인 연구가 수행되었으며, 그 결과 최근에는 큰 정전용량을 가지면서도 유전손실이 작고 온도특성이 양호한 상유전성 특성의 SrTiO<sub>3</sub>계 BL 캐패시터의 개발이 활발히 진행되고 있다.<sup>2,3)</sup>

한편, 세라믹 유전체 내부에는 그 구조의 복잡성과 함께 여러 가지 불순물 및 하전입자가 존재하

\* : 광운대학교 전기공학과(신기술연구소)

\*\* : 전남대학교 전기공학과

\*\*\* : 전북산업대학교 전기공학과

\*\*\*\* : 대불대학교 전기전자공학부

접수일자 : 1996년 8월 6일

심사완료 : 1996년 12월 5일

여 유전 및 전기적특성에 나쁜 영향을 미치게 된다. 그러므로 하전입자의 미시적거동을 조사하는 것은 재료의 물성을 연구하는데 있어 매우 중요한 기초적인 과제가 되며, 이러한 연구는 주로 전기전도 및 열자격전류등을 통해서 수행될 수 있다.

따라서, 본 연구에서는 (Sr·Ca)TiO<sub>3</sub> 세라믹 BL 캐패시터를 제작하여 전기물성의 이론적 정보를 제공하기 위하여 전기전도특성을 측정하였으며, 또한 바이어스전압과온도를 변화시켜 일렉트레트(Electret)를 형성하여 급냉, 동결 시킨 후 일정한 온도로 승온하면서 열자격전류를 측정하여 하전입자의 기원과 거동을 밝히고자 하였다.

## 2. 실험

### 2.1. 시편 제작

각 시료는 기본 조성식 (Sr<sub>0.85</sub>·Ca<sub>0.15</sub>)TiO<sub>3</sub> + 0.006 Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub>에 따라 전자천평을 사용하여 칭량하였으며, 메칠 알콜을 분산매로 하여 알루미늄 유발에서 혼합한 후 1100[°C]에서 2시간 동안 하소하였다. 하소된 혼합물을 알루미늄 유발에서 분쇄한 후 유기 바인더(P.V.A)를 2[wt%] 혼합하여 원통형 금형(∅:20[mm])에 3[g]씩 넣고 1500[kg/cm<sup>2</sup>]의 압력으로 성형하였다. 성형된 시편은 전기로에 넣어 1350[°C]에서 3시간 동안 N<sub>2</sub> 분위기에서 1차 소결하므로써 반도체 세라믹을 제작하였다. 이때 전기로의 온도상승률은 200[°C/hr] 였다.

1차 소결로 부터 얻은 반도체 시편을 두께 1[mm]로 연마(polishing)하고 표면에 CuO를 도포하여 1100[°C]에서 2시간 동안 2차 열처리함으로써 입계를 절연화 시켰다. 2차 열처리된 시편의 양면에 은를 증착하여 전극으로 사용하였다. 그림 1에 시편의 제작 공정을 나타내었다.

### 2.2. 측 정

#### (1) 전기전도측정

제작된 시편의 전압-전류특성을 측정하기 위하여 온도제어장치로는 온도조절이 가능한 항온조를 사용하였으며, 측정온도는 25~125[°C]이었고 각 온도에서 전압 인가 6분 경과후의 전류값을 측정하였다.

#### (2) 열자격전류 측정

열자격전류(Thermally Stimulated Current) 측정실험에서는 항온조(Toyo Seiki사), 온도조절장치(UTP-137-340), 직류전압발생기(HARRISON 6521 A, DC Power Supply) 및 전위계(Keithley Electrometer, 610C)와 기록계(J.J. Lloyd Instrument Ltd. Recorder CR 503)를 사용하였고, 열자격전류

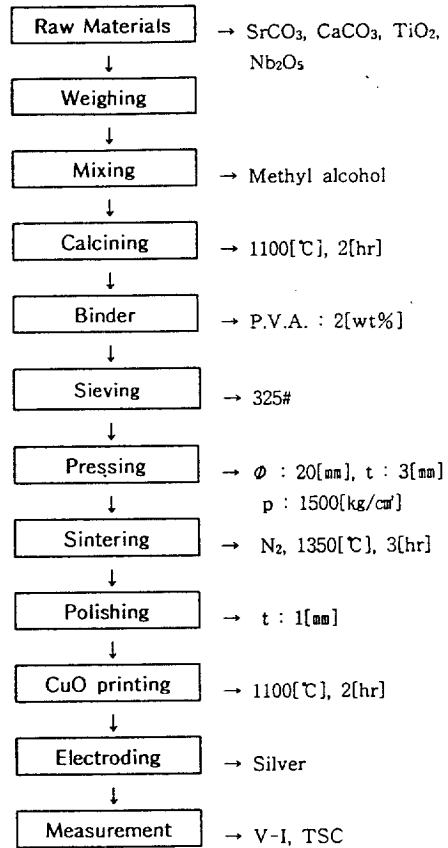


그림 1. 시편의 제작공정

Fig. 1. Manufacturing process of specimens.

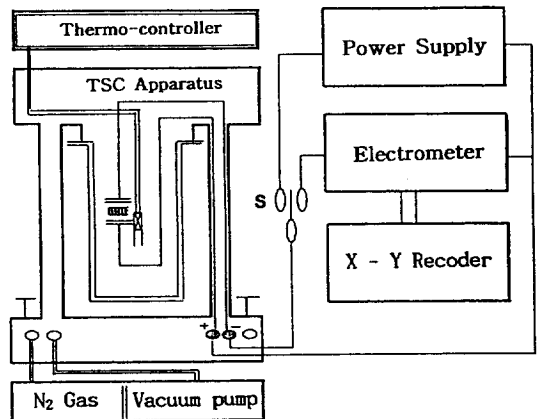


그림 2. TSC 측정장치의 구성

Fig. 2. Configuration of TSC measuring apparatus

측정 장치의 구성은 그림 2와 같다.

측정 시편의 두께 1[mm], 전극 직경 10[mm]인 시편으로 형성온도  $T_f(50\sim 130[^\circ\text{C}])$ 에서 형성전계  $E_f(500[\text{V/cm}]\sim 2[\text{kV/cm}])$ 를 인가하고 급냉시켜 분극 상태를 동결한 후, 형성전압을 차단하여 양전극을 단락시키고 전위계 및 기록계를 연결하여 일정한 승온속도( $5[^\circ\text{C/min}]$ )로 가열하면서 열자격전류를 측정하였다.

### 3. 실험결과 및 고찰

#### 3.1. 전압-전류 특성

일반적으로 다결정체인 전자세라믹스의 입계에는 전위(dislocation)나 격자결함(lattice defects)이 많고, 불순물들의 편석도 일어나기가 쉽기 때문에 트랩(trap)이나 불순물 준위가 형성된다. 따라서 반도체화한 입자가 접촉된 입계에는 이러한 트랩이나 불순물 준위에 의한 에너지 장벽이 형성되고 이들이 전도기구에 기여하고 있는 것으로 생각된다.

그림 3에 나타난 것같이 전압-전류특성은 측정온도가 상승함에 따라 누설전류도 증가하고, 약  $50000[\text{V/cm}]$  이하 전계에서의 전류는 인가전계에 거의 비례하여 증가하며, 그 이상 전계에서의 전류는 비직선적으로 증가하여 파괴에 이르고 있음을 나타내고 있다.

그림 3으로부터 전도특성은 3개의 영역으로 구분하여 해석할 수 있음을 볼 수 있으며, 각 영역에 대하여 살펴보면 다음과 같다.

#### (1) 제 I 영역

이 영역에서의 전류는 인가전계에 따라 거의 직선적으로 증가하며, 이온전도 이론식으로부터 저전계( $eEa \ll kT$ )일때는  $J \propto E$ 이므로 이 영역의 전류밀도는 전계에 비례하는 오옴의 법칙으로 설명할 수 있다. 또한 측정온도의 증가에 따라 전류도 크게 증가하고 있는 것으로부터 전계보다는 온도에 크게 영향받고 있음을 알 수 있다. 이러한 특성으로부터 이 영역의 전도기구는 열에 민감한 이온에 의한 것으로 생각된다. 이온이 생기는 기원으로는 시료 제작시 첨가되는 각종 불순물이나 부분치환에 의해서 생긴  $\text{Sr}^{2+}$ ,  $\text{Ca}^{2+}$ ,  $\text{Ti}^{4+}$  이온등의 격자결함인 것으로 생각된다.<sup>4,5)</sup>

본 연구에 있어서는 비화학 당량으로 첨가한 Nb에 의해서 생성되는  $\text{Ti}^{2+}$ 와 미치환된  $\text{Nb}^{5+}$ , A-site 공공(vacancy)이나 이온화된 미반응  $\text{Ca}^{2+}$ ,  $\text{Sr}^{2+}$  등의 이온들이 불순물로 작용하여 이 영역에

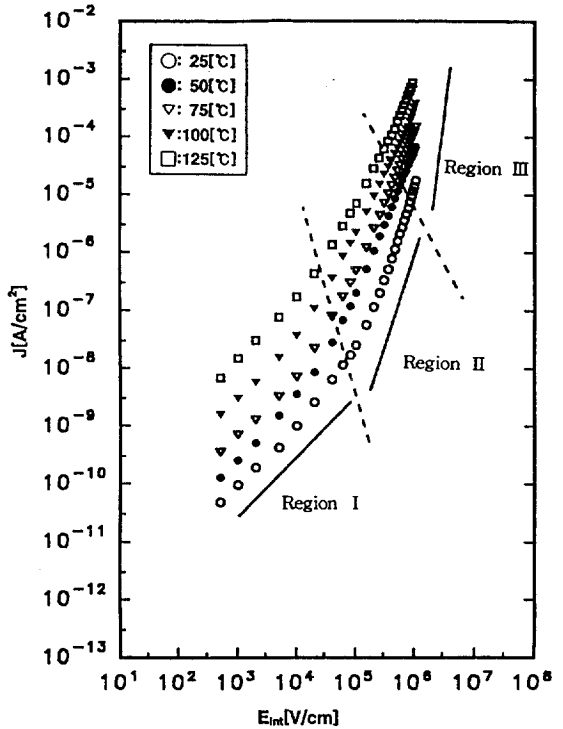


그림 3. 시편의 J와  $E_{int}$ 와의 관계

Fig. 3. The relation between J and  $E_{int}$  for the specimen.

서의 전도에 기여하는 것으로 생각된다.

#### (2) 제 II 영역

이 영역에서의 전압-전류 특성은 인가전계가 증가함에 따라 전류는 비직선적인 변화를 보이며 증가함을 알 수 있다. 작은 전계의 변화에도 전류밀도가 급격히 증가하는 비오옴특성을 나타내고 있는 것으로부터 이 영역에서의 전도특성은 온도에 의한 이온 및 불순물들의 활성화에 의한 기여보다는 공핍층에 포획되어 있던 전자들이나 이온들이 인가전계의 상승에 따라 활성화되면서 이들이 전도에 크게 기여하고 있는 것으로 생각된다. 또한 입계근방의 전자구조는 ①입계준위, ②이온화한 donor, ③bulk trap으로 이루어지고 있으며, 계면준위는 ④결정의 주기성의 결여, ⑤전위, 격자결함의 밀집, ⑥불순물 원소의 존재, ⑦이상(異狀)등으로 형성되고 있으므로<sup>6)</sup> 입계층의 불순물 준위 또는 트랩을 고려하여 제시된 Schottky 방출이론과 Poole-Frenkel 방출이론<sup>7)</sup>으로 해석할 수 있다.

본 실험의 경우에 표면으로부터 열확산 시킨

Cu가 결정립간에 고저항을 갖는 절연층을 형성하고 있는 것으로 해석된 구조적분석의 결과로부터 영상전하를 고려하지 않은 Poole-Frenkel 방출이론으로 고찰하고자 한다.

Poole-Frenkel 방출이론에 의하면 식 (1)로부터 전도도  $\ln \sigma$ 와 전계  $E^{1/2}$  사이에 직선적인 관계가 성립하며 정(正)의 기울기를 나타낸다. 또한 식 (2), (3)으로부터  $\ln J \sim 1/T$ 의 plot은 직선적인 관계가 성립하며 부(負)의 기울기를 나타낸다.

$$\sigma = \sigma_o \exp\left[-\frac{\beta_{PF} E^{1/2}}{2kT}\right] \quad (1)$$

$$J = J_o \exp\left[-\frac{\beta_{PF} E^{1/2}}{2kT}\right] \quad (2)$$

$$\beta_{PF} = \left(\frac{e^3}{\pi \epsilon}\right)^{1/2} = 2\beta_s \quad (3)$$

여기서 J는 방출전류이고,  $\sigma \sim E^{1/2}$ 을 도시하면 그 직선의 기울기로 부터 활성화 에너지  $\beta_{PF}$ 를 얻을 수 있다. 본 실험의 결과로부터 얻은 전압-전류 특성의 제 II 영역에서의  $\sigma \sim E^{1/2}$ 와  $J \sim 1/T$ 을 도시하면 그림 4, 그림 5와 같이 되며, 그림으로부터 Poole-Frenkel 조건을 만족하고 있으므로 Poole-Frenkel 방출이론을 적용할 수 있음을 알 수 있다.

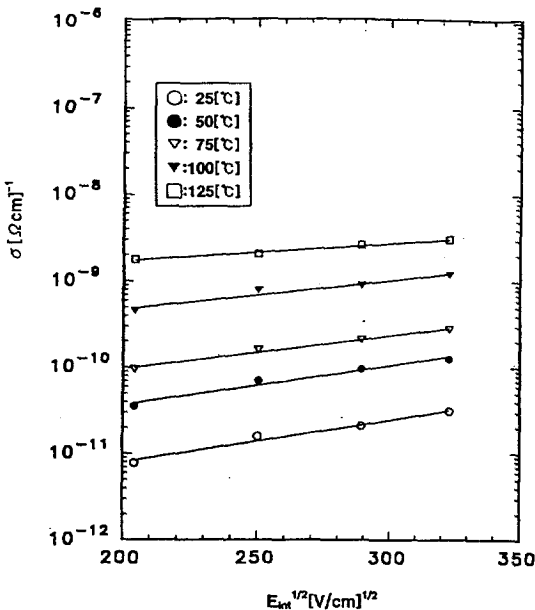


그림 4. 제 II 영역에서의  $\sigma \sim E_{int}$  특성  
Fig. 4.  $\sigma \sim E_{int}$  characteristics in the II region.

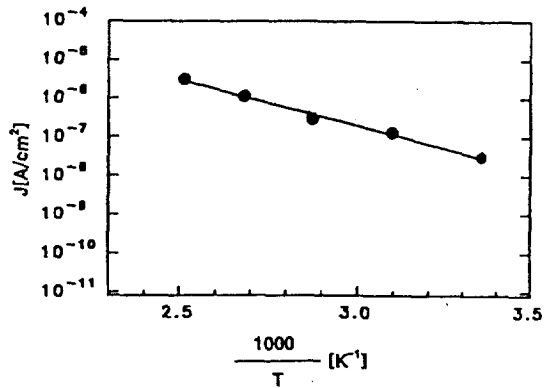


그림 5. 제 II 영역에서의  $J \sim 1/T$  특성  
Fig. 5.  $J \sim 1/T$  characteristics in the region II.

(3) 제 III 영역

이 영역은 온도에 대한 영향이 현저히 줄어들었고, 인가전계의 증가에 따라 전류가 급증하여 파괴에 이르고 있음을 볼 수 있다. 이 영역의 전류 급증을 설명할 수 있는 이론으로는 공간전하 제한전류, 쇼트키 방출이론과 전자사태 파괴이론등이 제안되고는 있으나 실험적인 사실을 충분히 설명하는 이론은 제안되지 않고 있으며, 이 영역에 있어서의 해석은 양자역학적인 터널이론이 지배적으로 적용되고 있다. 터널효과에 의한 전류식인 식 (4)로부터  $(J/E_{int}^2)$ 와  $1/E_{int}$ 의 관계는 부(負)의 기울기를 갖는 직선으로 된다. 본 실험의 결과를  $(J/E_{int}^2)$ 와  $1/E_{int}$ 에 대하여 도시하면 그림 6과 같다. 그림 6으로 보아 터널이론의 조건을 만족하고 있음을 보여주고 있다.

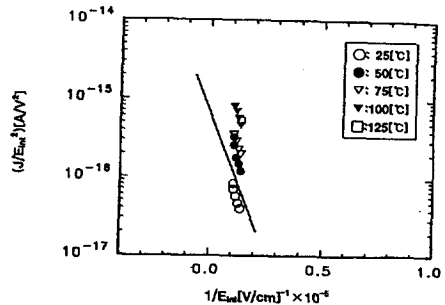


그림 6. 제 III 영역에서  $(J/E_{int}^2)$ 와  $1/E_{int}$ 의 관계  
Fig. 6. The relation between the  $(J/E_{int}^2)$  and  $1/E_{int}$  in the III region.

즉, 이 영역에서의 파괴에 이르는 현상은 인가전계의 증가에 따라 가전자대에 있던 전자들이 터널

효과에 의해서 전도대로 천이(遷移)하게 되고 결국 전도대의 전자수를 급증시켜 종국에는 파괴에 이르는 것이라 설명할 수 있다<sup>8)</sup>. 여기서  $\Phi_D$ 은 실효 전위장벽이다.

$$J = \frac{2.2e^3 V^2}{8\pi h \Phi_D d^2} \exp\left(\frac{8\pi d}{2.96heV}\right) (2m)^{1/2} \Phi_D^{3/2}$$

$$= AE^2 \exp(-B/E) \quad (4)$$

**3.2. 열자격전류 특성**

(1) 바이어스전계에 따른 열자격전류

그림 7은 형성온도( $T_f$ )를 50[°C], 형성시간( $t_f$ )를 30분으로 일정하게 유지하면서 형성전계( $E_f$ )를 500~2000[V/cm]까지 변화시켜 -120[°C]에서 200[°C]의 온도범위에서 승온속도를 5[°C/min]으로 하여 관측한 열자격전류(TSC) 스펙트라이다.

저온으로 부터 각각 -10[°C], 20[°C] 및 80[°C]에서 3개의 피이크가 관측되었으며, 이들 피이크를  $\alpha$ ,  $\alpha'$  및  $\beta$ 라 한다. 실온이하의 영역에서 관측된  $\alpha$  피이크는 형성전계의 증가에 따라 최대전류 온도( $T_m$ )는 저온측으로 약간 이동함을 알 수 있었으며, 20[°C] 부근에서 관측된  $\alpha'$  피이크는 저전계에서 보다는 2000[V/cm]의 고전계에서 뚜렷하게 관측되었다. 또한, 80[°C] 부근에서 관측된  $\beta$  피이크는 형성전계의 증가에 따라 최대전류( $I_m$ )은 거의 일정하게 증가하였고,  $T_m$ 은 고온측으로 이동하고 있음을 알 수 있었다.

(2) 형성온도 의존성

그림 8은 형성전계를 2000[V/cm], 형성시간을 30분으로 일정하게 유지하면서 형성온도를 50~130[°C]으로 변화시켜 관측한 TSC 스펙트라이다. 온도 -10[°C] 부근에서 관측된  $\alpha$  피이크의  $I_m$ 은 형성온도 90[°C]일때는 증가하였고 130[°C]에서는 감소함을 나타내고 있다. 각각 온도 20[°C], 90[°C] 부근의  $\alpha'$ ,  $\beta$  피이크의  $I_m$ 도 형성온도 90[°C]일때는 증가하였고 130[°C]에서는 줄어들음을 나타내고,  $T_m$ 은 고온측으로 약간씩 이동됨을 알 수 있었다.

(3) 열자격전류 피이크의 기원

TSC는 저온에서 동결되어 있는 하전입자가 승온에 의하여 해방되어 이동할때 관측되는 전류로서 TSC에 기여하는 하전입자는 일반적으로 쌍극자, 트랩전자, 이동이온에 기인된 것으로 보고하고

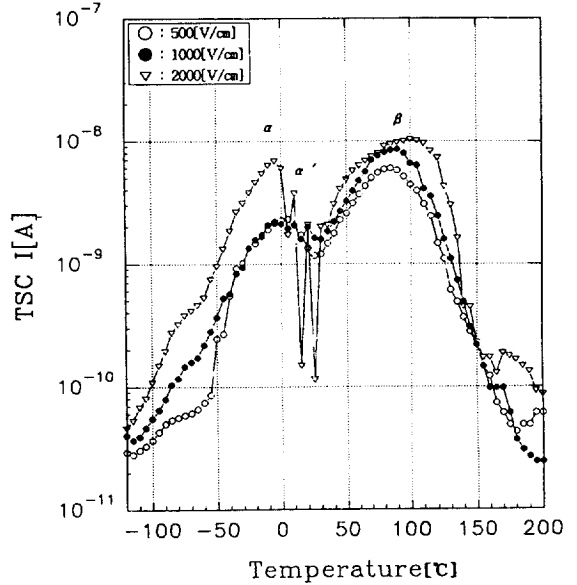


그림 7. 형성전계를 달리하였을때 온도에 따른 TSC 스펙트라 ( $T_f = 50[°C]$ ,  $t_f = 30[min]$ ,  $\beta = 5[°C/min]$ )

Fig. 7. TSC Spectra with temperature for varying the forming field

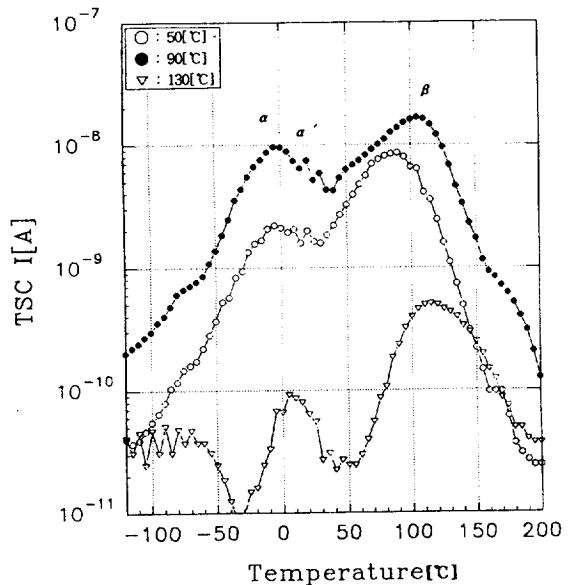


그림 8. 형성온도를 달리하였을때 온도에 따른 TSC 스펙트라 ( $E_f = 2000[V/cm]$ ,  $t_f = 30[min]$ ,  $\beta = 5[°C/min]$ )

Fig. 8. TSC Spectra with temperature for varying forming temperature

있다.<sup>9)</sup> 유전체중에는 쌍극자, 전자, 정공 및 이온등이 공존하는 경우가 많기 때문에 TSC의 기원을 정확히 밝히는데 어려움이 많으나 각각의 기원은 서로 다른 특징을 나타낸다. 즉, 쌍극자는 시료내부에 균일하게 분포하고 있다고 생각할 수 있으며, 분극과 탈분극 사이의 전하이동은 완전히 반대로 되므로 TSC의 방향은  $V_f$ 의 방향과 반대로 되며 TSC 피이크의 면적으로부터 구해지는 전하량이나 최대전류  $I_m$ 은  $V_f$ 에 일정하게 비례한다. 이와같은 기구는 이온결정의 불순물 이온과 공공에 의한 쌍극자에도 적용되며, 접근한 트랩에 의하여 생기는 포텐셜우물(potential well) 사이를 전자가 천이하는 two site hopping 기구에도 해당된다. 하전입자가 시료 내부를 거시적으로 이동하는 트랩전자(정공)인 경우에는 승온에 의하여 트랩전자는 전도대로 여기되며 그 이동에는 전계를 필요로 한다.<sup>10,11)</sup>

또, 시료 내부를 이동하여 공간전하분극<sup>12)</sup>을 일으키는 이온에 대한 TSC의 연구는 그다지 많지 않지만 일반적으로  $V_f$ 의 증가와 함께 TSC의  $T_m$ 은 저온측으로 이동하며 활성화 에너지도 변하게 되는데 이것은 전계에 의하여 이온의 포텐셜이 변화되기 때문이다.

①  $\alpha$  와  $\alpha'$  피이크의 기원

TSC 스펙트라의 각 피이크 특성과 활성화 에너지로부터 각 피이크의 기원에 대하여 고찰하기 위해 TSC 해석방법으로 사용되는 활성화 에너지를 형성전계에 따른 TSC 스펙트라에서 초기상승법으로 구하여 표 1에 나타냈다. 표 1에서 알 수 있는 바와같이  $\alpha$  피이크의 활성화 에너지는 형성전계에 따라 0.148~0.109[eV]이며,  $\alpha'$  피이크는 0.290~0.285[eV]이다. 또한 그림 8로부터 알 수 있는 바와같이  $\alpha$  피이크는 인가전계가 증가함에 따라  $T_m$ 이 저온측으로 약간 이동함을 알 수 있고,  $\alpha'$  피이크의  $T_m$ 은 인가전계가 증가함에 따라 거의 일정함을 보이고 있다. 이와 같이 활성화 에너지와 피이크 특성이 다르기 때문에  $\alpha$ ,  $\alpha'$  피이크의 기원은 서로 다르다고 생각된다.<sup>13)</sup>

만약, TSC 피이크의 기원이 쌍극자에 의한 것이라 하면 다음식과 같이 전하량  $Q_{TSC}$ 는 식 (5)와 같다. 여기서  $\mu_d$ 는 쌍극자 모멘트이고,  $N_d$ 는 쌍극자 밀도이다.

$$Q_{TSC} = \frac{N_d \mu_d d}{3kT_f} E_f \quad (5)$$

그러므로  $I_m$ 은 형성전계에 비례하여 계속 증가하

표 1. 초기상승법으로 얻은 활성화 에너지

Table 1. The activation energy obtained by initial rise method.

조건 피이크	$E_f=500[V/cm]$	$E_f=1000[V/cm]$	$E_f=2000[V/cm]$
$\alpha$	0.148	0.129	0.109
$\alpha'$	0.290	0.249	0.285
$\beta$	0.435	0.340	0.353

는 그림 9(b)의 쇄선과 같이 되어야 하며, 형성온도의 변화에 대해서도 피이크 온도는 일정해야 한다. 그러나  $\alpha$ ,  $\beta$  피이크는 형성전계의 증가에 따라  $I_m$ 이 비례하지 않고, 형성전계의 증가에 따라  $T_m$ 은 약간 고온측으로 이동하고 있다. 그러므로 이들 피이크의 기원은 쌍극자로는 설명할 수 없기 때문에 donor 준위로 부터의 ion화 여기이든지 이온에 의한 hopping 일것으로 생각된다.

만일, 이온에 의한 Hopping이  $\alpha$  피이크의 기원이라면 이들 이온은  $P_b$ 의 전계 의존성은

$$P_b = 2qNa\nu \exp\left(-\frac{H}{kT}\right) \sinh\left(\frac{qaE_b}{2kT_b}\right) \quad (6)$$

이므로  $P_b$ 는  $E_b$ 에  $\sinh$  함수관계를 갖는다.

그리고 이온은 열에 의해 확산 이동하는 열민감성 캐리어이기 때문에 실온이하에서 관측되는  $\alpha$  피이크는 열에 의해 확산이동하는 이온이 기원인

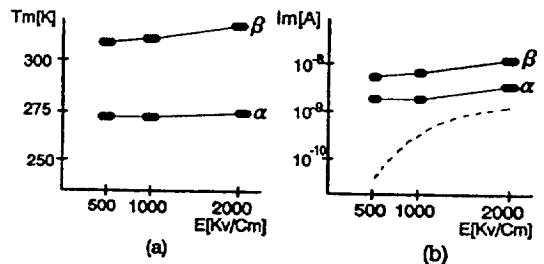


그림 9. 형성전계에 따른  $T_m$ ,  $I_m$ 의 변화

Fig. 9. Variation of  $T_m$ ,  $I_m$  with forming field

라고 생각하기는 어렵다. 또,  $\alpha$  피이크는 비교적 일정한 활성화 에너지 값을 나타내고 있기 때문에  $\alpha$  피이크의 기원은 donor 준위로 부터의 ion화 여기에 기인된 것이라 생각된다.

한편,  $\alpha'$  피이크의  $I_m$ 은 저전계에서 보다는 고전계에서 더욱 뚜렷하게 관측할 수 있었으며, 형성온도 90[°C]까지는 증가를 나타내다가 130[°C]에서는 포화됨을 알 수 있었다. 그러므로  $\alpha'$  피이크는 전계에 의해 강요된 결정입자와 산화층경계부에서 트랩내 트랩전자들의 탈트랩에 기인된 것이라 생

각된다.<sup>10,11)</sup>

## ② $\beta$ 피이크의 기원

고온영역에서 관측된  $\beta$  피이크는  $\alpha$  피이크보다 활성화 에너지가 크고 형성전계의 증가에 따라  $T_m$ 은 1000[V/cm]까지는 일정하다 2000[V/cm]에서 증가를 나타내고, 형성온도의 증가에 따라서는  $T_m$ 이 고온측으로 이동하다가 다시 포화되는 것으로 부터 이동이온에 의한 피이크로 생각된다. 또한 본 실험에서 시편 제작시 첨가된 각종 불순물 이온  $Sr^{2+}$ ,  $Ca^{2+}$ ,  $Ti^{4+}$  및  $Cu^{2+}$  이온과 산소 이온들은 TSC의 안정성에 영향을 미친다고 가정할 수 있다. 이러한 불순물 이온들은 결정입계에서 결합을 통하여 쉽게 확산 이동할 수 있다. 그러므로 열화에 대한 열처리의 효과는 이러한 양이온들이 열처리하는 동안 계면으로 확산하여 산소이온들과 결합하기 때문에 결국 양이온의 감소에 의한 것으로 설명할 수 있다. 그러므로 이동이온이 결정립계에서 공간전하의 분포에 크게 영향을 미치고 전위장벽의 변화를 일으켜 열화의 원인이 된다고 생각된다.<sup>14,15)</sup>

또한, 고전계 인가시 전위장벽의 경사가 급해져서 Poole-Frenkel에 의해 전위장벽의 감소와 두께가 얇아져서 tunneling이 되는 것으로 생각되고 tunneling 이후에는 trap site가 무시되어 방전 TSC가 감소되어 나타난다.

## 4. 결 론

$(Sr_{0.85}Ca_{0.15})TiO_3 + 0.006Nb_2O_5$  세라믹을 제조하여 전기전도 및 열자격전류 특성을 측정하여 하전입자의 기원과 거동에 대한 연구 결과는 다음과 같다.

- 1) 전압-전류 특성은 3개의 영역으로 나누어졌는데, 제 1 영역에서의 전도특성은 전류밀도가 전계에 비례하는 이온성 전도전류로 설명할 수 있으며, 제 2 영역에서의 전도특성은 인가전계의 증가에 따라 활성화되면서 전도에 기여하는 풀-프렌켈 방출이론으로 해석할 수 있었으며, 제 3 영역에서의 전도특성은 온도의 영향을 거의 받지않고 전류밀도가 직선적으로 증가하는 터널효과가 나타났다.
- 2) 열자격전류 특성을 측정한 결과 3개의 피이크가 얻어졌는데,  $\alpha$ 의 피이크는 결정입자에서 donor 준위로 부터의 ion화 여기에 기인된 것으로,  $\alpha'$ 의 피이크는 결정입자와 산화층 경계면의

트랩 캐리어들의 hopping 전도에 기인된 것으로,  $\beta$ 의 피이크는 산화층과 경계면의 내부전계 증가에 의한 trap site에서 hopping 전도에 기인된 것으로 사료된다.

## 참 고 문 헌

1. 坂部行雄, "콘덴enser용 세라믹스", 電子材料, 11, pp.42-47, p. 115(1982)
2. P.E.C.FRANKEN, M.P.A.VIEGERS, and A.P. GEHRING "Microstructure of  $SrTiO_3$  Boundary-Layer Capacitor Materials", J.Am. Ceram.Soc., Vol.64, No.12, pp.687-690 (1981)
3. NOBUTATSU YAMAOKA "SrTiO<sub>3</sub>-Based Boundary Layer Capacitor" CERAMIC BULLETIN, Vol.65, No.8, pp.1150-1152 (1986)
4. 日本電氣學會, "誘電體現象論", pp.241 (1988)
5. A. J. Moulson, J. M. Herbert, "Electroceramics", Chapman and Hall, (1990)
6. 岡崎 清, "セラミック誘電體工学", 學獻社, pp. 200-203, 1992.
7. L. M. Levinson and H. R. Philip, "The physics of metal oxide varistors", J. Appl. Phys., Vol.46(3), pp.1332, (1975)
8. J. D. Levine, "Theory of varistor electronic properties", CRC Crit. Rev. Solid State Sci., Vol.5, pp.597, (1975)
9. Martin M.Pertman "Thermally Stimulated Currents and Voltage and Dielectric Properties" J.Electrochem.Soc., Vol.119, No.7, pp. 892-898 (1972)
10. P.S.Pickard, M.V.Davis "Analysis of Electron Trapping in Trapping Using Thermally Stimulated Electrical Current" J.Appl.Phys., Vol.41, No.6, pp.2036-2243 (1970)
11. K.keiji Kanazawa, I.P.Batra, "Deep-Trapping Kinematics" J.Appl.Phys., Vol.43, No.4, pp. 1845-1853 (1972)
12. Y.Inuishi, "Effect of Space Charge and Structure on Breakdown of Liquid and Solid", IEEE, Vol.EI-17, NO.6, pp.488-492 (1982)
13. 김충혁 "(Sr,Pb)TiO<sub>3</sub>계 세라믹의 유전, 전기전도 특성 및 하전입자의 거동에 관한연구" 광운대학교, pp.77-86 (1992)
14. Akira Dol "Evaluation of Activation Energies for Polarization in Glass from Thermally-

Stimulated Depolarization Currents” J.Appl. Phys., Vol.21, No.7, pp.987-989 (1982)

15. Kazuo Eda, Atsushi Iga, and Michio Mat-

suoka “Degradation mechanism of non-ohmic zinc oxide ceramic” J.Appl.Phys., Vol.51, No.5, pp.2678-84 (1890)

**저자소개**



**김진사**

1967년 6월 22일생. 1993년 2월 원광대학교 전기공학과 졸업. 1995년 2월 광운대학교 전기공학과 졸업(석사). 1996년 현재 광운대학교 대학원 전기공학과 박사과정.



**김성열**

1940년 1월 19일생. 1966년 한양대학교 전기공학과 졸업. 1972년 동 대학원 동력통신과 졸업(석사). 1996년-현재 광운대학교 대학원 전기공학과 박사과정. 1968년-현재 주한미군계약사령부 기술담당관. 당 학회 총무이사



**최운식**

1962년 4월 17일생. 1989년 2월 광운대학교 전기공학과 졸업. 1991년 2월 광운대 대학원 전기공학과 석사. 1995년 2월 동 대학교 대학원 전기공학과 박사. 현재 대불공대 전자공학부 교수.



**박현빈**

1947년 4월 19일생. 1971년 전북대학교 공대 전기공학과 졸업. 1982년 전북대학교 대학원 전기공학과 졸업(석사). 1991년-현재 전남대학교 대학원 전기공학과 박사과정 수료. 1979년-현재 전북산업대학교 전기공학과 교수.



**신철기**

1966년 5월 15일생. 1988년 2월 광운대학교 전기공학과 졸업. 1990년 2월 동 대학교 대학원 전기공학과 졸업(석사). 현재 동 대학원 박사과정 재학중.



**김태성**

1935년 11월 29일생. 1959년 2월 전남대학교 전기공학과 졸업. 1981년 2월 조선대학교 대학원 전기공학과 졸업(공학). 1983년 7월 일본 청산대학원대학 전기공학과 연구교수. 1989년 7월 일본 동경공업대학 전기공학과 연구교수. 1995년 현재 전남대학교 전기공학과 교수. 당 학회 부회장



**이준응**

1940년 10월 24일생. 1964년 2월 한양대학교 전기공학과 졸업. 1970년 2월 한양대학교 전기공학과(석사). 1979년 9월 France 국립 Montpellier 전기공학과(공학). 1990년 1월 -12월 미국 미시시피주립대 교환교수. 현재 광운대 전기공학과 교수. 현재 당 학회 편수위원장.