

Crystal development and growth mechanism by pretreatment process for zinc crystalline glaze

Chiyoun Lee[†]

Dept. of Ceramic Art, Hanyang Women's University, Seoul 04763, Korea

(Received November 28, 2016)

(Revised December 20, 2016)

(Accepted January 6, 2017)

Abstract In this study, the effect on the zinc nuclei crystallization caused by changes preprocessing of the zinc crystalline glaze preparation has been studied. The mechanism of the nuclei formation in the crystalline glaze and development of the nuclei by studying the preprocessing step was explained. The preprocessing step was improved by altering mixing process of the materials prior to sintering: number of sieving dispersion process and ultra-sonication prove tests with various duration of sonication. According to the result, the sieving and sonication of the starting materials facilitated the interface reactions of ZnO-SiO₂ from 680°C where low temperature willemite is formulated, and altered Si bonding for the easier bonding between Zn-Si. In other words, solely sieving was enough to accelerate the formation of willemite in low temperature. When the particles were distributed evenly by sonication, the willemite formation was even more significant.

Key words Zinc crystalline glaze, Willemite, Sonication, Glaze dispersion

아연 결정유약 전처리 공정을 통한 결정생성 및 성장의 mechanism

이지연[†]

한양여자대학교 도예과, 서울, 04763

(2016년 11월 28일 접수)

(2016년 12월 20일 심사완료)

(2017년 1월 6일 심사완료)

요약 본 연구는 아연결정 Willemite(Zn₂SiO₄)의 합성에서 소성 전의 전처리 과정이 결정의 결합반응에 미치는 영향을 규명하고자 한다. 시료 전처리 방법으로 원료의 체거름과 초음파분산실험을 통해서 실험 분석하였다. 그 결과, 기본유약 시료의 체거름과 초음파분산은 물리적 공정만으로 Zn-Si 결합이 용이하도록 Si 분당에 변화를 가져와 저온(680°C)에서부터 willemite의 생성을 촉진시켰다. 원료의 분산은 체거름 만으로도 willemite의 저온 생성을 촉진시키는 것으로 나타났으며 특히 초음파 분산 실험의 결과는 willemite생성의 저온 반응에 효과가 더욱 극명하게 나타났다. 이러한 비 소성 전 처리 공정에 의한 결정생성은 경제적으로도 큰 가치가 있을 것으로 판단된다.

1. 서론

아연결정유약의 결정은 도자기 전면에 화려하고 자연스럽게 펼쳐져 유약의 미적 기능을 높여주는 역할을 한다. 하지만 아연결정유약의 경우, 핵생성과 성장 조건이 매우 예민하여 최적 제조조건 확립이 어렵기 때문에 현대도자공예 부문에 있어 활용여지가 매우 높음에도 도예작품에 활발히 활용되지 못하고 있는 실정이다.

아연결정유약은 아연을 주 원료로 하는 유약 내에서 아

연결정을 생성, 성장시킬 때 적당한 수의 결정핵 형성과 그 핵 결정이 성장할 수 있는 일정 조건을 필요로 하기 때문에 아연결정유약에 대한 연구는 오래 전부터 진행되어 왔으며 현재에도 유약 내에서 일정 결정을 전반적으로 생성, 성장시키거나, 필요한 특정 부위에만 결정을 생성시키고 원하는 색상을 나타내게 하는 등의 다양한 변화들을 위한 연구가[1-5] 활발히 진행되고 있다.

본 연구에서는 아연결정유약의 제조에 있어 전처리 공정의 변화가 결정화에 미치는 영향을 규명하고자 한다. 전처리 공정은 유약의 입도와 원료의 분포에 기인하는 것으로, 소성 전 원료의 혼합처리 방법을 개선하고자 한다. 원료 혼합의 방법으로 체거름 공정을 거치면 결정유

[†]Corresponding author
E-mail: cleeh@hywoman.ac.kr

약의 생성에 큰 변화를 보인다. 아연결정유약의 경우 ZnO-SiO₂의 반응으로 결정이 생성되는데, 이 때 ZnO 입자가 고루 분포되면 표면적이 커지고 표면의 free energy가 커져 계면의 반응을 촉진시킨다[6]. 이와 같이 아연 결정의 생성 메커니즘을 이해하여 보다 용이하게 결정 생성의 조건을 맞춰주는 것으로 열처리 없이 물리적인 공정으로서 가능하다. 이러한 공정 처리는 보다 경제적으로 안정적으로 아연결정의 생성 및 성장을 효율적으로 조절할 수 있다. 원료 혼합의 전처리공정을 통해 결정유약의 핵 생성 및 결정성장의 메커니즘을 규명하고자 하였다. 이를 통해 도예가들이 좀 더 쉽게 작품에 활용할 수 있게 할 뿐 아니라 산업 생산으로도 활용도를 높이고자 한다.

2. 실험 방법

2.1. 출발원료

아연결정유약 내 결정 성장을 비교하기 위한 출발 원료로는 Frit 3110(Ferro Crop.), 하소아연(ZnO, Hanil Co., Ltd.), SiO₂(Industrial Grade), NiO(Chemical pure, Junsei Co., Ltd.)을 사용하였다.

아연결정유약의 조성과 소성방법은 문헌[6]을 기본으로 하였으며 유약의 조성은 다음과 같이 제겔식으로 나타내었다.

1차 실험 결과 결정의 생성과 성장이 가장 좋은 G8조성[7]을 선택하여 아연결정유 제조 실험의 기본 조성으로 정하였다. 유약 G8는 Fig. 1의 삼성분계의 8번이며, 이 조성의 제겔식을 다음에 식(1)로 나타내었다.

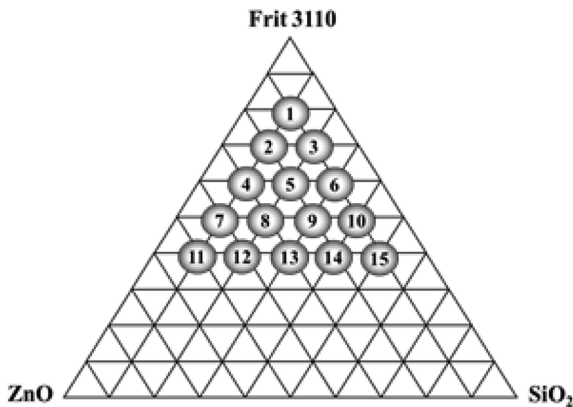
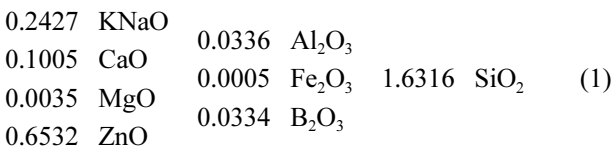
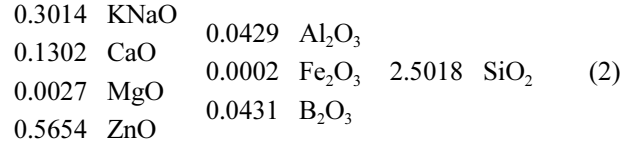


Fig. 1. Three component system of glaze.

또한, 유약의 전처리 공정에 의해 생성되는 아연결정 외 결정의 생성변화를 비교하기 위해 유약의 조성 G9를 선택하였으며 G9 조성의 제겔식은 식(2)와 같다.



전 처리 공정은 본 연구의 가장 핵심이 되는 공정으로서 구체적인 연구방법은 다음과 같다. 실험을 위하여 원료는 분말 조성원료를 기준으로 물과 혼합, 체거름 후 물과 혼합 그리고 동량의 물을 첨가하여 초음파 분산하였으며 그 결과를 비교하였다. 체거름의 경우 체의 입도는 보편적으로 사용되는 Sieve 100 mesh를 기본으로 체거름 횟수에 변화를 주어 실험하였다. 분산은 초음파 분산기(Q-55, Qsonica, Misonix, U.S.A.)를 사용하였다.

본 실험은 백자시편을 사용하였으며, 유약 내 Willemite의 결정이 최적으로 생성되는 조성으로 소성은 전기가마를 이용하여 5°C/min의 승온 속도로 최고온도 1270°C에서 소성하였으며 1시간 유지한 후, 다시 1170°C까지 3°C/min으로 냉각시키고 2시간 유지 후 로냉하는 조건을 기본으로 행하였다.

2.2. 특성 분석

유약의 조성에 따른 시료의 변화 및 결정 상태를 관찰하고, 이 때 나타난 결정의 상을 분석하기 위하여 X선 회절분석 XRD(X-pert Pro. PANalytical, USA), Raman Spectroscopy(532 nm, 20 mW. Flex G, Tokyo Instrument, Japan.), SEM/EDX(SU-70, Scanning Electron Microscope, Hitachi/X-Max^N, Silicon Drift X-ray Detector, Japan) 등을 사용하였고, 유약의 발색은 UV-vis(U.V PC optical color analysis software(P/N 206-67449))으로 분석하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1. 원료의 전처리 효과

3.1.1. 체거름 효과

기본유의 체거름 변화에 의한 영향을 비교하기 위해 라만 분석한 결과를 Fig. 1(a)에 나타내었다. P1은 기본 유 시료를 4분법으로 혼합하여 측정된 결과이며, P2는 100 mesh 체로 2회 체거름한 결과를 나타낸다. P1에서 나타나는 ZnO의 특성밴드가 P2에서는 나타나지 않는다. 반면에 P2에서는 SiO₂의 특성밴드가 나타나는데 이는 체거름에 의한 SiO₂의 분산효과 때문이라 할 수 있다.

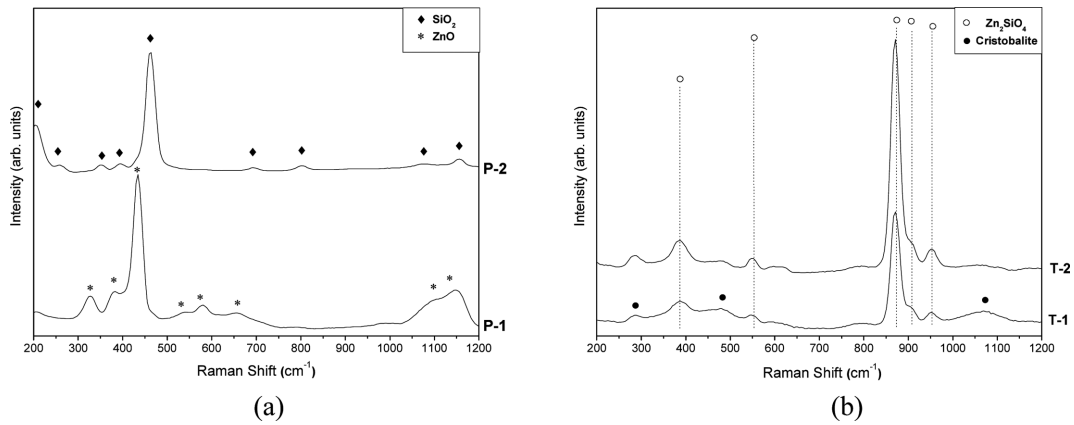


Fig. 2. Raman spectra of (a) raw powdered glaze samples as P and (b) fired samples as T; non sieved as 1 and sieved as 2.

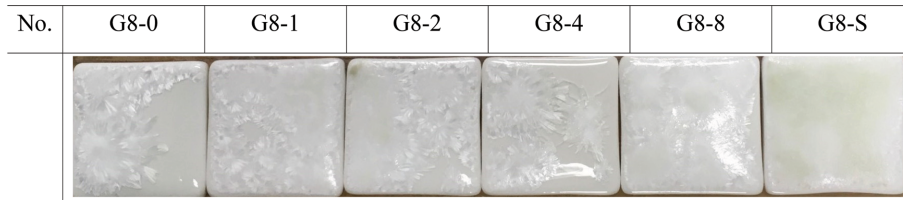


Fig. 3. Appearances of different results of glaze G8 samples by sieved times.

P1, P2 시료를 소성한 결과를 (b)에 T1, T2로 나타내었다. 소성결과 기본유 시료에서 분산의 효과를 보여준 P2의 시료가 T2에서 willemite의 특성밴드가 체거름 없는 시료 T1의 경우에서 보다 현저히 높은 강도를 보였다. 이것으로 willemite 생성에 SiO₂의 분산효과 영향이 매우 중요함을 확인할 수 있었다.

위 Fig. 1의 삼성분계실험 결과 결정의 생성과 성장이 가장 양호하게 나타난 G8의 유조성을 선택하여 이를 0회~8회에 걸쳐 100 mesh로 체거름 하고 동일조성을 초음파분산 한 후(G8-S) 시유하고 소성한 결과를 Fig. 3에 나타내었다. 체거름 하지 않은 G8-0의 경우보다 1회 이상 체거름한 결과에서 모두 willemite 결정이 증가되어 나타났다. 체거름의 효과로 결정의 생성이 증가 된 후에는 체거름의 횟수가 결정량의 증가에 큰 변화를 보이지 않았다. 반면 동일조성의 기본유 시료를 초음파로 분산시킨 G8-S의 경우, 결정의 생성에 매우 큰 영향을 주는 것으로 나타났다. 소성된 시편의 표면은 크게 성장하지 않은 willemite 결정이 전면에 걸쳐 두껍게 덮일 정도로 생성되었다.

Fig. 3에 나타난 결과 중 체거름의 효과를 비교 할 수 있는 시료, 각각 0회(G8-0), 1회(G8-1)한 시편과 초음파분산한 시편(G8-S)을 XRD 회절분석 한 결과를 Fig. 4에 나타내었다.

모든 시료에서 willemite가 주결정으로 존재하는 것이 확인되었으며 G8-S의 경우 X선 회절피크의 강도가 가장 크게 나타나 결정성이 증가되었음을 알 수 있었다.

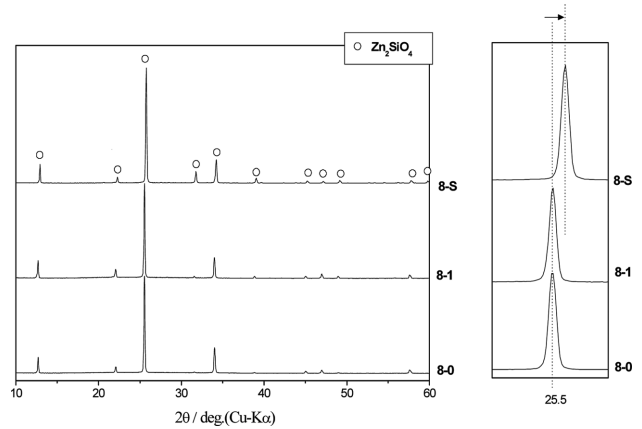


Fig. 4. XRD results of glaze G8 samples by sieved times: Non sieved 8-0, sieved 8-1, and ultrasonic dispersed 8-S.

특히 2θ 값이 25.5°인 부분을 확대시켜 비교해보면 G8-S의 결정피크가 우측으로 이동되었음을 확인할 수 있는데 이는 초음파 분산의 효과에 의해 생성되는 willemite 결정 내 결합구조에 변화가 생긴 것으로 추정된다.

위의 G8 시편을 Raman spectrometer로 측정 한 결과를 Fig. 5에 나타내었다. 모든 시료는 394, 542, 873, 908, 945, 972 cm⁻¹ 등에서 willemite 특성밴드가 나타났으며 [8] 1회 이상 체거름 한 G8-1 시료가 체거름하지 않은 G8-0 시료보다 특성밴드의 강도가 높게 나타났다. 특히 약 458 cm⁻¹에서 보이는 SiO₂의 특성밴드 [9]에서 G8-S 시료 밴드의 강도가 매우 커지는 것으로 확인된다.

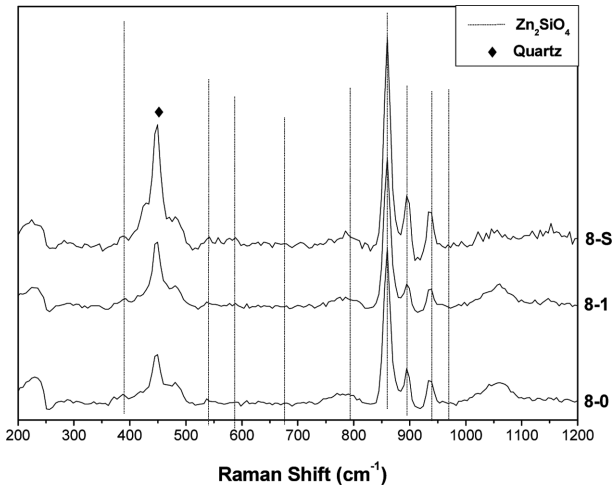


Fig. 5. Raman spectra of glaze G8 samples by sieved times: Non sieved 8-0, sieved 8-1, and ultrasonic dispersed 8-S.

458 cm⁻¹에서 보이는 밴드 강도의 반가폭 값의 크기가 좁게 나타났다. 이는 Si 결합구조에 변화가 나타난 것으로 판단된다.

이와 같은 결과를 확인하기 위해서는 초음파 분산과 Si 결합구조의 관계 변화를 보다 명확하게 확인 할 필요가 있다.

3.1.2. 초음파 분산 효과

위의 실험 분석을 통해서 유약의 체거름과 초음파분산이 결정의 생성에 영향을 미치는 것이 확인되었다. 특히 초음파 분산의 경우 유약 내 생성되는 결정의 결합구조에 영향을 미치는 것으로 나타났다. 이것은 소성 전 원료에 변화가 일어나는 것으로 파악된다. 유약의 전처리 공정이 시료에 미치는 영향을 관찰하기 위하여 기본유시료의 전처리 실험 결과를 라만 분석하여 Fig. 6에 나타내었다. 소성하지 않은 raw 원료로 분산하지 않은

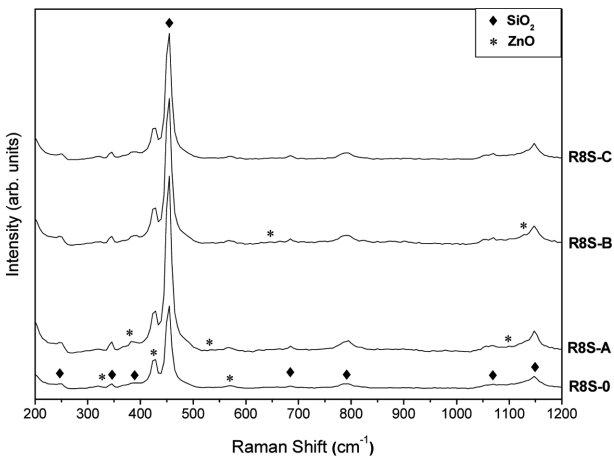


Fig. 6. Raman spectra of raw glaze G8 samples by sonic durations: Non sieved 8-0 and ultrasonic dispersed 8-S.

R8S-0 시료와 초음파 분산시간을 증가시킨 시료를 R8S-A, B 그리고 C로 표기하여 라만 분석 하였다. 측정결과 Fig. 5의 결과와 같이 Si 특성밴드의 주밴드의 강도가 458 cm⁻¹ 부근에서 현저히 높아지는 것으로 나타났다. 전 처리 공정만으로 이미 소성 전에 시료의 분산이 Si bonding에 영향을 주고 있음을 확인할 수 있다. 이 때 458 cm⁻¹ 부근의 특성밴드는 SiO₂ molecule가 SiO₂(α -quartz) V_s(Si=O) 로 확인된다[10]. 특히 분산시간이 길지 않은 R8S-A에서 가장 강한 강도를 보였으며 소성결과 가장 많은 결정이 생성됨을 보였다. Willemite는 Si 사면체 구조 내에 일부 Zn 원자가 치환되어 생성되는 것으로 알려졌다[11]. 전처리 과정에서 나타나는 Si 분당 결합의 증진은 willemite 결정의 생성을 촉진시키는 것으로 나타났다. 이는 물을 첨가한 초음파 분산의 결과로 H 이온에 의해 SiO₂의 입자간 계면의 Si-O의 분당 결합이 증진되어 나타난 것이다. 분산시간이 점차 길어진 시료 R8S-B, C에서는 입자의 과잉 분산으로 SiO₂의 결합이 약해져 458 cm⁻¹ 부근의 특성밴드가 다시 낮아졌다 [12, 13]. 이와 같은 초음파 분산시간에 따른 시료의 소성결과는 Fig. 7에 나타내었다. 적정 분산시간으로 나타난 R8S-A에서 가장 많은 willemite 결정을 보였으며 분산시간이 점차 길어진 시료 R8S-B, C에서는 결정의 수가 감소되어 Fig. 6의 결과와 같은 결과를 보였다.

따라서 전처리한 시료 내 결정의 생성변화를 확인하기 위해 willemite 결정생성이 시작 되는 것으로 알려진 온도[11] 부근 770°C에서 quenching하여 분석하고 XRD 분석한 결과를 Fig. 8에 나타내었다. Fig. 8(a)의 8-0, 8-1, 8-S 시료 모두에서 willemite 존재를 확인할 수 있었으며 시료를 체거름 하거나 초음파 분산한 8-1, 8-S 시료에서 willemite 결정의 생성이 증가하는 것을 보여주었다. Fig. 8(b)는 Fig. 8(a)의 2 θ 값 30~35° 범위를 확대하여 나타낸 것으로 Si 주피크가 8-1, 8-S에서 모두 이동된 것으로 나타났으며 특히 2 θ 값 30~35° 범위의 피크를 비교 하였을 때 willemite의 증가를 확인할 수 있고 특히 8-S의 경우는 2 θ 값이 34° 부근에서 willemite 피크가 증가함에 따라 ZnO 피크가 감소되어 willemite 생성에 시료의 분산 전처리 공정이 크게 영향을 미치고

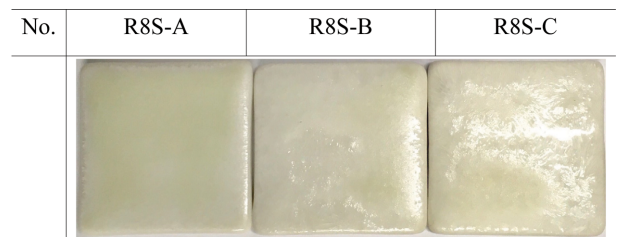


Fig. 7. Appearances of different results of raw glaze G8 samples by sonic durations.

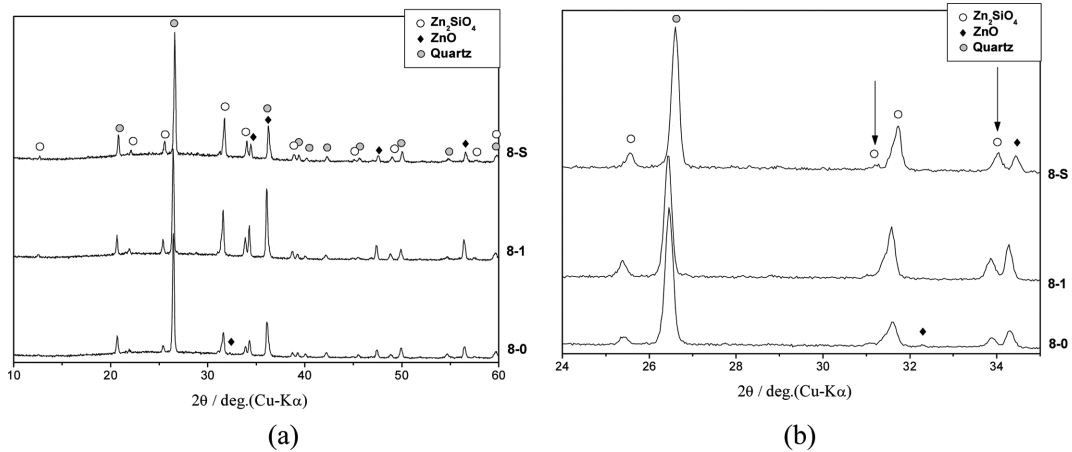


Fig. 8. XRD results of glaze G8 samples fired at 770°C: Non sieved 8-0, sieved 8-1, and ultrasonic dispersed 8-S.

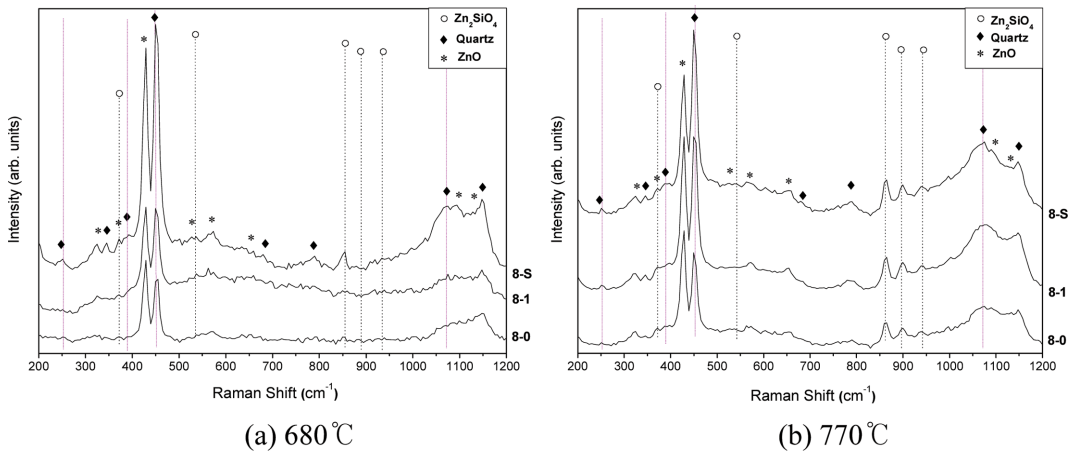


Fig. 9. Raman spectra of glaze G8 samples fired at 680°C and 770°C: Non sieved 8-0, sieved 8-1, and ultrasonic dispersed 8-S.

있음을 확인할 수 있었다.

위에서 기본유 시료의 전 처리가 결정 생성에 영향을 주는 것을 확인하고 willemite 생성을 좀 더 자세히 알아보기 위하여 willemite 결정생성이 시작되는[8] 680, 770°C에서 qinching한 시료를 라만 분석하고 그 결과를 Fig. 9에 나타냈다. Fig. 9(a)는 680°C에서 소성한 시료를 8-0, 8-1, 8-S와 비교하였을 때 모든 시료에서 willemite 흔적을 나타내 willemite가 생성됨을 확인할 수 있었다. 전 처리 한 8-1, 8-S의 경우, Si 주밴드 피크가 8-0 보

다 크게 나타났다. 458 cm⁻¹ 부근의 SiO₂ 특성밴드가[10] 본딩 결합에 변화를 일으키므로 생성되는 willemite결정의 결합에도 영향을 주는 것으로 확인된다. 이와 같은 결합의 결과는 willemite의 생성을 촉진시켜 상대적으로 저온에서 결정이 생성되는 것으로 나타났다. 특히 Si 결합구조에 영향을 많이 받는 8-S의 경우, 458, 1070 cm⁻¹ 부근의 Si 결정밴드가 현격히 크게 나타나 770°C에서 소성한 Fig. 9(b)의 8-1 시료와 유사한 Si 결정밴드 양상을 나타내고 있으므로 willemite 생성의 저온 반응에

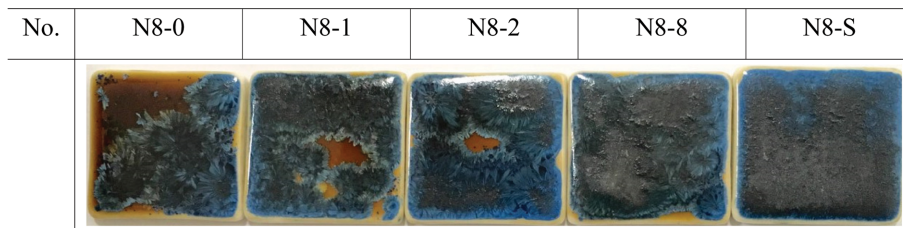


Fig. 10. Appearances of different results of N8 samples by sieved times.

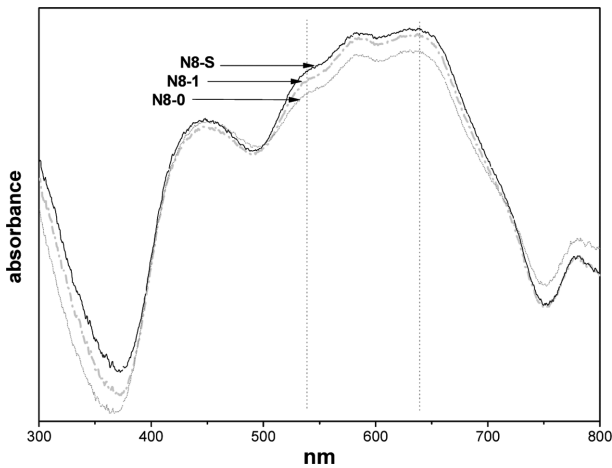


Fig. 11. UV-vis spectra of glaze N8 samples: Non sieved N8-0, sieved N8-1, and ultrasonic dispersed N8-S.

효과가 지대하다 할 수 있다. Fig. 9(b)에서는 모든 시료에서 이미 willemite가 생성되었음을 보여주었고 특히 8-S의 결정도가 높아지는 것을 확인하였다.

아연결정의 생성과정 중에 미치는 발색산화물의 영향을 알아보기 위해 위의 8번 유약조성전처리 실험에 NiO 4% 첨가하여 실험 한 시편결과를 Fig. 10에 나타내었다. 체거름하지 않은 시료 N8-0, 체거름 1회는 N8-1, 체거름 2회는 N8-2, 체거름 8회는 N8-8 그리고 초음파 분산 시료는 N8-S로 표기하였다.

시료 N8-0에서 보다 1회 이상 체거름 하였을 때 앞서 나타난 것과 같이 Si 분산에 의해 willemite의 결정 생성이 촉진되었고, 생성이 촉진된 결정 내 Ni²⁺ 고용이 증가됨으로 Ni 발색도가 증진되었다. 특히 초음파분산시료 N8-S에서 결정량이 압도적으로 증가하여 시편의 전면을 완전히 도포하고 있으며 유약내 동량의 발색제가 사용되었음에도 발색이 매우 짙게 나타났다.

Willemite 결정 내 Ni²⁺의 고용에 의한 발색정도를 알아보기 위하여 UV-vis로 측정한 결과를 Fig. 11에 나타내었다. 약 545~640 nm에 나타나는 밴드는 willemite에 고용된 Ni²⁺ 발색 특성밴드로 나타났다. 각각의 transition은 ³A_{2g}(F) → ¹E_g(D), ³A_{2g}(F) → ³T_{1g}(P)의 Tanabe sugano의 식으로 설명된다. 이때 고용된 Ni의 산화상태는 Ni²⁺로 나타났다[14]. 540~640 nm의 밴드영역에서 나타난

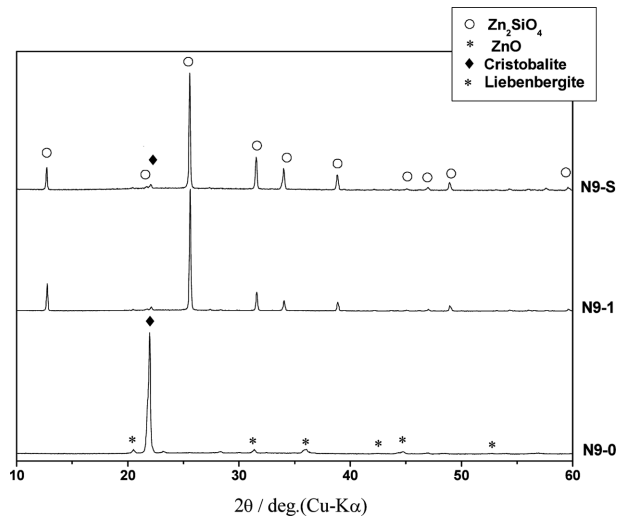


Fig. 13. XRD results of glaze N9 samples by sieved times: Non sieved N9-0, sieved N9-1, and ultrasonic dispersed N9-S.

청색도로서 willemite의 존재를 확인하였고 특히 8-0, 8-1, 8-S 순서로 청색도가 높게 나타남으로서 시료를 전처리 하였을 때 Ni²⁺가 더 많이 willemite에 고용 증진되었음을 확인할 수 있다.

Willemite 결정생성 변화를 효과적으로 비교하기 위해 willemite 외에 타결정이 공존하는 유약조성 식(2), Fig. 1의 9번을 사용하여 NiO 첨가 실험(N9)을 진행하였다. 체거름하지 않은 시료 N9-0, 체거름 1회는 N9-1, 체거름 2회는 N9-2, 체거름 8회는 N9-8 그리고 초음파 분산 시료는 N9-S로 표기하였다. 위의 Fig. 10와 같은 방법으로 N9에 NiO 첨가하였을 때 willemite와 동시에 생성된 liebenbergite(olivine) 결정이 유 표면으로 먼저 석출되어 willemite 생성을 방해하는 것을 Fig. 12에서 확인할 수 있었다. 역시 체거름을 1회 이상하거나 초음파분산 시켰을 때 willemite의 생성이 촉진되어 Ni가 고용된 청색 willemite의 생성량이 증가됨을 알 수 있었다. 또한, 초음파분산 시킨 N9-S의 경우는 willemite의 석출량이 현저히 많아진 것으로 나타났다.

위의 N9 시료를 1270°C에서 소성한 후 XRD 분석하고 그 결과를 Fig. 13에 나타내었다. N9-0의 경우 표면 XRD상에서 willemite 결정이 나타나지 않았고 1회 이상

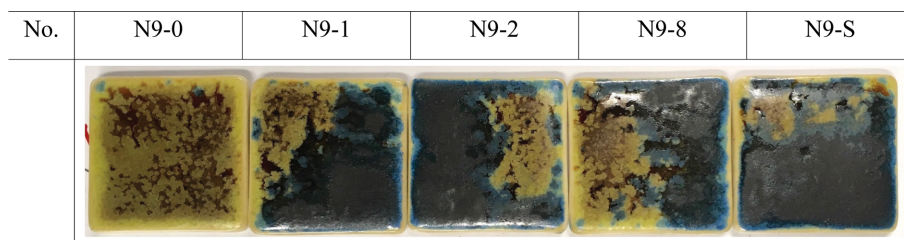


Fig. 12. Appearances of different results of N9 samples by sieved times.

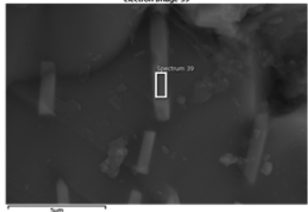
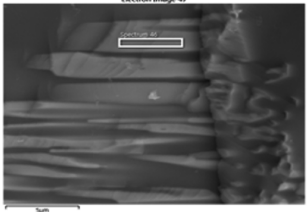
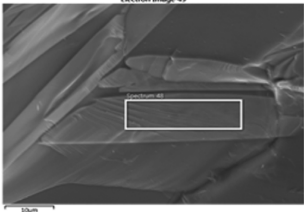
	N9-0	N9-1	N9-S
Element			
	Wt%	Wt%	Wt%
Zn	42.5	52.1	51.0
O	34.9	28.0	25.7
Si	14.4	11.6	13.4
Na	6.4	5.9	5.2
Ni	1.8	2.4	4.7
Matrix	Correction	Correction	Correction

Fig. 14. SEM/EDX results of glaze N9 Samples by sieving times: Non sieved N9-0, sieved N9-1, and ultrasonic dispersed N9-S.

체거름한 N9-1와 초음파 분산한 N9-S에서는 willemite 존재가 확인되었다. 특히 초음파 분산의 경우 willemite의 결정도가 확실하게 증가됨을 확인하였다.

N9-0 시편의 경우 Fig. 12의 시편사진에서 보이는 것과 같이 표면에 willemite의 석출이 거의 나타나지 않았으므로 시편의 단면을 SEM/EDX 분석하여 Fig. 14에 나타내고 willemite의 NiO 고용변화를 확인하고자 하였다.

분석결과, N9-0는 시편의 표면이 liebenbergite(olivine) 결정으로 덮혀 있었으나 유표면 아래 willemite의 결정이 일부 생성되어 있는 것을 SEM/EDX 분석으로 확인할 수 있었다. 반면 N9-1, N9-S에서는 매우 잘 발달된 willemite의 결정을 찾을 수 있었으며 특히 생성된 willemite의 결정 내 Ni의 고용량에 변화를 나타냈다. 고용된 Ni의 함량은 N9-0의 경우 1.8%, N9-1은 2.4%, N9-S에서는 4.7%로 나타나 전 처리 과정에 따라 willemite의 결정생성과 Ni의 고용량에 큰 변화를 보이는 것으로 확인되었다. 이는 Fig. 9에서 보이듯이 Si의 분산효과로 인하여 willemite 생성이 촉진되면, 생성 시 고용되는 Ni의 고용량이 증가하는 것으로 설명된다.

4. 결 론

본 연구에서는 아연결정유 의 제조에 있어 전 처리 공정의 변화로 결정화에 미치는 아연 결정의 생성 메커니즘을 규명하였다.

기본유 시료의 체거름과 초음파분산은 물리적 공정만으로 willemite가 저온 생성되는 680°C에서부터 시료의 ZnO-SiO₂의 계면반응을 촉진시키고 Zn-Si 결합이 용이하도록 Si 분당에 변화를 가져왔다. 따라서 체거름 만으

로도 willemite의 저온 생성을 촉진시키는 것으로 나타났다. 특히 초음파 분산 실험의 결과는 willemite 생성의 저온 반응에 효과가 더욱 극명하게 나타났다. 이것은 458 cm⁻¹ 부근의 라만 특성밴드로 설명되는데 SiO₂ molecule가 SiO₂(α -quartz) V_s(Si=O)로 확인된다[10].

NiO를 첨가하여 willemite 생성과 Ni 고용 관계에서는 전 처리하지 않은 시료를 1회 이상 체거름하거나 초음파 분산하였을 경우, Si의 분산으로 결정결합의 변화를 가져와 willemite 생성 시 Ni의 willemite 결정 내 고용이 증진됨을 확인하였다.

따라서 결정유의 결정생성 및 성장은 전처리 공정을 통해서 Zn과 Si 분산이 Si 분당의 결합에 변화를 주며 willemite결정생성을 촉진함에 따라서 핵생성량을 증가시킨다.

감사의 글

“이 논문은 2015년 선정 중견연구자지원사업의 일환으로 한국연구재단의 지원을 받아 연구되었음(과제번호 2015S1A5A2A01014395).”

References

- [1] D. Creber, “Crystalline glazes”, Craftsman House, Australia (1997) p. 9.
- [2] R.A. Eppler and D.R. Eppler, “Glazes and glass coatings”, J. Am. Ceram. Soc., Westerville, OH, U.S.A. (1998) p. 70.
- [3] F.H. Norton, “The control of crystalline glazes”, J. Am. Ceram. Soc. 20 (1937) 217.

- [4] C.W. Parmelee, "Ceramic glaze", 3rd ed., Cahners Publishing Co. Inc., York, PA, U.S.A. (1973) p. 327.
- [5] E. Kato and H. Takashima, "Study on the structure of zinc opaque glazes", J. Japan Ceram. Soc. 15 (1965) 69.
- [6] J.G. Ma, Y.C. Liu, C.S. Xu, Y.X. Liu, C.L. Shao, H.Y. Xu, J.Y. Zhang, Y.M. Lu, D.Z. Shen and X.W. Fan, "Preparation and characterization of ZnO particles embedded in SiO₂ matrix by reactive magnetron sputtering", J. Appl. Physics. 97 (2005) 1.
- [7] C.Y. Lee and B.H. Lee, "A study of nucleation and growth in zinc crystal glaze by firing conditions (in Korean)", J. Kor. Ceram. Soc. 46 (2009) 253.
- [8] H.S. Lee, "A study of nucleation and growth in zinc crystal glaze by firing conditions", J. Kor. Ceram. Soc. 50 (2013) 116.
- [9] W.P. Griffith, "Raman studies on rock-forming minerals. Part I. Orthosilicates and cyclosilicates", J. Chem. Soc. A (1969) 1372.
- [10] T.A. Sidorov, "Raman spectra and molecular structure of silicates", Russ. J. Inorg. Chem. 52 (2007) 1586.
- [11] H.F.W. Taylor, "Mineral", Amer. 47 (1962) 932.
- [12] R.H. French, "Origins and applications of london dispersion forces and hamaker constants in ceramics", J. Am. Ceram. Soc. 83 (2000) 2117.
- [13] J. Luo and Y.M. Chiang, "Wetting and prewetting on ceramic surfaces", Annu. Rev. Mater. Res. 38 (2008) 227.
- [14] A. Bloise, E. Barrese, C. Apollari and D. Miriello, "Flux growth and characterization of Ti-and Ni-doped forsterite single crystals", Cryst. Res. Technol. 5 (2009) 463.