2003 추계학술발표회 논문집
한국원자력학회

Zr 분말 특성이 Zr-U 소결체에 미치는 영향

Effects of Characteristics of Zr-powders on the Sintered Zr-U Alloy

김태규, 최현승, 주근식, 이종탁, 손동성
한국원자력연구소
대전광역시 유성구 덕진동 150

요 약

Zr과 U 분말을 혼합하고 압분한 후 소결하는 과정에서 Zr 분말의 특성(dehydriding 처리한 분말과 dehydriding 처리하지 않은 분말)이 Zr-U 소결체에 미치는 영향을 평가하였다. Dehydriding 처리하지 않은 Zr 분말 (수소 = 2000 ppm, 평균 입도 = 45 μm)의 경우 Zr-U 압분체의 밀도가 6.26 g/cm^{3}이었다. 또한 소결 과정에서 Zr 분말에 있는 수소를 제거하기 위하여 장시간 (50 시간 이상)의 degassing 시간이 요구되었으며, 1500^{o}C에서 2시간 소결 후 밀도는 약 8.52 g/cm^3 (93.8% TD)으로 나타났다. 이에 비하여 소결 이전에 Zr을 dehydriding 전처리한 분말 (수소 = 100 ppm, 평균 입도 = 88 μm)의 경우, 압분 밀도는 6.53 g/cm^{3}이었다. 또한 소결 과정에서 Zr 분말의 dehydriding 시간이 필요하지 않으므로 소결시간이 20 시간 이내로 상당히 단축되었으며, 1500^{o}C에서 2시간 소결 후 밀도는 약 8.49 g/cm^3 (93.5% TD)이었다. 이러한 현상은 분말 입도 차이와 함께 대부분 Zr 분말 수소 함량의 차이에 기인하는 것으로 보여진다. 그러나, 소결체 내에서 밀도나 성분 함량 분포에 미치는 Zr 분말 특성의 영향은 거의 없는 것으로 나타났다.

Abstract

The effects of characteristics of Zr-powders with and without dehydriding-treatment on the sintered Zr-U alloys were evaluated. For the Zr-powders without dehydriding (2000 ppm H, mean diameter = 45 μm), the green density of pressed Zr-U powders appeared to be 6.16 g/cm^3. The dehydriding time was thus necessary to remove the hydrogen in Zr-powders during sintering, and the density of sintered Zr-U alloy after sintering at 1500^{o}C for 2 hours revealed to be 8.52 g/cm^3 (93.8% TD). On the other hand, the green density of pressed Zr-U powders, when the Zr-powders with dehydriding-treatment (100 ppm H, mean diameter = 88 μm) was applied, showed to be 6.53 g/cm^3. The sintering duration was much reduced due to the reduction in the hydrogen content of Zr-powder, and the density of sintered Zr-U alloy after sintering at 1500^{o}C for 2 hours revealed to be 8.49 g/cm^3 (93.5% TD). These phenomena would be mainly attributed to the difference in the hydrogen contents of Zr-powders along with the difference in the size of powder. However, it was observed that the characteristics of Zr-powders showed little effects on the density distribution and concentration of alloying elements within a Zr-U alloy.

1. 서 론

원자력 발전용 금속연료는 UO_2 형태의 세라믹 연료에 비하여 고온에서 부식 저항성이 우수하지 못하고, 조사 성장이나 팽윤 등의 조사거동 특성이 단점으로 지적되고 있다. 그러나 금속연료는 세라믹 연료에 비하여 가공성이 우수하므로 제조 공정이 편리하고 열 전도도 등이 우수하다는 장점을 지니고 있다 [1-4].

최근 개발되고 있는 해수 담수화나 동력용 중소형 원자로들은 주로 해안이나 바지선 등에 설치되므로 진동과 같은 지형적인 여건으로부터 안정성이 확보되어야 한다. 또한 중소형 원자로이기 때문에 비교적 적은 인력으로 운전이 이루어지므로, 핵연료의 장주기/고연소도가 필수적으로 충족되어야 한다. 따라서 이들 중소형 원자로의 핵연료로서 금속연료가 적용되고 있다.

대표적인 금속연료 중의 하나는 U-Zr 연료이다. 이 연료의 성분인 Zr은 중성자 흡수 단면적이 낮고 비교적 고온에서도 내식성과 기계적 특성이 우수하며 열전도도가 UO_2보다 유리하므로 활용 가능성이 높은 핵연료 합금 소재로 평가되고 있다 [5].

금속연료를 제조하는 공정은 원소재를 용해하거나 합금 성분 분말을 혼합하고 압분한 후 소결하여 제조한다. 이들 제조공정은 금속연료의 융점에 의해 결정된다. 용해온도가 낮은 경우 용해공정이 적용되지만, 용해온도가 높으면 용해를 통하여 합금제조가 어려우므로 소결 공정이 적용된다 [6].

U-Zr 소결체는 합금 성분이 균일하게 분포하여야 한다. 특히 U 성분이 편석되면 이 부분에서 핵분열 반응이 집중되므로 국부적인 온도상승의 원인이 된다. 국부적인 온도 상승은 핵연료피복재의 항복강도나 creep 특성과 같은 기계적 성질을 저하시키고 부식을 촉진시키는 원인이 되어 결국에는 피복재의 수명이 저하된다. 또한 금속연료의 porosity도 핵연료피복재의 건전성과 밀접한 관련이 있다. 소결한 금속연료 내에 pore가 많이 있으면 fission product의 발생에 따른 금속연료의 swelling 현상을 억제할 수 있는 장점이 있지만, 운전 조건에서 pore는 핵연료/피복재 계면으로 확산하여 핵연료와 피복재을 박리시키는 작용을 하여 피복재 건전성을 저하시키는 것이 단점으로 대두되고 있다. 따라서 소결체의 porosity와 직접적으로 관련이 있는 밀도가 매우 중요한 물리적 성질이다 [6].

분말을 소결하여 금속연료를 제조하는 과정에서 분말의 혼합성에 대한 연구는 많이 수행되었다 [7-8]. U-Zr 합금에서 δ 상 분석 [9]과 Zr-U 상호확산 [10] 및 Zr-U 합금의 조사거동 [11] 등에 대한 연구가 보고되었다. U-Zr 소결체를 제조하는 과정에서 분말 혼합과 하중유지 시간이 소결체의 밀도에 미치는 영향 [6], U 및 Zr 함량에 따른 소결체의 특성에 대한 연구 [12] 및 Zr-U 소결체에 미치는 Zr 입도의 영향 [13] 등의 연구결과도 있다. 그러나, Zr-U 합금을 소결하여 제조하는 과정에서 Zr 분말의 특성이 Zr-U 소결체에 미치는 영향 등에 대한 연구는 거의 없는 실정이다.

본 연구에서는 Zr 및 U 분말을 이용하여 Zr-U 소결체를 제조하는 과정에서 Zr 분말 (dehydriding 처리한 고수소 분말과 dehydriding 처리하지 않은 저수소 분말) 특성이 Zr-U 압분체와 소결체의 특성 및 소결시간 등에 미치는 영향을 평가하였다. 또한 소결체를 여러 등분으로 절단한 후 Zr-U 소결체의 밀도와 성분 분포에 미치는 Zr 분말의 특성도 함께 관찰하였다.

2. 실험 방법

Zr-U 소결체는 Zr 및 U 분말을 혼합, 압분 및 소결 등의 공정으로 제조하였다.

그림 1은 Zr-U 소결체의 제조공정과 특성 평가 등의 절차를 보여주고 있다. U은 원심분무장치를 이용하여 감손 U-derby를 용해한 후 제조한 구형의 순수 U 분말을 이용하였다. 분말의 입도는 sieving하여 125 μm 이하만을 채택하였으며, 이때 분말의 평균 입도는 약 48 μm이었다. Zr은 고온에서 hydriding-dehydriding 공정으로 제조된 분말을 사용하였는데 분말의 입도는 sieving하여 125 μm 이하만을 채택하였다. Zr은 hydriding하여 분말을 제조한 후 dehydriding 처리한 분말과 처리하지 않은 분말 2 종류를 사용하였다. Zr 분말의 화학적 조성은 표 1에서 나타내고 있다. Dehydriding 처리하지 않은 고수소 Zr 분말은 수소의 함량이 최대 2000 ppm 정도이었으며, dehydriding 처리하여 수소함량을 낮춘 Zr 분말은 수소의 함량이 최대 100 ppm이었다.

U 및 Zr 분말은 먼저 일정한 무게 비율 (40 wt.% U + 60 wt.% Zr)로 약 100 g을 측량하였다. 분말은 임의로 설계하여 제조한 Vial-mixer에 장입한 후 75 rpm의 회전속도로 2시간 동안 혼합하였다. 혼합된 분말은 press를 이용하여 cylindrical 형태의 압분체를 제조하였다. Pressing 하중은 5,096 kgf/cm^2으로 일정하게 하였으며, load-holding time은 20초이었다. 압분체는 고온 진공로에 장입한 후 1500℃에서 2~3 시간 동안 수행되었다.

제조된 Zr-U 소결체는 XRD (X-ray diffraction)를 이용하여 상을 분석하였으며, 일정한 크기의 여러 등분으로 절단한 후 밀도도 함께 측정하였다. 또한 SEM (scanning electron microscope)/EDS (Energy dispersive spectroscope)을 이용하여 미세조직과 성분분포도 함께 관찰하였다.

3. 연구결과 및 고찰

3.1. Zr 분말 및 소결 특성

그림 2는 dehydriding 처리한 Zr 분말과 처리하지 않은 Zr 분말의 미세조직을 보여주고 있다. Zr 분말의 형상은 비슷하나 입도가 상당히 차이가 있는 것으로 나타났다. Dehydriding 처리한 Zr 분말의 평균입도는 약 45 μm인 반면, dehydriding 처리하지 않은 분말의 경우 평균 입도는 약 88 μm이었다. 이러한 입도 차이는 고온에서 dehydriding 과정 중에 분말이 서로 응집되었기 때문으로 생각된다.

그림 3은 소결과정에서 Zr 분말 특성에 따른 소결 thermal cycle을 보여주고 있다. 고온진공 소결로의 특성은 고진공 (10^{-6} torr 이상)에서 작동하므로, Zr 분말에서 발생되는 수소 가스 발생량이 일정량 이하로 유지되어야 한다. 따라서 degassing되는 온도영역에서는 가스 발생량을 일정수준 이하로 유지하려면 이 온도 영역에서 유지시간을 증가시켜야만 한다. Zr 분말에서 ZrH_2가 Zr 및 2H로 분해되는 온도범위는 600-900℃ [14]이므로 이 온도 영역에서 degassing 시간이 소요된다. 고수소 Zr 분말의 경우 소결과정에서 Zr-hydride (ZrH_x)의 dehydriding 반응이 진행되어야 하므로 600-900℃ 온도범위에서 50시간 이상의 장시간이 소요되었으나, 소결전에 dehydriding 처리하여 수소함량을 낮춘 저수소 Zr 분말을 사용하는 경우 소결과정에서 dehydriding 공정이 대부분 생략되므로 소결시간이 20시간 이내면 충분한 것으로 나타났다. 따라서 소결전에 Zr 분말을 dehydriding 처리하여 수소 함량을 충분히 낮춘 경우 소결과정에서 dehydriding 처리가 불필요하므로 전체 소결시간을 단축시킬 수 있을 것으로 판단된다.

3.2. Zr-U 소결체

그림 4는 고수소 Zr 분말과 U 분말을 혼합/압분/소결하여 제조한 소결체를 보여주고 있다. 고진공 분위기인 1500℃에서 2시간 소결하여 제조된 소결체는

외관상 산화층이 거의 형성되지 않고 금속광택의 외면상태를 보였다. 또한 소결 수축이 발생하여 압분체에 비하여 높이 및 직경이 감소되었으며, 특히 압분과정에서 특성으로 인하여 소결체 중간부위에서 직경이 상하직경보다 더욱 감소된 것으로 관찰되었다. 이러한 소결 수축현상은 저수소 Zr 분말보다 고수소 Zr 분말을 사용하여 소결하는 경우에 더욱 발생하였다.

그림 5는 소결 시간에 따른 Zr-U 소결체 합금의 SEM-BEI 미세조직을 보여주고 있다. Zr-U 합금은 밝게 보이는 δ-UZr_2 기지에 상대적으로 짙게 보이는 α-Zr 상이 비교적 균일하게 분포하는 미세조직을 나타내었다. Dehydriding하지 않은 고수소 Zr 분말을 이용하여 1500^{o}C에서 2시간 동안 소결하여 제조한 소결체의 미세조직에서는 짙은 색의 α-Zr 상이 비교적 미세하게 분포하는 반면 (그림 5a), 1500^{o}C에서 3시간 동안 소결하여 제조한 소결체는 lath 형태의 α-Zr 상이 비교적 크고 길게 배열하고 있다 (그림 5b). Zr-U 소결체의 미세조직은 소결과정에서 소결조건 (thermal cycle)에 의해 대부분 결정되며, 소결시간이 증가될수록 미세하게 분포하는 α-Zr 상이 길게 배열한 것으로 나타났다.

그림 6은 Zr-U 합금 소결체의 상을 분석하기 위한 XRD pattern을 보여주고 있다. 수소 함량이 서로 다른 Zr 분말을 이용하여 제조한 소결체의 상에는 차이가 없는 것으로 나타났다. 소결체의 상은 hexagonal 결정구조를 가진 α-Zr 및 δ-UZr_2 이원계로 구성되었으며, 미반응 U 상은 관찰되지 않았다. 만약 U이 편석되거나 소결이 충분하지 못하여 미반응 U 상이 존재하면 운전 중에 핵분열반응이 가속되어 국부적인 온도상승을 유발하게 된다. 결국 핵연료피복재의 기계적 성능을 저하시키고 부식을 가속하게 되므로 피복재의 건전성을 저하시킨다. U의 편석 현상은 대부분 분말 혼합과정에서 혼합조건이나 소결과정에서 소결조건이 적절하지 않기 때문으로 알려져 있다. 따라서 본 연구에서 적용된 혼합이나 소결조건 (그림 3)은 미반응 U 상이 존재하지 않는 적절한 공정조건으로 생각된다.

그림 7은 U-Zr 이원계 합금의 평형상태도를 보여주고 있다 [15]. 상태도에서 60 wt% Zr과 40wt%U 소결체는 α-Zr과 δ-UZr_2 이원계로 구성되며, α-Zr의 분율은 약 10%이고 δ-UZr_2의 분율은 약 90%임을 알 수 있다. 본 실험의 소결 온도인 1500℃에서는 고용체인 단상 (γ-U 또는 β-Zr)으로 소결 반응이 진행된다. 또한 냉각과정에서 충분히 서냉하면 약 606℃에서 γ-U 또는 β-Zr이 공석반응으로 인하여 δ-UZr_2 및 α-Zr 상으로 상변태가 일어난다.

3.3. Zr 분말의 특성에 따른 소결체의 밀도

그림 8은 Zr 분말의 특성이 Zr-U 압분체 및 소결체의 밀도를 보여주고 있다. Zr-U 분말 압분체의 green density와 Zr-U 소결체의 밀도는 Zr 분말의 특성에 따라 다르게 나타났다. Zr-U 압분체의 green density는 dehydriding 처리하지 않은 Zr 분말 (평균 입도 = 45 μm)을 사용한 경우 약 6.26 g/cm^{3}이었으나, dehydriding 처리한 Zr 분말 (평균 입도 = 88 μm)의 경우 6.53 g/cm^{3}으로서 높게 나타났다. 이러한 green density의 차이는 Zr 분말의 평균 입도뿐만 아니라 수소 함량의 차이 때문으로 생각된다. 고수소 Zr 분말의 경우 분말의 상당량은 매우 취성이 큰 ZrH_x 형태의 지르코늄 수소화합물로 존재하게 된다. 압분 과정에서 취성이 큰 Zr 수소 화합물은 하중에 변형이 잘 되지 않으므로 압분 후 밀도가 상대적으로 낮은 것으로 생각된다. 이에 비하여 저수소 Zr 분말의 경우 Zr 수소 화합물보다 연성이 크므로, 압분 과정에서 변형이 잘 되어 압분밀도가 높은 것으로 판단된다.

1500^{o}C에서 2시간 소결 후 Zr-U 소결체의 밀도는 dehydriding하지 않은 고수소 Zr 분말 (수소 = 2000 ppm)의 경우 약 8.52 g/cm^3 (93.8% TD)으로서 dehydriding 처리한 저수소 Zr 분말 (수소 = 100 ppm) 소결체 밀도인 8.49 g/cm^3 (93.5% TD)보다 조금

높게 나타났다. 이러한 원인은 압분체를 소결하는 과정에서 Zr 분말에 있는 수소 함량의 영향으로 보여진다. 고수소 Zr과 U 분말 압분체를 소결하는 경우 소결과정에서 고수소 Zr 분말에서 수소가 dehydriding되는데, 이때 수소가 degassing된 자리와 인접한 원자들이 소결반응을 하면서 전체적으로 소결체의 부피가 감소하는 것으로 생각된다. 실제로 고수소 Zr 분말을 이용하여 제조한 Zr-U 소결체의 부피는 저수소 Zr 분말 소결체의 부피보다 작게 나타났다. 따라서 고수소 Zr 분말의 경우 저수소 Zr 분말보다 압분밀도는 낮지만 소결밀도가 높은 것은 소결과정에서 수소가 부피감소를 촉진하였기 때문으로 판단된다.

그림 9는 Zr-U 압분체를 소결하는 과정에서 1500℃에서 유지시간이 소결체의 밀도에 미치는 영향을 보여주고 있다. 소결과정에서 승온 및 냉각속도는 일정한 경우 최대 소결 온도에서 유지시간이 증가할수록 소결체의 밀도는 연속적으로 증가하고 있는 것으로 나타났다. 이것은 최고 소결온도에서 소결시간이 증가할수록 원소들의 재분배 현상과 기공의 감소 등의 현상에 의하여 부피가 더욱 감소되었기 때문에 밀도가 증가한 것으로 생각된다.

3.4. Zr-U 소결체의 밀도 및 성분분포

그림 10은 1500℃에서 2시간 소결하여 제조한 소결체를 여러 등분으로 절단한 후 각 등분의 밀도를 측정한 결과를 보여주고 있다. 전반적으로 Zr 분말의 수소함량이 소결체의 밀도분포에 미치는 영향은 거의 없는 것으로 나타났다. 소결체의 위치별 밀도분포를 살펴보면, 혼합시간과 관계없이 소결체의 중앙부위에 비하여 상부 및 하부의 밀도가 낮게 나타났다. 일반적으로 Zr-U 분말을 압분하는 과정에서 압분되는 단계는 (1) 재배열, (2) 탄성변형, (3) 소성변형, (4) 가공경화, 및 (5) bulk 변형 등으로 구분된다 [16]. Double-action pressing의 특성은 압분과정에서 압분체의 상부 및 하부에는 응력이 높게 작용하는 반면, 중앙부에서는 응력이 낮게 분포한다. 그러나, 본 연구에서의 압분체는 상부면과 하부면이 아래로 볼록한 형상을 지니므로 (그림 4), 압분과정에서 압분 punch와 접하고 있는 부분의 면적이 상대적으로 커서 응력이 작게 작용하였기 때문으로 생각된다.

그림 11은 저수소 Zr 분말을 사용하여 제조한 Zr-U 소결체 횡단면의 미세조직을 보여주고 있다. 전체적으로 밝은 색의 δ-UZr_2 기지에 짙은 색의 α-Zr 상이 비교적 균일하게 분포하고 있는 것으로 나타났다. α-Zr 상의 분포는 Zr 및 U 분말을 혼합하는 과정에서 혼합성과 소결조건 등에 의해 대부분 결정되는 것으로 생각된다.

그림 12는 소결체의 횡단면에 대하여 성분 분석한 결과이다. 대체적으로 U 함량이 균일하게 분포하고 있었다. 소결체 성분의 균일성 역시 Zr과 U 분말을 혼합하는 과정에서 분말 혼합능에 의해 대부분 결정되는 것으로 보여진다. 따라서 본 연구에서 적용된 혼합 조건은 비교적 적합한 것으로 판단된다. 그러나, 소결체의 외부에서는 U 함량이 감소하는 경향을 나타내었다. 이것은 고온/고진공 분위기에서 소결되는 과정에서 소결체 외부에 있는 U 성분이 일부 휘발 (volatilization)되었기 때문으로 보여진다. 소결을 마친 후 소결체를 장입한 도가니의 내면에 U 성분이 휘발되어 증착된 것이 관찰되었기 때문이다. 특히 U의 vapor pressure는 매우 낮아서 휘발이 잘되는 것으로 알려져 있다.

4. 결론

Zr과 U 분말을 혼합 및 압분한 후 소결하는 과정에서 두 종류의 Zr 분말이 Zr-U 소결체의 특성에 미치는 영향을 평가하였다. Dehydriding 처리하지 않은 고수소 Zr 분말 (수소 = 2000 ppm, 평균 입도 = 45 μm)의 경우 Zr-U 압분체의 압분 밀도가 6.26

g/cm^{3}이었다. 또한 소결 과정에서 장시간 (50 시간 이상)의 dehydriding 시간이 요구되었으며, 1500^{o}C에서 2시간 소결 후 밀도는 약 8.52 g/cm^3 (93.8% TD)으로 나타났다. 이에 비하여 Zr을 dehydriding 전처리한 저수소 분말 (수소 = 100 ppm, 평균 입도 = 88 μm)의 경우, 압분 밀도는 6.53 g/cm^{3}이었다. 또한 소결 과정에서 소결시간은 20 시간 이내로 상당히 단축되었으며, 1500^{o}C에서 2시간 소결 후 밀도는 약 8.49 g/cm^3 (93.5% TD)이었다. 이러한 밀도의 차이는 입도차이와 함께 대부분 Zr 분말의 수소 함량에 기인하는 것으로 생각된다. 고수소 Zr 분말의 경우 저수소 Zr 분말보다 연성이 작은 ZrH_x 형태의 수소 화합물이 많이 존재하므로, 압분 과정에서 변형이 잘되지 않아 압분밀도는 낮은 것으로 보여진다. 그러나, 소결과정에서는 dehydriding 반응에 의해 수소가 degassing되면서 소결체의 부피수축이 촉진되므로 소결밀도가 높은 것으로 판단된다. 소결체를 여러 등분으로 절단한 후 밀도를 측정한 결과 Zr 분말의 특성과 무관하게 비슷한 분포를 나타내었다. 따라서 Zr-U 소결체를 제조하는 과정에서 Zr 분말을 사용하면 소결체의 특성에는 큰 영향이 없으면서 소결시간 단축 측면에서 유리한 것으로 판단된다.

감사의 글

본 연구는 과학기술부 원자력중장기사업의 일환으로 수행되었으며, 이에 감사드립니다.

참고문헌

1. G.L.Hofman, L.C.Walters and T.H.Bauer, Prog. Nucl. Ener., 31 (1997) 83.
2. C.E.Till, I.Chang Y. and W.H.Hannum, Prog. Nucl. Ener., 31 (1997) 3.
3. D.D.Keiser, Jr. and M.A.Dayananda, Metall. Trans. A, 25A (1994) 1649.
4. K.Nakamura, et. al., J.Nucl.Mater., 275 (1999) 246.
5. 김태규, 주근식, 송재숙, 고영모, 이종탁, 손동성, 2003 한국원자력학회 춘계학술발표회 논문집, 2003
6. 김태규, 박종혁, 주근식, 박종만, 이종탁, 손동성, 2003 한국원자력학회 춘계학술발표회 논문집, 2003
7. T.W. Knight and S. Anghaie, J. Nucl. Mater., 306 (2002) 54.
8. S.M.Chaudeur, H.Berthiaux, S.Muerza and J.Dodds, Powd. Tech., 128 (2002) 131.
9. T.Ogata, M.Akabori, A.Itoh and T.Ogawa, J.Nucl.Mater., 232 (1996) 125.
10. M.Akabori, A.Itoh, T.Ogawa and T.Ogata, J.Alloy.Comp., 271-273 (1998) 597.
11. T.Ogawa, et. al., J.Alloy.Comp., 271-273 (1998) 670.
12. 조항식, 이종탁, 박종만, 송재숙, 김훈, 주근식, 손동성, 2001 한국원자력학회 춘계학술발표회 논문집, 2001
13. 조항식, 이종탁, 박종만, 송재숙, 주근식, 손동성, 2002 한국원자력학회 춘계학술발표회 논문집, 2002
14. S.M.McDeavitt and A.A.Soloman, in: Advances in Powder Metallurgy and Particulate Materials, J.M.Capus and R.M.German eds. vol. 6, 1992, p. 109.
15. R.I.Sheldon and D.E.Peterson, in: Binary Alloy Phase Diagrams, T.B.Massalski ed. American Society of Metals, 1986, p. 2150.
16. R.M.German, Powder Metallurgy Science, New Jersey, USA, 1994, p. 207.

Table 1. Chemical compositions of Zr-powders

(ppm)

	H (max.)	O (max.)	N (max.)	Hf	Fe	Al	Cl
A*	2000	4500	650	100	550	20	350
B**	100	4000	700	100	205	14	80

* : without dehydriding, ** : with dehydriding

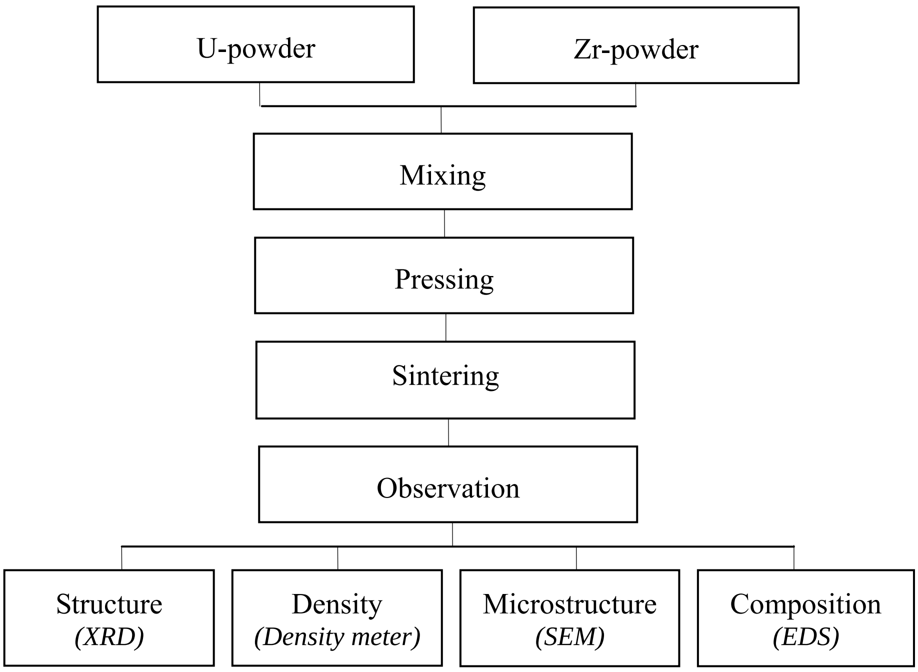
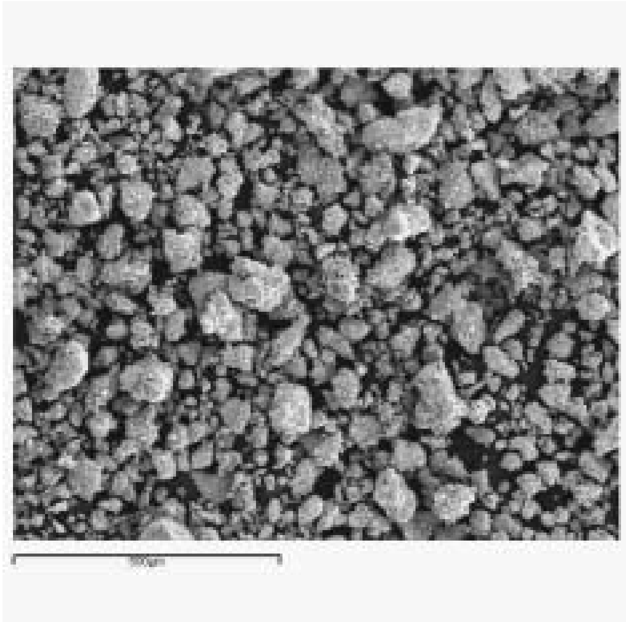
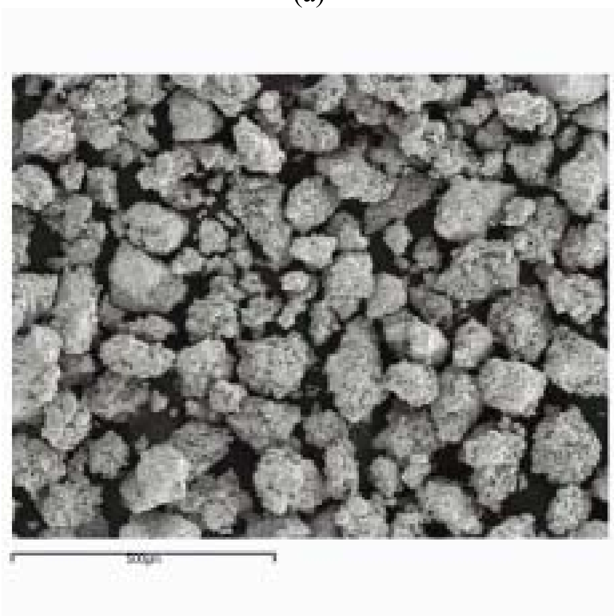


Fig. 1. Experimental procedures for the preparation and observation of the Zr-U alloy.



(a)



(b)

Fig. 2. SEM images of Zr-powders (a) without and (b) with dehydriding.

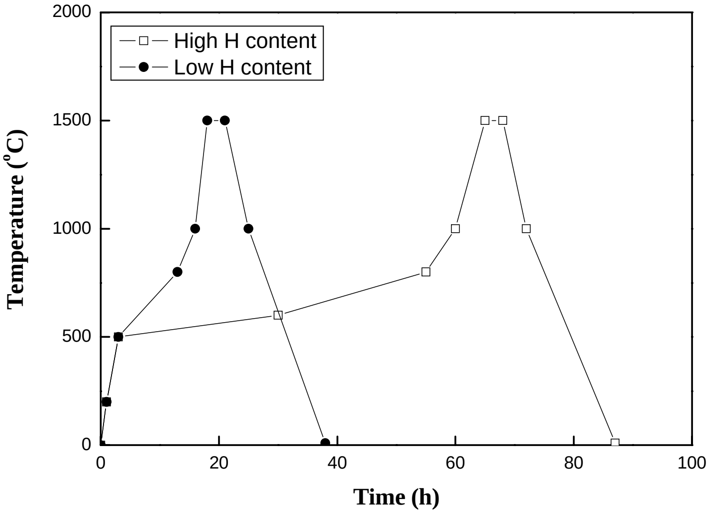
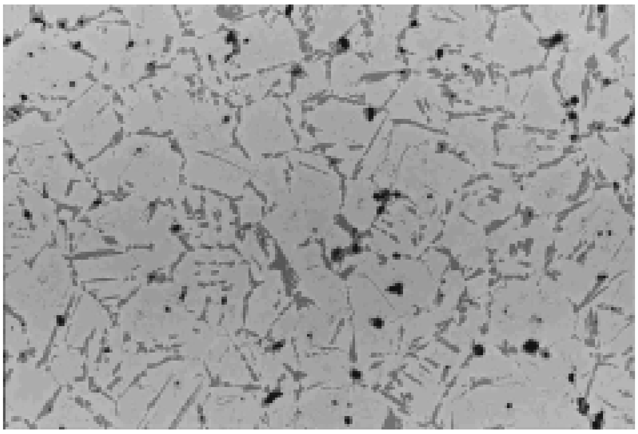
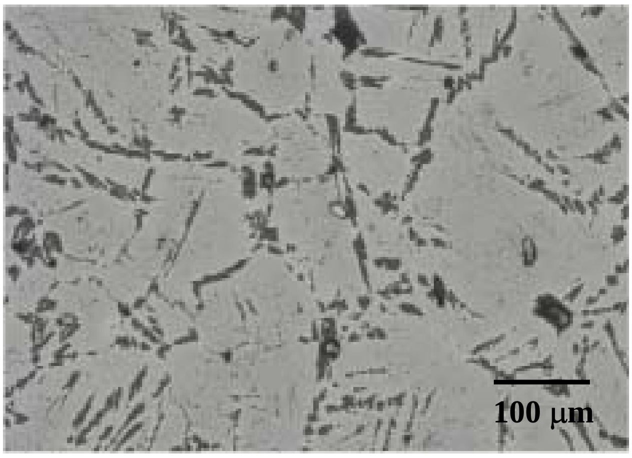


Fig. 3. Thermal cycles for sintering of the pressed Zr-U powders, indicating that the low hydrogen content provides the reduction of sintering time.

Fig. 4. Zr-U alloy sintered at 1500^{o}C in high vacuum for 2 hours.



(a)



(b)

Fig. 5. Microstructures of Zr-U alloys after sintering at 1500°C for (a) 2 and (b) 3 hours.

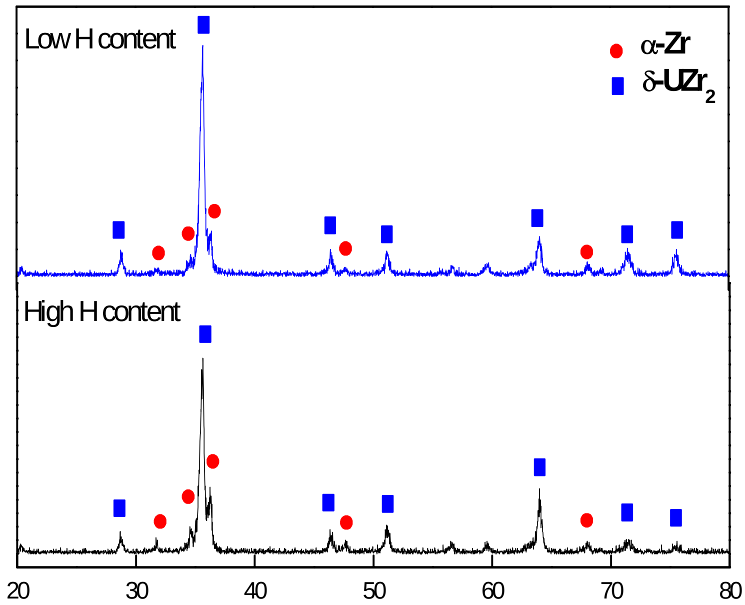


Fig. 6. X-ray diffraction patterns of sintered Zr-U alloys using Zr-powders of high and low hydrogen contents.

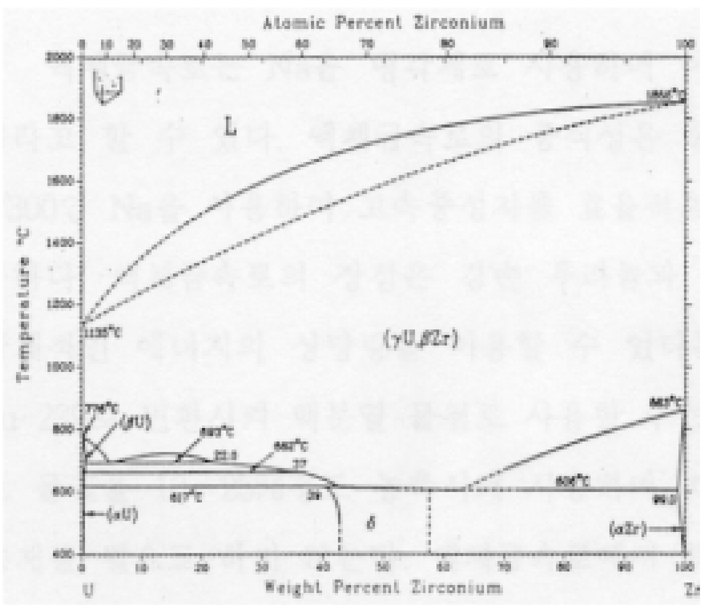


Fig. 7. Equilibrium phase diagram of Zr-U binary system [15].

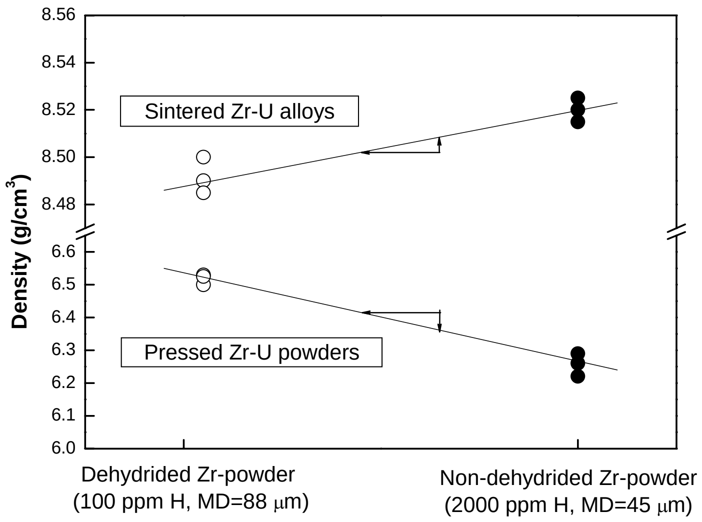


Fig. 8. Effects of characteristics of Zr-powders on the density of pressed Zr-U powders and sintered Zr-U alloys.

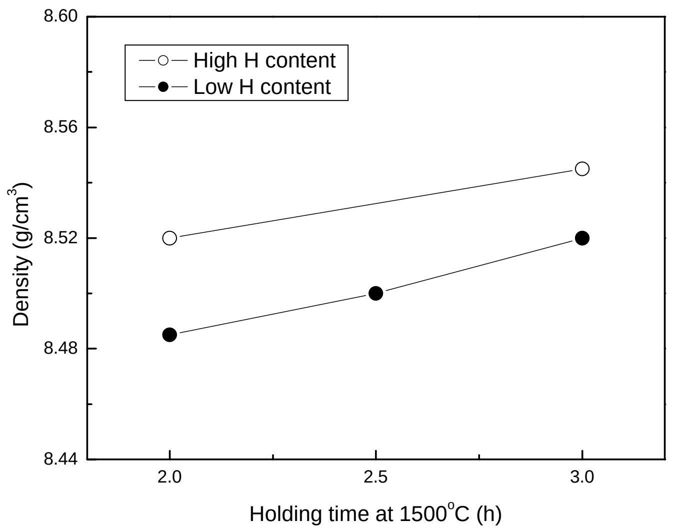


Fig. 9. Effects of sintering time on the density of sintered Zr-U alloy.

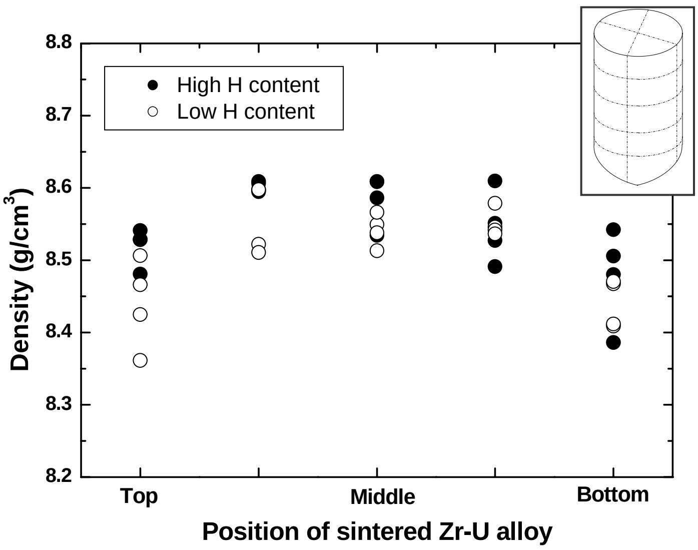


Fig. 10. Density distribution of a sintered Zr-U alloy.

Fig. 11. SEM images of transverse section of Zr-U alloy sintered at 1500°C for 3 hours.

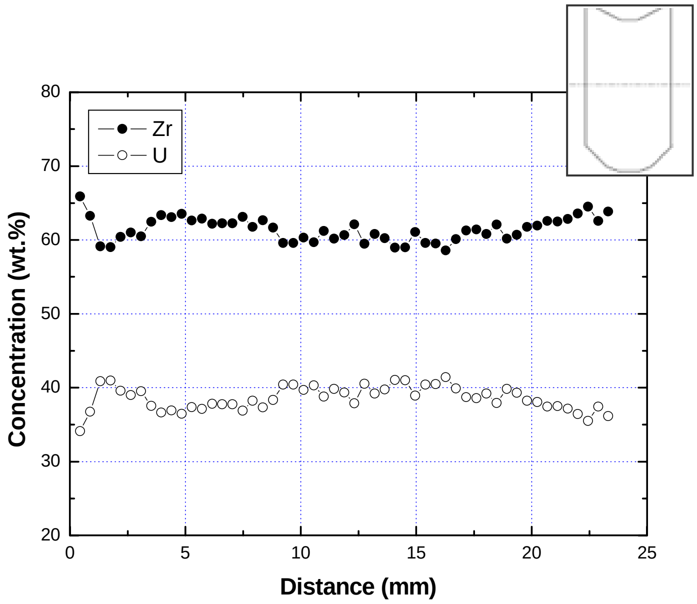


Fig. 12. Distribution of U and Zr elements in the transverse section of Zr-U alloy sintered at 1500°C for 3 hours.