FCCI 방지를 위한 내면 Cr 도금 피복관의 물성 평가

김준환*·이병운·천진식·김성호

한국원자력연구원 차세대핵연료기술개발부

Evaluation of Material Properties on the Inner Surface of Cr Plated Cladding Tube for Preventing Fuel-Cladding Chemical Interaction

Jun Hwan Kim*, Byoung Oon Lee, Jin Sik Cheon, and Sung Ho Kim

Next Generation Fuel Development Division, Korea Atomic Energy Research Institute, Daejeon 34057, Republic of Korea

Abstract: Studies were carried out to apply electroplating technique to the inner surface of a nuclear fuel cladding tube to prevent a fuel-cladding chemical interaction (FCCI) in a sodium-cooled fast reactor (SFR). 20 μm thick Cr was uniformly plated onto the inner surface of a HT9 cladding tube with a 7.4 mm outer diameter and 0.56 mm thickness. Diffusion couple testing of simulated metal fuel (rare earth alloy) as well as tensile and burst tests were carried out, which revealed that the Cr plating exhibited good FCCI resistance as well as mechanical compatibility. In-reactor performance of Cr-plated cladding tube was performed using the HANARO research reactor, where Cr plating showed excellent FCCI resistance in spite of some local cracks.

(Received February 2, 2016; Accepted April 5, 2016)

Keywords: metals, plating, mechanical properties, tensile test, fuel-cladding chemical interaction (FCCI)

1. 서 론

소듐냉각 고속로(sodium-cooled fast reactor)는 고속 중성자를 이용하여 핵분열을 일으키는 원자로로 현재 상업 운전 중인 경수로의 사용후 핵연료를 재활용할 수 있어, 대한민국에서 현안으로 대두되고 있는 사용후 핵연료 문제를 해결할 수 있는 차세대 원자로이다. 소듐냉각 고속로의 핵연료는 경수로 사용후 핵연료를 건식 처리(pyroprocessing)한 금속 핵연료로 일반적으로 U에 소량의 Np, Pu, Am, Cm과 같은 초우라늄(transuranic, TRU) 원소 및 핵분열 생성물을 포함하고 있다. 금속 U는 Fe와 이론상 725 $^{\circ}\text{C}$ 이상에서 공정(eutectic) 현상이 발생하여 액상으로 변태하며 [1] TRU 원소인 Pu가 첨가되는 경우, 공정 개시 온도는 점차 낮아지게 되어 30% 이상 첨가 시 공정 개시 온도가 원자로 가동온도에 근접한 약 650 $^{\circ}\text{C}$ 에 도달하게 된다 [2]. 이렇게 금속연료는 핵연료 피복관인 스테인리스강과 SFR 원자로 가동온도인 650 $^{\circ}\text{C}$ 이상에서 상

호화산 및 공정현상과 같은 핵연료-피복관 화학적 상호반응(fuel-cladding chemical interaction, FCCI)이 발생함에 따라 피복관 두께는 시간에 따라 얇아져서 핵연료봉의 건전성과 원자로의 안전성을 위협하게 된다 [3].

이러한 현상을 방지하기 위하여 피복관 내면에 기능성 물질을 코팅하여 금속연료의 상호화산 및 공정반응을 억제하기 위한 개념이 제시되었다. 그 중 하나로 피복관 내측에 물리적, 또는 화학적 기상 증착법을 이용하여 기능성 물질을 코팅하는 방안이 있다. 이는 다양한 기능성 물질의 증착이 가능하여 분위기 조절에 따라 금속층 외에 산화물 및 질화물 층의 형성이 가능하나, 내경 6~7 mm에 길이 3~4 m를 갖는 얇고 긴 피복관 내면에 기능성 물질을 균일하게 증착하기 위한 연구 개발이 필요한 실정이다 [4,5]. 다른 하나는 건식 또는 습식으로 피복관 표면에 산화층, 또는 질화층을 자생적으로 형성시키는 방안이 있다. 이는 적절한 조건 설정시 피복관 제조공정의 일부에 편입시킬 수 있어 타 공정 대비 비교적 우수한 경제성을 달성할 수 있는 이점이 있으나 현 기술 수준으로 형성할 수 있는 층 두께가 얇아 FCCI를 효과적으로 방지하기 어려운 문제를 가지고 있다 [6,7]. 아울러 하중지지를 담당하

*Corresponding Author: Jun Hwan Kim

[Tel: +82-42-868-8623, E-mail: junhkim@kaeri.re.kr]

Copyright © The Korean Institute of Metals and Materials

Table 1. Chemical composition of the fuel cladding (in wt%)

Element	Fe	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	W	Al	Nb	V	P	S
HT9	Bal.	0.18	0.59	0.25	0.59	11.99	1.00	0.54	0.01	0.008	0.30	0.005	0.003

Fig. 1. Schematic illustration of inner surface plating of cladding tube

는 외측 튜브와 상호확산을 방지하는 기능성 물질로 구성된 내측 튜브를 준비하여 이를 결합하여 동시 인발(co-drawing)하여 내측을 라이닝 처리하는 방안도 있다. 이는 제시된 방안 중 가장 직관적인 개념으로 적절한 기능성 물질의 선정 및 제조공정 확립시 안정적인 FCCI 억제가 보장되는 장점이 있으나 이종금속의 열처리 기술 및 이종금속 접합시 적절한 인발 가공량 설정과 같은 관련 요소기술의 추가 개발이 필요하다 [8]. 전기화학적 방법을 이용하여 피복관 내면에 기능성 물질을 도금하는 방안인 전해도금법이 있으며 Cr 도금 기술의 경우, 타 기술 대비 기술적 타당성 및 우수한 경제성을 지니고 있으면서도 간단한 방법으로 피복관 내면에 적용하기 용이한 장점을 지니고 있다. 평판시편에 Cr 층을 도금하여 U와 확산쌍 (diffusion couple) 시험한 사전연구 [9] 결과, Cr 도금층은 핵연료와 피복재간 상호반응을 방지하는 우수한 성능을 보였다. 본 연구는 전해도금 개념을 피복관 제원에 적용하여 내면에 Cr을 도금한 피복관을 제작하였고 제작한 피복관에 대하여 확산쌍 시험 및 기계적 특성시험을 수행하였으며 연구용 원자료를 이용하여 Cr 도금층의 원자로 내 FCCI 성능을 평가하였다.

2. 실험 방법

2.1. 시험 재료

시험에 사용한 재료는 HT9 강으로 미국의 실험용 고속로

인 EBR-II 및 FFTF에서 사용한 피복관 재료이다 [10]. 표 1은 시험재료의 화학조성을 나타낸 표이다. 시험재료는 1.1톤의 규모로 진공유도 용해(vacuum induction melting, VIM)하였으며 용해시 형성된 주조조직을 분쇄하기 위하여 1170 °C에서 가열 및 열간 단조하여 직경 160 mm에 7 m의 길이를 갖는 HT9 환봉으로 가공하였다. 가공한 HT9 환봉은 1170 °C에서 열간 압출 후 냉간 필거링 및 열처리를 거쳐 19.05 mm 외경에 1.24 mm 두께, 6000 mm 길이를 갖는 HT9 중간제품 (mother tube)으로 제조하였다. 제조한 HT9 중간제품은 냉간 필거링과 함께 4회에 걸친 냉간 인발 및 중간 열처리를 거쳐 최종적으로 7.4 mm 외경에 0.56 mm 두께, 3000 mm 길이를 갖는 HT9 튜브로 제조하였다. 피복관의 최종 열처리 조건은 1038 °C에서 5 분간 노말라이징(normalizing) 처리 후 760 °C에서 30 분간 템퍼링 (tempering) 처리하였다.

2.2. 내면 도금 피복관 제조

그림 1은 튜브 내면 도금장비의 개략도를 나타낸다. 튜브 내면에 도금하기 위하여 양극 재료로 2 mm 직경을 갖는 90Pb-10Sn 선재(wire)를 도금 대상 재료인 튜브 가운데에 삽입하였다. 음극인 튜브와 양극 선재는 테플론을 이용하여 절연하였으며 튜브 내면에 도금액을 흘려보내면서 도금전류를 일정 시간동안 가하여 튜브 내면에 Cr 층을 도금하는 방식으로 구성되었다. 도금액은 증류수에 CrO₃와 H₂SO₄가 각각 250 g 및 2.5 g 함유한 1리터의 서전트욕(sargent bath)을 사용하였다. 도금액이 튜브 내부에 흐르면서 도금이 이루어지는 동안 유량에 따라 축방향으로 불균일한 도금층 두께의 분포가 발생할 수 있다. 이를 방지하기 위하여 타이머와 솔레노이드 밸브를 이용하여 튜브 내면 도금시 도금액의 주기적인 정/역 순환이 가능하도록 설계하였다. Cr이 도금되면서 튜브 내면에 환원반응에 따른 산소기체가 발생하며 이러한 기체는 부력에 의하여 튜브 상부로 뜨면서 도금을 방해하여 원주 방향으로 불균일한 도금층을 유발할 수 있다. 이를 방지하기 위하여 공정 중 단방향으로 튜브를 회전시키며 도금하였다. 피복관 내면 도금을 위하여 HT9 피복관을 150 mm로 절취하여 80 °C 서전트욕을 튜브 내면에 분당 1 리터의 유량으로 흘리면서 13 A의 전류로 약 60 분 동안 도금하였다. 20 초 간격으로 도금액의 정/역 순환을 유도하였으며 도금공정 중 튜브

Fig. 2. Microstructure of Cr-plated HT9 cladding at the inner surface (7.4mm OD, 6.28mm ID)

를 15 분 간격으로 90 도씩 회전시켰다. 내면 도금에 대한 선행연구 [11]에 의하면 0.5 m/sec 이상의 유속이 적용된 경우, 축방향으로 균일한 도금이 형성되는 것으로 보고되고 있다. 본 연구의 유량은 1ℓ/min으로 이는 본 실험에 사용된 튜브 제원에서 약 30 m/sec의 유속에 해당되며 정/역 순환의 여부에 관계 없이 균일한 도금을 달성할 것으로 예상된다. 실제 내면 도금 피복관에 대한 미세조직 관찰 결과, 그림 2와 같이 약 20 μm 두께의 Cr이 축방향을 따라서 내면에 균일하게 도금된 것이 확인되었다.

3. 결과 및 고찰

3.1. 확산쌍 시험 결과

내면 Cr 도금 피복관에 대하여 FCCI 현상을 모사할 확산쌍 시험을 수행하였다. 진공 아크법을 이용하여 사용후 핵연료 내 핵분열 생성물 조성과 유사한 53Nd-25Ce-16Pr-6La 합금을 제조하여 원판 형태로 가공하여 시험에 사용하였다. 그림 3(a)와 같이 피복관 제원에 적용할 확산쌍 시험 지그를 제작하여 피복관과 희토류 합금을 맞대어 나사를 이용하여 밀착 후, 초자 밀봉하여 700 °C에서 25 시간 동안 확산쌍 시험을 수행하였다. 피복관에 도금처리하지 않은 경우, 피복관의 Fe 성분과 희토류 합금의 Nd, Ce 성분이 상호 확산 및 공정반응을 일으켜 그림 3(b)와 같이 금속간 화합물을 형성하게 된다. 형성한 반응층의 두께는 약 195 μm로 에너지 분광분석 (energy dispersive spectroscopy, EDS)를 이용한 반응층 조성

Fig. 3. (a) Schematic illustration of diffusion couple test, (b), (c) Result of diffusion couple test with Nd-Ce-Pr-La alloy at 700 °C for 25 hours (Left : Rare earth alloy, Right : cladding) (b) Without Cr plating, (c) With Cr plating

분석 결과, 반응층은 주로 $RE_2(Fe,Cr)_{17}$ (RE=Nd, Ce)계 금속간 화합물로 구성되었음이 관찰되었다 [12]. 내면도금 피복관에 대한 확산쌍 시험 결과, 그림 3(c)와 같이 시험 후 희토류 합금과 피복관이 분리될 정도로 반응층이 형성되지 않았으며 구성원소 간 상호 확산도 발생하지 않음을 확인할 수 있었다.

3.2. 기계적 특성평가 결과

피복관은 원자로 가동 중에 기체 핵분열 생성물의 발생 및 핵연료의 팽창에 의하여 내부 응력을 받게 되며 이에 원자로 가동온도에서 시간에 따라 원주방향 및 축방향으로 변형이 발생하게 된다. 내면 도금 피복관의 경우, 하중 지지를 담당하는 피복관 금속층과 금속연료 확산을 방지하는 도금층으로 구성되어 있으며 이러한 복합층을 가진 피복관이 축방향 및 원주방향 변형에 대하여 양립성(compatibility)을 가져야 한다. 이를 평가하기 위하여 내면 도금한 피복관에 대하여 축방향 인장시험 및 원주방향 파열시험을 수행하였다. 인장시험은 상온 및 650 °C에서 핵연료봉 안전기준 [13]에 해당하는 최대 허용 변형량인 1% 소성 변형을 수행하여 변형된 시편의 단면에 대한 미세조직 분석을 수행하였으며 이와 별도로 650 °C에서 파단에 이르기 까지 인장시험 후 파단부위에 대한 단면을 관찰하였다. 상온 인장시험 결과, 항복응력 및 인장응력, 파단 연신율은 각각 582.7 MPa, 805.3 MPa, 17.62%이었으며 650 °C 인장시험시 항복응력 및 인장응력,

Fig. 4. Microstructure of Cr-plated cladding tube at 1% plastic strain during tensile test: (a) At room temperature, (b) At 650 °C, (c) Fracture tip of Cr-plated cladding tube after 650 °C tensile test

Fig. 5. Burst appearance of Cr-plated cladding tube and indication of sampling points

파단 연신율은 각각 239.1 MPa, 270.1 MPa, 18.03%이었다. 1% 소성변형 시편에 대한 미세조직 관찰 결과, 그림 4(a) 및 (b)와 같이 온도에 관계없이 도금층 파단 및 도금층과 금속층 간 박리현상이 관찰되지 않았다. 650 °C 인장파단 시편에 대한 미세조직 관찰 결과, 파단부와 같이 변형량이 집중된 부위에서도 일부 도금층의 파단 (그림 4(c)의 화살표 참고)을 제외하고는 도금층이 축방향 변형을 수용하는 것으로 관찰되었다.

축방향 변형과 함께 원주방향 변형에 대한 양립성을 평가하기 위하여 파열시험을 수행하였다. 파열시험은 내면 도금층의 파열을 대상으로 700 °C 공기 분위기에서 아르곤 기체

Fig. 6. Relationship between cladding and Cr plating strain after burst test

를 가압하여 파열시켰으며 파열시 원주 응력은 약 195 MPa였다. 파열부 위치에 따라 서로 다른 변형량을 가지는 것에 착안하여 파열시험편에 대하여 그림 5와 같이 다양한 변형량을 가진 부위를 절취하여 미세조직 분석을 수행하였다. 위치별로 금속층의 둘레 및 파단 상태와 도금층의 둘레 및 균열 상태를 정리하여 그림 6에 나타내었다. 파열부위에서 멀리 떨어진 부분 (#1)의 경우, 피복관 및 도금층의 변형이 발생하지 않았다. 피복관의 변형이 1.10% 및 2.89% 발생한 부분 (각각 #2 및 #3)에서도 피복관의 파열과 도금층의 균열이 관찰되지 않았으며 도금층은 피복관의 변형을 수용하면서 피복관과 동일한 값으로 변형하였다. 피복관의 변형이 5.52% 발생한 부분 (#4)의 경우, 피복관의 파열이 발생하였고 도금층의 경우 균열이 1개 관찰되었으며 균열부위를 제외한 도금층 변형량을 측정한 결과 약 5.05%의 변형이 관찰되었다. 피복관의 변형이 8.88% 발생한 부분 (#5)의 경우, 피복관의 파열과 함께 도금층 균열부위가 2개로 늘어났으며 이때의 도금층 변형량의 총합이 7.76%로 관찰되었다. 피복관이 최대 파열한 부위 (#6)의 경우, 피복관 원주방향 연신율이 10.79%이었으며 도금층의 균열은 43개로 증가하였고 늘어난 도금층의 변형량의 총합을 측정한 결과, 6.10%로 관찰되었다. 피복관 변형이 5.52%부터 도금층의 균열이 발생하였으며 피복관 파열위치에 관계없이 균열부위를 제외한 원주방향 도금층 변형량이 최대 7.76%로서 이에 균열이 발생하기 시작하는 도금층의 원주방향 임계 변형량이 약 5% 정도이며 도금층이 최대 변형할 수 있는 연신율이 약 7%임을 유추할 수 있다. 이는 Cr 도금층이 원자로 가동온도에서 핵연료봉의 최대 허용 변형량인 1%를 상회하는 약 5%의 변형량 까지 도금층의

Fig. 7. Microstructure of Cr-plating after burst test: (a) 2.89% strain (point 3), (b) 8.88% strain (point 5), (c), (d) 10.79% strain (point 6)

파괴 없이 변형을 수용할 수 있음을 의미한다.

그림 7은 변형부위에서의 도금층의 미세조직을 관찰한 결과이다. 피복관이 2.89% 변형된 지점(#3)의 경우, 미변형 상태와 동일한 거동을 보이며 도금층의 파괴 및 박리현상이 관찰되지 않았다. 피복관이 8.88% 변형된 지점(#5)의 경우, 도금층의 파괴가 그림 7(b)와 같이 관찰되고 있다. 내압에 따라 피복관 금속층이 원주방향으로 연신하면서 도금층도 피복관의 변형에 따라서 연신하게 된다. 피복관의 변형이 도금층 임계 변형량 (5%)을 초과하면 금속층과 도금층 계면 간에 연성 차이에 따른 슬립(slip)이 발생하여 공공(void)이 형성하게 된다. 공공(void) 발생에 따라 도금층 안쪽에 자유표면(free surface)이 생성되고 얇은 도금층 두께에 의하여 도금층 내부에 평면응력이 발생하며 이에 도금층에 네킹(necking)이 발생하게 된다 (그림 7(c) 참고). 피복관의 변형이 진전되면서 네킹이 발생한 도금층은 파단하게 되며 파단 양상은 전형적인 연성파괴인 cup and cone 형태를 띠고 있다 (그림 7(d) 참고). 이는 Cr 도금층이 변형을 수용할 상당한 연성을 지녔음을 의미한다. 시험온도에 따라 Cr 금속의 기계적 성질을 평가한 연구 [14]에 의하면 Cr 금속은 시험온도의 증가에 따라 기계적 강도는 상온과 큰 차이가 없는 반면, 기계적 연성은 200 °C 이상부터 증가하여 일반 금속의 범주인 15~20%의 연성을 유지하는 것이 관찰되고 있다. 이에 원자로 가동온도인 650 °C에서 Cr 도금층이 연성을 가지며 피복관과 기계적 양립성을 가질 것으로 사료된다.

Fig. 8. Calculation of cladding temperature profile during HANARO irradiation test

3.3. 조사시험 결과

피복관 내면 도금의 주요 목적이 핵연료-피복관 상호반응을 방지하는 것이므로 피복관의 노외 성능과 함께 원자로에서의 성능을 평가하는 것이 무엇보다도 필요하다. 이에 피복관 내면에 Cr을 도금한 후, 핵연료를 장입하여 연구용 원자로인 HANARO에서 조사시험을 수행하였다. ASTM A182 F92 블록을 외경 5.5 mm, 내경 4.6 mm에 길이 170 mm의 튜브형태로 가공하여 80 °C 서전트욕을 튜브 내면에 분당 1.5 리터의 유량으로 흘리면서 6A의 전류로 약 60 분 동안 도금하였다. 축방향 및 원주방향으로 균일한 도금층 두께를 얻기 위하여 20 초 간격으로 도금액의 정/역 순환을 유도하였으며 도금 공정 중 튜브를 15 분 간격으로 90 도씩 회전시켰다. 도금 결과 20 μm의 Cr 층이 내면에 균일하게 형성된 것이 관찰되었다 [9]. 상기의 피복관을 이용하여 20% 235-U의 농축도를 갖는 U-10Zr 금속연료를 장입하여 연료봉을 제작한 후 HANARO에서 조사시험을 수행하였다. 조사시험은 182일 (유효전출력일-EFPD-기준)동안 진행되어 시험 후 약 3 at%의 핵연료 연소도를 달성하였다. 조사 기간에 따른 연료봉 중심 온도를 계산한 결과, 그림 8과 같이 시험기간 동안 540 °C에서 최대 620 °C에 이르는 영역에서 조사시험이 진행되었다. 조사시험이 끝난 핵연료봉은 인출하여 조사후 시험시설 (post irradiation examination)에서 절취 후 미세조직 관찰을 수행하였다. 그림 9는 조사시험한 핵연료 및 Cr 도금 피복관에 대한 미세조직을 관찰한 결과이다. 그림 9에서 연료심-피복관 계면에서 초기에 첨가하지 않은 Ce 및 Nd가 집적된 것이 관찰되었다. 이러한 Ce 및 Nd는 U가 핵분열하면서 생성된 물질이며 연소가 진행될수록 상대적으로 온도가 낮은 연

Fig. 9. Microstructure of Cr-plated tube after HANARO irradiation test

료심 외면으로 확산하여 피복관 계면에 집적된 것으로 보인다 [15]. 그림에서 보듯이 Cr 도금층을 기준으로 연료심의 U 및 Ce와 피복관의 Fe가 서로 분리되어 Cr 도금층이 상호확산을 방지하는 성능을 보임이 관찰되었다. 일부 도금층의 경우, 그림 10과 같이 균열이 관찰되었다. Ce 원소가 균열 내로 일부 확산하였으나 외면에 집적된 Ce 함량과 비교하여 낮은 이동을 보였다 (화살표 참고). 이러한 균열 발생의 원인으로 1) 국부 마찰 응력의 발생으로 인한 균열 생성과 2) 초기 내재된 도금균열의 성장을 고려할 수 있다. 원자로 가동에 따라 금속 연료가 팽창하여 피복관에 밀착하게 되며 밀착에 따라 피복관-금속연료 계면에서의 마찰응력의 발생으로 국부 응력이 높아져서 이것이 도금층의 국부 변형에 기인할 수 있다. 아울러 평판시편을 이용한 선형연구에서 Cr 도금층 내부에 균열이 관찰되었으며 이러한 도금 균열이 조사시험 중 형성된 국부응력과 맞물려 균열부 확장과 그에 따른 연료심 내 구성원소의 확산을 가져올 수 있다 [16]. 도금 균열은 도금 공정 중 형성되는 도금층 두께에 따른 응력의 차이에 기인하며 이러한 도금층 내 응력을 제거하는 방안에 대한 연구를 수행한 바 있다 [9]. Pulse 도금 및 도금 후 열처리 공정을 이용하여 도금

층 내 응력 완화 및 도금균열 제어방안이 제시되었으며 향후 예정된 2차 조사시험에 이를 적용할 예정이다 [17].

4. 결 론

우수한 FCCI 저항성과 높은 실용성을 갖는 전해도금 개념을 피복관 제원에 적용하기 위한 연구를 수행하였다. 7.4 mm 외경에 0.56 mm 두께, 150 mm 길이를 갖는 HT9 피복관 내면에 20 µm 두께의 Cr을 균일하게 도금하였으며 제작한 피복관에 대하여 희토류 합금을 이용한 확산쌍 시험 및 인장, 파열시험과 같은 기계적 특성시험을 수행하였다. 확산쌍 시험 결과, 도금한 Cr층이 FCCI를 억제하는 것이 관찰되었으며 기계적 특성평가 결과, Cr 도금층은 원자로 가동온도에서 최대 5%의 변형이 수용 가능하여 핵연료봉의 최대 허용 변형량인 1%를 상회하는 기계적 여유도를 보였다. 연구용 원자로인 HANARO를 이용하여 Cr 도금층에 대한 원자로 내 FCCI 성능을 평가한 결과, 노외시험과 유사하게 우수한 FCCI 저항성을 보임이 관찰되었으며 조사후 시험에서 관찰된 Cr 도금층 내 균열을 제어하는 조건을 적용하여 향후 2차 조사시험을 진행할 예정이다.

감사의 글

본 연구는 미래창조과학부의 원자력연구개발사업인 “SFR 원형로 핵연료설계” 과제와 “SFR 원형로 핵연료검증” 과제의 일환으로 수행되었음.

REFERENCES

1. T. B. Massalski, J. L. Murray, L. H. Bennet, H. Baker, and K. Kacprzak, *Binary Alloy Phase Diagrams*, 2nd Ed., p. 1789, ASM International (1986).
2. T. Ogata, K. Nakamura, M. Kurata, T. Yokoo, and M. A. Mignanelli, *J. Nucl. Sci. Technol.* **37**, 244 (2000).

Fig. 10. Appearance of crack across Cr plating after HANARO irradiation test

3. G. L. Hofman and L. C. Walkers, Metallic fast fuels, R. W. Cahn, P. Haasen, and E. J. Kramer (Eds.), *Material Science and Technology - A Comprehensive Treatment*, p. 28, 10A Park I, VCH, Germany (1994).
4. F. Khatkhatay, J. Jian, L. Jiao, Q. Su, J. Gan, J. I. Cole, and H. Wang, *J. Alloys Compd.* **580**, 442 (2013).
5. K. S. Lee, I. Y. Kim, W. Y. Lee, and Y. S. Yoon, *Met. Mater. Int.* **21**, 498 (2015).
6. S. Y. Chang, D. H. Lee, B. S. Kim, T. S. Kim, Y. S. song, S. H. Kim, and C. B. Lee, *Met. Mater. Int.* **15**, 759 (2009).
7. H. W. Yang, Y. S. Kim, J. H. Park, G. W. Kim, Y. G. Ko and P. H. Shin, *Korean J. Met. Mater.* **53**, 535 (2015).
8. B. Chandrashekhhar, R. Kumar, S. Acharya, N. Saibaba, D. Verma, and K. Chaitanya, *Characterization & Quality Control of Nuclear Fuels (CQCNF-2012)*, Hyderabad, India (2012).
9. J. H. Kim, K. S. Lee, S. W. Yang, B. O. Lee, and C. B. Lee, *Korean J. Met. Mater.* **49**, 937 (2011).
10. H. M. Heo, S. G. Park, J. H. Kim, S. H. Kim, and M. Y. Heo, *Korean J. Met. Mater.* **53**, 177 (2015).
11. K. M. Yin and C. M. Wang, *Surf. Coat. Technol.* **114**, 213 (1999).
12. J. H. Kim, J. S. Cheon, J. H. Kim, B. O. Lee, and C. B. Lee, *Met. Mater. Int.* **20**, 825 (2014).
13. A. E. Bridges, A. E. Walter, R. D. Leggett, R. B. Baker, and J. L. Ethridge, *Nucl. Tech.* **102**, 353 (1993).
14. J. Heick, EUR-17290-EN (1997).
15. D. D. Keiser, ANL-NT-240 (2006).
16. S. W. Yang, H. J. Ryu, J. H. Kim, B. O. Lee, and C. B. Lee, *J. Nucl. Mater.* **401**, 98 (2010).
17. J. S. Cheon, B. G. Kim, J. H. Kim, J. H. Kim, and B. O. Lee, Post Irradiation Test Report of SMIRP-1, KAERI internal report, SFR-160-FP-458-001 (2014).