

K-피복관의 미세조직 특성

Microstructural characteristics of K-cladding tubes

김윤선, 백종혁, 최병권, 정용환, 정연호
한국원자력연구소
대전시 유성구 덕진동 150번지

요약

본 연구는 핵연료 피복관용 신합금 중 부식 및 기계적 특성이 우수한 K1과 K2 합금의 미세조직 특성을 연구하였다. 각 합금은 입수상태의 미세조직을 관찰하고 경도를 측정하였으며 α , $\alpha+\beta$ 그리고 β 영역에서의 상변태 특성을 분석하였을 뿐 아니라 재결정 거동 및 수소를 장입 한 후에 관찰된 수소화합물 방향성을 분석하였다. K1과 K2 합금의 A10, A11, A12 합금의 미세조직 및 경도 측정 결과 cold-worked 상태의 가공조직을 갖는 A10에서 가장 높은 경도 값이 관찰되었으며 응력이완의 부분재결정 조직이 관찰된 A11합금에서는 A10합금의 경도 값 보다 다소 낮은 값이 측정되었고, 완전 재결정 조직이 관찰된 A12 합금은 가장 낮은 경도 값이 측정되었다. 또한 이들 합금의 상변태 특성은 α 의 경우 성장된 재결정조직이 관찰되었고, $\alpha+\beta$ 에서는 grain boundary 부분에 β 상이 형성되었으며 β 에서 열처리 된 합금의 경우 미세한 martensite 조직이 관찰되었다. 각 합금의 수소화합물 방향성은 광학으로 관찰해 본 결과, K2A11 및 M5, ZIRLO 합금에서만 일부가 다른 방향성을 갖는 수소화합물이 관찰되었고 그 외의 합금에서는 모두 동일한 방향성이 관찰되었다. 또한 관찰된 수소화합물을 이용해 F_n 지수를 계산해 본 결과 K2A11, M5, ZIRLO 합금에서 높은 값이 얻어졌다.

Abstract

It was studied that the microstructural characteristics of K1 and K2 cladding tubes having the superior corrosion and mechanical properties. For both tubes, the microstructures and hardness were analyzed in the as-received state and the characteristics phase change was observed in the α , $\alpha+\beta$ and β phase. In addition, the recrystallization and hydride orientation were also analyzed. The hardness of specimens having the cold-worked microstructures were higher than those having the stress-relieved and the fully recrystallized microstructures. After the heat treatment in the range of temperature at α , $\alpha+\beta$ and β phase, the β phase was shown in $\alpha+\beta$ microstructures and the martensite in β microstructures. The hydride orientations of M5 and ZIRLO were different from those of K-cladding tubes and Zircaloy-4 and the f_n of the M5 and ZIRLO were slightly higher than those of the other tubes.

1. 서론

핵연료 피복관은 핵연료가 냉각재와 직접 접촉할 때 일어나는 부식이나 기계적인 침식을

방지하고 연소 중에 생성된 핵분열 생성물이 냉각재 중에 옮겨가는 것을 방지하기 위한 역할을 하는 관이다. 이 피복관은 고온 고압의 냉각재에 의해 부식이 발생하고 방사선 조사에 의한 열화가 쉽기 때문에 중성자 흡수 단면적이 적어야 하고, 중성자 조사에 의한 재료의 변화가 적어야 하며 고온에서 기계적 강도가 좋고 creep 특성 및 피로 특성이 좋아야 한다. Zr 합금은 이러한 특성을 갖추고 있기 때문에 원자로 핵연료 피복관 재료 및 구조재료로 널리 사용되고 있다¹⁾. 그 중에서도 1960년대 초에 개발된 Zircaloy-4(Zr-1.5Sn-0.2Fe-0.1Cr) 합금은 우수한 기계적 성질과 내식성을 바탕으로 PWR에서의 핵연료 피복관 재료로서 커다란 문제없이 수 십년 동안 사용되어 왔다. 그러나 최근 원자력 발전소의 가동조건이 자원의 효율적 이용과 경제적인 측면에서 장주기/고온소도, 고온 및 고 pH 운전 등으로 가혹해짐에 따라 Zircaloy-4 합금은 더이상 핵연료 피복관 재료로서 사용이 곤란하게 되었다. 따라서 서구 원전 선진국들은 Zircaloy-4 합금을 대체할 내식성 및 기계적 특성이 우수한 합금 개발에 대한 연구가 활발히 진행되고 있다²⁻⁷⁾. 최근에 개발되고 있는 핵연료 피복관용 신합금의 경향을 보면 미국 Westinghouse사의 ZIRLO(Zr-1.0Nb-1.0Sn-0.1Fe), 일본의 NDA(Zr-0.1Nb-0.1Sn-0.27Fe-0.16Cr) 그리고 프랑스의 M5(Zr-1.0Nb-0.125O) 등이 대표적인 신 합금으로 개발되어 현재 상용로에서 시험 연소 중에 있다. 이와 같이 전 세계적으로 고온소도 핵연료 피복관용 Zr 신합금 개발을 활발히 추진되고 있는 상황에서 피복관을 전량 수입하는 국내에서도 1990년대 중반부터 원자력연구소를 중심으로 Zr 신합금 개발을 시작하여 현재 노외성능 평가를 하고 있는 단계에 이르렀다. 본 논문에서는 KAERI에서 개발한 K1과 K2 핵연료 피복관용 신합금에 대하여 광학 및 경도, XRD 와 TEM을 이용하여 상변태 특성과 재결정 거동, 수소화합물의 방향성에 대하여 관찰함으로써 새로운 핵연료 피복관의 미세조직 및 상변태 특성에 대한 기초자료를 구축하고자 하였다.

2. 실험 방법

2.1 시편제작

본 연구에서 K1과 K2 피복관의 조성은 표 1과 같다. 합금은 VAR(Vacuum Arc Remelting) 방법을 이용하여 각각 제조하였으며 제조된 주괴의 합금 조성을 균일하게 하기 위한 β 단조, β -quenching, 열간가공, 진공열처리, pilgering 등의 일련의 공정을 도입하여 직경 50.8mm의 TREX를 제조하였다. 이와 같은 방법으로 제조된 TREX는 580°C에서 3시간 열처리를 실시한 후 1차 pilgering과 580°C에서 2시간동안 중간 열처리를 하였으며 2차와 3차의 pilgering이후에는 각각 570°C에서 2시간 중간 열처리를 실시하여 최종 외경이 9.5mm인 tube를 제작하였다. 그리고 이렇게 만들어진 tube에 대해 470°C와 520°C에서 최종 열처리를 실시하였다. 또한 reference로 사용된 Zircaloy와 ZIRLO, M5는 상용의 재료를 이용하였다.

2.2 열처리 및 미세조직 관찰

외경이 9.5mm인 K1과 K2 합금의 A10, A11, A12에 대하여 미세조직 및 경도를 관찰하였다. 상변태 거동은 K1, K2 및 상용 피복관으로 사용되는 3종의 reference 합금에 대하여 5°C/min의 승온 속도로 DSC 실험을 한 후 확인된 온도를 토대로 α 는 690°C, $\alpha+\beta$ 는 870°C에서 1시간 유지 후 수냉하였고, β 는 1100°C에서 30분 유지 후 수냉하였다. 또한 K1과 K2 합금에 대하여 450, 490, 505, 540, 580 그리고 600°C에서 2.5시간 열처리를 실시한 후

A10, A11, A12과 더불어 재결정 거동을 관찰하였다. 열처리된 시편은 압연방향에 수직 단면을 관찰할 수 있도록 mounting 한 다음 2000번까지 polishing을 실시하였다. Etching은 HF 10% + HNO₃ 45% + H₂O(distilled water) 45%의 수용액을 이용하여 swab etching 하였으며 이때 미세 조직은 편광 현미경을 이용해 200배의 배율로 관찰하였다. 이렇게 관찰된 시료는 경도 측정에 이용하였다. 이때의 하중은 200g, 유지시간은 10초로 하였으며 경도 값의 오차를 줄이고자 좌우로 넓게 퍼진 Knoop Indentor를 사용하였다. 경도 값은 모든 시편에 대하여 동일하게 15회씩 측정하여 최대·최소 값을 제외한 13개 값의 평균으로 결정하였다. 또한 열처리 된 시편의 기지 조직 내 미세조직의 변화와 석출물의 특성을 정확히 파악하고자 투과전자현미경(TEM)을 이용하였다. TEM용 시편은 열처리를 실시하는동안 산화된 튜브의 산화막을 제거한 후 HF 10% + HNO₃ 60% + H₂SO₄ 45% + H₂O(distilled water) 45%를 이용하여 약 70 μ m까지 얇게 화학적으로 thinning 한 후 직경 3mm disc를 제조하였다. 최종적인 시편 준비는 ethanol(90%)과 perchloric acid(10%)의 혼합용액에서 약 -40 $^{\circ}$ C 온도에서 12V의 전압을 걸어 twin-jet polishing을 하여 준비하였다. 분석에 사용된 장비는 JEOL사의 200keV용량의 TEM이었으며 석출물의 화학적 성분분석에는 TEM에 부착된 EDS를 사용하였다.

2.3 수소화합물 방향성 측정

K1과 K2 합금의 A10, A11, A12 그리고 상용 피복관으로 사용되는 3종의 reference 합금에 대하여 일정량의 수소를 장입한 후 수소화합물의 방향성 및 F_n 지수를 계산하였다. 수소의 장입은 진공상태에서 수행하였으며 400 $^{\circ}$ C의 분위기에서 200ppm정도의 수소를 장입하였다. 수소분석 시편은 5mm \times 5mm의 크기로 cutting하여 600번으로 grinding한 후 사염화탄소 및 아세톤 그리고 알코올을 이용하여 초음파 세척하였다. 또한 수소화합물은 광학을 이용하여 관찰하였으며 장입된 수소의 F_n지수는 ASTM에 기재되어있는 것처럼 40 안에 있는 수소화합물을 이용해 radial 방향의 수소화합물 갯수를 전체의 수소화합물 갯수로 나누어 계산하였다.

3. 연구결과 및 고찰

3.1 K1과 K2 피복관의 미세조직 특성

3.1.1 As-received K1과 K2 피복관의 미세조직 및 경도 측정

그림 1은 K1, K2 피복관과 상용의 피복관 reference 3종 합금에 대하여 광학으로 관찰한 미세조직 사진이다. K1, K2 모두 최종 열처리를 실시하지 않은 A10 합금에서 가공상태의 조직이 관찰되었고 470 $^{\circ}$ C에서 최종 열처리된 A11 합금에서는 잔류응력만 이완된 부분재결정 조직을 관찰되었으며 520 $^{\circ}$ C에서 최종열처리된 A12합금은 재결정 과정이 진행되어 결정이 형성된 미세조직이 관찰되었다. 그리고, as-received 상용 피복관의 reference 합금은 ZIRLO의 경우 가공조직이 관찰되었고, Zircaloy-4에서는 응력이완 된 미세조직이 관찰되었으며 M5 합금에서는 완전 재결정 조직이 관찰되었다. 그림 2는 이들 합금의 경도 측정 결과이다. 여기서 알 수 있듯이 최종 열처리 온도가 증가함에 따라 경도 값은 감소 되었다. 또한 K1과 K2 피복관의 냉간 가공된 A10의 경도 값은 상용 ZIRLO 피복관과 유사하였으며 부분재결정 조직이 관찰되었던 A11은 Zircaloy-4와 비슷하였다. 그러나 완전 재결정 된 M5 피복관의 경도는 520 $^{\circ}$ C에서 최종 열처리 된 A12보다도 낮은 경도 값이 측정되었다.

그림 3은 K1과 K2 피복관의 A11과 A12에 대하여 저배율($\times 5,000$)과 고배율($\times 20,000$)를 이용해 관찰한 TEM 미세조직 사진이다. K1과 K2 합금 모두 응력이완 열처리 된 A11에서는 전위의 소멸이 발생되었으며 A12에서는 광학을 이용해 관찰된 것과 마찬가지로 재결정 조직이 관찰되었다. 그리고 K1과 K2 합금 중 520°C에서 최종 열처리된 A12합금의 조직을 비교하면 K2합금의 결정립 크기가 K1 합금에 비하여 다소 적은 크기를 갖는 것이 관찰되었다. 이러한 현상은 첨가된 Sn 함량의 차이에 의해서 기인된 것으로 Sn이 많이 첨가된 K2의 경우 고용강화에 의해 결정립이 미세화 된 것으로 사료된다.

일반적으로 Nb를 첨가한 합금에서는 석출물이 작아야 내식성이 향상된다고 보고하고 있는 것과 관련해⁸⁾ 그림 4와 같이 막대그래프를 이용하여 K1과 K2 합금에 대하여 석출물의 크기 분포를 알아보았다. 그 결과 K1 합금은 평균 72.3nm의 크기로써 형성 석출물이 형성되었으며 K2 합금은 석출물의 크기가 평균 69.3nm로 계산되었다. 즉, 이와 같이 관찰된 석출물의 크기를 내식성과 연관지어볼 때 K2 합금의 내식성이 K1에 비해 우수할 것으로 예상된다.

3.1.2 DSC를 이용한 $\alpha/\alpha+\beta/\beta$ 상변태 온도

피복관의 상변태 온도는 K1, K2 합금의 A10 및 상용 피복관의 reference 3종에 대하여 DSC(differential scanning calorimetry)를 이용하여 분석하였다. 그림 5는 이들 합금의 DSC 결과이다. K1과 K2 합금의 경우 α_{Zr} 은 약 750°C에서 β_{Zr} 으로 변태를 시작하여 약 900°C 이상에서 모두 β_{Zr} 으로 변태되었다. 또한 reference 시편 중 ZIRLO는 약 800°C에서 $\alpha_{Zr} \rightarrow \beta_{Zr}$ 으로 변태를 시작하여 약 900°C 이상에서 모두 β_{Zr} 으로 변태되었고, Zircaloy-4는 약 800°C에서 $\alpha_{Zr} \rightarrow \beta_{Zr}$ 으로 상변태가 시작되어 1000°C 정도에서 모두 β_{Zr} 으로 변태되었으며 M5는 β 안정화 원소인 Nb의 영향으로 인해 790°C 정도에서 $\alpha_{Zr} \rightarrow \beta_{Zr}$ 상변태를 시작하여 930°C 정도에서 모두 β_{Zr} 으로 변태되었다.

3.1.3 K1과 K2 피복관 상변태 미세구조의 관찰

상변태 특성을 면밀히 관찰하는 것은 합금의 재질개선 연구를 위해서 매우 중요하다⁹⁾. 따라서 K1과 K2 그리고 상용 피복관의 reference 3종 합금에 대하여 그림 5의 DSC 결과를 토대로 얻은 α (690°C), $\alpha+\beta$ (870°C) 그리고 β (1100°C) 상 구간에서 열처리를 수행한 후 상변태 특성을 관찰하였다. 그림 6은 각 상 영역에 대하여 광학을 이용하여 관찰한 사진이다. α 영역에서 열처리된 합금은 모두 완전 재결정된 미세조직이 성장된 모습이 관찰되었으며, $\alpha+\beta$ 의 영역에서 열처리된 합금들은 매우 조대한 미세구조를 보이고 있었다. 한편 β 상에서 열처리된 합금들은 전형적인 martensite 조직이 관찰되었다. 이들 각 구간에서 열처리된 조직을 관찰한 결과 K1과 K2합금에서 상변태된 미세조직간의 차이는 거의 구별되지 않았으나 K2 피복관보다 K1 피복관에서 다소 미세한 조직이 관찰되었다. 조직의 미세화는 빠른 냉각속도와 합금원소의 특성에 따라 나타나는데 Nb 함량이 증가할수록 M_s 온도가 낮아지는 것으로 보고된다¹⁰⁾. 또한 reference 시편들 사이에는 어느 정도의 미세조직 차이가 발생되었는데, 특히 $\alpha+\beta$ 영역의 미세조직 차이가 크게 관찰되었다. 즉, M5에서 가장 미세한 조직이 관찰되었고, Zircaloy-4와 ZIRLO에서는 M5에 비하여 조직이 조대하였다. 이러한 거동은 ZIRLO와 Zircaloy-4의 경우 α 안정화 원소인 Sn 영향에 의해 α 상의 분율이 증가한 것으로 해석되며 M5의 경우는 β 안정화 원소인 Nb의 영향에 의해 조직의 미세화가 발생된 것으로 해석된다. 그림 7은 그림 6에서 관찰된 각 합금들의 상변태 미세조직에

대한 경도측정 결과이다. 경도 값의 거동은 모든 합금들에서 동일하게 관찰되었다. 즉, β 에서 가장 높은 경도 값이 측정되었으며 α 에서 가장 낮은 경도 값이 측정되었다. 이러한 경도 값의 거동은 martensite조직이 관찰되었던 β 에서는 급냉에 의해 M_s 가 저하됨으로써 핵 생성 사이트가 증가되었기 때문이며¹¹⁾ $\alpha+\beta$ 에서는 광학으로는 관찰되지 않았지만 경도측정 결과로 보아 grain boundary에 생성된 제 2상의 β 에 의해 높은 값의 경도 값이 측정된 것이라고 사료된다. 또한 α 는 가공과정에서 도입된 축적에너지를 구동력으로 하는 재결정 거동과¹²⁾ 결정립의 계면 에너지를 구동력으로 하는 결정립 성장 기구를 고려할 경우 위에서도 언급된 것처럼 결정립의 성장 조직으로써 경도 값이 저하된 것이라고 사료된다. 그리고, K1과 K2의 경도 값은 큰 차이를 보이지 않았지만 그림 6에서 관찰된 것과 같이 K2에 비해 다소 치밀한 미세조직이 관찰되었던 K1합금에서 경도 값이 높게 측정되었다.

3.2 K1과 K2 피복관의 재결정에 따른 경도 변화

신합금 피복관의 열처리공정은 합금마다 재결정 온도가 다르기 때문에 각각의 합금에 대하여 다르게 적용되어야 한다. 또한 신합금의 내식성 및 기계적 특성이 합금의 열처리 정도에 따라 상당히 차이가 있기 때문에 신합금의 재결정 온도 및 재결정에 따른 조직 변화를 체계적으로 연구하는 것은 신합금의 특성을 파악하는데 매우 중요하다^{13,14)}. 그림 8은 K1과 K2 피복관에 대하여 450, 490, 505, 540, 580 그리고 600°C에서 2.5시간 열처리를 실시한 후 A10, A11, A12 합금과 더불어 재결정 거동을 나타낸 경도 그래프이다. K1 및 K2 합금 모두 cold worked 합금에서는 고용강화의 영향 및 가공과정에서 도입된 축적에너지에 의해서¹²⁾ 매우 높은 경도 값이 측정되었다. 또한 최종 열처리 온도가 증가함에 따라 재결정이 진행되어 경도 값이 감소되는 현상이 보였는데 450°C와 470°C에서는 회복, 490°C와 505°C에서는 경도값이 급격히 감소하는 재결정 단계, 그리고 540°C 이상에서는 완전재결정이 이루어짐으로써 결정립이 성장되는 일반적인 합금의 재결정 거동과 일치하였다. 그리고, 재결정거동은 K1에 비하여 K2 합금에서 다소 빨리 일어나는 것을 알 수 있는데, K1 합금은 505°C에서 재결정 거동이 관찰되었으며 K2 합금은 대략 490°C에서 재결정 거동이 발생되었다. 이러한 결과는 K1 합금에 존재하는 Nb이 고용강화를 일으켜 재결정에 영향을 미친 것으로 사료된다.

3.3 K1 및 K2 합금의 수소화합물 방향성 측정

K1 및 K2 합금의 수소화합물 방향성은 A10, A11, A12에 대하여 실시하였고, 또한 상용의 reference 피복관에 대하여 수소를 임의로 첨가 한 후 그림 9와 같이 광학으로 관찰하였다. K1 및 K2 합금은 모두 비슷한 방향성을 갖는 수소화합물이 생성되었으나 K2A11의 경우 수소 화합물의 일부가 다른 방향으로 나열된 모습이 관찰되었다. 또한 K1 합금이 K2 합금에 비하여 수소흡수성이 우수하게 관찰되었는데, 이러한 현상은 수소흡수성에 영향이 있는 Nb에 의한 것으로 사료된다. 또한 수소흡수성의 방향성에 대하여 ASTM의 규정에 의거하여 F_n 지수를 계산해본 결과 표 2와 같이 K2A11에서 가장 높게 나타났다. reference 합금의 경우는 ZIRLO와 M5에서 수소화합물의 일부가 다른 방향으로 형성되었으나 Zircaloy-4 합금은 K1 및 K2와 비슷한 형태로 수소화합물이 관찰되었다. 그리고, ZIRLO에서 수소흡수성이 우수하게 나타났는데 이것은 위에서 언급한 것처럼 Nb의 영향인 것으로 사료된다.

4. 결 론

K1, K2 피복관의 상변태 및 미세조직의 특성에 대한 연구를 실시해 본 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

- 1) K1과 K2합금에 대하여 제조 공정상태로 얻은 초기 합금의 미세조직 및 경도 값을 관찰해본 결과, K1과 K2 모두 가공조직이 관찰된 A10에서 가장 높은 경도값이 나타났으며 완전 재결정 조직이 발생된 A12에서 가장 낮은 경도 값이 측정되었다.
- 2) K1과 K2 합금에 대하여 각 상에 대한 상변태 특성을 관찰해본 결과, α 는 성장된 재결정 조직이 관찰되었고 $\alpha+\beta$ 에서는 α 상의 입계에 제 2상의 β 가 석출되었다. 또한 β 에서는 급냉에 의한 M_s 의 저하현상에 의해 martensite 조직이 관찰되었다.
- 3) K1과 K2 합금의 재결정 거동은 비슷하게 나타났으나 K1합금은 505°C에서 재결정이 발생되었고 K2합금은 490°C에서 재결정이 발생되었다.
- 4) K1과 K2 합금의 수소화합물의 방향성은 F_n 지수로 계산해본 결과, K2A11에서 가장 높게 나타났다.

감사의 글

본 연구는 과학기술부의 원자력 연구개발사업인 "지르코늄 신합금 핵연료 피복관 개발" 과제의 일환으로 수행되었으며 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. Y. H. Jeong, KAERI Report, Development of Cladding Materials for High Burn-up Fuel, KAERI/RR-1580/95 (1995).
2. G. P. Sabol, G. R. Kilp, M. G. Balfour and E. Robert, ASTM STP, 1023 (1989) 227.
3. T. Isobe and Y. Matsuo, Ninth International Symposium, Kobe Japan, Nov., (1990) 5.
4. M. Harada, M. Kimpara and K. Abe, Ninth International Symposium, ASTM STP, 1132 (1991) 368.
5. D. Charquet, R. Hahn and E. Oritieb, International Topical Meeting on LWR fuel Performance, Avignon, France, Apr., (1991) 21.
6. J. P. Mardon, D. Charquet and J. Senvat, ASTM STP, 1354 (1998) 15.
7. A. V. Nikulina, Y. K. Bibilashvili, P. P. Markelov and M. M. Peregu, ASTM STP, 1295 (1996) 785.
8. J. S. Yang and R. R. Adanson, ASTM STP 1023 (1989) 451.
9. K. Y. Huang and C. H. Tsai, J. Nucl. Mat., 136 (1985) 16.
10. C. E. L. Hunt and P. Niessen, J. Nucl. Mat., 38 (1971) 17.
11. R. A. Holt, J. Nucl. Mater., 47 (1973) 262.
12. B. L. Averbach, M. B. Bever, M. F. Comerford and J. L. Keach, Acta Met., 4 (1956) 477.

13. Y. H. Jeong and C. H. Kim, J. of the Korean Inst. of Met and Mater., 33 (1995) 682.
14. Y. H. Jeong and K. H. Kim, J. of the Corrosion Sci. Soc. of Korea, 25 (1996) 160.

Table 1. Chemical composition of the K-claddings and the reference claddings

Group	ID	Composition
K1	K1A10 (cold worked)	Zr-0.4Nb-0.8Sn-Fe-Cr-Mn
	K1A11 (470)	
	K1A12 (520)	
K2	K2A10 (cold worked)	Zr-0.2Nb-1.1Sn-Fe-Cr-Cu
	K2A11 (470)	
	K2A12 (520)	
Reference	ZIRLO	Zr-1.0Nb-1.0Sn-0.1Fe
	Zircaloy-4	Zr-1.4Sn-0.2Fe-0.1Cr
	M5	Zr-1.0Nb-0.125O

Table 2. F_n index of hydride orientation of the K-claddings and the reference claddings

Alloys	ID	F_n
K1	K1A10	0.0083
	K1A11	0.0074
	K1A12	0.0096
K2	K2A10	0.0054
	K2A11	0.0484
	K2A12	0.0420
Reference	ZIRLO	0.0732
	Zircaloy-4	0.0066
	M5	0.0322

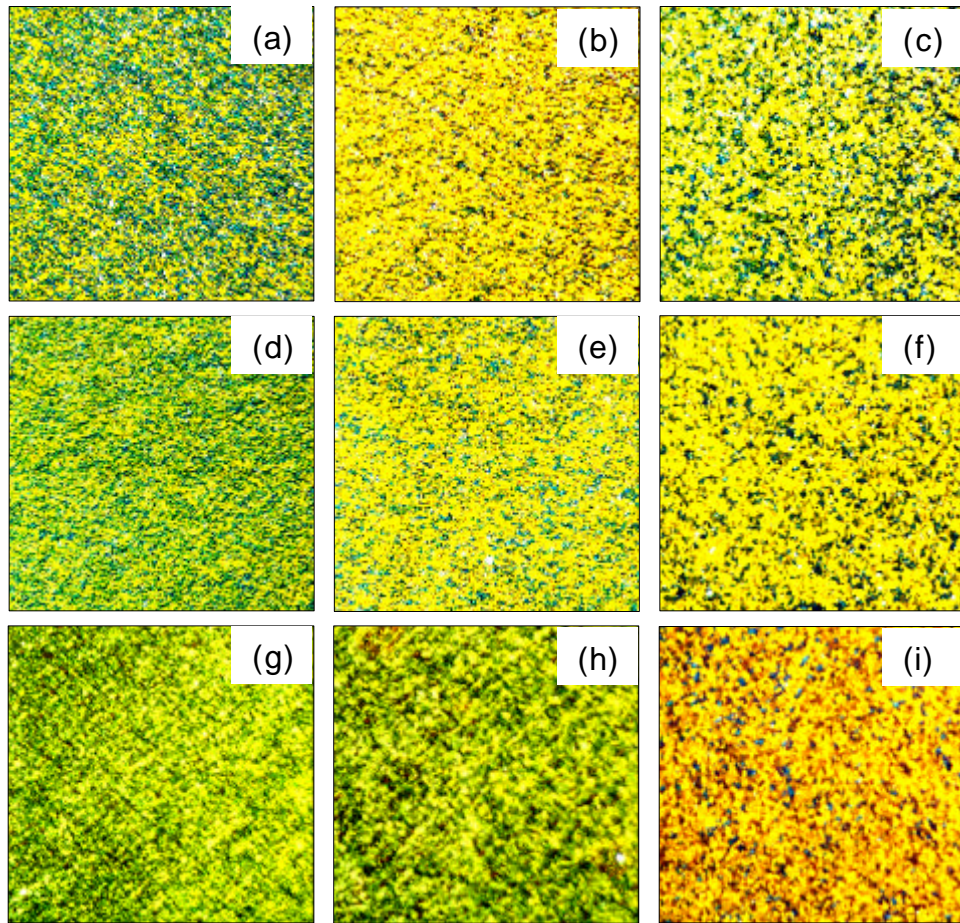


Fig. 1 Microstructures of the as-received K- cladding tubes and the reference cladding tubes ; (a) A1A10 (b) A1A11 (c) A1A12 (d) K2A0 (e) K2A11 (f) K2A12 (g) ZIRLO (h) Zircaloy-4 (i) M5

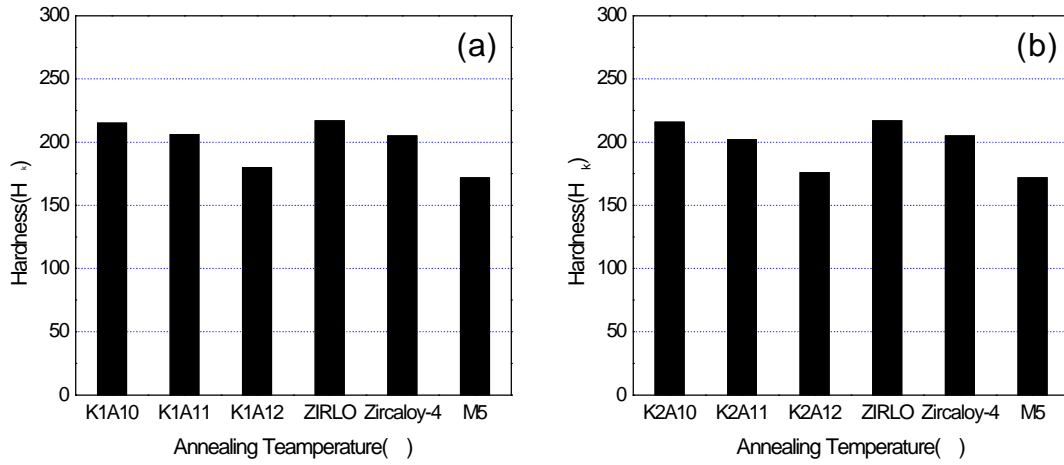


Fig. 2 Knoop hardness of the as-received K-cladding tubes ; (a) K1 alloys, (b) K2 alloys

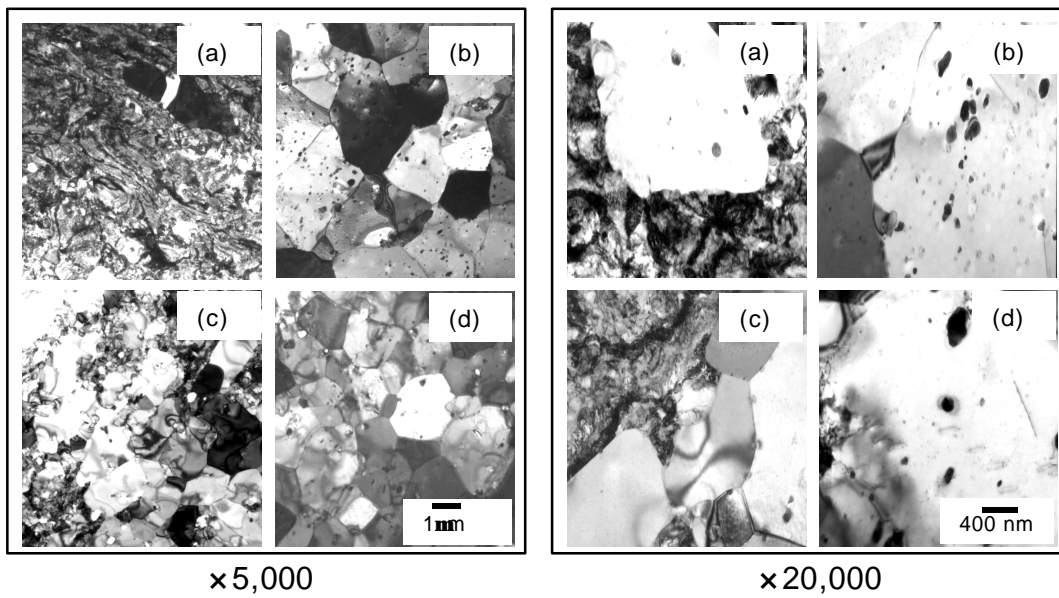


Fig. 3 TEM of the as-received K-cladding tubes ; (a) K1A11 (b) K1A12 (c) K2A11 (d) K2A12

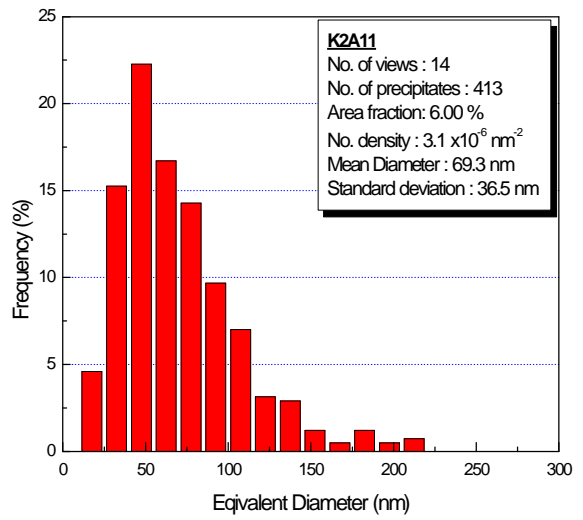
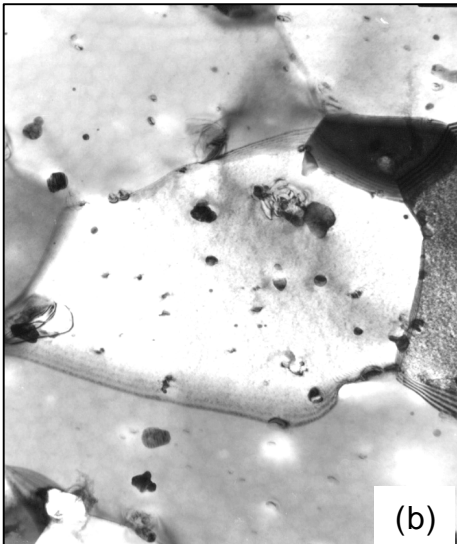
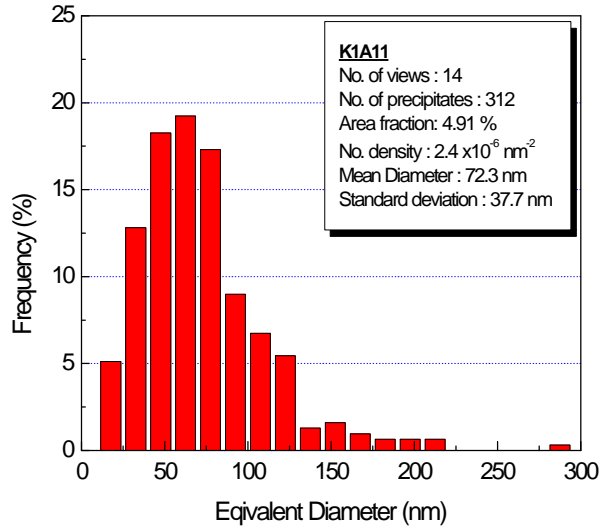
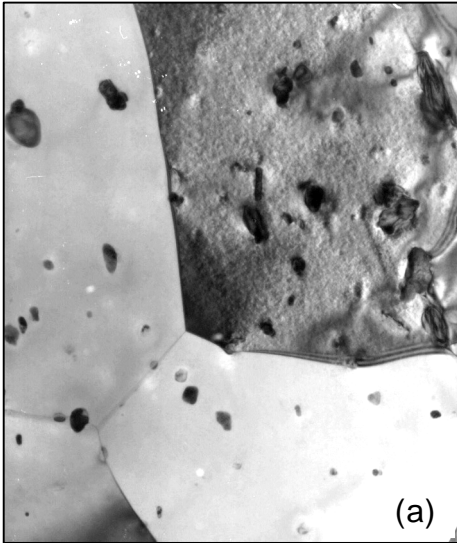


Fig. 4 Precipitates distributions of K-cladding tubes ; (a) K1 cladding tube
 (b) K2 cladding tube

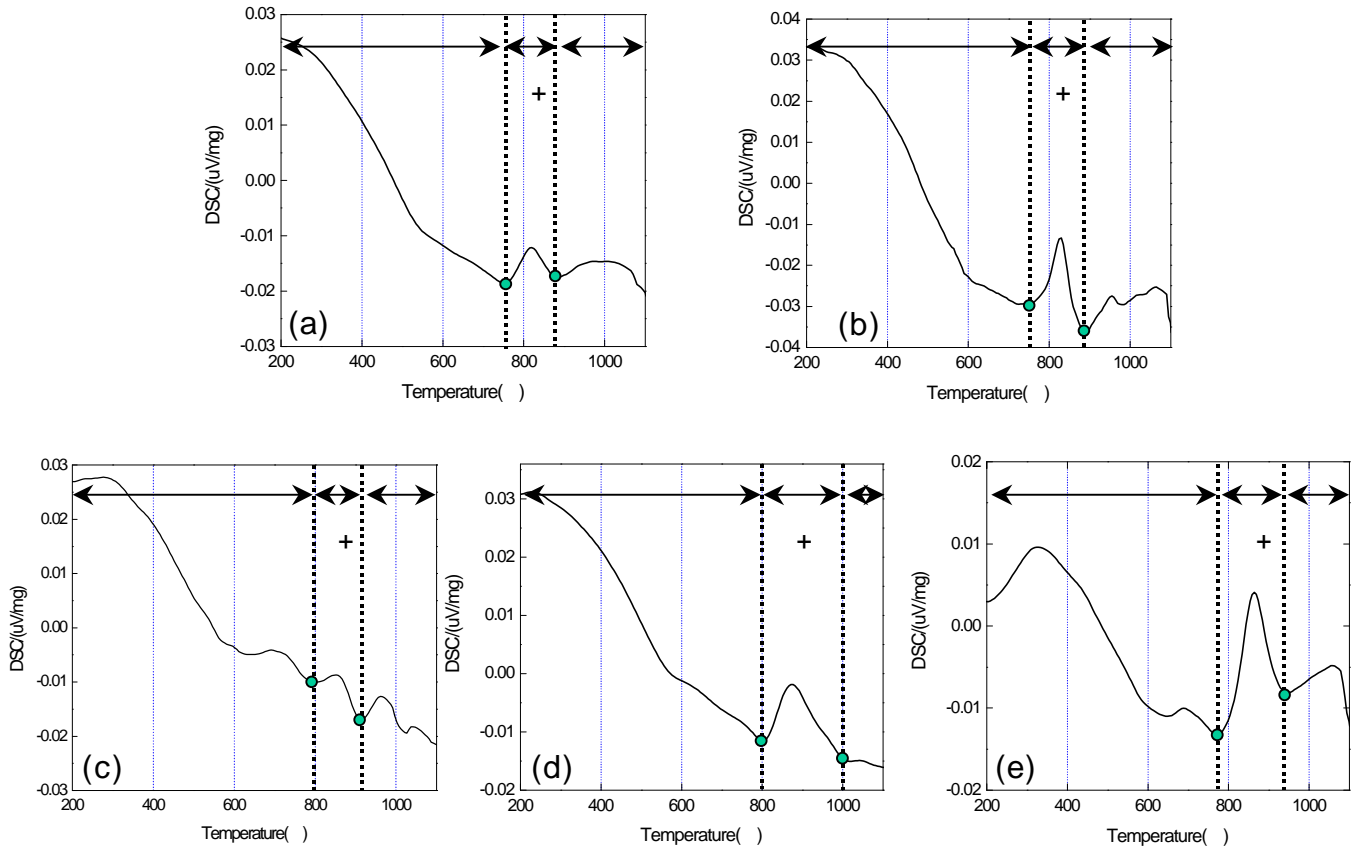


Fig. 5 DSC analysis by heat the as-received K-cladding tubes and the reference cladding tubes ; (a) K1A10 (b) K2A10 (c) ZIRLO (d) Zircaloy-4 (e) M5

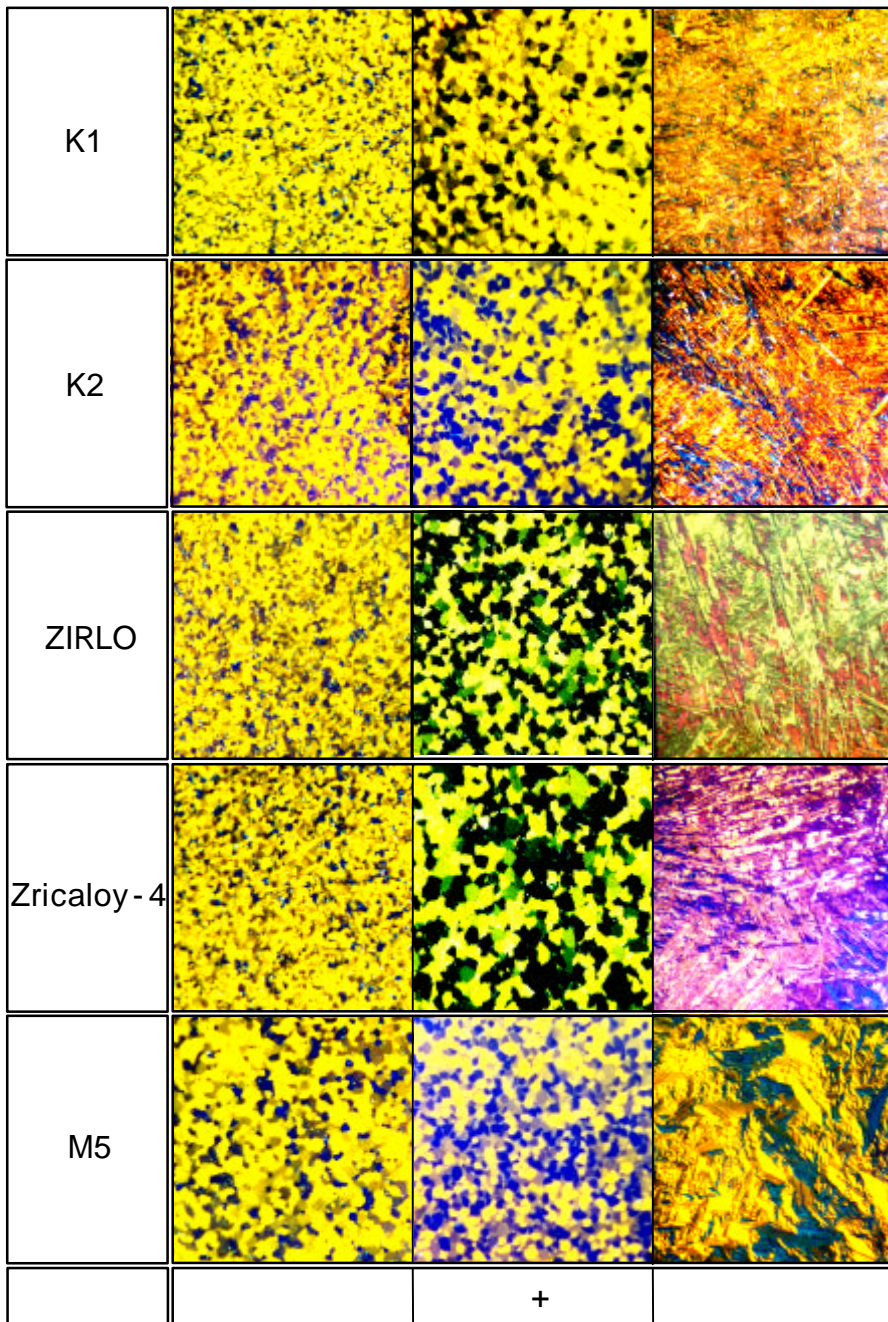


Fig. 6 Microstructures of α -annealed(690°C), $\alpha+\beta$ annealed(870°C) and β -annealed(1100°C) K-cladding and reference cladding tubes

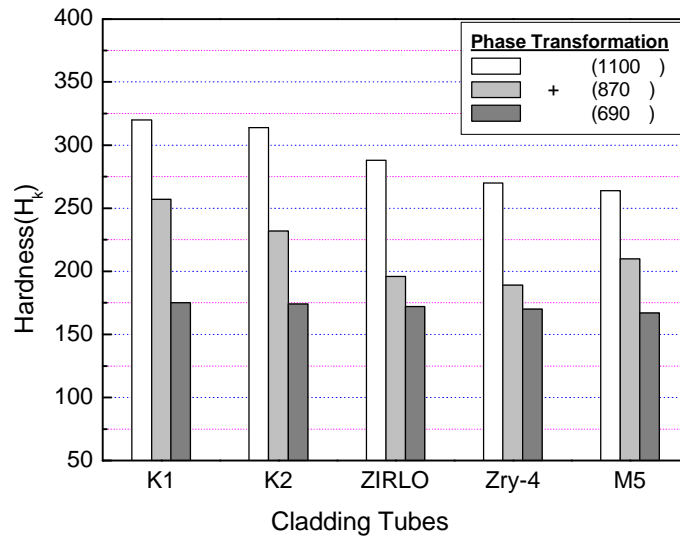


Fig. 7 Knoop hardness of α -annealed(690°C), $\alpha+\beta$ annealed(870°C), and β -annealed(1100°C) K1, K2 and reference cladding tubes

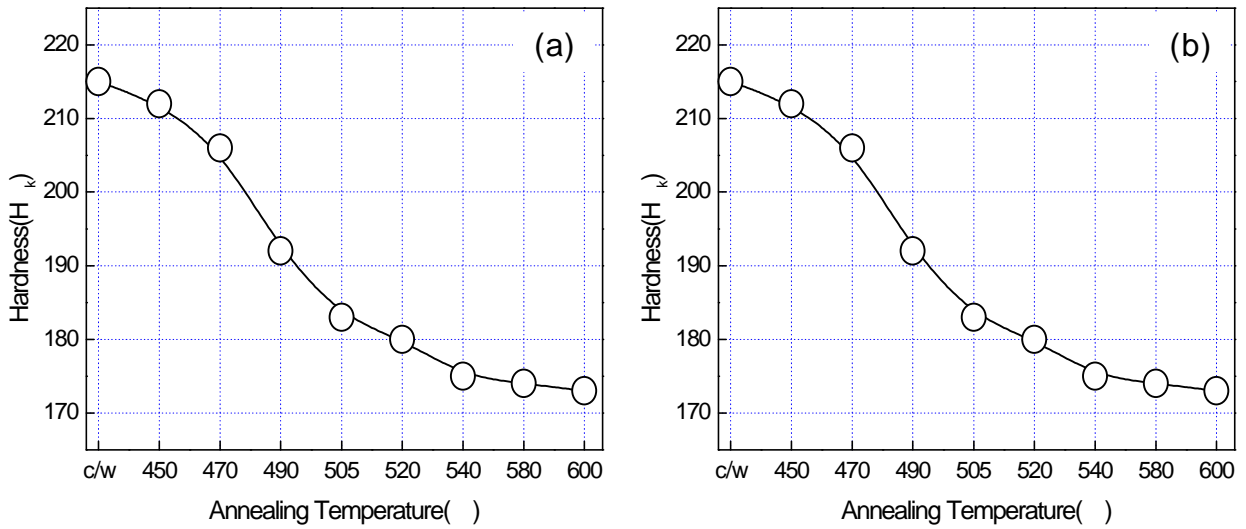


Fig. 8 Knoop hardness of K-cladding tubes with the variation of final anneal temperatures ; (a) K1 cladding tubes (b) K2 cladding tubes

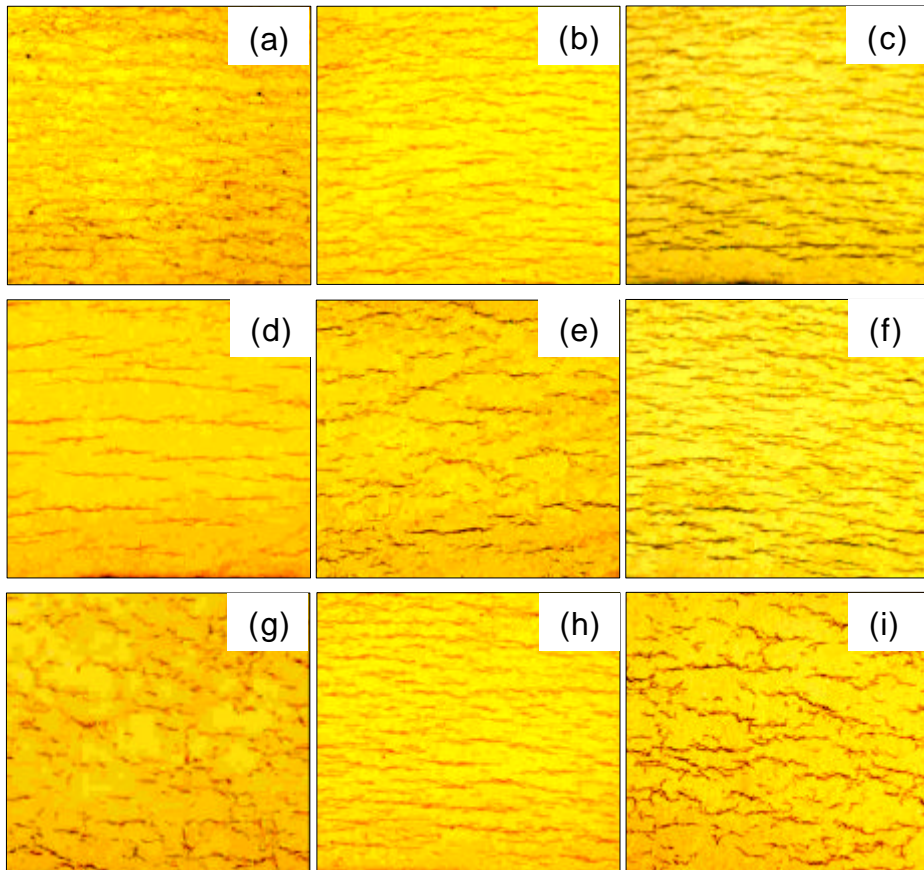


Fig. 9 Hydride micrography of the K-cladding tubes and the reference cladding tubes ; (a) A1A10 (b) A1A11 (c) A1A12 (d) K2A0 (e) K2A11 (f) K2A12 (g) ZIRLO (h) Zircaloy-4 (i) M5