

기계적 합금화 방법으로 산화물을 분산시킨 텅스텐 중합금의 동적 변형거동

朴相法 · 金東局 · 李聖鶴 · 柳浩振* · 洪淳亨*

포항공과대학교 항공재료연구센터
*한국과학기술원 재료공학과

Fracture and Dynamic Deformation Behavior of an Oxide-Dispersed Tungsten Heavy Alloy Fabricated by Mechanical Alloying

Sanghyun Park, Dong-Kuk Kim, Sunghak Lee
Ho Jin Ryu* and Soon Hyung Hong*

Center for Advanced Aerospace Materials, Pohang University of Science and Technology,
Pohang 790-784, Korea

*Department of Materials Science and Engineering, Korea Advanced Institute of Science and Technology,
Daejeon 305-701, Korea

Abstract : The objective of this study is to investigate the dynamic deformation and fracture behavior of an oxide-dispersed tungsten heavy alloy fabricated by mechanical alloying. The tungsten alloy was processed by adding 0.1 wt.% Y_2O_3 powders during mechanical alloying in order to form fine oxides in tungsten/matrix interfaces. Dynamic torsional tests were conducted for this alloy, and then the test data were compared with those of a conventionally liquid-phase sintered specimen. The refinement of tungsten particles could be obtained after mechanical alloying and multi-step heat-treatment without an increase in volume fraction of the interfacial area between tungsten particles. The dynamic test results indicated that interfacial fracture between tungsten particles occurred over broad deformed areas in this alloy, expecting the low possibility of the shear band formation. Also, the oxide dispersion strengthening was effective in promoting the interfacial fracture since fine oxides acted as a initiation site of interfacial fracture. These findings suggested that the idea of forming fine oxides would be useful for improving the self-sharpening effect and the penetration performance of tungsten heavy alloys.

(Received March 13, 2000)

Key words : Dynamic deformation, Oxide-dispersed tungsten heavy alloy, Mechanical alloying.

1. 서 론

관통자(penetrator)가 빠른 속도로 장갑판(armor plate)에 충돌될 때, 관통자의 가장자리가 효과적으로 잘 떨어져 나가 관통이 효과적으로 이루어지는 현상을 'self-sharpening' 이라고 하며, 최근의 텅스텐 중합금에 대한 연구는 이 self-sharpening이 잘 일어나도록 하는 방향으로 진행되고 있다^{1,7)}. 이 현상은 관통자 재료가 아주 빠른 속도로 변형될 때 국부적으로 변형이 집중되고 그 변형 에너지로부터 전환된 열이 주위로 확산되기 전에 온도상승에 의한 열적연화(thermal softening)로 다시 그 영역에 변형집중이 가속화되는 단열성 전단밴드(adiabatic shear band)에 의한 것으로 알려져 있다⁸⁾. 그러나 텅스텐 중합금에서 90% 이상의 무게를 차지하는 텅스텐은 열전도도가 크기 때문에 단열성 전단밴드가 잘 형성되지 않고, 형성된 전단밴드도 폭이 넓고 약하게 나타나는 것이 일반적이다. 따라서 텅스텐 중합금의 전단밴드의 형성 거동 외에도 텅스텐 입자의 형상, 크기 등의 미세조직학적 요인, 경도, 강도, 연신율, 파괴인성 등의 기계적 물성, 그리고 동적 하중하에서의 변형 및 파괴거동을 자세히 분석하여 self-sharpening을 향상시킬 필요가 있다. 중요한 미세조직적인

자 중 하나는 텅스텐 입자 크기 및 형태로서, 일반적으로 입자의 크기를 미세하고 구형으로 하고, 텅스텐 입자들 사이의 계면을 감소시키면 전반적인 기계적 성질이 향상된다고 알려져 있다^{9,10)}. 그러나 텅스텐 입자가 미세화되면 일반적으로 텅스텐-텅스텐 입자계면의 분율은 증가되어 기계적 성질이 오히려 나빠진다. 기계적 성질의 관점에서 보면, 항복강도와 경도가 높을수록 소성변형이 급격하게 일어나 전단밴드 형성의 직접적인 원인이 되는 변형의 집중에 유리하다¹¹⁾. 그러나 강도나 경도가 너무 높으면 취화되어 관통 중 fragmentation이 일어나 관통 성능이 나빠진다¹⁰⁾. 따라서 고속의 충돌에서도 관통자의 구조를 유지할 수 있는 파괴인성을 가지면서도 self-sharpening이 잘 일어날 수 있는 변형 및 파괴형태를 가지는 것이 관통성능의 향상에 바람직하며, 이를 위하여 동적 변형거동 및 관통성능과 연결된 미세조직 조건의 확립이 요구되고 있다.

본 연구에서는 기계적 합금화(mechanical alloying; MA) 방법을 텅스텐 중합금에 적용함으로써 텅스텐 입자 미세화와 산화물 분산강화(oxide dispersion strengthening; ODS)를 이룬 새로운 개념의 관통자 재료를 제조하였으며, 동적 변형 거동과 관통성능을 평가함으로써 우수한 관통성능을 가진 관

통자를 개발하고자 하였다. MA 방법은 고에너지 어트리터 (attritor)나 볼 밀(ball mill)을 이용하여 조절된 미세구조의 복합분말을 얻기 위한 분말야금기술이며¹²⁾, 제조된 합금의 구조가 균일하고 미세하면서 산화물 분산 강화 효과도 얻을 수 있는 장점이 있다. 제조된 시편들에 대해 torsional Kolsky bar를 사용하여 동적 전단응력-전단변형 곡선을 얻고, 이 시험결과를 미세조직, 동적 변형 및 파괴거동과 연관시켜 분석하였다. 또한 텅스텐 중합금 관통자의 고속충돌시험을 실시하여 장갑판을 실제로 관통할 때 일어나는 변형거동과 실험실적인 동적 비틀림 시험시의 변형거동을 비교하여 분석하였다.

2. 실험 방법

본 연구에 사용된 텅스텐 중합금 시편의 조성은 93W-4.9Ni-2.1Fe(wt.%)이며, 2종류의 시편, 즉 1) 통상적인 액상 소결(liquid phase sintering; LPS) 시편, 2) MA로 산화물 분산강화(ODS) 시킨 시편을 제조하였다. LPS 시편은 평균 입도 2.5 μm 의 텅스텐 분말, 3.5 μm 의 니켈 분말과 철 분말을 화학조성의 무게비율(93W-4.9Ni-2.1Fe)로 건식 혼합 후 질소 분위기에서 볼 밀링, 180 MPa의 압력으로 냉간등압성형(cold isostatic pressing; CIP), 수소 분위기와 1493°C에서 3시간 액상소결, 노냉의 과정을 거쳐 제조된 것이다. ODS 시편은 93W-4.9Ni-2.1Fe의 분말에 0.1 wt.%의 Y_2O_3 분말이 첨가, 혼합된 분말을 steel ball이 들어 있는 ball mill에서 72시간 MA 후 냉간등압성형, 1493°C에서 1시간 액상소결, 노냉하였다. 그 다음 금속간 화합물의 생성은도인 1100°C 보다 약간 높은 1150°C에서 1시간 열처리 후 수냉하고, 이를 20회 반복하는 다단열처리를 행하였다. 이러한 다단열처리는 수소취성을 방지하고 불순물의 계면편석을 억제하는 물론, 텅스텐-텅스텐 입자계면의 면적을 감소시킴으로써 인성을 향상시킨다¹³⁾. 다단열처리 후 밀도를 99% 이상으로 높이기 위해 다시 1493°C에서 1시간 액상소결, 노냉, 1150°C에서 1시간 열처리, 수냉하였다.

제조된 시편의 미세조직을 ASTM 209 용액¹⁴⁾(HNO_3 15 ml, HF 3 ml, H_2O 80 ml)으로 에칭한 후 주사전자현미경(scanning electron microscope; SEM)으로 관찰하였으며, 영상 분석기를 이용하여 텅스텐 입자의 평균입도와 텅스텐-텅스텐 입자계면의 분율, 즉 contiguity를 측정하였다. 인장 시험은 게이지(gage) 길이 25 mm 인 봉상시편을 사용하여 cross-head speed 2 mm/min의 조건으로 실시되었다. 또한 *in situ* SEM 파괴시험을 통하여 파괴가 일어나는 과정을 직접 관찰하고, 겉보기 파괴인성(apparent fracture toughness)을 측정하여 상대적인 값을 비교하였다. 자세한 실험방법과 시편에 대한 설명은 참고문헌에 나타나 있다¹⁵⁾. 노치선단의 변형 및 파괴과정을 연속적으로 촬영하고, 그 시점에서의 응력확대계수(stress intensity factor)를 산출하였으며, 평면응력 조건하에서의 겉보기 파괴인성을 측정하였다.

동적 비틀림 시험을 torsional Kolsky bar(그림 1(a))를 이용하여 약 1600/s의 변형률 속도에서 실시하였다. 비틀림 시험에 사용된 시편은 그림 1(b)와 같이 게이지 부분이 얇은

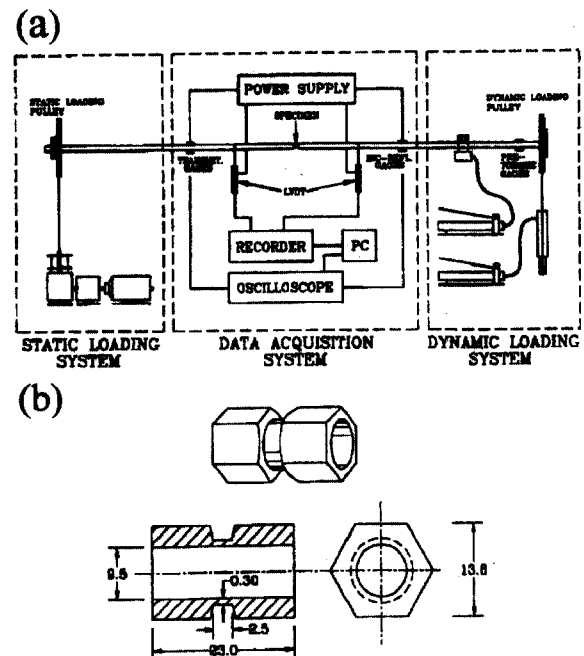


Fig. 1. (a) Schematic diagram of a torsional Kolsky bar (b) Shape and dimensions of a thin tubular specimen with hexagonal flanges used in the dynamic torsional test (unit: mm).

등근 관(tube) 형태를 가진다. 클램프(clamp)와 동적 하중 풀리(pulley) 사이에 유압기기를 이용하여 일정한 토크(torque)를 측정시킨 후 클램프를 파괴하여 순간적으로 해방시키면 측정된 토크의 1/2에 해당하는 진폭의 탄성전단파가 순간적으로 시편에 전달됨으로써 시편을 변형시킨다. 동적 비틀림 시험에 대한 자세한 시험방법은 참고문헌에 나타나 있다^{9,12,16-18)}. 이와 같이 동적 하중하에서 비틀림 시험을 실시하여 동적 전단응력-전단변형 곡선을 얻었으며, 시험 후 파단된 시편의 파면과 게이지부의 변형된 영역을 SEM으로 관찰하여 파괴 및 변형기구를 조사하였다.

Bar 형태의 관통자로 가공하여 변형률 속도가 동적 비틀림 시험시보다 훨씬 높은 ($10^4\text{-}6/s$ 정도) 고속 충돌 시험을 실시하였다. 강판을 여러 개 붙여서 충돌 타겟(target)으로 사용하였으며, 관통깊이를 측정하여 상대적인 관통성능을 평가하였다. 시험 후 잔류 관통자를 수거하여 그 미세조직을 조사하였다.

3. 실험 결과

미세조직

그림 2(a)-(b)는 LPS와 ODS 텅스텐 합금시편의 SEM 조직사진이며, 텅스텐 입자 크기, 기지분율, contiguity, 밀도를 측정하여 표 1에 나타내었다. 액상소결된 LPS 시편에서는 구형에 가까운 텅스텐 입자들이 Ni-Fe-W 기지에 비교적 균일하게 분포되어 있다(그림 2(a)). 텅스텐 입자의 평균크기는 28 μm 이며, 텅스텐-텅스텐 입자계면을 화살표로 나타내었다. ODS 시편의 텅스텐 입자 크기는 16 μm 으로, LPS 시편보다 미세하고 불규칙한 형상을 나타내며, contiguity는

서의 소결사 폐기공(closed pore)이 완전하게 환원되지 않아 소결 후에도 미세기공이 잔존하여 밀도가 감소된다(표 1). 따라서 인장하중하에서는 미세기공에서 쉽게 균열이 형성되어 낮은 연신율과 인장강도를 나타낸다.

동적 비틀림 성질

그림 3에 동적 비틀림 시험으로 구한 전단응력-전단변형 곡선을 보였으며, 이로부터 구한 최대전단응력, 최대전단응력 점에서의 변형률, 파괴전단 변형률을 측정하여 표 2에 나타내었다. LPS 시편의 경우 0.45 정도의 변형률에서 최대전단응력에 이르며, 이후 응력감소가 급격하게 일어나면서 파괴된다. 최대전단응력점은 국부적인 변형의 집중이 시작되는 소성 불안정의 시점으로 해석할 수 있기 때문에^{13,16)} 최대전단응력점 후 응력이 바로 감소되는 것은 변형이 불균일하게 이루어진다는 것을 의미한다. ODS 시편도 LPS 시편과 비슷한 곡선거동을 나타내지만, 최대전단응력과 파괴전단변형률이 낮다. 이는 표 2의 인장성질과 같은 경향을 나타내는 것이다.

그림 4(a)-(b)는 비틀림 시편의 파단면의 SEM 사진이다. LPS 시편의 경우 그림 4(a)와 같이 텅스텐 입자의 벽개파괴, 텅스텐-텅스텐 입자계면파괴, 기지의 연성파괴가 복합적으로 존재한다. ODS 시편에서는 텅스텐 입자의 벽개파괴와 기지의 연성파괴는 크게 감소하고 대부분의 영역에서 텅스텐-텅스텐 입자계면파괴로 파괴가 일어난다(그림 4(b)). 이러한 계면파괴면 사이에는 화살표로 나타낸 것과 같이 산화물도 관찰된다.

동적 비틀림 시편의 파면 아래의 변형부위를 SEM으로

Fig. 2. SEM micrographs of (a) LPS- and (b) ODS-specimens. Arrows indicate interfaces between tungsten particles in (a).

Table 1. Quantitative analysis data and density of LPS- and ODS-specimens.

Alloy Specimen	Tungsten Particle Size (μm)	Matrix Volume Fraction (%)	Contiguity	Densification (%)
LPS	27.66	22.5	0.257	99.9
ODS	15.18	13.7	0.271	99.1

LPS 시편과 거의 유사하다. 이는 MA 방법과 다단열처리 방법을 적용한 효과로서, 텅스텐-텅스텐 입자계면의 분율을 LPS 시편과 비슷하게 유지하면서 텅스텐 입자의 크기를 감소시킨 미세조직으로 평가될 수 있다. 그림 2(b)의 화살표로 표시하였듯이 텅스텐/기지 계면이나 삼중점(triple junction)에서 미세한 기공(pore)과 산화물들을 관찰할 수 있다.

인장성질

표 2에 인장시험결과를 나타내었다. ODS 시편의 인장강도와 연신율은 제조시 형성된 미세기공 또는 산화물의 존재에 의해 LPS 시편보다 낮다. MA로 제조된 ODS 시편은 텅스텐 입자의 표면산화가 일어나기 쉽고 수소 분위기 하에

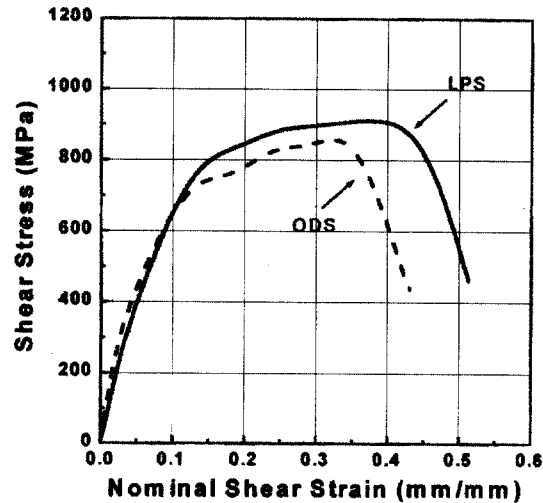


Fig. 3. Shear stress-shear strain curves obtained from the dynamic torsional tests (strain rate ≈ 1600/s) for the two tungsten heavy alloy specimens.

Table 2. Room-temperature tensile and dynamic torsional data of LPS- and ODS-specimens.

Alloy Specimen	Tensile Strength (MPa)	Elongation (%)	Maximum Shear Stress (MPa)	Shear Strain at Maximum Shear Stress	Fracture Shear Strain
LPS	940	30.0	910	0.375	0.513
ODS	883	18.4	856	0.323	0.440

관찰하여 그림 5(a)-(b)에 보였다. LPS 시편의 경우 파면 근처의 텅스텐 입자들은 연신되며, 이 영역에서의 변형집중의 영향으로 파면은 비교적 매끈하다(그림 5(a)). 파면으로부터 멀리 떨어져 있는 내부 영역에까지 텅스텐 입자의 벽개파괴와 텅스텐-텅스텐 입자계면의 분리가 발견된다. ODS 시편에서는 파면 근처에서도 텅스텐 입자는 거의 변형되지 않아 국부변형영역(localized shear zone)이 발견되지 않으며, LPS 시편에서보다 텅스텐-텅스텐 입자계면의 분리가 많이 관찰된다(그림 5(b)). 특히 산화물 부근에서 텅스텐-텅스텐 입자계면의 분리가 많이 일어난다.

고속충돌 시험결과

LPS와 ODS 시편 관통자에 대하여 충돌속도와 각 시편의 상대적인 관통성능을 그림 6에 나타내었다. LPS 시편의 관통성능은 충돌속도가 높아질수록 증가되며, ODS 시편의 관통성능은 충돌속도를 고려할 때 LPS 시편과 비슷하거나 약간 좋다고 할 수 있다.

그림 7(a)-(b)는 잔류 관통자의 저배율 광학현미경 사진이다. LPS 시편의 경우 텅스텐 중합금의 고속 충돌시 나타나

Fig. 4. SEM fractographs of the fractured dynamic torsional specimens for (a) LPS- and (b) ODS-specimens.

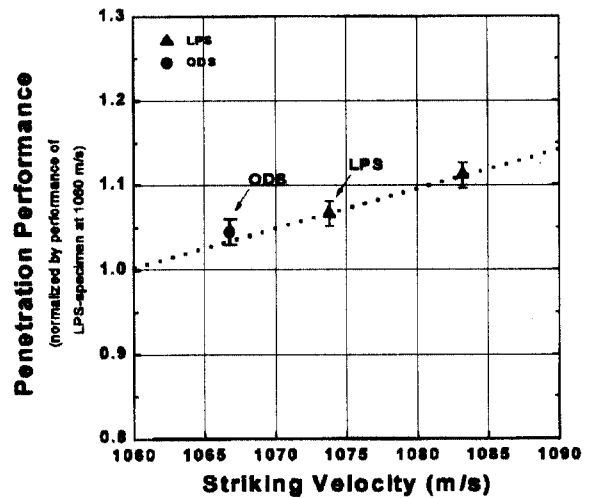


Fig. 6. Penetration performance of LPS- and ODS-specimens vs striking velocity of the penetrators. Penetration performance is normalized by that of LPS-specimen impacted at the velocity of 1060 m/s.

Fig. 5. SEM micrographs of the deformed area (the central area of the gage section) of the fractured dynamic torsional specimens for (a) LPS- and (b) ODS-specimens.

Fig. 7. Low-magnification optical micrographs of the remained penetrators after the high-speed impact test for (a) LPS- and (b) ODS-specimens.

Fig. 8. Optical micrographs of the remained penetrator head part after the high-speed impact test for (a) LPS-specimen showing an adiabatic shear band connected with a surface crack, (b) ODS-specimen showing slightly deformed tungsten particles near the surface. (c) ODS-specimen showing no adiabatic shear bands.

는 전형적인 mushrooming이 관통자 선단부에 형성되어 관통 후 최대 지름은 크게 증가된다(그림 7(a)). 반면 ODS 시편은 mushrooming이 발견되지 않으며, 관통자의 한쪽 면은 그림 7(b)에서와 같이 재료가 떨어져 나가 관통자의 지름이 선단부로 갈수록 줄어드는 self-sharpening이 일어난다.

그림 8(a)는 LPS 시편 잔류 관통자에서 타겟과 직접적으로 접촉된 부분(그림 7(a)에 화살표로 표시)의 변형형태를 나타낸 광학현미경 사진이다. 그림 8(a)의 화살표로 나타낸 바와 같이 잔류 관통자의 가장자리에서부터 텅스텐 입자의 변형이 국부적으로 집중되는 단열성 전단밴드가 형성된다. 그러나 전단밴드내의 국부 변형량이 작아서 균열은 전단밴드를 따라 계속 전파되지 못하고 곧 소멸된다. 이와 같이 LPS 시편에서는 단열성 전단밴드는 형성되나, 밴드내의 변형량은 작기 때문에 이 밴드를 따라 균열 형성, 전파되는데 어려움이 따르게 되며, 이 경우 self-sharpening은 일어나기 어렵다. ODS 시편의 경우에는 그림 8(b)에서와 같이 텅스텐 입자의 연신이나 단열성 전단밴드는 거의 발견되지 않는다. 이 시편의 표면부를 확대하여 보면(그림 8(c)), ODS 시편은 텅스텐 입자의 변형이 거의 없이 텅스텐-텅스텐 입자계면이 분리되어 관통자의 일부가 떨어져 나간 것(falling-off)임을 알 수 있다.

In situ SEM 파괴과정 관찰

그림 9(a)-(d)는 LPS 시편 CT 시편이 하중을 받아 노치 선단 부근에서 파괴가 일어나 균열이 전파하는 과정을 순차적으로 보여주는 SEM 사진들이다. 그림 9(a)는 하중이 가

해지기 이전의 노치선단 부근의 미세조직으로 등근 텅스텐 입자들과 기지조직을 관찰할 수 있다. 하중이 가해지면(응력 확대계수, $K_I = 36.8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$), 노치가 벌어져 노치반경이 증가하며, 노치선단부근의 텅스텐 입자에서 미세한 균열이 생성된다(그림 9(b)). 더 높은 하중하에서는($K_I = 67.2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) 미세균열이 기지와 만나게 되어 균열성장이 둔화되면서 크게 벌어진다. 균열선단부의 기지에는 미세한 슬립선으로 이루어진 슬립밴드(slip band)가 형성된다(그림 9(c)). 더 하중이 가해지면($K_I = 81.7 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$), 노치선단부의 균열은 더욱 벌어지고 텅스텐 입자의 벽개파괴, 텅스텐 입자간 계면분리, 입자내 슬립밴드 형성 등 파괴가 복합적으로 나타나며, 슬립밴드의 형성을 포함한 소성변형이 상당히 일어난다(그림 9(d)).

그림 10(a)-(e)는 ODS 시편이 미세적으로 파괴되는 과정을 보여 준다. 그림 10(a)는 하중을 가하기 전의 미세조직으로, 텅스텐 입자들의 삼중점에 산화물들이 존재하는 것을 관찰할 수 있다. 하중을 주어진다면($K_I = 50.4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$), 노치 부근의 텅스텐 입자에서 또는 텅스텐-텅스텐 입자계면에서 미세균열이 발생된다(그림 10(b)). 다음 단계에서($K_I = 73.9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) 균열이 더욱 벌어지면서 노치의 반경이 증가되며, 산화물/기지 계면분리도 관찰된다(그림 10(c)). 응력확대계수가 $79.9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 에 이르면, 그림 10(d)에서와 같이 균열은 더욱 벌어지고, 텅스텐 입자의 벽개파괴, 텅스텐-텅스텐 입자계면의 분리, 그리고 산화물과 기지간의 분리가 나타난다. 전파되는 균열부근의 기지에서 전단밴드도 발견되나, 그 정도는 LPS 시편에 비해 작다. 그림 10(e)는 ODS 시편의 최종파괴경로로서, 파괴는 텅스텐-텅스텐 입자계면의 분리에 의해 주로 이루어

Fig. 9. A series of SEM micrographs near a notch tip of LPS-specimen, showing (a) basic SEM microstructure ($K_I = 0 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$), (b) microcrack initiation at tungsten particles ($K_I = 36.8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$), (c) notch tip blunting, microcrack growth, and debonding between tungsten particles ($K_I = 67.2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$), and (d) cleavage of tungsten particles located near the crack tip and formation of slip bands in most of tungsten particles ($K_I = 81.7 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$).

Fig. 10. A series of SEM micrographs near a notch tip of ODS-specimen, showing (a) basic SEM microstructure ($K_I = 0 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$), (b) microcrack initiation at a tungsten particle and boundary between tungsten particles ($K_I = 50.4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$), (c) notch blunting in the crack tip region and debonding between oxide and matrix ($K_I = 73.9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$), and (d) final crack propagation along the interfaces and cleavages ($K_I = 79.9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) (e) SEM micrographs of final crack propagation for ODS-specimen. Oxides located between tungsten particles play a role to induce the easier interfacial debonding between tungsten particles in (e).

어지며, 특히 화살표로 표시한 것과 같이 텅스텐 입자들의 삼중점에 존재하는 산화물들이 이러한 계면분리를 촉진시키는 것을 관찰할 수 있다.

In situ SEM 파괴시험으로 결보기 파괴인성을 측정하였다.

이 경우 피로균열 대신 날카로운 노치(노치반경; 약 30~40 μm)를 삽입하고 두께가 얇은(약 220 μm) CT 시편을 파괴인성 측정에 사용하였으므로 측정된 결보기 파괴인성은 평면 응력상태에서의 파괴인성이며, 본 연구에서는 두 시편에 대

한 상대적인 파괴인성 평가를 목적으로 하였다. LPS 시편과 ODS 시편의 겉보기 파괴인성은 $82 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 와 $80 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 로서, 두 시편의 주된 파괴형태는 다르지만, 거의 비슷한 파괴인성을 나타낸다.

4. 결과 고찰

MA 법을 텅스텐 중합금에 적용하면, 그림 2(b)에서와 같이 텅스텐 입자의 미세화가 나타난다. 일반적으로 MA에 의한 입자 미세화는 contiguity를 증가시켜 연성과 파괴인성을 낮춘다^{17,18)}. Contiguity는 기지분율과 계면에너지의 함수이고 텅스텐 입자의 크기와는 무관한 물리적 성질이지만¹⁹⁾, 텅스텐 입자크기가 작아지면 기지분율도 감소하여 높은 contiguity를 가지게 된다. 이 contiguity를 감소시키는 가장 쉬운 방법은 소결온도를 증가시키는 것이다. 이 경우 기지분율이 증가하고, 텅스텐 입자들 사이에 기지가 더 많이 침투되어 dihedral angle이 감소되고 텅스텐/기지 계면분율이 증가되어 contiguity가 감소된다. 그러나 소결온도가 증가되면 텅스텐 입자가 성장하여 의도하였던 MA에 의한 미세화 효과가 크게 감소된다^{16,20)}. 입자크기를 미세하게 하면서도 contiguity를 감소시키는 방법은 소결 후에 행하는 다단 열처리 방법이다¹³⁾. 이는 텅스텐 입자와 기지간의 열팽창 계수 차이를 이용하여 텅스텐 입자의 형상을 불규칙하게 하고 텅스텐 입자 사이에 기지상이 침투하도록 한 방법이며, 이 방법을 적용하면 텅스텐 함량과 텅스텐 입자크기를 그대로 유지하면서 contiguity를 줄일 수 있다. MA, 소결 후 다단 열처리를 적용하여 제조된 ODS 시편은 입자 미세화에 효과적이지만 contiguity가 매우 높은 MA 방법의 단점을 다단 열처리로 보완하여 입자 미세화를 이루면서 contiguity를 LPS 시편 수준으로 낮춘 시편이다. 여기에 추가하여 MA 시 Y_2O_3 산화물 분말을 첨가하여 미세한 산화물들이 텅스텐 입자의 삼중점에 분포하도록 하였다. 이 산화물들은 열적으로 안정하여 텅스텐 입자의 성장을 억제하고 그 형상도 불규칙하게 하는 역할을 한다. 그림 2(b)의 ODS 시편은 LPS 시편과 contiguity는 비슷하지만 텅스텐 입자의 크기가 미세하고 형상이 불규칙한 미세조직을 나타낸다.

텅스텐 입자의 크기, contiguity 등의 미세조직학적 요인에 의해 기계적 성질은 달라진다. 표 2에서와 같이 ODS 시편의 인장강도와 연신율은 LPS 시편에 비해 낮다. MA로 제조된 ODS 시편은 조밀화가 완전하게 이루어지지 않아 밀도가 낮고(표 1) 약간의 미세기공을 포함하므로, 인장하중이 가해질 때 이 미세기공이나 산화물들에서 미세균열이 생성되기 쉬워져 강도와 연성이 감소된다. 미세기공이나 산화물들은 주로 텅스텐 입자의 삼중점이나 입자/기지 계면에 주로 분포하기 때문에 텅스텐 중합금에서 파단강도가 가장 낮은 취약한 미세구조인 텅스텐-텅스텐 입자계면의 분리를 유발하기도 한다.

이러한 파괴과정은 동적 하중하에서는 아니지만, *in situ* SEM 파괴시험에 의하여 텅스텐 입자의 형상, 크기, 산화물의 존재에 따라 파괴과정이 변화하는 것을 확인할 수 있다. LPS 시편에서는 그림 9(a)-(d)에서 보듯이 텅스텐 입자의 벽

개로 파괴가 주로 일어나, 텅스텐-텅스텐 입자계면파괴, 기지의 연성파괴가 일부 혼합된 형태로 파괴가 진행된다. 여기서 균열의 전파는 연한 기지를 만나게 되면 상당히 지연되며, 텅스텐 입자들은 균열선단부의 응력집중에 의해 슬립밴드들이 형성되는 것을 관찰할 수 있다(그림 9(c)). ODS 시편에서는 텅스텐 입자의 벽개파괴외에 산화물의 존재로 인해 텅스텐-텅스텐 입자계면을 따른 파괴가 많이 일어난다. 특히 산화물들은 기지와 계면에서 공동을 생성시키고, 이 공동이 인접 텅스텐-텅스텐 입자계면으로 성장하여 입계파괴를 조장한다. 텅스텐-텅스텐 입자계면은 작은 하중하에서도 분리되기 쉬우며, 기지내 전단밴드의 형성정도도 LPS 시편보다 줄어든다. 따라서 ODS 시편은 LPS 시편보다 파괴에 요구되는 하중이 감소되어 겉보기 파괴인성이 약간 작지만, MA 후 치밀화가 잘 이루어지고 다단 열처리에 의해 contiguity가 낮아졌기 때문에 여전히 LPS 시편에 못지 않은 파괴인성을 유지한다. 이러한 변형 및 파괴거동으로부터 동적 하중하의 ODS 시편에서 단열성 전단밴드는 거의 생성되지 않을 것으로 예상할 수 있다.

단열성 전단밴드의 형성 가능성은 동적 비틀림 시험 후 파단된 게이지부의 변형된 영역을 관찰함으로써 평가할 수 있다. LPS 시편의 파면 바로 아래 영역에는 텅스텐 입자가 심하게 연신된 국부변형영역이 관찰되는데, 이는 전단변형이 게이지부의 중심에 집중되어 형성된 단열성 전단밴드의 절반에 해당한다(그림 5(a)). ODS 시편에서는 전단변형이 거의 없이 텅스텐-텅스텐 입자계면의 파괴가 주된 파괴형태로 나타나므로(그림 10(e)), 단열성 전단밴드는 거의 형성되지 않는다.

ODS 시편에서 단열성 전단밴드의 형성은 어려워도 텅스텐-텅스텐 입자계면의 파괴에 의해 self-sharpening이 잘 일어날 수 있다. 즉, 어느 정도의 기계적 물성을 가지면서 텅스텐-텅스텐 입자계면으로부터 발생된 균열이 잘 떨어질 수 있다면, 단열성 전단밴드가 잘 형성되는 감손 우라늄(depleted uranium; DU) 합금이나 전단밴드가 잘 형성되도록 미세조직을 변화시킨 텅스텐 합금에 못지 않은 관통성능을 가질 수 있다. 기계적 성질, 특히 파괴인성이 나쁜 합금들은 텅스텐 입자의 벽개파괴나 텅스텐-텅스텐 입자계면의 분리가 너무 심하게 일어나 self-sharpening이 없이 관통자의 fragmentation이 일어나기 쉽다¹⁰⁾. ODS 시편은 텅스텐-텅스텐 계면파괴가 주된 파괴형태이지만, 기계적 성질과 파괴인성이 좋아 상당한 소성변형과 함께 텅스텐-텅스텐 입자계면파괴가 잘 일어나기 때문에 self-sharpening에 유리하게 작용할 수 있다.

고속충돌 시험 후 ODS 시편의 잔류 관통자의 형태를 보면, self-sharpening이 잘 일어났음을 확인할 수 있다(그림 7(b)). 이는 산화물의 존재로 인해 LPS 시편과는 다른 동적 변형 및 파괴거동을 나타내기 때문이다. 고속충돌시험에서는 관통자와 장갑관이 부딪치는 충격지점에서 높은 에너지가 집중되고 마찰열로 인하여 온도가 급격히 상승한다. LPS 시편은 고온에서 강도가 감소하고 연신율이 크게 증가하여 그림 8(a)에서와 같이 관통자 표면의 텅스텐 입자들이 길게 연신되고 일부 영역에는 단열성 전단밴드가 형성된다. 이 단열성 전단밴드의 전단 변형률은 매우 작으며, 시편 내부로 들어가

면서 약해지므로 단열성 전단밴드에 의한 self-sharpening은 충분하지 않다. ODS 시편의 경우 그림 8(c)과 같이 관통자 표면에서도 텅스텐 입자들의 연신은 별로 없으며, 단열성 전단밴드도 거의 발견되지 않는다. 이는 동적 하중이 산화물에 집중되고 이 입자들이 텅스텐-텅스텐 입자계면분리를 조장하여 계면파괴가 주로 일어나기 때문이다. ODS 시편은 텅스텐 합금의 일반적인 파괴형태인 벽개파괴, 입계파괴, 연성파괴 중에서 입계파괴만 집중적으로 일어나도록 하면서 적당한 인성을 가지는 시편이라 할 수 있으며, 단열성 전단밴드를 많이 형성시키는 방법과는 다른 방법으로 self-sharpening을 향상시킬 수 있는 경우라 할 수 있다.

이상과 같이 MA와 ODS를 적용하여 텅스텐 입자를 미세화하고 미세한 산화물들을 분포시켜 관통시 파괴가 텅스텐-텅스텐 입계파괴로 일어나게 한 것은 관통자의 성능을 향상시킬 수 있는 좋은 아이디어라 할 수 있다. 그러나 ODS 시편의 기계적 성질과 관통성능은 아직 충분히 좋다고 말할 수 없는데, 이는 MA 및 소결공정조건을 최적화되지 않아 시편내에 미세기공이 존재하고 밀도가 충분하지 않기 때문이다. 따라서 시편의 밀도를 더 높이고 산화물의 조성, 분율, 크기를 최적화하면 기계적 성질이 향상되어 관통성능을 더욱 향상시킬 수 있을 것으로 예상되며, 향후 인성을 가지면서도 텅스텐-텅스텐 입자계면파괴가 적당히 일어날 수 있는 미세조직학적 조건, 합금 설계 및 제조공정상의 조건들에 대한 연구가 진행되어야 할 것으로 판단된다.

5. 결 론

본 연구에서는 MA 방법을 텅스텐 중합금에 적용하여 미세화된 텅스텐 입자 사이에 산화물이 분산된 텅스텐 중합금 시편의 동적 비틀림 특성을 조사하였으며, 그 결과를 기존의 액상소결법으로 제조된 시편의 경우와 비교하였다.

1. 산화물이 분산된 텅스텐 합금 시편에서 텅스텐 입자 크기는 통상적인 액상 소결법으로 제조된 시편에 비해 산화물의 입자 성장 억제효과로 인하여 미세하였으며, 소결 후 다단열처리를 하여 일반적인 액상 소결된 시편과 거의 비슷한 contiguity를 얻을 수 있었다.

2. 산화물이 분산된 시편은 텅스텐 입자 사이의 삼중점이 나 텅스텐/입자 계면에 미세기공과 산화물이 존재하여 낮은 강도와 연신율을 나타내었으며, 텅스텐-텅스텐 입자계면파괴가 주된 파괴형태로 나타났다. 동적 비틀림 시험시 전단변형이 거의 일어나지 않고 텅스텐-텅스텐 입계파괴가 광범위하게 일어나 단열성 전단밴드의 형성 가능성이 낮을 것으로 예상되었다. *In situ* 파괴과정 관찰 결과, 산화물들은 기지와의 계면에서 공동을 생성시키고, 이 공동이 인접 텅스텐-텅스텐 입자계면으로 성장하여 입계파괴를 조장하는 것을 확인하였다.

3. 산화물이 분산된 시편은 상당한 파괴인성을 나타내면서도 텅스텐-텅스텐 입자계면의 파괴만 집중적으로 일어나도록

디자인된 것으로, 고속 충돌 시험시 텅스텐-텅스텐 입자계면으로 파괴가 진행되어 단열성 전단밴드의 형성 없이도 self-sharpening이 잘 일어났으며, 관통성능의 향상에 새로운 가능성을 제시하였다.

후 기

본 연구에서 사용된 텅스텐 중합금 시편 제조 및 시험 결과 해석에 많은 도움을 주신 국방과학연구소 허선무 박사, 백운형 박사, 노준웅 박사께 감사 드립니다.

REFERENCES

1. M. C. Hogwood : Tungsten and Tungsten Alloys-1992, A. Bose and R. J. Dowding, eds., Metal Powder Industries Federation, Princeton, NJ (1992) 324
2. S. P. Andrew, R. D. Caligiuru and L. E. Eiselstein : Tungsten and Tungsten Alloys-Recent Advances, A. Crowson and E.S. Chen, eds., TMS, Warrendale, PA (1991) 141
3. L. S. Magness and T. G. Farrand : Proc. 1990 Army Science Conf., Durham (1990) 149
4. D.-K. Kim, S. Lee and J.-W. Noh : J. Kor. Inst. Met. & Mater., **33** (1995) 1528
5. D.-K. Kim, S. Lee, J.-W. Noh and K. J. Park : J. Kor. Inst. Met. & Mater., **34** (1996) 447
6. A. Bose, H. Couque and J. Lankford, Jr. : The Inter. J. Powder Metall., **28** (1992) 383
7. M. A. Meyers : Dynamic Behavior of Materials, John Wiley & Sons, NY, (1994) 448
8. Y. Bai and B. Dodd : Adiabatic Shear Localization-Occurrence, Theories and Applications, Pergamon Press, NY (1992) 125
9. B. H. Rabin and R. M. German : Metall. Trans. A, **19A** (1988) 1523
10. K. S. Churn and R. M. German : Metall. Trans. A, **15A** (1984) 331
11. A. Marchand and J. Duffy : J. Mech. Phys. Solids, **36** (1988) 251
12. J. S. Benjamin : Metall. Trans., **1** (1970) 2943
13. J. W. Noh, E. P. Kim, H. S. Song, W. H. Baek, K. S. Churn and S. -J. L. Kang : Metall. Trans. A, **24A** (1993) 2411
14. Metals Handbook, 9th ed., American Society for Metals, Metals Park, OH, **9** (1985) 440
15. K. Sohn and S. Lee : J. Kor. Inst. Met. & Mater., **33** (1995) 67
16. D.-K. Kim, S. Lee and H.-S. Song : Metall. Trans. A, **29A** (1998) 1057
17. D.-K. Kim, S. Lee and H.-S. Song : Metall. Trans. A, **30A** (1999) 1261
18. D.-K. Kim, S. Lee and H.-S. Song : Metall. Trans. A, **30A** (1999) 2027
19. S. P. Andrew, R. D. Caligiuru and L. E. Eiselstein : 13th Inter. Symp. on Ballistics, Stockholm (1992) pp. TB 36/4
20. H. J. Ryu, S. H. Hong, D.-K. Kim and S. Lee : Met. & Mater., **4** (1998) 367