

기계적 합금화법으로 제조된 텅스텐 중합금의 동적 비틀림 거동

金東局 · 李聖鶴 · 柳浩振* · 洪淳亨* · 盧俊雄**

포항공과대학교 항공재료연구소

*한국과학기술원 재료공학과

**국방과학연구소

Dynamic Torsional Behavior of Tungsten Heavy Alloys Fabricated by Mechanical Alloying

Dong-Kuk Kim, Sunghak Lee, Ho Jin Ryu*, Soon Hyung Hong* and Joon-Woong Noh**

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.

**Agency for Defense Development, Daejeon 300-600, Korea.

Abstract Dynamic torsional behavior of tungsten heavy alloys fabricated by mechanical alloying was investigated in order to evaluate the possibility of the adiabatic shear band formation. Dynamic torsional tests were conducted for tungsten alloy specimens fabricated with different sintering temperatures after mechanical alloying, and then the test data were compared with those of a conventionally processed specimen. The refinement of tungsten particles could be obtained after mechanical alloying, although contiguity, i.e., volume fraction of the interfacial area between tungsten particles, was seriously increased, thereby leading to very low ductility and impact energy. The dynamic test results indicated that interfacial fracture between tungsten particles occurred over broad deformed areas in these specimens, expecting the low possibility of the shear band formation. However, application of partial mechanical alloying was effective in the shear band formation since a wide matrix pool acted as a site of localized deformation. These findings suggested that the idea of making matrix pools by partial mechanical alloying would be useful for improving the penetration performance of tungsten heavy alloys. (Received September 24, 1998)

Key words : Tungsten heavy alloy, Mechanical alloying, Dynamic torsional behavior, Adiabatic shear banding, Shear localization

1. 서 론

W-Ni-Fe계 텅스텐 중합금은 연성이 좋은 FCC 구조의 Ni-Fe-W 기지에 구형에 가까운 단단한 BCC 구조의 텅스텐 입자가 균일하게 분포된 일종의 복합재료이며, 보통 액상소결 방법(liquid sintering)으로 제조된다.¹⁾ 이 합금은 밀도가 높고 기계적 성질이 우수하여 장갑관 관통자(penetrator)로 많이 사용되는데, 장갑관과 고속충돌시 단열성 전단밴드(adiabatic shear band)가 많이 형성되고, 이 전단밴드를 따라 균열이 전파되어 관통자의 가장자리부분이 잘 떨어지는 self-sharpening이 잘 일어나게 되면, 관통 tunnel 지름을 감소시켜 관통성능이 향상될 수 있다고 알려져 있다.²⁻³⁾ 따라서 최근 텅스텐 중합금 관통자의 관통성능을 향상시키기 위해 단열성 전단밴드를 많이 형성시킬 수 있는 제조공정 및 미세조직 제어요건에 대해 많은 연구가 진행되고 있다.⁴⁻¹¹⁾ 그러나 텅스텐 중합금에서 단열성 전단밴드는 다른 금속에 비해 형성되기 어렵고, 형성된 전단밴드도 폭이 넓고 약하게 나타나는 것이 일반적이다.¹²⁻¹³⁾ 따라서 텅스텐 중합금의 self-

sharpening을 향상시키기 위해서는 전단밴드의 형성거동 외에도 텅스텐 입자의 형상, 크기 등의 미세조직학적 요인, 경도, 강도, 연신율, 파괴인성 등의 기계적 물성, 그리고 동적 하중하에서의 변형 및 파괴거동을 자세히 분석할 필요가 있다. 특히 중요한 미세조직인자 중 하나는 텅스텐 입자 크기 및 형태로서, 일반적으로 입자의 크기를 미세하고 구형이 되도록 하고 텅스텐 입자 사이의 계면을 감소시키면 전반적인 기계적 성질이 향상된다.¹⁴⁻¹⁷⁾ 그러나 텅스텐 입자의 크기를 어느 정도까지 감소시키는 것이 기계적 성질을 향상시킬 수 있는지, 또 self-sharpening을 증진시킬 수 있는지에 대해서는 아직 알려져 있지 않다. 이는 텅스텐 입자가 너무 미세화되면 텅스텐 입자 사이의 계면분율은 증가되는 경향을 나타내고, 이에 따라 기계적 성질이 오히려 나빠지고 전단밴드의 형성이 더 어려워질 수 있기 때문이다.

본 연구에서는 기계적 합금화(mechanical alloying; MA) 방법을 텅스텐 중합금에 적용함으로써 텅스텐 입자를 미세화시킨 W-Ni-Fe계 텅스텐 중합금 시편들을 제조하였다. MA 방법은 고에너지 attritor나 ball mill을 이용하여 조절된 미세구조의 복합분말을 얻기 위한 분말야금기술이며,¹⁸⁾ 제조된

합금의 구조가 매우 균일하고 미세하여 우수한 기계적 성질을 얻을 수 있는 장점이 있다. 이 시편들에 대해 torsional Kolsky bar를 사용하여 동적 전단응력-전단변형 곡선을 얻고, 이 시험결과를 미세조직, 동적 변형 및 파괴거동과 연관시켜 분석하였다. 이러한 연구로부터 텅스텐 입자 크기, 기지의 분율, 텅스텐 입자 사이의 계면분율 등의 미세조직학적 요인과 동적 변형의 기구를 이해하고, 나아가서 텅스텐 중합금 판통자의 관통성능 해석을 위한 실험자료로 사용하고자 하였다.

2. 실험 방법

본 연구에 사용된 텅스텐 중합금 시편의 조성은 93W-5.6Ni-1.4Fe이며, 4 종류의 시편, 즉 1) 통상적인 액상소결 시편, 2) MA 후 소결한 시편, 3) MA 후 고상소결, 액상소결을 차례로 적용한 2단 소결시편, 4) 부분적인 MA 방법으로 기지를 불균일하게 분포시킨 시편을 제조하였다. 편의상 이제부터 4 시편을 'A', 'B', 'C', 'D'로 구분하기로 한다. A-시편은 평균입도 2.5 μm 의 텅스텐 분말, 3.5 μm 의 니켈 분말과 철 분말을 화학조성의 무게비율(93W-5.6Ni-1.4Fe)로 건식 혼합 후 질소분위기에서 볼 밀링, 180 MPa의 압력으로 cold isostatic pressing (CIP) 처리, 수소분위기와 1493°C에서 3시간 액상소결, 노냉의 과정을 거쳐 제조된 것이다. B-시편들은 혼합된 분말들을 steel ball이 들어 있는 ball mill에서 72시간 MA 후 1445~1480°C의 온도범위에서 1분 소결함으로써 제조되었다. 93W-5.6Ni-1.4Fe 합금의 대략적인 액상형성온도¹⁹⁾는 1450°C이므로 1445°C는 고상소결, 이 이상의 온도에서는 액상소결이 이루어진 것이며, 편의상 1445, 1460, 1470, 1480°C에서 소결된 시편들을 'B1', 'B2', 'B3', 'B4'로 각각 표시하였다. C-시편은 MA, 1300°C에서 1시간 고상소결, 1470°C에서 4분 액상소결의 과정을 거쳐 제조되었다. 이 때 고상소결 후 4분의 짧은 시간 동안 액상소결한 이유는 약간의 액상의 형성으로 시편의 치밀화를 이루면서 텅스텐 입자의 성장을 최소화하기 위한 것이며, MA를 거치면서 에너지수준이 높아졌기 때문에 기존의 액상소결에 비하여 짧은 시간에 이론밀도에 가깝게 도달할 수 있다. D-시편은 30Ni-56Fe-14W의 기지조성의 분말을 C-시편과 같은 공정조건으로 MA한 후 93Ni-5.6Fe-1.4W의 조성이 되도록 텅스텐 분말과 혼합하여 성형하고 1485°C에서 1시간 액상소결하여 기지의 풀(pool)이 불균일하게 분포하도록 제조한 것이다. 모든 시편에 대해 소결 후 수소취성을 억제하기 위하여 1150°C에서 1시간 동안 질소분위기로 열처리 후 수냉하였다.

제조된 시편의 미세조직을 ASTM 209용액²⁰⁾ (HNO₃ 15 ml, HF 3 ml, H₂O 80 ml)으로 에칭한 후 주사전자현미경으로 관찰하였으며, 영상분석기를 이용하여 텅스텐 입자의 평균입도와 텅스텐-텅스텐 입자계면의 분율, 즉 contiguity를 측정하였다. 인장시험은 게이지(gage) 길이 25 mm인 봉상시편을 사용하여 cross-head speed 2 mm/min의 조건으로 실

시되었다. 경도는 Rockwell 경도기를 사용하여 150 kg의 하중, C scale로 측정되었다. 또한 B1-, B2-, B3-, B4-시편에 대하여 Charpy 충격흡수에너지를 10×10×50mm 크기의 unnotched 시편으로 측정하였다.

동적 비틀림시험을 torsional Kolsky bar(그림 1(a))를 이용하여 약 1500/s의 변형율속도에서 실시하였다. 비틀림시험에 사용된 시편은 그림 1(b)와 같이 게이지 부분이 얇은 등근관(tube) 형태를 가진다. 클램프(clamp)와 동적 하중 풀리(pulley) 사이에 유압기구를 이용하여 일정한 토크(torque)를 축적시킨 후 클램프를 파괴하여 순간적으로 해방시키면 축적된 토크의 1/2에 해당하는 진폭의 탄성전단파가 순간적으로 시편에 전달됨으로써 시편을 변형시킨다. 동적 비틀림시험에 대한 자세한 시험방법은 참고문헌에 나타나 있다.²¹⁻²⁴⁾ 이와 같이 동적 하중하에서 비틀림시험을 실시하여 동적 전단응력-전단변형 곡선을 얻었으며, 시험 후 파단된 시편의 파면과 게이지부의 변형된 영역을 SEM으로 관찰하여 파괴 및 변형기구를 조사하였다.

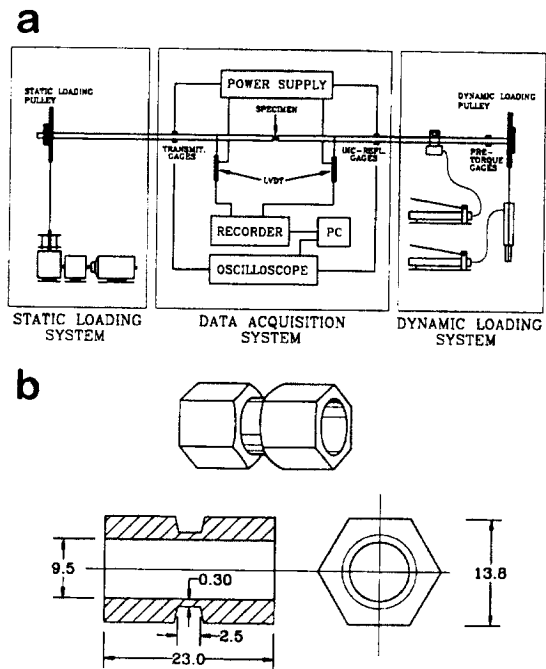


Fig. 1. (a) Schematic diagram of a torsional Kolsky bar. (b) Shape and dimensions of a thin tubular specimen with hexagonal flanges used in the dynamic torsional test. (unit: mm)

3. 실험 결과

3.1. 미세조직

그림 2(a)-(g)는 텅스텐 합금시편의 SEM 조직사진이다. 액상소결된 A-시편에서는 구형에 가까운 텅스텐 입자들이 Ni-Fe-W 기지에 비교적 균일하게 분포되어 있다(그림 2(a)). 텅스텐 입자의 평균크기는 약 35 μm 이며, 텅스텐 입자

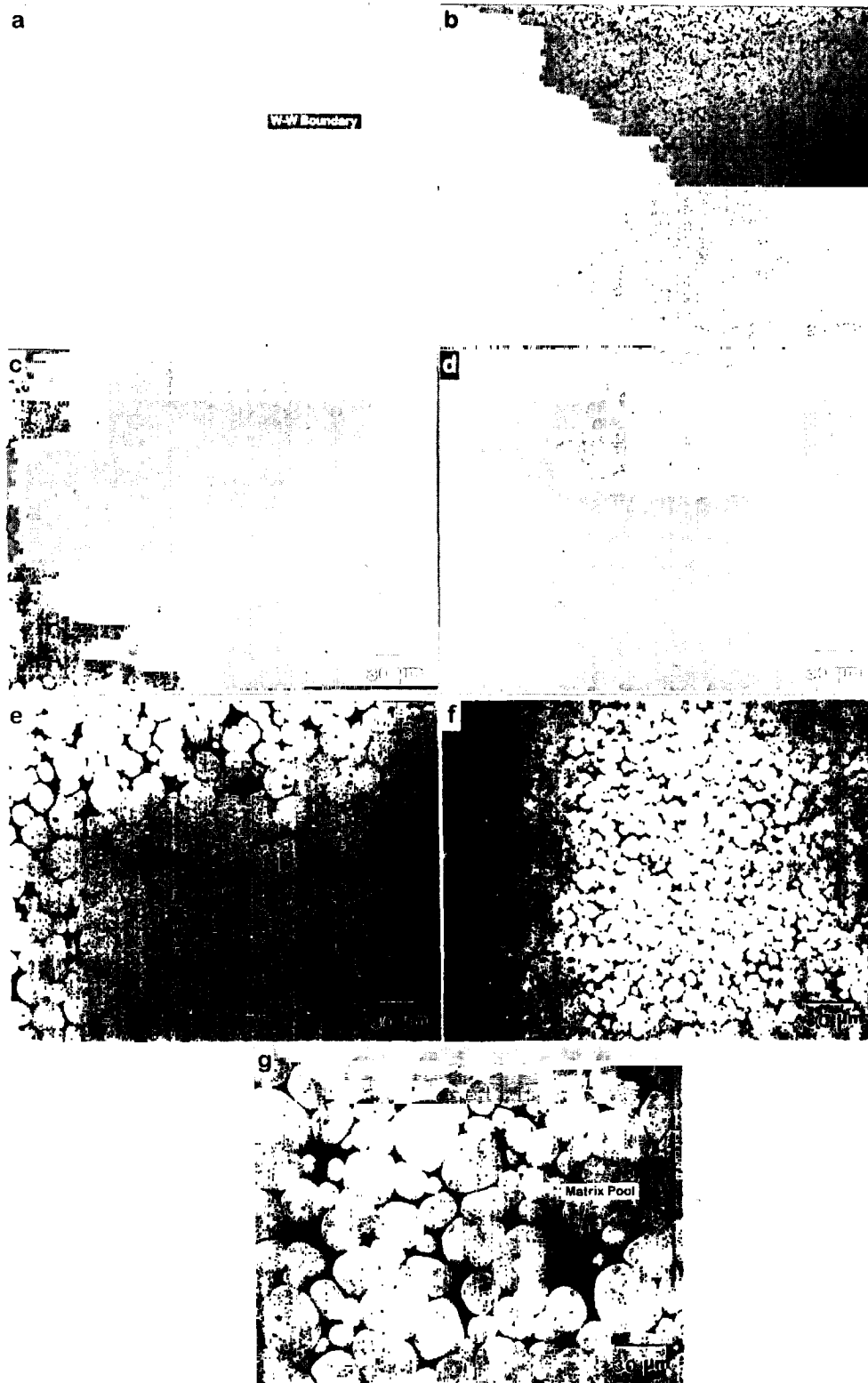


Fig. 2. SEM micrographs of (a) A-, (b) B1-, (c) B2-, (d) B3-, (e) B4-, (f) C-, and (g) D-specimens. Arrows indicate boundaries between tungsten particles in (a) and wide matrix regions in (f).

들 사이의 계면을 화살표로 나타내었다. MA 후 고상소결된 B1-시편은 텅스텐 입자가 약 5 μm 로 매우 미세하며, 텅스텐-텅스텐 입자계면의 분율이 높다(그림 2(b)). B2~B4-시편의 텅스텐 입자의 크기는 B1-시편보다 증가하고, 입자들의

계면분율은 감소하는 경향을 보인다(그림 2(c)-(e)). 2단 소결로 제조된 C-시편은 A-시편과 비슷한 조직을 가지나, 텅스텐 입자의 평균크기는 약 11 μm 로 훨씬 미세하다(그림 2(f)). D-시편에서는 기지가 국부적으로 집중된 영역, 즉 기지 풀이

Table 1. Quantitative analysis data of the seven tungsten specimens.

Alloy Specimen	Tungsten Particle Size (μm)	Volume Fraction of Matrix (%)	Contiguity
A	35.0	20.0	0.35
B	B1	5.0	12.0
	B2	13.0	14.5
	B3	16.8	15.3
	B4	18.2	16.7
C	10.7	18.0	0.40
D	35.4	21.0	0.34

존재하는 것이 특이하며(그림 2(g)의 화살표), 텅스텐 입자의 평균 크기는 35 μm 정도이다.

표 1에 각 시편의 텅스텐 입자 크기, 지지분율, contiguity 등의 정량분석결과를 나타내었다. MA를 적용한 시편들의 텅스텐 입자 크기는 A-시편에 비해 미세하며, 소결온도가 증가함에 따라 텅스텐 입자 크기와 지지분율은 증가하고 contiguity는 감소하는 경향을 보인다. 2단 소결된 C-시편은 텅스텐 입자가 A-시편에 비해 크게 미세하며, contiguity는 0.40으로 약간 크다. 이는 2단 소결방법을 적용한 효과로서, 텅스텐 입자의 크기와 텅스텐-텅스텐 입자계면의 분율을 동시에 감소시킨 미세조직으로 평가될 수 있다.

3.2. 인장 및 경도시험결과

표 2에 인장시험, 경도시험, Charpy 충격시험결과를 나타내었다. B1~B4-시편의 인장강도와 연신율은 A-시편에 비해 낮으며, 소결온도가 높아질수록 연신율이 증가하는 경향을 보인다. 특히 B1-시편은 연신율이 1%로 대단히 낮는데, 이는 표 1에서 보듯이 contiguity가 매우 높아 텅스텐 계면을 따라 쉽게 파괴가 일어났기 때문이다. 이 시편들에 대한 충격 흡수에너지도 소결온도가 높아질수록 크게 향상된다. C-, D-시편의 인장강도는 950 MPa 정도로 거의 같으나, 연신율은

지지분율이 큰 D-시편이 C-시편보다 높다. 경도는 시편에 따라 큰 차이 없다. 이와 같이 텅스텐 중합금의 기계적 성질은 contiguity가 큰 영향을 미치며, contiguity가 매우 높은 B1-시편은 전반적인 기계적 성질이 매우 나쁜 반면, contiguity가 감소되면서 기계적 성질이 향상되는 것을 알 수 있다.

그림 3(a)-(d)의 인장시편의 파면은 텅스텐 입자의 크기 및 contiguity에 따라 파괴형태가 상당히 달라진다는 것을 보여 준다. A-시편에서는 텅스텐-텅스텐 입계파괴, 텅스텐 입자의 벽개파괴와 기지의 연성파괴가 혼합된 파괴형태를 나타낸다(그림 3(a)). Contiguity가 0.46으로 높은 B2-시편에서는 텅스텐-텅스텐 입계파괴의 경향이 더욱 커지며, 텅스텐 입자의 벽개파괴는 거의 발견되지 않는다(그림 3(b)). C-시편은 contiguity는 0.40으로 낮아졌으나 텅스텐 입자의 벽개파괴보다는 텅스텐-텅스텐 입계파괴가 주된 파괴형태이며, 텅스텐 입자크기의 감소로 인해 입계파괴면의 크기도 감소된다(그림 3(c)). D-시편에서는 A-시편의 파면과 비슷하게 텅스텐 입자의 벽개파괴, 텅스텐-텅스텐 입계파괴와 기지의 연성파괴가 혼합된 파괴형태를 보이지만, 지지 풀의 존재로 인해 다른 시편에서 보이지 않았던 텅스텐-기지 계면파괴도 많이 관찰된다(그림 3(d)).

Table 2. Mechanical properties of the seven sintered tungsten specimens.

Alloy Specimen	Tensile Strength (MPa)	Elongation (%)	Charpy Impact Energy* (J)	Rockwell Hardness (HRC)
A	940	30.0	-	29.6
B	B1	893	1.0	5
	B2	932	12.2	19
	B3	924	13.8	52
	B4	923	18.5	70
C	955	16.0	-	30.0
D	950	28.0	-	29.3

* Absorbed energy value obtained from subsized ($10 \times 10 \times 50$ mm), unnotched specimens

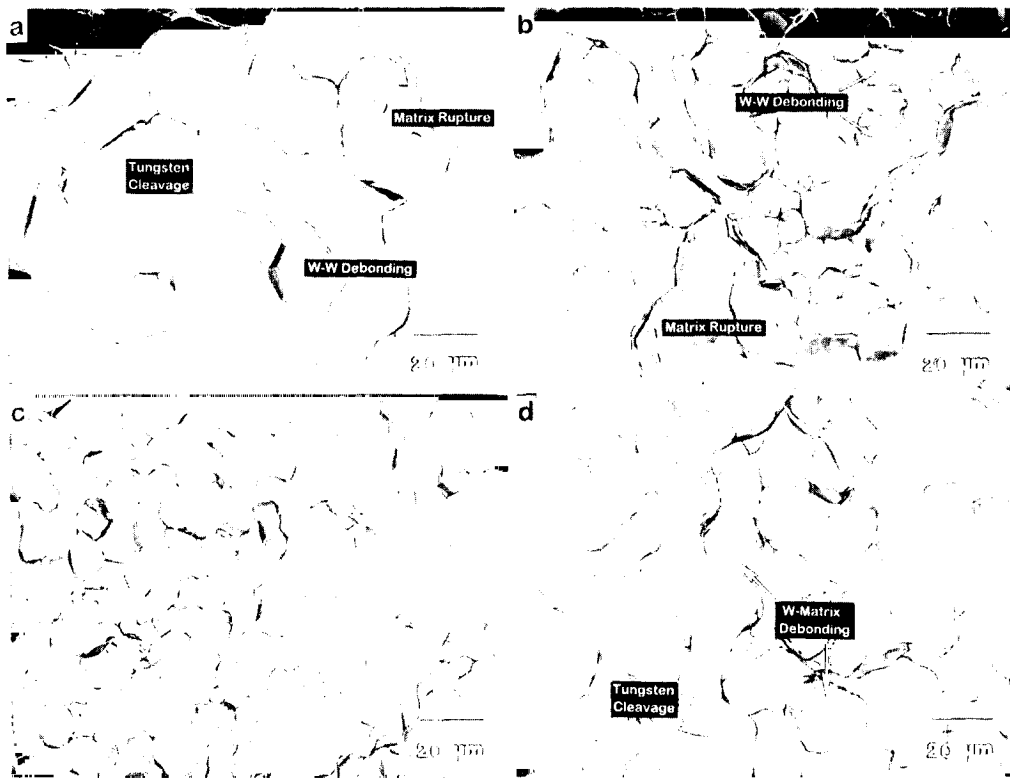


Fig. 3. SEM fractographs of the fractured tensile specimens for (a) A-, (b) B2-, (c) C-, and (d) D-specimens.

3.3. 동적 비틀림 성질

그림 4에 동적 비틀림시험으로 구한 전단응력-전단변형 곡선을 보였으며, 이로부터 최대전단응력, 최대전단응력시의 변형율, 파괴시의 변형율 등의 결과를 정리하여 표 3에 나타내었다. B1-시편을 제외한 모든 시편에서 항복 이후 약간의 가공경화를 보이며, 소성변형이 상당히 진행되다가 파괴에 이른다. 최대전단응력값은 A-, C-, D-시편에서 900 MPa 정도로 거의 비슷하나, B1~B4-시편에서는 이보다 낮다. A-시편의 경우 0.20 정도의 변형율에서 최대전단응력이 이르며, 0.30 정도의 변형율까지 전단응력이 거의 일정하게 유지되다가 응력 감소가 급격하게 일어나면서 파괴된다. 그러나 B1-시편은 항복 이후 가공경화 없이 바로 응력이 감소하는 전형적인 취성과 파괴형태의 곡선을 나타낸다. 최대전단응력점에서의 변형율은 0.08로서, A-시편보다 상당히 낮으며, 최대전단응력점 이후 응력은 완만하게 감소한다. 소결온도가 높아지는 B1-, B2-, B3-, B4-시편의 순서로 파괴시의 전단변형율은 증가하나, A-시편보다는 작다. C-, D-시편의 동적 비틀림곡선의 거동은 비슷하며, 인장시험결과(표 2)와 같이 D-시편의 전단변형율이 C-시편보다 높다. 이 시편들에서는 최대전단응력점에 도달한 후 다소 완만하게 응력이 감소하여 파괴에 이른다. 최대전단응력점은 국부적인 변형의 집중이 시작되는 소성불안정의 시점으로 해석할 수 있기 때문에²⁵⁻²⁶⁾ 최대전단응력점 후 응력이 바로 감소되는 것은 변형이 불균일하게 이루어진다는 것을 의미한다.

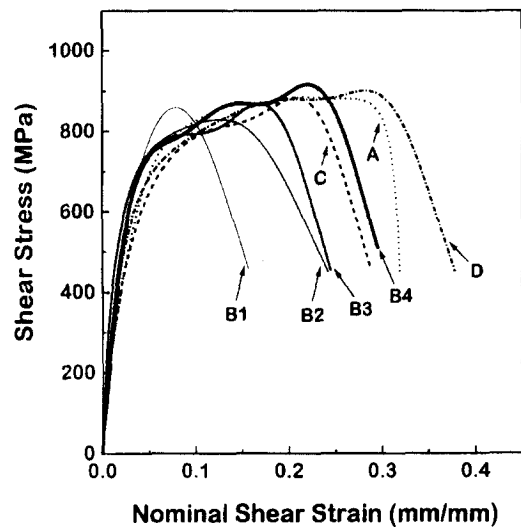


Fig. 4. Shear stress-shear strain curves obtained from the dynamic (strain rate $\approx 10^3$ s) torsional tests for the seven tungsten heavy alloy specimens.

그림 5(a)-(d)는 비틀림시편의 파단면의 SEM 사진이다. A-시편의 경우 그림 5(a)와 같이 텅스텐-텅스텐 입자 계면 파괴, 텅스텐 입자의 벽개파괴와 기지금속의 연성파괴가 존재한다. B2-시편에서는 텅스텐 입자의 벽개파괴와 기지의 연성파괴는 크게 감소하고 대부분의 영역에서 텅스텐 입자의 계면파

Table 3. Dynamic shear properties of the seven tungsten specimens.

Alloy Specimen		Maximum Shear Stress (MPa)	Shear Strain at Maximum Shear Stress Point	Fracture Shear Strain
A		885	0.22	0.32
	B1	859	0.08	0.16
B	B2	830	0.13	0.25
	B3	868	0.17	0.25
	B4	916	0.22	0.30
C		883	0.21	0.29
D		901	0.28	0.38

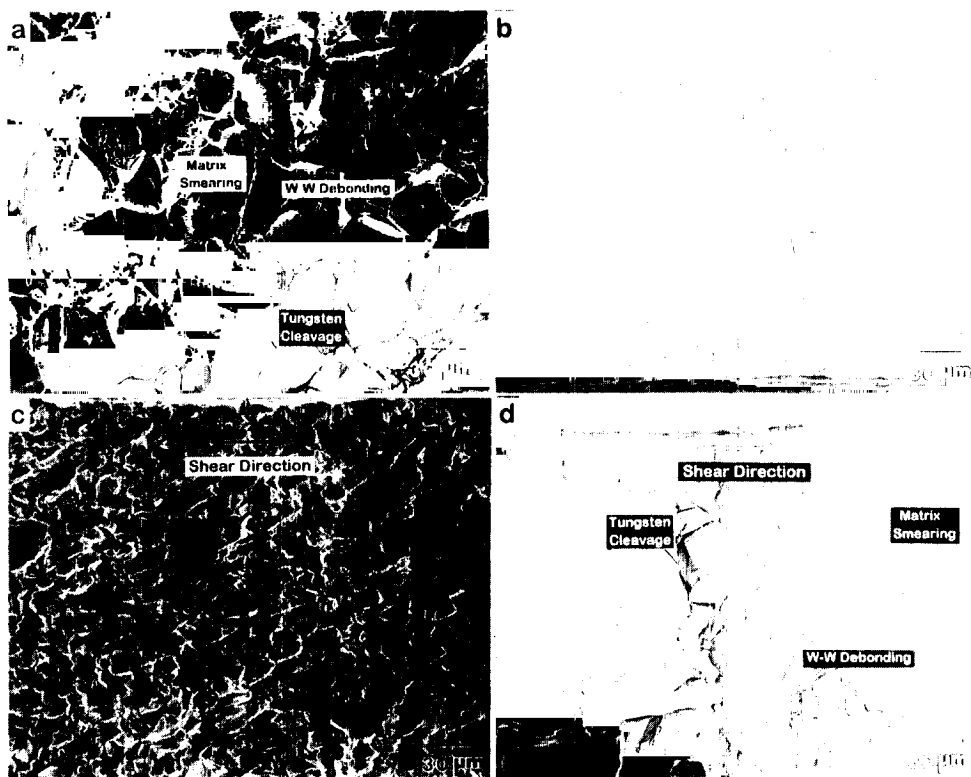


Fig. 5. SEM fractographs of the fractured dynamic torsional specimens for (a) A-, (b) B2-, (c) C-, and (d) D-specimens.

괴로 파괴가 일어난다(그림 5(b)). 그러나 C-, D-시편에서는 화살표로 표시한 전단방향으로 파면이 문드러진 것이 관찰되는데, 이는 변형에서 파괴에 이르는 과정이 급격하게 일어났기 때문이다(그림 5(c)-(d)). D-시편에서 파면 문드러짐의 정도가 심하게 나타나며, 일부 영역에서는 텅스텐 입자계면 파괴, 기지의 연성파괴, 텅스텐 입자의 벽개파괴도 관찰된다(화살표).

그림 6(a)-(d)는 변형된 비틀림시편 게이지부의 SEM 사진이다. A-시편은 파단면으로부터 멀리 떨어져 있는 영역에까지 텅스텐 입자의 벽개파괴와 텅스텐-텅스텐 입자의 계면분리가 발견된다(그림 6(a)). B2-시편에서는 A-시편에

서보다 텅스텐-텅스텐 입자계면의 분리가 훨씬 많이 관찰되며, 파단면 근처에서도 텅스텐 입자는 거의 변형이 일어나지 않는다(그림 6(b)). C-시편은 B2-시편에 비해 파단면 근처에서 텅스텐 입자의 변형이 더 많이 이루어지며, 텅스텐-텅스텐 입자계면의 분리도 B2-시편처럼 상당히 많이 나타난다(그림 6(c)). D-시편의 경우는 파면 근처에서 텅스텐-텅스텐 입자 계면파괴는 감소되고, B1~B4-시편, C-시편에서 관찰되지 않았던 텅스텐 입자의 벽개파괴도 관찰된다(그림 6(d)). 또한 파면 근처의 텅스텐 입자들은 연성되며, 이 영역에서의 변형집중의 영향으로 파면은 비교적 매끈하다.

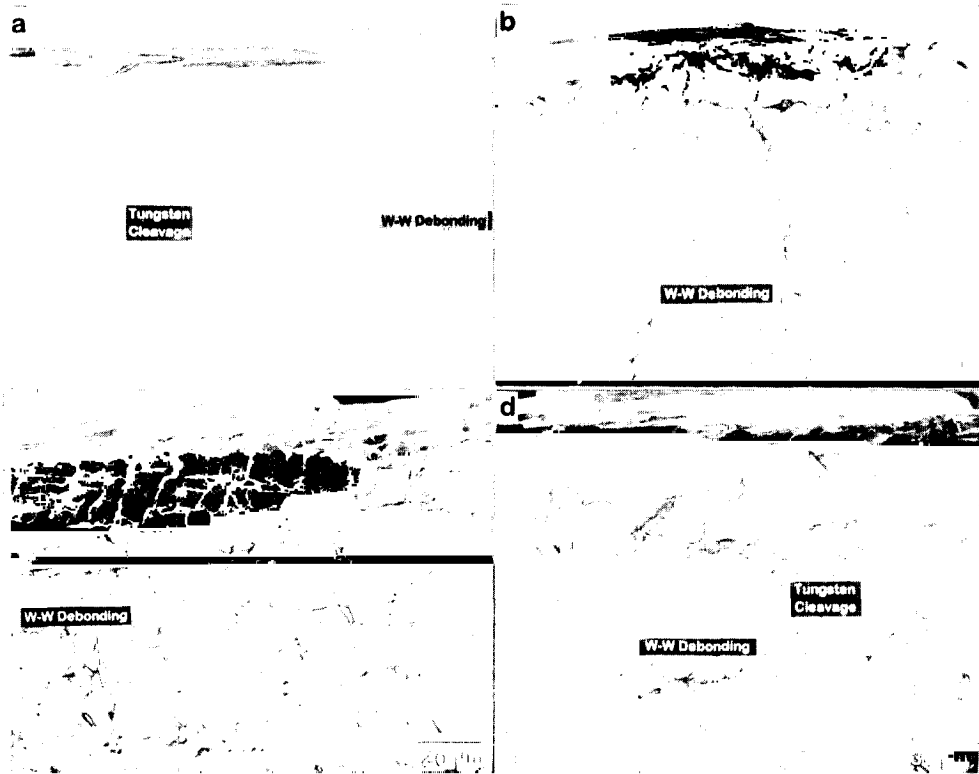


Fig. 6. SEM micrographs of the deformed area (the central area of the gage section) of the fractured dynamic torsional specimens for (a) A-, (b) B2-, (c) C-, and (d) D-specimens.

4. 결과 고찰

텅스텐 중합금에서 텅스텐 입자는 무게의 90%, 부피의 80% 이상을 차지하며, 이 텅스텐 입자가 미세할수록 단열성 전단밴드의 형성과 전파가 쉬워진다고 보고되어 있다.²⁷⁾ 그러나 통상적인 액상소결법으로는 치밀화와 텅스텐 입자의 미세화를 동시에 이루기 어렵고 수 μm 까지 미세화하는 것은 불가능하므로 본 연구에서는 새로운 시도로서, MA 방법을 텅스텐 중합금에 적용하였다. 또한 이 재료들에 대한 동적 비틀림특성을 액상소결법으로 제조된 재료와 비교, 평가하고, 텅스텐 입자의 크기, contiguity, 기지분율 등 미세조직학적 요인의 변화에 따른 동적 변형거동을 고찰하였다.

4.1. 미세조직의 변화가 기계적 성질에 미치는 영향

MA법을 텅스텐 중합금에 적용하면 그림 2(b)-(f)에서와 같이 텅스텐 입자의 미세화가 충분하게 나타난다. 그러나 MA 후 고상소결로 제조된 B1-시편에서는 contiguity가 너무 높아져(그림 2(b)) 매우 낮은 연성과 충격흡수에너지를 나타낸다(표 2). Contiguity는 기지분율과 계면에너지의 함수이고 텅스텐 입자의 크기와는 무관한 물리적 성질이지만,²⁸⁾ B1-시편에서는 낮은 소결온도로 인해 텅스텐 입자의 크기가 매우 작아지고 기지분율도 크게 감소하여 매우 높은 contiguity를 가지게 된다. 이 contiguity를 감소시키는 가장 쉬운 방법은 소결온도를 증가시키는 것이다. 이 경우 기지분율이 증가하

며, 텅스텐 입자들 사이에 기지가 더 많이 침투되어 dihedral angle이 감소되고 텅스텐/기지 사이의 계면분율이 증가되어 contiguity가 감소된다. 또한 기지내 텅스텐의 함량이 증가하여 텅스텐/기지간의 불일치도(incoherency)와 계면에너지도 감소된다. 따라서 B1-시편에서 나타나는 높은 contiguity는 소결온도를 액상구간으로 올리면(B2-, B3-, B4-시편) 상당히 감소된다(표 1). B4-시편은 이러한 방법으로 A-시편에 비해 contiguity는 약간 크지만 텅스텐 입자의 크기를 크게 감소시킨 시편이며, 이러한 효과를 더욱 크게 한 것이 MA 후 고상소결, 액상소결을 차례로 적용한 C-시편이다. MA 후에는 시편의 에너지수준이 크게 높아지므로 기존 액상소결시간에 비해 짧게 액상소결하여도 텅스텐 입자의 재배열로 치밀화가 이루어지고 텅스텐 입자의 성장속도는 늦어지며, 이에 따라 C-시편의 contiguity는 A-시편보다 약간 크지만 텅스텐 입자의 크기는 A-시편에 비해 1/3 정도로 감소된다.

텅스텐 입자의 크기, contiguity 등의 미세조직학적 요인에 의해 기계적 성질은 달라진다. 표 2에서와 같이 B1~B4-시편에서 인장강도와 연신율은 A-시편에 비해 낮으며, 소결온도가 높아져 contiguity가 낮아질수록 연신율은 증가한다. 텅스텐-텅스텐 입자계면은 텅스텐 중합금에서 파단강도가 가장 낮은 취약한 미세구조이기 때문에²⁹⁾ 낮은 하중에서도 파괴가 시작되어 전체적인 변형량과 충격흡수에너지를 감소시킨다. 인장시편의 파면을 보면, A-시편에서는 텅스텐-텅스텐 입계 파괴 외에 텅스텐 입자의 벽개파괴도 상당량 관찰되나(그림

3(a)), contiguity가 A-시편보다 높은 B2-, C-시편에서는 텅스텐-텅스텐 입계파괴가 주로 발견된다(그림 3(b)-(c)). D-시편에서는 기지 풀이 형성되며(그림 2(g)), 이 영역에서 변형이 많이 일어나 텅스텐 입자와 기지 사이의 입계파괴가 많이 관찰되고(그림 3(d)), 이에 따라 연성이 증가된다. 또한 텅스텐-텅스텐 입계파괴의 비율은 B1~B4 시편, C-시편에 비해 크게 감소하고, 텅스텐 입자의 벽개파괴도 관찰된다(그림 5(d)). 비틀림시편의 변형형태의 관찰 결과는 텅스텐 입자의 크기가 30 μm 이상인 A-, D-시편에서만 텅스텐 입자의 벽개파괴가 관찰되고 입자 크기가 작은 B1~B4 시편, C-시편에서는 텅스텐-텅스텐 입계파괴가 주도적으로 일어난다는 것을 알려 준다. 이를 파괴경로 측면으로 설명하자면, 입자가 작을 경우 텅스텐-텅스텐 입계면적이 커서 이를 따라 파괴가 쉽게 일어나지만, 입자가 클 경우에는 텅스텐-텅스텐 입자 계면적이 감소하여 이를 따라 우회하는 것이 어려워지기 때문에 직접 텅스텐 입자로 파괴가 진행될 가능성이 높아진다. 그러므로 이러한 관점에서 볼 때 텅스텐 입자의 미세화는 기계적 성질면에서 볼 때 바람직하지 않으며, 오히려 contiguity가 커지게 되어 기계적 성질에 나쁜 영향을 미치게 되므로 기지 분율을 동시에 증가시켜 contiguity를 낮추는 것이 요구된다.

4.2. 미세조직의 변화가 동적 변형거동에 미치는 영향

연성의 금속재료에서 단열성 전단밴드가 잘 형성되기 위해서는 국부적인 열적연화(thermal softening)가 짧은 시간내에 이루어져야 한다. 일반적으로 금속재료에서 변형에너지의 90% 정도가 열로 전환되는데,²⁶⁾ 이 때 재료를 열적연화시켜 국부적으로 변형을 심화시키려면 충분한 열이 필요하며, 이는 단열성 전단밴드 형성의 시작점인 소성불안정 시점까지 충분한 소성변형이 요구된다는 것을 의미한다.^{26,30)} B1-시편의 동적 전단응력-전단변형 곡선에서와 같이 항복 이후 바로 최대 전단응력점에 도달한 다음 응력이 급격하게 감소되면 소성변형이 거의 일어나지 않으며(그림 4), 취성으로 인해 부스러지는 현상(fragmentation)도 발생된다. B2-시편은 약간의 소성변형구간은 있으나, 그 크기는 작다. 이 시편들에서는 그림 6(b)의 비틀림시편의 변형형태에서 보듯이 파단면에서 상당히 떨어진 영역까지도 텅스텐-텅스텐 입자의 계면파괴가 많이 일어난다. 이는 충분한 소성변형이 일어나기 전에 텅스텐-텅스텐 입계파괴가 넓은 범위에서 진행되어 변형이 분산되었기 때문이며, 이에 따라 텅스텐 입자의 변형집중은 파단면 근처에서 아주 약하게 나타난다. 이러한 동적 변형거동은 미세한 입자크기를 가지면서 contiguity가 0.4로 감소된 C-시편에서도 유사하게 나타난다(그림 6(c)). 그러나 입자크기가 35 μm 로 크고 기지분율이 가장 높은 D-시편에서는 파단면 아래 100 μm 이내에 텅스텐 입자의 전단변형이 집중적으로 일어나며(그림 6(d)), 파면에서는 기지가 전단방향으로 심하게 문드러지는 현상(smearing)을 관찰할 수 있다(그림 5(d)). 기지 풀은 텅스텐 입자보다 연하고 열전도도가 상당히 낮기 때문에³¹⁾ 이 영역에서 전단변형이 우선적으로 일어나고, 이것이 차후 변형

의 집중을 유발하는 site로 작용하게 된다. 따라서 비틀림시편의 파면부근, 즉 gage의 중심부에 변형은 집중되며, 이러한 변형집중은 단열성 전단밴드의 형성에도 효과적으로 작용할 것으로 예상된다.

이상과 같이 텅스텐 입자의 미세화에 의해 단열성 전단밴드 형성을 조장하려는 노력은 처음 예상과 달리 contiguity의 증가로 텅스텐-텅스텐 입계파괴가 광범위하게 일어나고 변형이 분산되어 거의 가능성이 없는 것으로 판단되었다. 그러나 부분적인 MA 방법으로 불균일 기지를 분포시키는 방법은 기지 풀에 변형을 집중시킴으로써 전단밴드의 형성을 조장시킬 수 있는 좋은 아이디어라 할 수 있다. 향후 관통성능의 향상을 위해서는 불균일 기지의 분포와 크기에 대한 최적화 연구, 즉 기지의 함급설계, MA 및 소결공정에 대한 연구가 요구된다.

5. 결 론

본 연구에서는 MA법을 텅스텐 중합금에 적용하여 텅스텐 입자의 크기와 기지분율을 변화시킨 텅스텐 중합금 시편들의 동적 비틀림특성을 조사하였으며, 그 결과를 기존의 액상소결법으로 제조된 시편의 경우와 비교하였다.

1) 텅스텐 중합금에 MA법을 적용하여 제조된 시편들의 텅스텐 입자 크기는 통상적인 액상소결법으로 제조된 시편에 비해 미세하고, 소결온도가 증가함에 따라 텅스텐 입자 크기와 기지분율은 증가하고 contiguity는 감소하였다. MA, 고상소결 및 액상소결의 2단 소결방법을 사용하여 텅스텐 입자 미세화와 contiguity를 동시에 얻을 수 있었다.

2) MA 후 소결된 시편에서는 contiguity가 높아져 낮은 연성과 충격흡수에너지를 나타내었으며, 텅스텐-텅스텐 입자 사이의 계면파괴가 주된 파괴형태로 나타났다. 동적 비틀림시험 결과, 텅스텐-텅스텐 입계파괴가 광범위하게 일어나고 변형이 분산되어 단열성 전단밴드의 형성가능성이 낮을 것으로 예상되었다.

3) 부분적인 MA법을 적용하여 기지를 불균일하게 분포시킨 시편은 연한 기지에서 변형이 우선적으로 진행되어 변형집중을 유발하는 site로 작용하게 되며, 이러한 변형집중은 단열성 전단밴드의 형성을 조장시킬 것으로 예상되었다.

후 기

본 연구는 국방과학연구소의 지원에 의하여 이루어졌으며, 텅스텐 중합금 시편 제조 및 시험결과 해석에 많은 도움을 주신 국방과학연구소 허선무 박사, 백운형 박사께 감사 드립니다.

REFERENCES

1. I.A. Aksay, C.E. Hoge, and J.A. Pask : J. Phys. Chem., **78** (1974) 1178
2. S.P. Andrews, R.D. Caligiuri and L.E. Eiselstein : 13th Inter.

- Symp. on Ballistics, Stockholm, June (1992) TB 36/4
3. T.A.C. Stock and K.R.L Thomson : Metall. Trans., **1** (1970) 219
 4. D.-K. Kim, S. Lee, and H.-S. Song : Metall. Trans. A, **29A** (1998) 1057
 5. K.T. Ramesh and R.S. Coates : Metall. Trans. A, **23A** (1992) 2625
 6. R.L. Woodward, N.J. Baldwin, I. Burch, and B.J. Baxter : Metall. Trans. A, 1985, **16A** (1985) 2031
 7. R.H. Tham and H. Nahme : Tungsten and Tungsten Alloys-1992, A. Bose and R.J. Dowding, eds., Metal Powder Industries Federation, Princeton, NJ (1992) 335
 8. M. Zhou, R.J. Clifton, and A. Needleman : Tungsten and Tungsten Alloys-1992, A. Bose and R.J. Dowding, eds., Metal Powder Industries Federation, Princeton, NJ (1992) 343
 9. S. Yadav and K.T. Ramesh : Tungsten and Refractory Metals-1994, A. Bose and R.J. Dowding, eds., Metal Powder Industries Federation, Princeton, NJ (1994) 411
 10. W. Leonard, L.S. Magness, R.J. Dowding, J. Trogolo, M. Chung, and D. Kapoor : Tungsten and Refractory Metals 3-1995, A. Bose and R.J. Dowding, eds., Metal Powder Industries Federation, Princeton, NJ (1995) 103
 11. L.S. Magness : Tungsten and Refractory Metals 3-1995, A. Bose and R.J. Dowding, eds., Metal Powder Industries Federation, Princeton, NJ (1995) 133
 12. Dong-kuk kim, Sunghak Lee and Joon-Woong Noh : J. Kor. Inst. Met. & Mater., **33** (1995) 1528
 13. Dong-kuk Kim, Sunghak Lee, Joon-Woong Noh and Kyung Jin Park : J. Kor. Inst. Met. & Mater., **34** (1996) 447
 14. D. Chaiat, E.Y. Gutmanas, and I. Gotman : Tungsten and Refractory Metals-1994, A. Bose and R.J. Dowding, eds., McLean, VA (1994) 57
 15. W.E. Gurwell : Tungsten and Refractory Metals-1994, A. Bose and R.J. Dowding, eds., McLean, VA (1994) 65
 16. B.H. Rabin and R.M. German : Metall. Trans. A, **19A** (1988) 1523
 17. K.S. Churn and R.M. German : Metall. Trans. A, **15A** (1984) 331
 18. J.S. Benjamin : Metall. Trans., **1** (1970) 2943
 19. J.R. Spencer and J.A. Mullendore : Tungsten and Tungsten Alloys-1992, A. Bose and R.J. Dowding, eds., Metal Powder Industries Federation, Princeton, NJ (1992) 111
 20. Metals Handbook, 9th ed., American Society for Metals, Metals Park, OH, **9** (1985) 440
 21. K.A. Hartley, J. Duffy, and R.H. Hawley : Metals Handbook, 9th ed., American Society for Metals, Metals Park, OH, **8** (1985) 218
 22. K. Cho, Y.C. Chi, and J. Duffy : Metall. Trans. A, **21A** (1990) 1161
 23. A. Molinari and R.J. Clifton : J. Appl. Mech., Trans. American Society of Mechanical Engineers, **54** (1987) 806
 24. L.S. Costin, E.E. Crisman, R.H. Hawley, and J. Duffy : 2nd Conf. on Mechanical Properties of Materials at High Rates of Strain, J. Harding, ed., The Institute of Physics, London (1979) 90
 25. Kyung-mox Cho, Namsoo kim, Sunghak Lee and Ikmin Park : J. Kor. Inst. Met. & Mater., **30** (1992) 592
 26. Y. Bai and B. Dodd : Adiabatic Shear Localization - Occurrence, Theories and Applications, Pergamon Press, NY (1992) 146
 27. A. Bose, H. Couque, and J. Lankford, Jr. : Tungsten and Tungsten Alloys-1992, A. Bose and R.J. Dowding, eds., Metal Powder Industries Federation, Princeton, NJ (1992) 291
 28. R.M. German : Liquid Phase Sintering, Plenum Press, NY (1985) 31
 29. K.S. Churn and R.M. German : Metall. Trans. A, **15A** (1984) 331
 30. U.S. Lindholm and G.R. Johnson : Material Behaviour Under High Stress and Ultra-High Loading Rates, J. Mescall and V. Weiss, eds., Plenum Press, NY (1983) 61
 31. A. Bose, H. Couque, and J. Lankford, Jr. : The Inter. J. Powder Metall., **28** (1992) 383