

초소성을 이용한 티타늄 합금의 정밀성형



박 노 광

(재료기술연구부 내열재료실)

- '73-'77 연세대 금속공학과(학사)
- '77-'79 한국과학원 재료공학과(석사)
- '83-'87 (호) Monash University(박사)
- '89-'90 (미) The University of Michigan(연구원)
- '79-현재 한국기계연구원 선임연구원



김 용 석

(산업과학기술연구소
금속재료연구분야)

- '74-'78 서울대 금속공학과(학사)
- '78-'80 한국과학원 재료공학과(석사)
- '80-'83 대우자동차(주)
- '83-'88 (미)Stanford University(박사)
- '89-'90 NASA Lewis Research Center(연구원)
- '90-현재 산업과학기술연구소 책임연구원

1. 머릿말

일반적으로 재료가 특정한 변형조건하에서, 국부네킹이 없이 조청처럼 늘어나며 수백 또는 수천 %의 연신율을 나타내는 현상을 초소성이라 한다. 이처럼 재료가 비정상적인 연신율을 보일 때, 유동응력은 매우 낮아져 쉽게 변형된다. 초소성이란 원래 인장 연신율이 매우 클 때의 변형특성을 지칭하는 용어이지만, 압축 변형시에도 적용되어 낮은 유동응력을 이용한 초소성 단조기술이 실용화되고 있다. 초소성 관련 초기연구는 주로 Pb-Sn, Bi-Sn 및 Cd-Zn 등과 같이 저용점 합금에 대해서 수행되었고, 70년대 중반에 들어서서 항공기 산업분야에 티타늄 합금, 니켈 합금 등의 초소성 특성이 본격적으로 응용되게 되었다.

티타늄 합금은 무게비 강도가 크고, 내식성, 내열성이 우수하기 때문에, 비싼 원재료비에도 불구하고 항공, 우주 산업을 필두로 그 응용분야는 매우 넓다. 본 소고에는 티타늄 합금에의 초소성 응용기술의 현황에 대해 정리하고자 하며, 특히 기술적 측면에서 중요한 부풀림 성형/확산접합을 이용한 판재성형 기술과 항온단조에 의한 단조품 제조 기술에 대하여 소개한다.

2. Ti-6Al-4V 합금의 초소성 특성

금속재료 중에 나타나는 초소성에는 미세결정립 초소성 또는 항온 초소성과 변태 초소성이 있다. 미세결정립 초소성은 일반적으로 미세 결정립($<10 \mu\text{m}$)을 갖는 금속재료가, 원자확산이 활발한 고온($>0.4 T_m$: 여기에서 T_m 은 절대 온도로 용융온도를 나타냄)에서 일정 변형속도(약 $10^{-2} \sim 10^{-5} \text{s}^{-1}$)

로 소성변형시킬 경우에 나타나는 현상으로, 제 2상이 존재할 경우 변형중 결정립 성장이 억제되어 유리하다. 또한 변태초소성은 부하상태에서 진행되는 변태를 이용하는 것으로 일반적 특징은 다음과 같다. 우선 상변태 발생 및 진행중에 응력을 가하면 발생하고, 변태초소성 변형량은 변형속도의존성에 따르고, 변태초소성 유동시 변형속도 민감지수 $m (= d \ln \sigma / \ln \dot{\epsilon})$ 은 1에 가깝다. 또한, 유동응력은 매우 낮으며, 변형량은 가열/냉각 속도에 의존한다. 변태 초소성을 야기하기 위해서는 동적인 열 사이클을 필요로 하는데, 제품 각 부분의 온도 균일성 유지 또는 온도 관리에 문제가 있기 때문에 칫수 정도가 높은 복잡한 형상의 부품을 제조하기 어렵다.

Ti-6Al-4V 합금의 경우 여러가지 우수한 특성 때문에 범용으로 이용되는데, 상온연신율은 약 10~20%에 머무른다. Ti-6Al-4V는 소준 상태에서 입자크기는 $<10\mu\text{m}$ 정도로 미세한 조직상태를 유지하고, α/β 변태온도는 983°C 로 그 이하에서는 α (조밀육방) + β (체심입방) 2상 조직으로 되어 있

기 때문에 미세결정립 초소성과 변태 초소성 현상을 동시에 나타 낸다. 그러나, 티타늄 합금의 경우 재료비 및 가공비가 비싸고, 대부분 높은 칫수정도를 요하는 부품제조에 이용되기 때문에 변태초소성이 직접적으로 이용되지는 않고, 미세 결정립 초소성이 상용된다.

2.1. 티타늄 합금 변태초소성

Ti-6Al-4V 합금에서 상태도와 비틀림 시험시 온도 사이클에 따라 나타나는 변형량 변화를 그림 1에 도시하였다¹⁾. 변형량이 커지는 구역은 약 800°C 부근으로 α/β 변태가 시작하여 β 상이 상대적으로 증가하는 온도와 일치한다. 온도가 상승함에 따라 변형량 곡선구배 즉 변형속도는 상대적으로 증가하고 이는 α/β 변태가 진행하여 β 량이 상대적으로 증가하는 경향(체적율 참조)과 일치한다. 변태점 부근에서는 변형속도는 저하하게 된다. α/β 변태가 완료되는 시점에서 결정립은 급격히 조대화되고 그 변형량은 $\alpha + \beta$ 구역에서의 변형량에

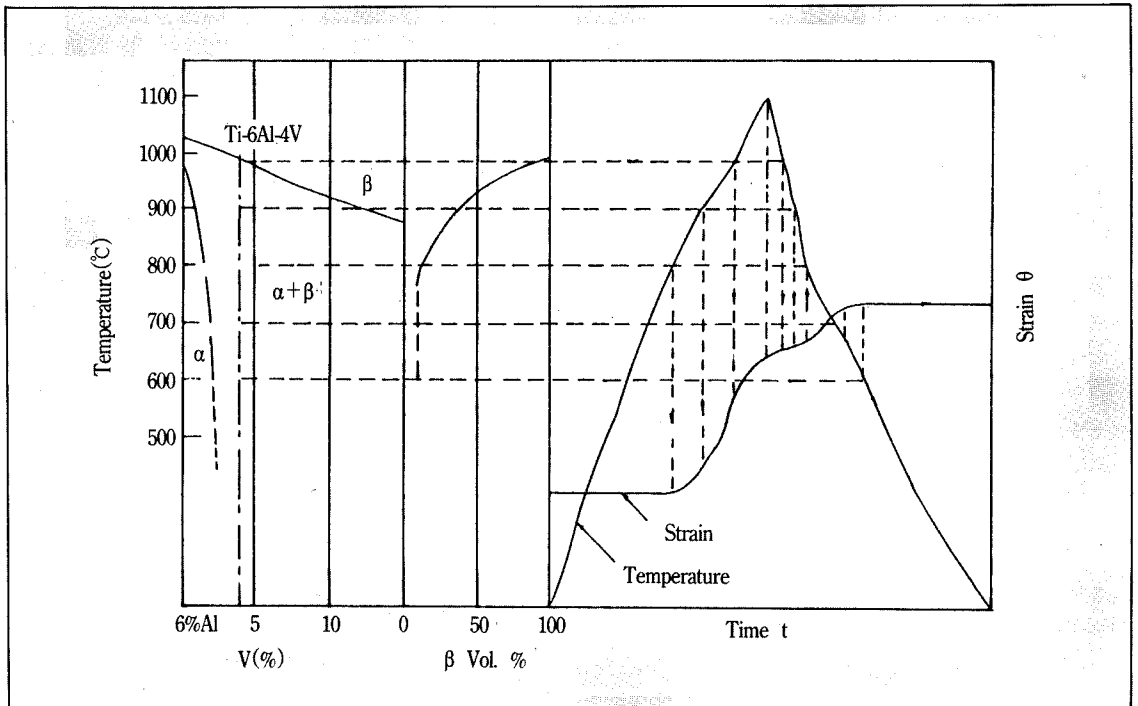


그림 1) Phase diagram vs transformation induced plasticity.

비해 상대적으로 낮다.

냉각과정 중에서는 1100°C에서 900°C까지는 거의 변형되지 않으나, 약 900°C에서 비교적 큰 변형량이 발생하는 데, 이는 냉각속도가 크기 때문에 β/α 변태가 일어 나지 않고 과냉각 현상이 발생하여 약 100°C 정도가 강하였기 때문이다. 따라서 $\alpha+\beta$ 온도영역에서 초소성을 이용할 경우, 미세결정립에 의한 초소성과 α/β 변태에 의한 변태 초소성을 동시에 이용할 수 있다.

변태초소성 변형시 탄성에너지가 축적될 경우 냉각후 무하중 상태에서 재가열 하면 의탄성 회복에 의해서 형상회복이 일어난다. Ti-6Al-4V의 경우에도 변태 초소성 후 무하중 상태에서 동일한 열싸이클을 부과하면 변태온도 구간에서 형상회복이 일어난다(그림 2 참조)²⁾. 이때 나타나는 형상회복 변형량은 변태 초소성 변형시 작용응력과 비례하여 증가한다.

2.2. 티타늄 합금 미세결정립 초소성

대부분의 티타늄 합금은 성형온도에서 미세결정립 초소성 특성을 발현하며, 특히 $\alpha+\beta$ 합금은 조직 안정도가 높아 두 상의 체적비를 3:2로 유지할 경우 500% 이상의 연신율을 나타낸다. Ti-6Al-4V은 일반적인 공정에 의해 초소성 특성을 발현시킬 수 있으나, 불균일한 결정립, 연신된 결정립, 밴드 조직, α 연속상 등은 국부적으로 초소성 특성을 변화시켜 변형중 국부넉킹 또는 불균일 제품 두께를 유발하기 쉽다³⁴⁾. 여기에서 α/β 변태온도를 낮추어 줄 경우, 두 상간의 비가 3:2로 유지되는 온도가 낮아지고 실제 작업시 성형온도가 낮아지기 때문에 공정관리면이나 경제적으로 유리하다.

Ti-6Al-4V 합금에 β 안정화 원소인 Co, Fe, Cr 또는 Ni 등을 소량 첨가함으로써 초소성 성형온

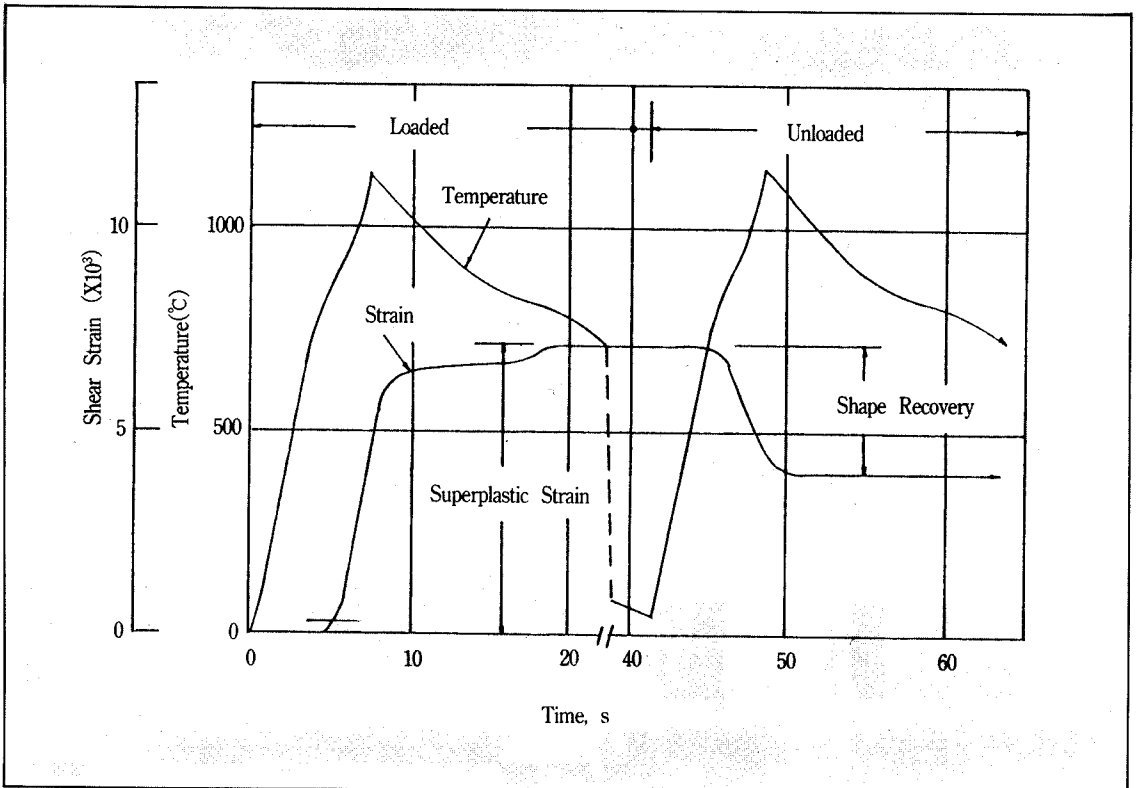


그림 2) Transformation induced superplasticity and shape recovery in Ti-6Al-4V.(Applied shear stress : 3.5 MPa, Heating rate : 150K/S)

도를 100°C 이상을 줄일 수 있으나⁹⁾, 여러가지 기계적 특성상의 단점때문에 그 실용성은 의문시된다. 한편 티타늄 합금에의 고용화도가 높은 H₂는 β 상 안정화 원소로써 소량 기지중에 고용될 경우 성형온도를 현저히 낮출 수 있고, 성형후에 약 650°C 부근에서 진공 열처리함으로써 기계적 특성에 악영향을 남기지 않고 탈가스 처리를 할 수 있기 때문에 유리하다⁶⁾.

3. 부풀림 성형

부풀림 성형법은 초소성 상태에서 변형응력이 매우 낮고 접합이 용이한 점을 이용하는데, 불활성 분위기 중에서 가스압력을 이용하여 성형 또는 접합하는 기술로 초소성 성형/확산접합이 한 공정으로 완료될 수 있다. 미세결정립 초소성 합금을 부풀림 성형할 때의 문제점은 성형품의 두께관리가 어렵다는 점이다. 보통 금속판재의 경우 40~60% 변형량에서 파단되기 때문에 파단한계가 곧 성형한계이지만, 초소성 판재의 연신율은 매우 크기 때문에 파단한계 이전에 국부적으로 두께가 얇아 지는 것이 성형한계로 된다. 따라서 어떻게 국부적으로 얇아지는 현상을 막으며 균일 두께를 유지할 수 있는 가 하는 것이 초소성 성형/확산접합의 주요 관건이다. 일반적으로 두께의 균일도는 변형속도 분포, 온도분포, 계면마찰 등을 잘 관리함으로써 높일 수 있다.

부풀림 성형시 성형품의 두께를 균일하게 유지하기 위한 여러가지 방법이 소개되고 있다. 첫째로, 초소성 성형시 유동응력이 매우 낮기 때문에 금형과의 접촉시 상대적으로 크게 나타나는 마찰저항 효과를 이용하는 방법이다⁷⁾. 이 방법의 한 예로써, 반구형 성형품과 같이 중앙부위에 소성 변형이 집중되는 경우, 중앙부위에 ram 등을 설치함으로써 성형초기에 성형재와 접촉될 수 있게 하여 주변부위를 우선 변형시키고, 후에 압력을 역으로 가함으로써 주변부위는 계면마찰력에 의해 변형되지 않으면서 중앙부위만 변형되도록 한다. 둘째로, 소성변형시 유동응력은 온도에 매우 민감하게 작용하기 때문에, 금형의 부위별로 온도 차이를 줌으로써 변형량을 조절할 수 있다⁸⁾. 즉,

반구형의 제품 제조시 중앙부위의 온도를 주변부위에 비해 낮게 유지함으로써 두께가 균일한 반구형 성형품을 제조할 수 있다.

부풀림 성형시 가압하는 속도는 판재가 초소성을 발현하는 속도구간에서 유지되어야 하는 데, 실험적 혹은 분석적인 방법으로 적절한 압력/시간 곡선을 구할 필요가 있다⁹⁾. 그림 3은 육면체의 형상을 제조하기 위한 압력/시간 곡선의 한 예를 나타내고 있다¹⁰⁾. 판재의 온도가 초소성 성형 온도에 도달하면 압력을 서서히 증가시킨다. 판재가 변형되기 시작하면 내부용적 증가로 압력은 감소하게 되는 데, 중앙 부위가 하단부에 다달을 때 까지 이러한 경향은 지속된다. 중앙부위가 하단에 이르면 내부용적의 증가속도가 둔화되어 내부압력은 다시 증가한다. 모서리 부분이 완전히 찰 때 까지 압력은 증가되어 최후로 일정압력하에서 필요하면 확산접합을 수행한다.

종래 항공기 구조재료로서의 티타늄 합금 판금물은 열간 크리프 성형에 의해 개별 제작한 후 리벳 등을 이용하여 조립하였으나, 초소성/확산접합 기술을 동시에 이용함으로써 공정 단순화를 기할 수 있게 되었다. 티타늄 합금은 확산 접합성이 우수한 데, 그림 4에 확산접합 과정을 표시하였다. 티타늄의 확산접합의 단계로는, (1) 거칠은 표면 부위에서의 크이프를 통한 접합면간의 물리적 접촉, (2) 확산에 의한 공동(cavity) 축소, (3) 재결정 또는 계면을 통한 결정립 성장, (4) 확산을 통한 미세공동(microvoid)의 소멸 등을 포함한다¹¹⁾.

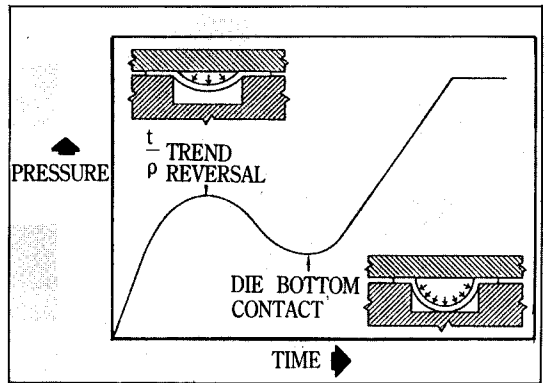


그림 3) Schematic of pressurization schedule for rectangular cross-section cavity.

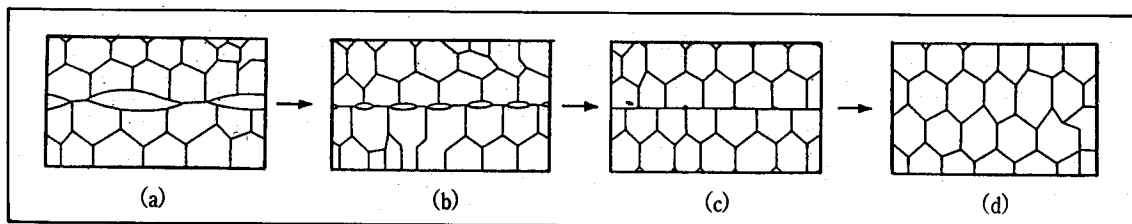


그림 4) Diffusion bonding process.

(a) Physical contact, (b) Metallic bonding, (c) Inter-diffusion, (d) Recrystallization and/or grain growth.

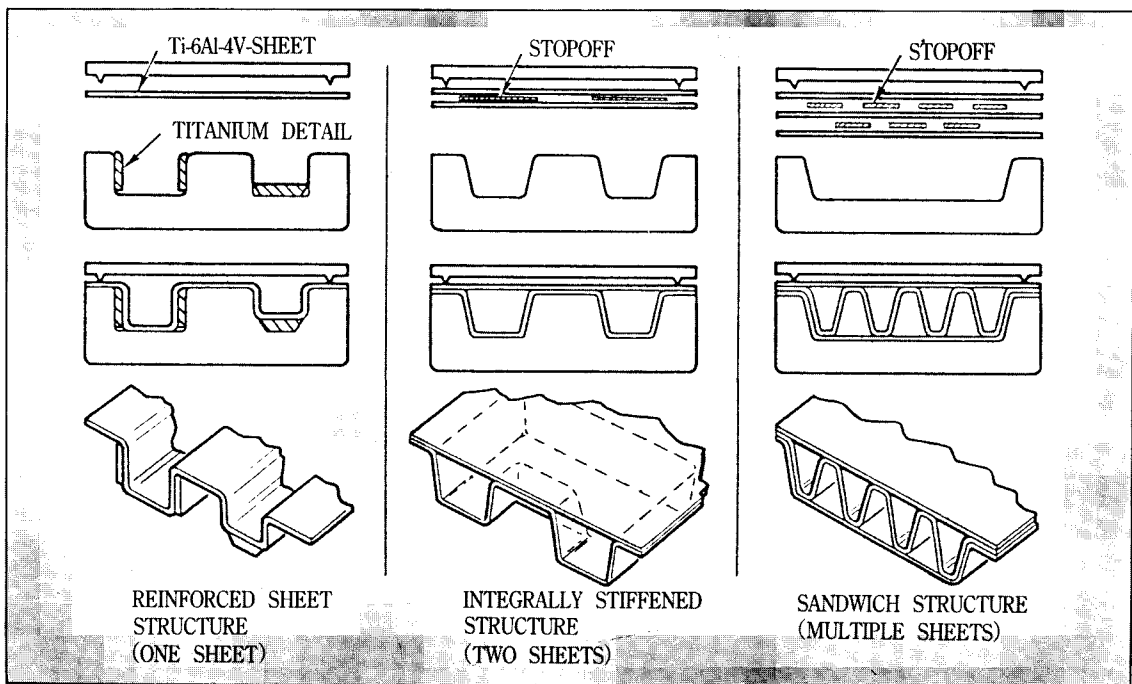


그림 5) Three forms of SPF/DB structure.

확산접합시 온도 조건은 미세결정립 초소성 온도와 같은 수준을 유지하기 때문에, 초소성 성형/확산접합을 동시에 수행하면 복잡형상의 구조물을 비교적 간단하게 제조할 수 있다.

확산접합에서 긴밀한 계면접촉(stage 2)은 완전접합에 이르는 속도를 줄이는 데 중요하다. 표면거칠기 상태는 고온에서 압력을 가하면 유사 크리프 소성변형에 의해 극복된다¹³⁾ 대부분의 계면 소성변형은 압력에 따라 달라지지만 최종단계인 미세공동(microvoid) 제거과정은 확산에 의해 이루어진다¹⁴⁾. 이 과정은 미세공동의 크기가 매우 작을 경우 압력이 없는 상태에서도 일어나며,

압력을 가할 경우에 그 속도는 빨라진다¹⁵⁾

일반적으로 접합소재의 유동응력이 클수록 동일 온도와 유지시간에서 높은 압력이 필요하게 되며, 결정립 크기 등의 미세조직을 바꿀 수 있는 공정은 접합압력을 변화시킨다. 만일 초소성 성형/확산접합 공정에서 초소성 성형이 확산접합 이전에 이루어질 경우에는 결정립 성장이 일어나고, 이에 따라 확산접합/초소성 성형 공정에 비해서 상대적으로 높은 접합압력이 필요하다. 티타늄 합금은 산소 혹은 탄소와 같은 표면오염 물질을 쉽게 고용하기 때문에, 10^{-4} Torr 수준의 진공 중에서 약 $800\sim 950^{\circ}\text{C}$ 로 가열하며 $0.5\sim 2\text{MPa}$ 압력을 가

하면 1~4시간내에 결합이 없는 완전접합이 가능하고^{12, 25)}, 확산접합된 티타늄 합금의 기계적 성질은 모재의 그것과 유사하다.

초소성 성형/확산접합 공정은 그림 5와 같이 여러가지 분류할 수 있다¹⁰⁾. (a)는 접합하고자 하는 금속판을 사전에 설치해 높은 금형에 티타늄 합금판재를 초소성 성형하고 확산접합하는 방법을 나타내고, (b)는 2 장의 티타늄 합금판재 사이에 BN 분말과 같은 이형재를 필요한 비접합부위에 바르고 서로 확산접합시킨 후에, 그 중 1장과 판재 혹은 2장 전부를 금형내로 초소성 성형시키는 방법(혹은 그 역 공정도 가능)을 나타내며, (c)는 3 장이상의 티타늄 합금판재에 이형재를 사용하여 필요부위만 서로 확산접합시킨 후, 판재사이를 가압하여 외판은 금형 형상대로 성형하며 중앙 판재는 코어형상을 갖도록 성형하는 방법을 보여주고 있다.

티타늄 합금은 그 용도가 항공기 분야에 주로 이용되고 있으나, 내식성이 우수하고 인체와의 친화력이 좋아 의과용 또는 치과용 재료로도 적합하다. 특히 의치상은 각 환자의 구개형상에 따라 다르게 만들어야 하기 때문에 제품별 형상이 각기 다르고 초소성 성형이 적합한 부품이다. 또한 현재 주조를 이루고 있는 정밀 주조품의 경우 주조결함, 표면결함 등 문제점이 있어 초소성 성형이 유망하다.

일본 三金工業과 未來技術 研究所는 초소성 성형에 의한 티타늄 의치상 제조기술을 공동개발하였는데¹⁶⁾, Ti-6Al-4V 판재를 성형재로 하고, 압력용기로는 Inconel 600을, 하부 압력용기로는 인삼염 형재를 이용하였으며, 열팽창 계수가 Ti-6Al-4V과 유사하도록 성분조절 되었다. 초소성 성형조건으로 온도 850~880°C, 가스 압력 10MPa 정도에서 0.5~1시간 소요된다.

4. 티타늄 합금의 향온단조

티타늄 합금의 향온단조 기술은 티타늄 합금의 초소성을 이용한 정밀단조 기술로 Near Net Shape 성형 기술 중의 하나이다. 향온 단조기술은 단조 금형과 소재를 같은 고온으로 유지하며 행하는

단조법으로 통상단조법에 비해 새로운 장점을 많이 지닌다. 동 기술은 미국의 TRW사, Wyman-Gordon사, P & WA사 등의 항공기 관련업체 및 일본의 제철소 등지를 중심으로 연구 및 실용화가 이루어져 오고 있는데 현재는 항공기 부품의 제조에 주로 이용되고 있다¹⁷⁾.

향온단조법은 전술한 대로 단조금형과 소재를 동일 온도로 유지하며, 초소성 소재의 응력(stress, σ)과 변형속도(strain rate, $\dot{\epsilon}$)간의 관계($\sigma = K\dot{\epsilon}^m$)를 이용하여 단조 Ram의 하강속도를 제어하며 소재를 변형시키는 단조법이다. 재질의 변형속도특성을 이용하는 면에서 티타늄 합금의 초소성이 이용되는데, 실제로 초소성 변형구간 내의 일정한 변형속도로 단조가 행하여진다. 금형과 소재가 같이 고온에 놓여지므로 금형소재의 선정이 중요하며, 단조조업 윤회제도 향온단조 조업에서 고려되어야 할 중요한 사항이다.

향온단조법은 다른 Near Net Shape 성형기술과 같이 소재이용율을 높이고 기계가공 등의 후가공공정을 최소화하여 티타늄 소재 부품의 가격을 낮추는 효과외에도, 복잡형상의 단조품을 일회 단조공정으로 제작할 수 있으므로 작업공정이 간단해져 조업관리가 용이한 이점을 지닌다. 단조품의 미세조직 및 이에 따른 기계적 성질의 측면에서도, 티타늄 합금의 통상단조시에는 금형과 접촉하는 소재표면의 온도가 급격히 하락하여 재질 내외부의 조직이 불균일해지는 문제가 있으나, 향온단조품은 균일한 미세조직을 지니 방향성이 없는 우수한 기계적성질을 지닌다. 향온 단조법으로는 통상단조로는 제조가 곤란한 얇은 두께의 티타늄 합금 단조부품의 제조가 가능하고, 부피가 큰 부품도 단조후 불균일한 조직을 제거하기 위한 기계가공량이 많이 줄게된다.

티타늄 합금 향온단조법의 특징 및 장점은 아래와 같이 요약될 수 있다.

1) 변형온도가 높고 낮은 변형속도로 가공되므로 단조시 소재의 변형저항이 낮다. 단조하중을 통상단조의 1/5~1/8로 낮출 수 있어, 소용량 Press로도 대형품의 단조가 가능하다.

2) 단조중 소재의 초소성 변형에 의해 소재 유동이 원활해져 두께가 얇은 제품의 단조가 가

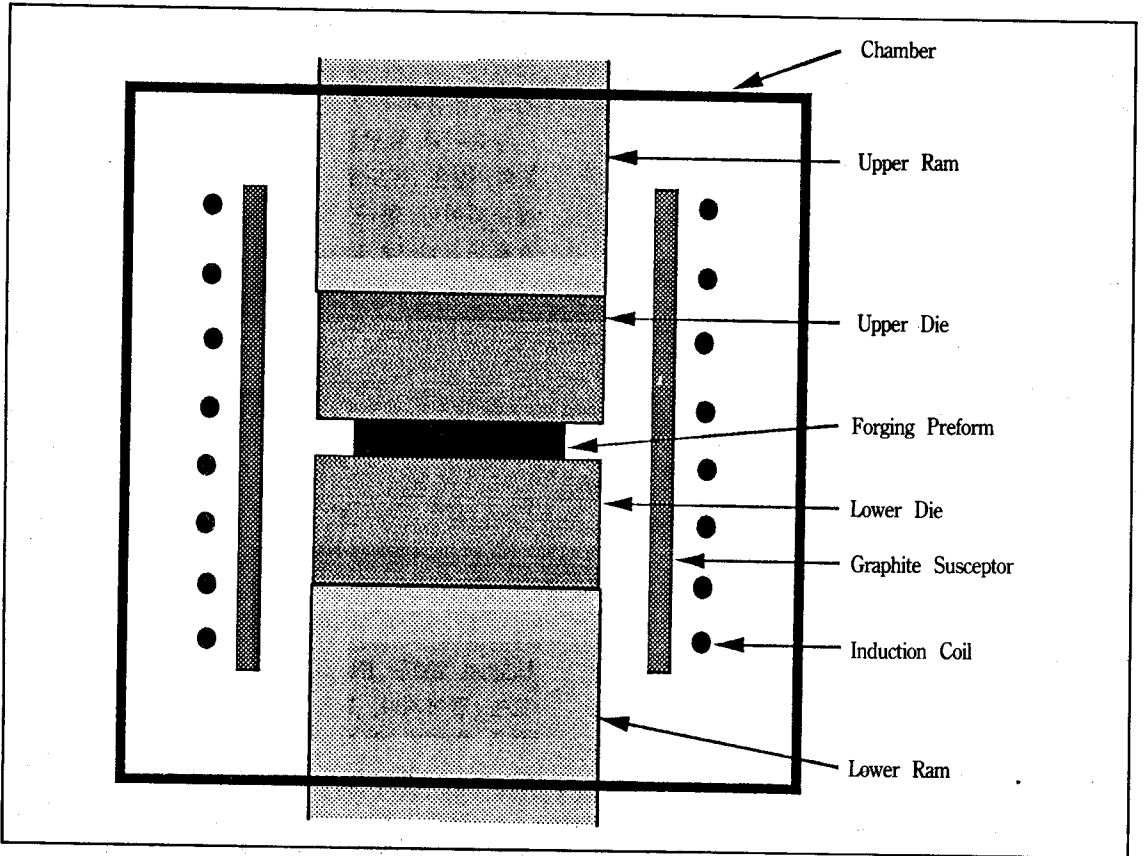


그림 6) Schematic of isothermal forging

능하며, 기계가공 등에 의해 소모되는 소재량이 줄어 단조 실수율이 향상된다.

3) 단조 실수율 증가에 따라 원소재 수요증량이 종래 단조법에 비해 1/5~1/6로 줄어든다.

4) 금형 냉각 효과가 없으므로 재질내의 변형이 일정하여 단조품 내외부 미세조직 및 제품특성이 균일해진다.

5) 단조품의 표면형상이 양호하고 단조시 소재 가열횟수가 줄어 작업비가 삭감된다.

항온단조 조업의 문제점으로는 고온작업에 따른 금형의 손실이 큰 점, 낮은 램 하강속도에 따라 대량생산이 어려운 점 등을 들 수 있는데 새로운 티타늄 합금 및 금형소재의 개발 등으로 문제점이 해결되어지고 있다. 최근에는 티타늄 합금의 물성과 소성변형 거동, 단조재와 금형간 계면마찰 등의 자료를 근간으로 CAD/CAM을 활용한 최적 단조공정의 도출 및 예비성형체의 형상과 치수

선정에 관한 연구도 활발하다¹⁸⁾.

그림 6에 항온단조 조업의 개략도를 나타내 보였다. 금형과 티타늄 합금 소재가 진공 또는 분위기가 조절되는 Chamber 내에 놓여 유도가열(induction heating) 또는 저항가열 방식에 의해 동일 고온으로 가열된 상태에서, 일정한 변형속도(strain rate)가 유지되도록 램 하강속도가 제어되며 단조조업이 이루어지게 된 장치이다. 표 1에 Ti-6Al-4V 합금의 항온단조 조업조건을 통상단조 조업조건과 비교하여 보았다¹⁹⁾.

항온단조에서 일정한 변형속도를 유지하기 위하여 램 하강속도가 소재의 변형과 함께 계속적으로 변화하여야 하고 주로 낮은 변형속도가 사용되므로 기계식 프레스 보다는 유압식 프레스가 많이 사용된다. 전술한대로 단조중 소재의 변형저항이 낮기 때문에 통상단조보다 작은 용량의 프레스가 사용된다. 그림 7에 항온단조 단조시간

표 1) Ti-6Al-4V 합금의 항온단조와 통상단조 조업조건 비교

항 목	항온단조	통상단조
금형재료	Ni기 합금 TZM 합금	열간공구강
소재온도	950-1000°C	950-800°C
금형온도	950-1000°C	200-350°C
형접촉시간	200-1000초	10 ⁻³ -100초
변형저항	~120 N/mm ²	500-1000N/mm ²
단조장치	유압 Press	Hammer Mechanical Press 유압 Press

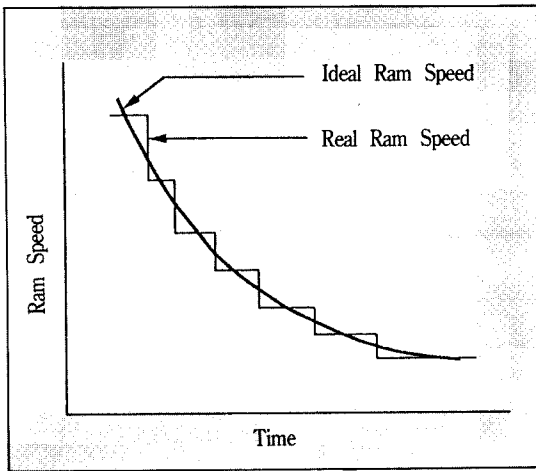


그림 7) Variation of ram speed during isothermal forging.

(금형-재료간의 접촉시간)에 따라 이상적으로 변화하는 램 이동속도와 실제 조업 중의 램 이동

속도를 함께 도시하였다. 계속적으로 램 이동속도가 단조중에 제어되는 것이 항온단조용 프레스의 특징이다.

항온단조 금형은 티타늄 소재와 함께 850°C-1000°C의 높은 온도로 가열되므로 특수 고온소재로 제조되어야 한다. 금형소재가 갖추어야 할 특성으로는 (1) 약 1000°C까지의 우수한 고온강도 및 내 Creep 성, (2) 양호한 내 산화성, (3) 상온 기계가공성, (4) 윤활재 및 피가공재와의 무반응성, (5) 낮은 열팽창계수 등을 들 수 있다. 현재는 고온강도 및 내산화성의 우수성 때문에 Ni기 초합금과 Mo기 합금이 주로 사용된다. Ni기 초합금으로는 IN-100, MAR-M200, Inconel 713C, Udimet 700 등이 사용되고 있다. 이들 가운데 IN-100은 주조성 및 내산화성이 우수하여 가장 널리 사용되고 있다. 그러나 IN-100은 기계가공성이 나쁘기 때문에 금형은 방전가공법에 의해 최종 가공된다. Udimet 700은 IN-100, MAR-M200에 비해 고온강도는 떨어지나, 단조합금이므로 조직이 좀더 균일한 장점을 지닌다. TZM은 Mo기 합금으로 Ni기 합금보다 내 크리프특성이 우수하여 기계적 수명은 더 길지만, 고온 내산화성이 나빠 불활성 분위가 중에서 사용해야 하는 단점이 있다. 외에도 Si₃N₄ 등의 세라믹 금형재료 있으나 고온강도가 좋은 반면 연성이 없어 널리 쓰여지지 않고 있다. 표 2에 각 금형소재의 성분을 정리하였다²⁰⁾.

금형의 가열방식은 금형의 크기, 형태, 재질 등에 따라 차이가 있는데, 유도가열방식, 가열방식, 전기저항 가스가열방식 등이 주로 사용되고 있다. 단순성과 편리성 때문에 유도가열방식이 가장 일반적으로 널리 쓰여지고 있다.

표 2) 항온단조용 금형소재

재료명	성분(Wt. %)											합금종류	
	Ni	Cr	Co	Mo	W	Nb	Al	Ti	C	B	Zr		V
713C	bal.	12.5		4.2		2.0	6.1	0.8	0.12	0.012	0.10		Ni기 주조합금
In100	bal.	9.5	15.0	3.0			5.5	4.7	0.18	0.014	0.06	1.0	Ni기 주조합금
MAR-M200	bal.	9.0	10.0		12.0	1.0	5.0	2.0	0.15	0.015	0.05		Ni기 주조합금
Udimet 700	bal.	15.0	18.5	5.2			4.3	3.5	0.08	0.03			Ni기 단조합금
TZM	<0.002			bal.				0.48	0.03		0.08		Mo기 합금

항온단조 조업에서의 윤활제의 역할은 대단히 중요하다. 통상적으로 유리 성분을 주성분으로 하는 윤활제가 널리 사용되고 있다. 윤활제가 지녀야 할 특성으로는 1) 윤활성, 2) 이형성, 3) 내산화성, 4) 열안정성, 5) 금형과의 무 반응성 등을 들 수 있는데 이 가운데 윤활성과 이형성이 윤활제가 지녀야 할 가장 중요한 특성이다. 항온단조 중 윤활제는 통상단조에서와 같이 금형과 소재간의 마찰을 줄여 단조하중을 감소시키고 소재의 변형을 균일하게 하는 외에, 고온에서 쉽게 발생하는 금형과 소재간의 확산접합을 막는 중요한 역할을 한다. 확산접합의 방지에는 BN 분말의 도포가 효과적인 것으로 알려져 있다. 현재 티타늄 합금 항온단조용으로 시판되고 있는 윤활제로는 미국 Acheson 사의 Deltaglaze-69(D-69), D-149, TRW 사의 OPT-112, GFBN-8, GFTC-8, A. O. Smith 사의 CG-54, CG-44 그리고 Markal 사의 CRT, CRT-HA 등이 있다²¹⁾. 항온단조용 윤활제는 윤활성분을 도포시키는 용매에 따라 물이나 xylene 계통과 알코올이나 isopropanol 계통의 두 그룹으로 나뉘는데, 환경공해 문제와 작업 안정성 때문에 윤활 성능은 약간 감소하더라도 물을 기초로 한 윤활제 연구가 현재 많이 진행되고 있다.

그림 8은 항온단조 온도가 항온단조품의 상온 인장강도와 연신율에 미치는 영향을 보이고 있다²²⁾. 단조온도의 증가에 따라 상온 인장강도가 미약하게 감소하는데 이는 단조온도 증가에 따른 재질내의 결정립 성장에 의한 것으로 알려져 있다. 상온 연신율은 단조온도에 따라 큰 변화가 없음을 알 수 있다. 그림 8은 또한 통상 단조의 결과와는 달리 항온단조품에서 채취된 반경방향 인장시편(RT 시편)과 원주방향 인장시편(TT 시편)간에 인장강도와 연신율의 차이가 크지 않음을 보여 준다. 이는 항온단조 조업중 재질내부의 조직이 균일화되어 제품의 기계적성질이 부위에 관계없이 일정함을 나타내는데, 항온단조품의 기계적성질이 우수함을 잘 보여준다. 그림 9는 880°C에서 항온단조된 Ti-6Al-4V 합금의 미세조직이다. 그림 8과 그림 9는 항온단조 작업 중 단조온도 조절로 항온단조품이 균일 등축조직을 지녀 방향성이 없이 강도와 연성이 함께 뛰어난 우수한 기계적 성질을

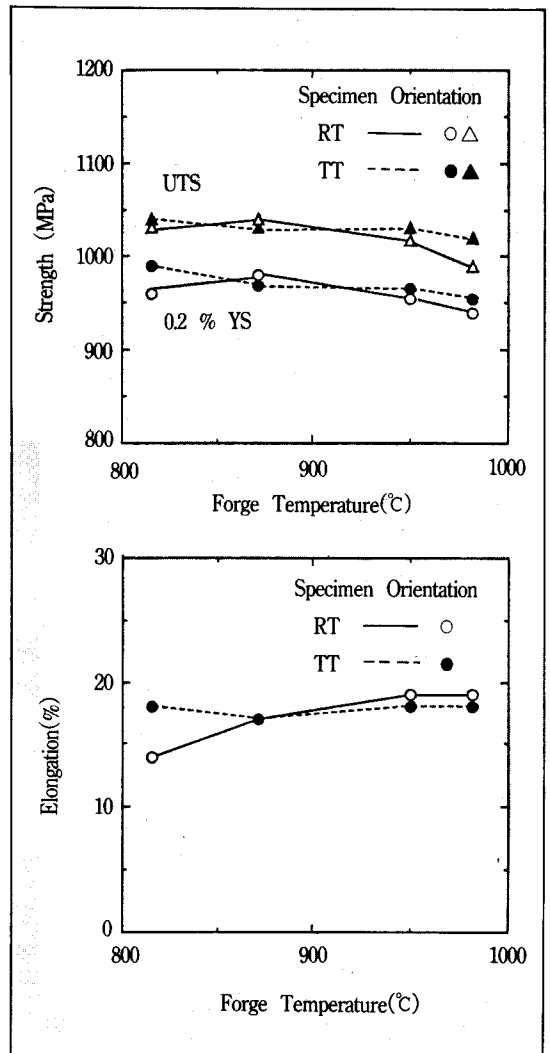


그림 8) Room temperature tensile properties of isothermally forged Ti-6Al-4V.

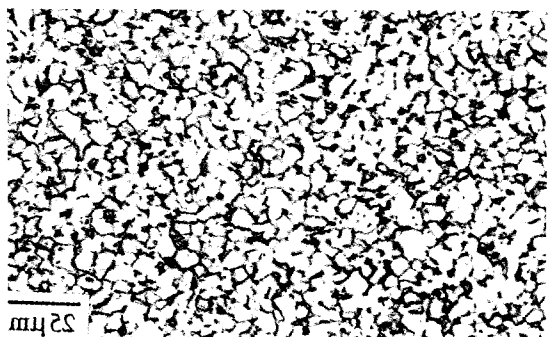


그림 9) Microstructure of isothermally forged Ti-6Al-4V.

표 3) 단조 설계치수의 예

항 목	단 조 방 식	
	향온단조	통상단조
Draft Angle	0°~1°	5°
Fillet Radii	0.38"	0.88"
Corner Radii	0.13"	0.38"
Die Closure	+0.040/-0.000	+0.130/-0.030
Match	0.020"	0.050"
Straightness	0.015" TIR	0.060" TIR
Length & Width	±0.015"	±0.040"
Web Thickness	0.100~0.125"	0.500"

지닐 수 있게됨을 잘 보여준다.

향온단조는 소재의 초소성 특성을 이용한 정밀단조이므로 향온단조제품은 최종제품과 근사한 치수를 지니게된다. 표 3에 면적 100in² 정도의 단조품을 제작할 때의 설계 치수를 통상단조와 향온단조 두 경우를 비교하여 나타내었다²⁰⁾. 통상단조법에 비해 향온단조의 경우 허용치수 공차가 대단히 작음을 알 수 있다. 이같은 Near Net Shape 성형법에 의해 실제 절삭될 수 있는 소재량은 제조부품에 따라 차이가 있으나 통상단조의 경우에 비해 보통 50%~80%의 소재를 절삭할 수 있고, 복잡형상의 단조품 일수록 후 기계가공비의 절감으로 인하여 제품가격의 차이는 더욱 벌어지게 된다.

5. 맺음말

티타늄 합금은 여타 금속소재가 미칠 수 없는 우수한 무게비 강도, 화학적 안정성 때문에 우주, 항공 분야를 위시하여 산업용, 의과용, 스포츠 용품에 이르기 까지 그 용도는 매우 넓다. 그러나, 원소재가격이 비싸고 기계 가공성, 용접성 등이 나쁘기 때문에 복잡하고 첫수 정밀도를 요하는 부품성형에 초소성 기술이 많이 이용되고 있다. 예로써, 항공기 구조물로서 Nacelle frame, strake 등 부품제조에 초소성성형/확산접합 기술이 이용되고, 항공기 엔진용 압축기 디스크 등의 부품제

조에 향온단조 기술이 이용되어, F-15, B-1, C-5, Boeing, Donier 등 항공기 종류를 막론하고 초소성 성형된 티타늄 합금이 다량 이용되고 있다.

초소성 성형시 최종제품의 조직 및 기계적 특성의 관리를 위해서는 적절한 공정변수의 선택이 중요하다. 또한, 필수적으로 고온에서 장시간의 조업이 필요하기 때문에 내구성있는 금형재 선택 및 제조법 개선이 필요하며, 보다 우수한 윤활제의 개발과 성형온도를 낮춘 신 초소성 합금의 개발 등은 아직 해결해야 할 과제이다.

국내에는 항공산업의 기반이 제대로 갖추어 있지 않아 티타늄 합금의 초소성 응용 기술에 관한 연구 및 개발 경험은 거의 없는 실정이지만, 그 기술의 중요성에 비추어 조만간 항공산업체를 중심으로 확보될 수 있을 것으로 여겨진다. 국내 초소성 관련 분야에 대한 기초연구는 주로 알루미늄 등 저용점 합금을 위주로 연구된 바 있으며, 티타늄 합금에 관해서는 최근 한국기계연구원, 산업과학기술원 등에서 관심을 갖고 연구를 수행 중이다.

참 고 문 헌

- 1) M. Inoue, A. Takahashi and T. Tsuzuku, 住友輕金屬技報, Vol. 28, No. 4, 1987, p. 50.
- 2) P. Brezina, Int. Metals Rev., 27-2, 1982, p. 77.
- 3) T. L. Mackay, S. M. L. Sastry and C. F. Yolton, Technical Report AFWAL-Tr-80-4038, 1980.
- 4) P. G. Partridge, D. S. McDarmaid and A. W. Bowen, Acta Metall., Vol. 33, No. 4, 1988, p. 571.
- 5) N. E. Paton and J. A. Hall, US Patent No. 4,229,626, 1981.
- 6) R. J. Lederich, S. M. Sastry, J. E. O'Neal, and W. R. Kerr, Proceed. Adv. Processing Methods for Titanium, eds. D. F. Hasson and C. H. Hamilton, AIME, 1981, p. 115.
- 7) W. Johnson, T. Y. M. Al-Naib, J. L. Duncan, J. Inst. Met., 100, p. 45, 1972.
- 8) 町田, 中川, 塑性と加工, 16-77, 1975, p. 988.
- 9) M. Bellet and J. L. Chenot, Proceed. 6th World Conf. on Titanium, France, 1988, p. 1203.

- 10) E. D. Weisert and J. R. Fisher, Proceed, Adv. Processing Methods for Titanium, eds, D. F. Hasson and C. H. Hamilton, AIME, 1981, p. 101.
- 11) C. H. Hamilton, Titanium Science and Technology, Proceed. 2nd Inter. Conf., eds. R. I. Jaffee and N. M. Burte, 1973, Vol. 1, New York, Plenum Press, p. 625.
- 12) J. Pilling, D. W. Livesey, J. B. Hawkyard and N. Ridley, Met. Science, Vol. 18, 1984, p. 117.
- 13) J. A. Wert and N. E. Paton, Metall. Trans. A, 14A, 1983, p. 2535.
- 14) G. Garmon and N. E. Paton, Metall. Trans. A, 6A, 1975, p. 1269.
- 15) M. A. Clark and T. H. Alden, Acta Metall., 21, 1973, p. 1195.
- 16) M. Okada and H. Mitsuya, 住友金屬, Vol. 42-2, 1990, p. 47.
- 17) Titanium and Titanium Alloys Source Book, ASM, ed, M. J. Donachie, Jr., ASM, Metals Park, OH 44073.
- 18) A. Morita et al., ISIJ International, Vol. 31, No. 8, 1991, p. 827.
- 19) 長谷川淳, 塑性と加工, Vol. 23, No. 253, 1982, p. 137.
- 20) The Superalloys, ed., C. T. Sims and W. C. Hagel, John Wiley & Sons, New York, 1972.
- 21) C. C. Chen, Lubrication Challenges in Metalworking and Processing, Proceed. 2nd International Conference, IIT Research Institute, Chicago, Ill., 60616, 1979, p. 147.
- 22) C. C. Chen and J. E. Coyne, Met. Trans., Vol. 7A, 1976, p. 1931.
- 23) D. K. Fix, Titanium Science and Technology, Proceed. 2nd Inter. Conf. on titanium, Massachusetts, May 2-5, 1972, eds. R. I. Jaffee and H. M. Burte, Plenum Press, New York, 1973, p. 441.
- 24) J. Pilling, Proceed. Inter. Conf. on Superplasticity and Superplastic Forming, Blaine, Washington, 1988, eds., C. H. Hamilton and N. E. Paton, TMS, p. 475.