

고강도 Fe계 합금의 고온 변형 특성

권운현* · 최일동†

(원고접수일 : 2008년 5월 13일, 원고수정일 : 2008년 9월 17일, 심사완료일 : 2008년 9월 17일)

High Temperature Deformation Behavior of Fe-base High Strength Alloys

Woon-Hyun Kwon* · Il-Dong Choi†

Abstract : Fe-base amorphous alloy and two crystalline phases composite were fabricated. The effect of temperature and strain rate on mechanical properties was evaluated utilizing compression test. Mixture of non-crystalline and crystalline phases were found using X-ray diffraction (XRD) and differential thermal analysis (DTA) tests. Based on glass transition temperature and crystallization temperature, compression tests were performed in the temperature ranging from 560°C to 700°C with 20°C interval. Relationship between microstructure, including fracture surface morphology, and mechanical behavior was studied. The peak stress of Fe-base amorphous alloy was over 2GPa and expected to have a good wear resistance, but it is expected hard to deform because of low ductility. The peak stress and elongation of two crystalline phases composite was over 1GPa and about 20%, therefore it is possible to deform high strength wear resistant materials such as engine valve.

Key words : High strength(고강도), Temperature(온도), Strain rate(변형속도), Amorphous alloy(비결정질 합금)

1. 서 론

최근 급속한 산업의 발달로 산업의 고도화가 이루어짐에 따라 금속재료분야에 있어서도 고품위화, 고강도화와 함께 기능성 소재 개발에 많은 관심을 나타내고 있다. 그중에서도 비결정질 합금은 높은 인장 강도와 경도, 뛰어난 내식성, 내마모성, 높은 투자율 등 우수한 기계적 특성과 자기적 특성에 주목하여 많은 연구가 이루어지고 있으며^{[1]-[5]}, 실제

로 변압기의 철심재와 골프클럽의 헤드에 이용되고 있는 등 많은 관심을 받아왔을 뿐만 아니라 선박 엔진용 밸브등 내마모성과 내식성을 필요로 하는 구조용 재료 적용에 관한 연구도 활발히 진행 중이다.

결정질 금속은 액체가 냉각하여 응고할 때 일정한 응고점에서 원자가 규칙적으로 배열되어 결정체를 형성한다. 비결정질 금속은 액체 상태에서부터 고체 상태로 연속하여 변화하는 것으로서 명확한 변

† 교신저자(한국해양대학교 기계소재공학부, E-mail:ilchoi@hhu.ac.kr, Tel: 051)410-4354)

* 한국해양대학교 재료공학과

태점이 없으며 고정된 응고점이 없다. 원자가 무질서하게 배열된 구조를 하고 있기 때문에 결정합금과는 매우 다른 기계적 특성 및 물리화학 특성을 나타낸다. 일반적으로 대부분의 비결정질 금속은 상온에서 극부적인 전단 변형에 의한 취성 파괴를 보이나^{(6),(7)}, 과냉 액상 영역으로 온도가 증가하면서 상당한 비탄성 변형을 포함하는 균일 변형을 따르게 되어 이 영역에서의 우수한 점성 유동 특성을 이용하여 높은 변형 속도로도 소성 변형이 가능하다^{(8),(9)}. 즉 비결정질 합금의 변형 모드는 온도 의존성을 갖는 특성이 있으며, 온도의 증가에 따라 불균일 변형에서 균일 변형으로, 혹은 non-Newtonian 유동에서 뉴턴 점성 유동으로 변화하는 경향을 보이는 것으로 정리할 수 있다⁽¹⁰⁾. 상온에서의 비결정질 금속의 취성파괴를 방지하고 plastic strain을 향상시키기 위한 목적으로 열처리나 석출상 및 nanocrystal 생성을 통한 composite의 제조에 대한 연구도 진행 중이다^{(6),(7),(11),(12)}.

앞서 말한 우수한 특성에도 불구하고 개발 초기에는 제조상의 문제로 그 응용분야는 한정될 수밖에 없었다. 비결정질 합금을 제조하기 위해서는 $10^5 \sim 10^6$ K/s의 빠른 냉각 속도가 필요하므로 제조된 시료는 리본 또는 작은 분말의 형태를 갖기 때문이다. 1990년대에 다성분계 합금에서 합금조성을 조절하면 비결정질 형성능이 향상되어 1~100K/s의 냉각속도에서도 비결정질을 만들어 내게 되었고, 그 후 Mg계, Ni계, Fe계, Zr계, Cu계, Ti계 합금 등에서 벌크 비결정질 합금이 개발되었으며⁽¹³⁾⁻⁽¹⁷⁾, 수십 mm의 비결정질 합금을 injection casting을 이용하여 제조할 수 있게 되었다. 최근에는 이러한 비결정질 합금을 우주항공, 선박, 자동차 구조용 소재 및 부품으로 이용하기 위한 연구가 진행되고 있다.

비결정질 금속의 상식을 뛰어넘는 특성은 향후 전망을 밝게 하고 있다. 그러나 비결정질이 가지고 있는 다음과 같은 두 가지의 특성 때문에 기존의 결정질재료와는 전혀 다른 성형공정의 개발이 요구된다. 첫 번째로 비결정질은 열역학적으로 준안정 상태이기 때문에 열이나 기계적인 에너지에 외부에

서 가하게 되면 결정질로의 상변화가 일어날 수 있다⁽¹⁸⁾. 따라서 성형시 비결정질의 상변화를 억제하거나 제어할 수 있어야 한다.

두 번째로 비결정질이 갖고 있는 고유한 기계적 특성으로는 가공경화가 일어나지 않고 심지어는 가공연화가 일어난다는 것이다. 일반 결정질 합금의 경우에는 전위의 이동에 의해 소성변형이 일어나며, 전위와 결정입계 또는 결정내의 제2상과의 상호 작용에 의해 가공시 가공경화가 일어나기 때문에 시료의 균일변형(homogeneous deformation)을 얻기 쉽다. 그러나 비결정질의 경우에는 전위의 이동에 의한 변형이 일어나는 것이 아니라, 원자의 전단변형에 의해 변형이 일어나며 가공경화가 일어나지 않기 때문에 아주 좁은 영역에 전단변형이 집중되어 shear band를 형성하며 변형된다^{(6),(7)}. 압축응력 상태에서는 여러 개의 shear band가 생성되어 비교적 균일한 변형을 어느 정도 일으킨 후 파괴가 일어날 수 있지만, 인장응력을 받는 경우에는 한두 개의 shear band만이 생성된 후 이들이 전파되어 파괴가 일어난다. 즉 결정질과 같이 균일한 변형을 얻기 힘들고 불균일변형(inhomogeneous deformation)이 일어난다⁽¹⁹⁾⁻⁽²¹⁾. 이러한 성형시 문제를 야기시키는 불균일 변형을 억제하고 복잡한 최종형상으로의 성형을 위해서는 비결정질을 가열하여 고온에서 일어나는 점성유동(viscous flow)을 이용하여야 한다⁽¹⁰⁾. 따라서 준안정상인 비결정질을 유지하기 위해서는 저온의 공정이 요구되고, 균일변형을 위해서는 고온 공정이 필요하다는 서로 상반되는 조건을 충족시켜야 한다. 비결정질 형성능이 우수한 재료는 일반적으로 유리화온도(T_g)와 결정화온도(T_x) 사이의 온도구간이 크며, 이 온도 영역에서는 점성유동에 의한 초소성이 일어날 수 있기 때문에 성형공정은 T_g 근처의 온도에서 가능하다⁽²²⁾⁻⁽²⁵⁾. 비결정질이 우수한 성형성을 갖는다는 것은 고온에서의 점성유동을 이용한 성형이 가능하다는 것을 나타낸다. 이러한 비결정질의 특성을 이용하여 온도와 변형 속도에 의한 deformation mechanism map을 작성할 수 있으며, 그림 1에 Zr계 비결정질합금의 deformation mechanism map을 나타내었다.

본 연구에서는 고강도 Fe계 합금으로 개발중인 비결정질 금속인 $Fe_{43.8}Mn_{10.7}Mo_{12.7}Cr_{15.6}B_{5.6}Y_{1.5}Co_{4.9}$ 합금과 비결정질은 아니지만 이에 못지않은 고강도와 소성변형능을 가지는 $Fe_{56}Co_{5.6}Si_{2.4}Zr_{6.5}B_{13.5}$ 합금에 대해 상온에서부터 과냉액상영역과 결정화 온도를 조금 넘는 온도영역에서 변형 속도와 온도 변화에 따른 변형특성을 조사하여 이들 합금의 성형성에 대하여 알아보았다.

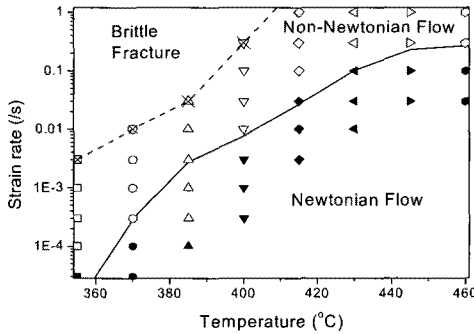


Fig. 1 Empirical deformation map for Zr-base bulk metallic glass^[26]

2. 실험 방법

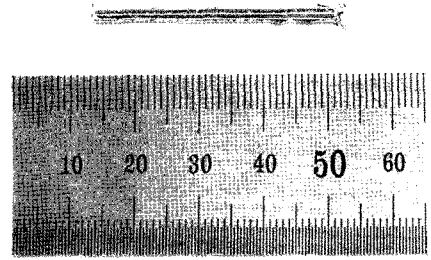
2.1. 실험재료

본 연구에서 사용한 재료는 Fe계 합금으로 화학 조성은 $Fe_{43.8}Mn_{10.7}Mo_{12.7}Cr_{15.6}B_{5.6}Y_{1.5}Co_{4.9}$ 와 $Fe_{56}Co_{5.6}Si_{2.4}Zr_{6.5}B_{13.5}$ 이며 Ar가스 분위기 중에서 수냉중인 copper mold내에 코일 유도가열 방식으로 용융된 합금을 사출하여 급속 응고시키는 injection copper mold casting으로 제조하였다. 제조된 시편은 그림 2에서 보이는 것과 같이 최대 지름 3mm, 길이 약 40mm의 봉상형태의 시편으로 얻어졌다.

X-선 회절(X-Ray Diffraction, XRD) 시험 및 열 분석기(Differential Thermal Analysis, DTA)를 통해 $Fe_{43.8}Mn_{10.7}Mo_{12.7}Cr_{15.6}B_{5.6}Y_{1.5}Co_{4.9}$ 합금은 비결정질 단상임을 확인하였으며, $Fe_{56}Co_{5.6}Si_{2.4}Zr_{6.5}B_{13.5}$ 합금은 결정질과 비결정질의 혼합상임을 확인하였다. 두 합금의 구분을 위해 이후 $Fe_{43.8}Mn_{10.7}Mo_{12.7}Cr_{15.6}B_{5.6}Y_{1.5}Co_{4.9}$ 비

결정질 합금은 P_0 , $Fe_{56}Co_{5.6}Si_{2.4}Zr_{6.5}B_{13.5}$ 결정질과 비결정질 혼합 합금은 P_1 로 나타내기로 한다.

(a)



(b)

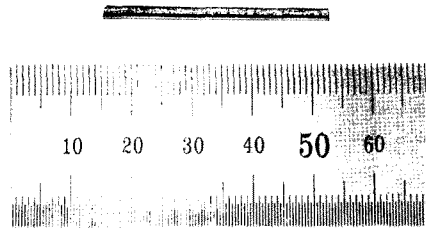


Fig. 2 Image of (a) $Fe_{43.8}Mn_{10.7}Mo_{12.7}Cr_{15.6}B_{5.6}Y_{1.5}Co_{4.9}$ alloy (as cast) and (b) $Fe_{56}Co_{5.6}Si_{2.4}Zr_{6.5}B_{13.5}$ alloy (as cast)

그림 3, 그림 4에는 각 합금에 대한 DTA결과를 나타내었는데 P_0 의 유리화 온도는 $580^{\circ}C$, 결정화 온도는 $660^{\circ}C$ 이고, P_1 의 유리화 온도는 $550^{\circ}C$, 결정화 온도는 $580^{\circ}C$ 로 나타났다. 그림 5, 그림 6은 각각에 대한 X-선 회절 결과를 보여주고 있는데 P_0 합금의 경우 지름 2mm까지는 결정질이 나타나지 않았으나 지름 3mm에서는 일부 α -Fe의 생성으로 결정상이 형성되었음을 확인할 수 있으며, P_1 합금은 ribbon 형태에서는 비결정질상을 유지하나, 지름 1mm 이상에서는 대부분 결정질이 형성된 것을 알 수 있다. 그림 7은 각 합금의 SEM 조적사진을 나타내었는데 지름 3mm의 P_0 합금에

서는 비결정질 기지에 결정상이 형성된 것을 볼 수 있고, 지름 2mm의 P₁ 합금은 두개의 결정질상으로 이루어져 X-선회절과 열분석시험 결과와 일치함을 알 수 있다.

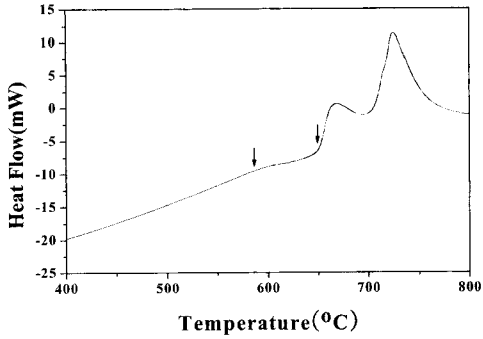


Fig. 3 Result of differential thermal analysis of P₀ alloy

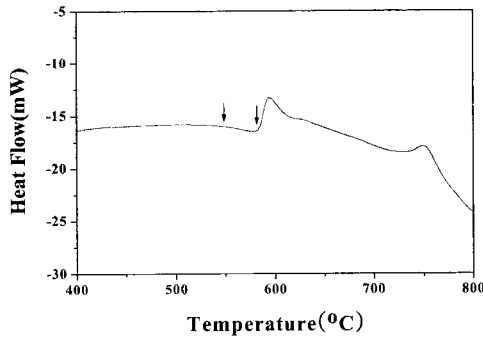


Fig. 4 Result of differential thermal analysis of P₁ alloy

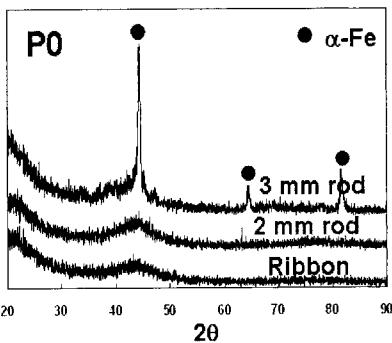


Fig. 5 X-ray diffraction pattern of P₀ alloy with various diameter

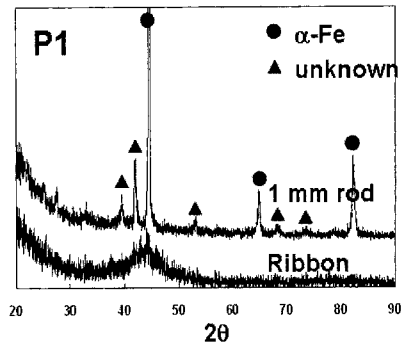
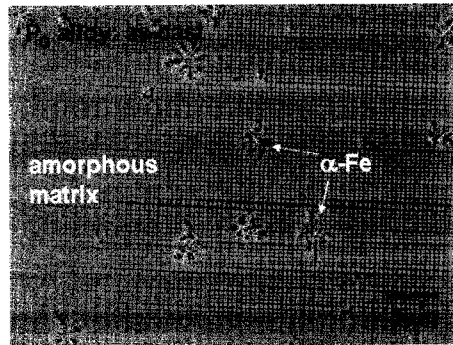


Fig. 6 X-ray diffraction pattern of P₁ alloy with various diameter

(a)



(b)

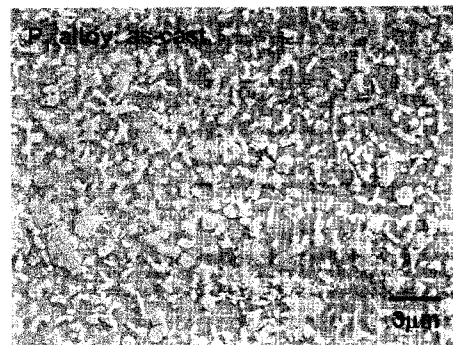


Fig. 7 SEM image of (a) P₀ alloy with 3mm diameter and (b) P₁ alloy with 2mm diameter

2.2 고온 압축 실험

봉상형태의 시편을 습식연마를 통해 지름 2mm, 길이 4mm의 봉상형태의 압축시편으로 제작하였다. P₁ 합금의 고온 압축 시험은 spot 용접기를 이용하여 시편에 thermocouple을 장착하고 직접

통전 가열방식으로 초당 약 5000°K까지 승온이 가능한 GLEEBLE SYSTEM을 이용하여 최대 50% 공칭변형을까지 시험하였으며, $10^{-3}/s \sim 10^{-1}/s$ 변형속도 범위에서 단축 압축 시험을 행하였다. 빠른 변형 속도 조건에서는 실제 압축시험이 수초이내에 끝나므로 많은 데이터를 확보하기 위하여 1초에 최대 1000개의 데이터를 수집하였다. 유리 천이 온도와 결정화 개시 온도를 참고하여, 전체 과냉 액상 영역과 결정화 개시 온도를 약간 넘는 범위까지를 포함하는 560~680°C의 온도범위에서 20°C 간격으로 압축 시험을 행하였는데, 목표 온도까지 도달하는데 1초당 10°C의 승온 속도로 가열하여 목표 온도에서 1분간 안정화 후에 압축 시험을 행하였다.

P₀ 합금의 경우 spot 용접을 통한 thermocouples 장착에 어려움이 있어 Instron에 전기로(electric heating furnace)를 설치하여 고온 압축 시험을 하였는데, 시험온도는 열분석 곡선에서 얻은 유리 천이온도와 결정화개시 온도 범위를 포함한 580~700°C의 온도 범위에서 20°C 간격으로 목표 온도에서 5분간 안정화후에 압축 실험을 행하였으며, $10^{-4}/s \sim 10^{-1}/s$ 변형 속도 범위에서 단축 압축 시험을 실시하여 온도와 변형 속도의 변화에 따른 변형 거동을 조사하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 고온 압축 변형에서 변형속도와 시험 온도의 영향

P₀ 합금을 상온에서 700°C의 온도범위에서 $10^{-4}/s \sim 10^{-1}/s$ 의 변형 속도로 압축 시험하였고 680°C에서의 대표적 응력 - 변형률 곡선을 그림 8에 나타내었다. 그래프에서 보는 바와 같이, 평균 약 3%정도의 변형후 파괴가 일어난 것을 알 수 있다. 시험 온도가 결정화 온도보다 그다지 높지 않으므로 본 연구에서의 시험온도 범위에서는 모든 시편이 취성 파괴를 일으키며, 파괴까지는 선형의 응력 - 변형률 관계를 갖게 되어 micro-plasticity는 거의 존재하지 않는 것으로 판단할 수 있다.

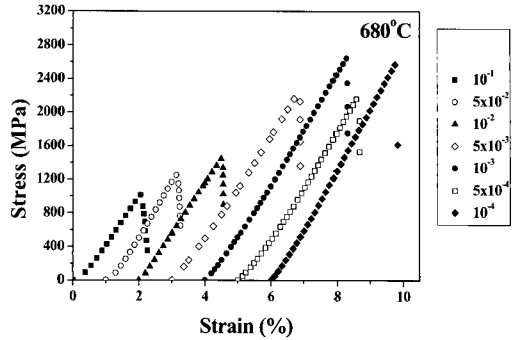


Fig. 8 Stress-strain curves for P₀ alloy with various strain rate at the isothermal temperature of 680 °C

그림 9에는 P₀ 합금의 변형 속도에 따른 peak stress의 변화를 각 시험온도에 대하여 나타내었다. 변형속도에 따라 압축강도의 값이 크게 변화하는 것을 볼 수 있는데 시험온도 680°C에서는 변형 속도가 가장 큰 $10^{-1}/s$ 일 때와 변형 속도가 가장 낮은 $10^{-4}/s$ 일 때의 압축강도 값은 약 1.3GPa 정도의 차이가 나지만, 시험온도 600°C에서는 변형 속도에 따른 최대압축강도와 최소압축강도의 차이는 약 600MPa 정도로 작은 것을 알 수 있다. 또한 시험 온도가 낮을 때는 변형 속도가 증가할수록 압축 강도가 높아지지만 시험 온도가 640°C이상일 경우에는 변형 속도가 증가할수록 압축 강도가 감소하여 반대의 경향을 나타내었다.

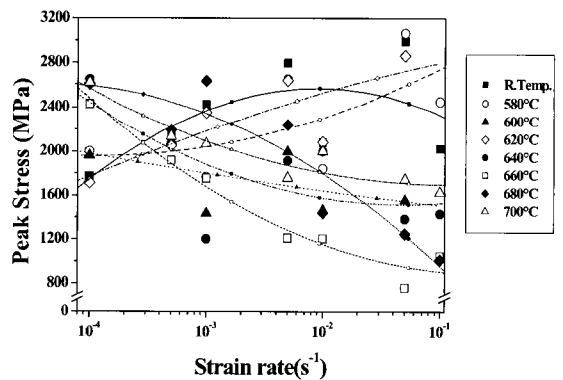


Fig. 9 The change of peak stress for P₀ alloy with various test temperature as a function of strain rate

그림 10에는 P₀ 합금의 시험온도에 따른 압축강도의 변화를 각 변형속도에 대하여 나타내었다. 전체적으로 온도가 증가함에 따라 압축강도는 감소하는 경향을 나타내었다. 변형 속도가 5x10⁻²/s일 때, 시험 온도가 580°C에서 가장 높은 압축강도 값인 약 3GPa를 나타내고 있다.

이상의 결과로 볼 때 P₀ 비결정질 합금은 2GPa 이상의 굉장히 높은 강도로 내마모성은 우수할 것으로 예상되나 취성괴괴로 변형량이 작아 요구되는 형상으로 성형하기에는 어려움이 따를 것으로 보인다.

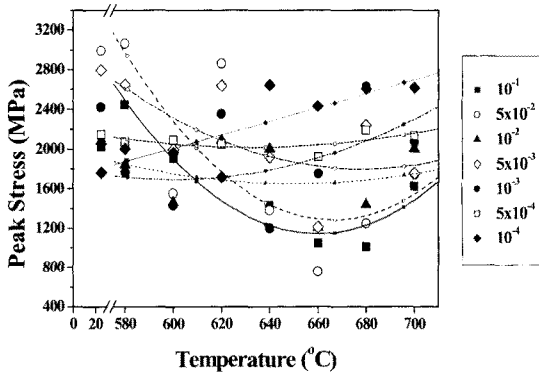


Fig. 10 The change of peak stress for P₀ alloy with various initial strain rates as a function of temperature

P₁ 합금을 상온에서 680°C의 온도범위에서 10⁻³/s~10⁻¹/s의 변형 속도로 압축 시험하였고 560°C에서의 대표적 응력 - 변형률 곡선을 그림 11에 나타내었다. 결정질이 혼합된 P₁ 합금의 경우 변형속도가 빨라지면서 연신율이 감소하지만 10⁻¹/s의 변형 속도에서도 20% 이상의 연신율을 가져 소성 변형 능력이 있었다.

그림 12에는 P₁ 합금의 변형 속도에 따른 peak stress의 변화를 각 시험온도에 대하여 나타내었다. 같은 온도에서 변형 속도가 증가할수록 최대 압축 응력이 증가하였다. 560°C에서 가장 빠른 10⁻¹/s의 변형 속도에서 최대 응력은 약 1650MPa이고, 가장 느린 10⁻³/s의 변형 속도에서 최대 응력은 약 1170MPa로써 변형 속도 변화에 따라 약 30%정도 최대 압축 응력이 감소하였다. 560~660°C의 온도에서는 가장 빠른 변형 속

도에서의 최대 응력에 비해 가장 느린 변형 속도에서의 최대 압축 응력의 감소비는 약 30% 가량이었으나, 680°C에서의 감소비는 약 45% 정도로 크게 감소하는 것을 알 수 있다.

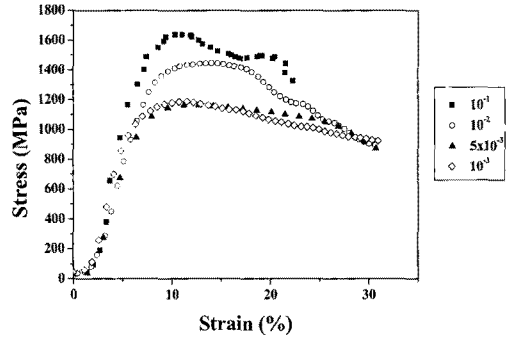


Fig. 11 Engineering stress-strain curves for P₁ alloy with various test strain rate at the isothermal temperature of 560°C

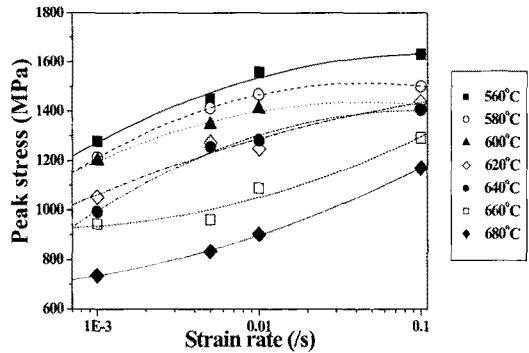


Fig. 12 The change of peak stress for P₁ alloy with at various test temperature as a function of strain rate

그림 13에는 P₁ 합금의 시험온도에 따른 압축강도의 변화를 각 변형속도에 대하여 나타내었다. 동일 변형 속도에서 시험온도가 증가할수록 peak stress는 감소하는데 변형 속도가 낮아질수록 감소폭이 더 커진다.

P₁ 합금의 경우 혼합 결정질 합금이므로 온도와 변형속도 변화에 따른 강도의 변화가 금속 재료와 유사한 거동을 나타내고 있으며 고온에서 일반 철강 재료보다 훨씬 높은 강도를 가지는 것을 알 수 있다.

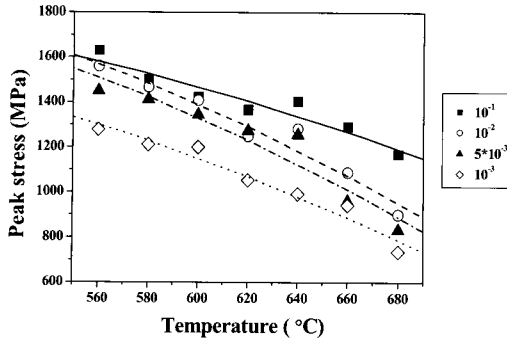


Fig. 13 The change of peak stress for P₁ alloy with at various initial strain rates as a function of temperature

그림 14에는 P₁ 합금을 5×10⁻³/s 변형 속도에서 상온부터 유리화 온도까지는 약 100℃ 간격, 그 이상 온도에서 결정화 온도 이상까지는 20℃ 간격으로 시험 온도를 변화시켜 시험하고 peak stress의 변화를 나타내었다. 과냉액상영역 이전의 온도구간에서의 peak stress는 약 2000MPa 이상의 높은 값을 나타내지만 온도가 높아지면서 500℃ 이상에서는 peak stress가 빠른 속도로 감소하였다.

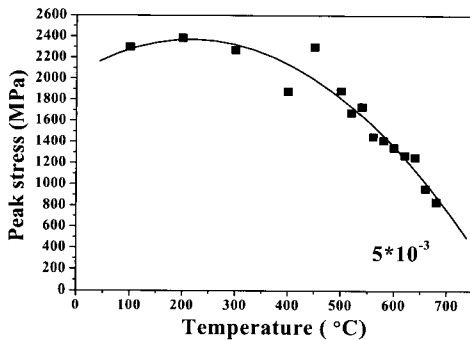


Fig. 14 The change of peak stress for P₁ alloy with at various test temperature at strain rate of 5×10⁻³/s

이상의 결과로 볼 때 P₁ 복합 결정질 합금은 유리화 온도 근처에서 느린 속도로 성형하여도 1GPa 이상의 고강도를 나타내므로 엔진 밸브등의 내마모성 재료로 성형하여 사용할 수 있을 것으로 판단된다.

3.2 파단면

그림 15과 그림 16에는 각각 P₀ 합금과 P₁ 합금의 파단면 사진을 나타내었다. P₀ 합금의 경우 그림 15에서 볼 수 있는 바와 같이 압축시편의 파단면에서는 비결정질 합금의 전형적인 vein-like pattern 파단면을 보여주고 있다. D.W. Xing등⁽²⁷⁾은 압축시편의 파면으로부터 다양한 형상을 관찰하였다. 먼저 Zr 기지 비결정질 합금의 인장파면에서 관찰되는 radiating vein pattern으로 어떤 중심점에서 나무결 모양이나 혈관 모양으로 사방으로 뻗어나가는 형상을 지니고 있다. Meniscus vein pattern은 연속된 둥근 용덩이 같은 요철을 가지고 있으며, elongated and striated vein pattern은 앞의 두가지 pattern과는 다른 매끄러운 파단면과 직선적인 vein pattern이 연속적으로 반복되는 형상을 가지고 있다. 비결정질 합금의 파단은 파면에서 adiabatic heat를 방출하고 이것이 합금의 viscosity를 현저하게 낮추어 파면을 따라 vein pattern을 형성하는 것으로 보고 있다^{(28), (29)}. 울퉁불퉁한 표면이 파면의 면적을 증가시켜 잠열을 흡수할 수 있는 능력을 높이므로 crack 전파의 초기 단계에서 비결정질 합금이 연화되는 것을 방해하여 고강도를 나타낸다고 해석하였다⁽²⁷⁾. 그림 15(a)에는 상온에서 D.W. Xing등⁽²⁷⁾이 언급한 meniscus vein pattern을 관찰할 수 있고 600℃ 이상 고온에서는 elongated and striated vein pattern이 관찰되었다. 결정화 온도를 넘어선 700℃의 압축 시험에서는 결정화로 인해 결정질 금속의 연성파단 특징인 dimple이 관찰되어야 하나 연성파단의 특징인 dimple을 관찰할 수 없었다. 이는 Instron에 설치된 전기로의 가열속도의 조절에 어려움이 있어 가열속도가 120℃/min 정도의 빠른 승온으로 결정화가 충분히 일어날 시간적 여유가 부족했기 때문으로 생각된다.

P₁ 합금의 경우 그림 16에서 볼 수 있는 바와 같이 하중축에 대해 44°의 파단각으로 파단되어 여러 연구자들⁽³⁰⁾⁻⁽³¹⁾이 관찰한 바와 같은 결과를 보였으며, shear band와 microcrack이 표면 근처에서 관찰이 되었다.

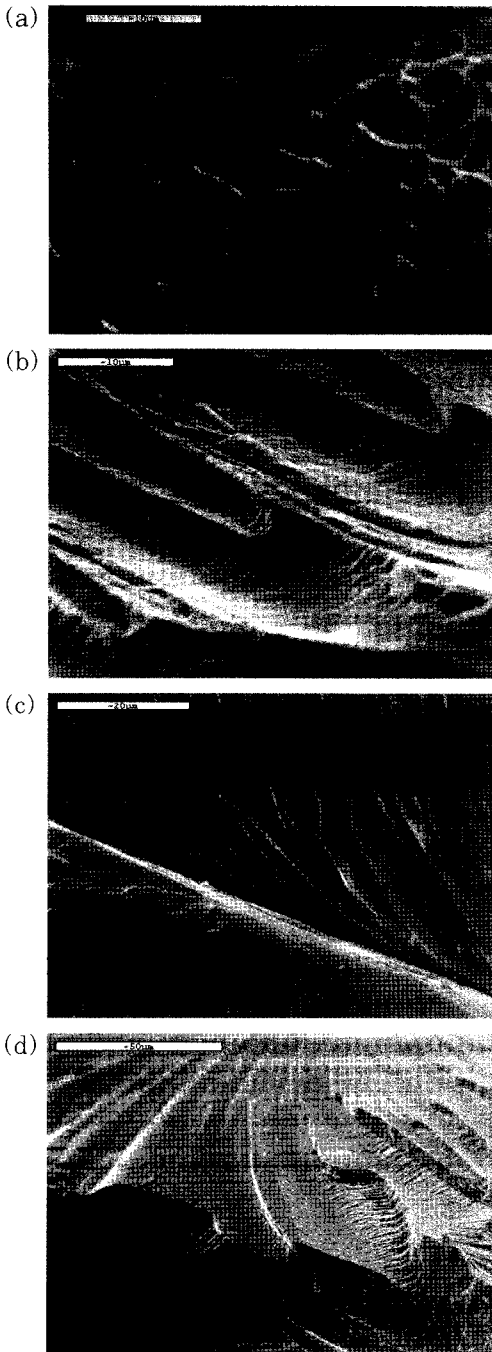


Fig. 15 Compressive fracture surface of P₀ alloy deformed (a) at room temperature with a strain rate of 10⁻²/s, (b) deformed at 600°C with a strain rate of 10⁻⁴/s, (c) deformed at 680°C with a strain rate of 10⁻⁴/s, (d) deformed at 700°C with a strain rate of 10⁻¹/s

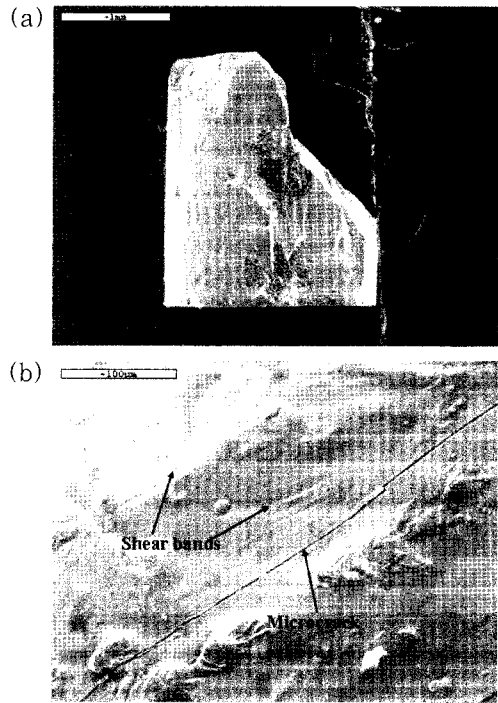


Fig. 16 Compressive fracture surface of P₁ alloy deformed at (a) 600°C with a strain rate of 10⁻³/s and (b) room temperature with a strain rate of 5x10⁻³/s

5. 결 론

본 연구에서는 Fe_{43.8}Mn_{10.7}Mo_{12.7}Cr_{15.6}B_{5.6}Y_{1.5}Co_{4.9} 합금과 Fe₅₆Co_{5.6}Si_{2.4}Zr_{6.5}B_{13.5} 합금을 XRD와 DTA를 이용하여 상분석하고, 각각 Instron과 Gleeble system을 이용하여 상온~700°C의 시험 온도 및 10⁻⁴~10¹/s 변형 속도 조건에서 압축 시험을 행하였으며, 그 결과는 다음과 같다.

1. Fe_{43.8}Mn_{10.7}Mo_{12.7}Cr_{15.6}B_{5.6}Y_{1.5}Co_{4.9} 합금은 비결정질 단상 형성을 확인하였고, Fe₅₆Co_{5.6}Si_{2.4}Zr_{6.5}B_{13.5} 합금은 비결정질과 결정질의 혼합상임을 확인하였다.

2. Fe_{43.8}Mn_{10.7}Mo_{12.7}Cr_{15.6}B_{5.6}Y_{1.5}Co_{4.9} 합금에서 비결정질 금속의 특징인 취성파괴를 확인하였다. 또한 결정화 온도를 넘는 온도에서도 취성파괴를 보여주었다. 파단면에서 비결정질 금속의 파단

특징인 vein pattern 파단면을 확인 하였다.

3. $Fe_{43.8}Mn_{10.7}Mo_{12.7}Cr_{15.6}B_{5.6}Y_{1.5}Co_{4.9}$ 합금에 서는 비결정질 금속의 과냉액상영역에서 나타나는 초소성현상을 확인할 수 없었다.

4. $Fe_{43.8}Mn_{10.7}Mo_{12.7}Cr_{15.6}B_{5.6}Y_{1.5}Co_{4.9}$ 합금은 2GPa 이상의 높은 강도를 가져 내마모성은 우수 할 것으로 예상되나 취성파괴로 변형량이 작아 요 구되는 형상으로 성형하기에는 어려울 것으로 판단 된다.

5. $Fe_{56}Co_{5.6}Si_{2.4}Zr_{6.5}B_{13.5}$ 합금은 유리화 온도 근처에서 느린 속도로 성형하여도 1GPa 이상의 고강도와 20% 이상의 연신율을 나타내므로 엔진 밸브등의 내마모성 재료로 성형이 가능할 것으로 판단된다.

후 기

본 연구는 (재)21세기 한국연구재단과 차세대소 재성형기술개발사업단의 지원으로 수행되었으며 이에 감사드립니다.

참고문헌

- [1] A. Inoue, H.M. Kimura, Sasamori K, Masumoto T : Mater Trans JIM 35(2) : 85, 1994.
- [2] Hays CC, Kim CP, Johnson WL : Phys Rev Lett 84(13) : 2901, 2000.
- [3] Hashimoto K. In: Sakurai Y, Hamakawa Y, Masumoto T, Shirae K, Suzuki K, editors : Current topics in amorphous materials: physics and technology. Elsevier Science Publishers B.V : 167, 1993.
- [4] Wang JG, Choi BW, Nieh TG, Liu CT : J Mater Res 15(4) : 913, 2000.
- [5] Inoue A, Miyauchi Y, Masumoto T : Mater Trans JIM 36(5) : 689, 1995.
- [6] Das J, Tang MB, Kim KB, Theissmann R, Baier F, Wang WH, et al. : Phys Rev Lett : 94, 2005.
- [7] Yao KF, Ruang F, Yang YQ, Chen N : Appl Phys Lett : 88, 2006.
- [8] A. Inoue and Y. Saotome : Metals 3 : 51, 1993.
- [9] A. Inoue, Y. Kawamura, T. Shibata and K. Sasamori : Mater. Trans. JIM 37 : 1337, 1996.
- [10] F. Spaepen : Acta Metall. 25 : 407, 1977.
- [11] Schroers J, Johnson WL : Phys Rev Lett : 93, 2004.
- [12] Inoue A, Zhang W, Tsurui T, Yavari AR, Greer AL : Philos Mag Lett 85 : 221, 2005.
- [13] A. Inoue, T. Zhang, T. Masumoto : Mater. Trans. JIM 30 : 965, 1989.
- [14] A. Inoue : Acta Mater. 48 : 279, 2000.
- [15] A. Inoue, T. Nakamura, N. Nishiyama, T. Masumoto : Mater. Trans. JIM 33 : 937, 1992.
- [16] A. Inoue : Mater. Trans. JIM 36 : 866, 1995.
- [17] A. Inoue, T. Zhang, N. Nishiyama, K. Ohba, T. Masumoto : Mater. Trans. JIM 34 : 1234, 1993.
- [18] A. Inoue, H. Koshiba, T. Zhang, A. Makino : J. Appl Phys. 83 : 1967, 1998.
- [19] Spaepen, F. : "A microscopic mechanism for steady state inhomogeneous flow in metallic glasses." Acta Metall. 25 : 407, 1977.
- [20] Masumoto T, Maddin R. : Mater Sci Eng 19 : 1, 1975.
- [21] Pampilo CA. : Scripta Met 6 : 915, 1972.
- [22] R. Busch, W. Liu, W.L. Johnson : J. Appl. Phys. 83 : 4134, 1998.
- [23] Y. Kawamura, T. Nakamura, A. Inoue,

- T.T. Masumoto : Mater. Trans. JIM 40 : 794, 1999.
- [24] A. Masuhr, T.A. Waniuk, R. Busch, W.L. Johnson : Phys. Rev. Lett. 82 : 2290, 1999.
- [25] Y. Kawamura, A. Inoue : Appl. Phys. Lett. 77 : 1114, 2000.
- [26] 이광석 : Zr계 벌크 비정질 합금의 과냉 액상 영역에서의 변형 거동과 구조 완화의 상관 관계, 2004
- [27] D.W. Xing, Y.J. Yang, J. Shen, J.F. Sun : Materials Letters 62 : 44, 2008.
- [28] W.J. Wright, R.B. Schwarz, W.D. Nix, Mater. Sci. Eng., A Struc. Mater.: Prop. Microstruct. Process 319-321 2001.
- [29] C.T. Liu, L. Heatherly, D.S. Easton et al., Metal. Mater. Trans. 29A 1811, 1998.
- [30] Z.F. Zhang, J. Eckert, L. Schultz : Acta Mater. 51 : 1167, 2003.
- [31] M. Stoica, J. Eckert, S. Roth, Z.F. Zhang, L. Schultz, W.H. Wang Intermetallics 13 : 764, 2005.

저 자 소 개



권운현(權云鉉)

1979년생, 2005년 한국해양대학교 기계소재공학부 졸업(학사), 2007년 한국해양대학교 재료공학과 졸업(석사), 현재 진세조선 선형탐재부 재직



최일동(崔日東)

1956년생, 1979년 서울대학교 금속공학과 졸업(학사), 1981년 한국과학기술원 재료공학과 졸업(석사), 1989년 Colorado School of Mines 금속공학과 졸업(공학박사), 현재 한국해양대학교 기계소재공학부 교수.