

분무주조 고속도공구강의 고온변형 거동에 관한 연구

하태권¹ · 정재영^{2,#}

A Study on High Temperature Deformation Behavior of Spray-Formed High Speed Steels

T. K. Ha, J. Y. Jung

(Received February 21, 2018 / Revised March 12, 2018 / Accepted March 15, 2018)

Abstract

In the present study, the mechanical behavior of the spray-formed high speed steel was investigated employing the internal variable theory of inelastic deformation. Special attention was focused on the effect of the microstructure evolution during the hot working process, such as the distribution of carbides to provide a basic database for the production condition of high speed steels with excellent properties. The billets of high speed steel ASP30TM were fabricated by a spray forming, and the subsequently hot-rolled and heat-treated process to obtain uniformly distributed carbide structure. As noted the spray-formed high speed steel showed relatively coarser carbides than hot-rolled and heat-treated one with fine and uniformly distributed carbide structure. The step strain rate tests and high temperature tensile tests were carried out on both the spray-formed and the hot-rolled specimens, to elucidate their high temperature deformation behavior. The spray-formed high speed steel showed much higher flow stress and lower elongation than the hot-rolled and heat-treated steel. During the tensile test at 900°C, the interruption of the deformation for 100 seconds was conducted to reveal that the recovery was a main dynamic deformation mechanism of spray formed high speed steel. The internal variable theory of the inelastic deformation was used to analyze data from the step strain rate tests, revealing that the activation energies for hot deformation of as-spray-formed and hot-worked steels, which were 157.1 and 278.9 kJ/mol, and which were corresponding to the dislocation core and lattice diffusions of γ -Fe, respectively.

Key Words : High speed steel, High temperature deformation behavior, Inelastic deformation, Hot working, Activation energy

1. 서 론

분무성형법(Spray Forming)은 용융금속을 분사시킨 후 분사된 용융입자를 응고되기 전에 기판에 용착 시킴으로써 급냉응고 효과를 얻는 동시에 고밀도

Near-Net-Shape 제품제조가 가능한 차세대 급냉응고 공정 기술이다[1~3]. 이러한 분무성형 공정기술은 급냉 응고 및 결정립자 제어에 따른 고품위 소재개발의 가능성뿐만 아니라, 고부가 가치의 소량 다품종 소재 생산에 적합하다는 산업적 장점을 가지고 있

1. 강릉원주대학교 신소재금속공학과

2. 경북대학교 자동차부품소재연구소

Corresponding Author : Automobile Parts & Materials Research Center, Kyungpook National University, 80 Daehak-ro, Buk-Gu, Daegu, 41566, Korea, E-mail: jaeyjung7@gmail.com

어서 이를 고품위 Al-Si 합금의 제조 생산에 적용하려는 연구가 최근에 활발히 진행되고 있다 [1].

구리합금, 스테인레스강, 니켈기 초합금, 고속도공구강, 금속간 화합물등을 분무성형법으로 제조할 경우 미세한 결정립을 갖는 소재를 편석없이 생산할 수 있는 장점이 있다.

또한 열간 가공 및 성형공정을 생략할 수 있고 기계가공만으로 최종제품의 생산이 가능하여 전체적인 생산비용의 절감을 기대할 수 있다. 위에 열거한 합금계중 알루미늄 합금은 다른 합금계에 비해 아주 빠른 기술 발전 속도를 보이고 있는데 그 이유는 기존 분말 야금법에서는 산화 문제가 필수적으로 장애가 되지만 분무성형법을 적용할 경우 이 문제를 극복할 수 있기 때문이다 [2].

종래의 주단조법을 적용하여 고속도공구강을 제조하는 경우 문제점은 (1) 응고과정에서의 조대한 공정탄화물 생성 및 편석, (2) 연속적인 탄화물 네트워크의 발생, (3) 조대한 탄화물 조직 파괴를 위해 과도한 열간가공량 필요, (4) 열간 가공 후 탄화물의 특정 방향성 배열 발생, (5) 기계 가공 후 열처리 시 변형 발생, (6) 기계가공성 및 연삭성 불량, (7) 합금원소 첨가량의 한계성 등을 열거할 수 있다 [1]. 이러한 기존 주단조법의 문제점 때문에 분말야금법의 연구가 활발히 진행되었으나 제조단가가 너무 높다는 단점 때문에 분말야금 고속도강의 수요확대 및 창출에는 제한적이다. 반면에 최근 연구되고 있는 분무성형법에 의해서 고속도강을 제조할 경우 장점은 (1) 미세하고 균일한 탄화물 조직, (2) 가공성 및 연삭성이 우수하여 공구제조가 용이, (3) 내마모성, 경도 및 인성이 탁월하여 생산성 향상에 기여, (4) 열처리 시 변형이 작아 가공공수 절감 및 정밀도 향상, (5) 미세한 탄화물 분포로 인한 높은 품질과 신뢰성 기대, (6) 합금설계를 통한 새로운 고기능성 고합금 공구강 제조 가능 등으로 요약될 수 있다 [4]. 고속도공구강은 우수한 내마모성을 얻기 위해 탄화물을 형성하는 합금원소를 다량 첨가시킨 고탄소 합금강으로 제조 방법에 따라 기계적 성질이 크게 달라진다. 이 때 응고시 생성되는 탄화물은 첨가된 합금원소의 종류에 따라 그 종류가 MC, M₆C, M₂₃C₆, 그리고 M₂C 등으로 매우 다양하다 [5]. 고속도강의 기계적 성질을 향상시키기 위해서는 빌렛 제조 시 생성되는 탄화물의 종류 및

크기와 분포를 균일하게 제어할 필요가 있다. 분무성형법으로 제조한 고속도공구강 빌렛은 기존 주단조법의 빌렛에 비해 훨씬 균일한 탄화물의 분포를 나타내지만 후속 열간 가공 및 열처리 공정을 통해 보다 향상된 기계적 성질을 얻을 수 있다 [6].

본 연구에서는 열간 가공 전후의 탄화물 분포의 변화 등의 미세조직 변화에 따른 고온 기계적 성질을 조사하여 보다 우수한 물성을 가지는 고속도강의 제조에 필요한 고온 가공 공정의 설계에 필수적인 기초 데이터를 확보하고자 하였다. 아울러 이미 여러 합금의 변형거동을 효과적으로 설명한 바 있는 내부변형변수를 이용한 비탄성 변형이론을 다량의 탄화물을 포함한 고속도강에 적용하여 얻어진 실험 결과를 고찰하였다.

2. 실험 방법

본 연구에 사용된 분무성형 고속도강은 대표적인 분말야금 고속도강 중 하나인 ASP30TM과 동일한 화학적 조성으로 제조하여 표 1에 나타내었다.

Table 1 Chemical compositions of a spray formed high speed steel (wt.%).

C	W	Mo	Cr	V	Co	S	N	Fe
1.19	5.72	5.05	4.2	3.03	8.71	0.021	0.05	Bal.

열간 단조 및 열간 압연을 통해 탄화물의 분포를 변화시킨 고속도강 및 분무성형 상태의 고속도강의 기계적 성질의 차이를 조사하기 위하여 각각의 시험조건에 해당하는 수량의 인장시편을 표점거리 27mm, 표점부 직경 6mm 봉상형태로 제조하였다.

분무성형 고속도강의 고온 변형거동을 평가하기 위하여, 주어진 850°C, 900°C, 950°C 온도에서 변형률 변화에 따른 유동응력의 변화를 측정하는 변형률 변환 속도 시험 (step strain rate test)을 실시하였다. 상기 시험 조건은 최대한 넓은 범위의 변형률속도에서 유동응력 변화 거동을 얻기 위함이고 온도조건은 실제 열간가공 온도중 주로 가공이 마무리되는 저온영역을 중심으로 설정하였다. 상기 시험결과를 내부 변형변수를 이용한 비탄성 변형이론을 적용하

여 변형거동을 해석하였다. 또한 고속도강의 열간 가공 전후의 단순 고온 인장 성질을 비교 및 평가하기 위해 900°C와 950°C의 온도 조건에서 10kN 로드셀이 장착된 Instron 8501을 이용하여 $7 \times 10^{-4} s^{-1}$ 의 변형률 속도로 인장시험을 실시하였다.

금속의 고온 변형 시 재료가 나타내는 특징은 가공경화 (work hardening)와 가공연화 (work softening)가 있다. 가공 경화는 주로 전위의 축적에 따라 발생하며 이를 나타내는 재료의 가공을 위해서는 큰 용량의 가공이 가능한 공정 설비가 필요하다. 가공 연화는 전위의 재배열에 따른 아결정립 형성에 따른 회복 (recovery)과 변형이 심한 구역에서 새로운 결정립이 발생하는 재결정 (recrystallization)이 있다. 분무성형 고속도강의 고온 변형 시 발생하는 변형 특징을 조사하기 위해 일정 시간 변형을 멈춘 뒤 다시 변형을 가하는 변형중단 시험 (interrupt test)을 실시하였다. 이러한 시험 방법을 이용하여 재료의 변형 특성 평가를 실시함으로써 고온에서 발생하는 변형과정을 별도의 변형조직에 대한 미세조직 관찰을 행하지 않고도 예측해 낼 수 있다는 장점이 있다.

3. 유동곡선의 비탄성 변형이론적 접근

본 연구에는 분무성형법으로 제조된 고속도공구강의 고온 변형거동을 해석하기 위하여 Chang 등이 전위 운동에 의한 내부변형변수를 고려해서 제안한 비탄성 변형이론 [7-9]을 이용하여 변형률 변환 속도 시험결과를 해석하였다. 비탄성 변형이론에서는 총 비탄성 변형률 (ϵ)이 집적된 전위에 의한 내부 변형률 (\approx)과 이완에 의한 소성 변형률 (α)로 이루어지는 기구학적 관계식을 식(1)과 같이 제시하였으며, 소성 변형을 일으키는 전위 활주에 필요한 응력 (σ)을 마찰 응력 (σ^F)과 내부 응력 (σ^I)으로 나누어서 식(2)와 같은 응력 관계식을 제시하였다. 여기서 마찰 응력은 전위와 결정격자 등과의 상호작용으로 발생하는 저항이며, 내부 응력은 활주 전위 또는 집적 전위 간의 상호 작용에 의해 초래되는 저항이다.

$$\epsilon \approx \alpha \tag{1}$$

$$\sigma = \sigma^I + \sigma^F \tag{2}$$

본 연구에서와 같은 정상상태(steady state)의 고온

변형 조건에서는 식 (1)에서 $\approx = 0$ 로 놓을 수 있으므로 $\epsilon = \alpha$ 와 같고, 마찰 응력이 내부 응력에 비해 무시할 수 있을 정도로 작으므로 ($\sigma^F \ll \sigma^I$), $\sigma = \sigma^I$ 로 놓을 수 있다. 따라서 고온 변형을 기술하는 경우에는 내부 응력 σ^I 와 소성 변형률 α 와의 관계를 기술해 줄 수 있는 식(3)과 같은 구성방정식 이용하면 된다. 여기서 α^* 는 기준 변형률 속도(reference strain rate)로 식(4)와 같이 표현된다 [10].

$$(\sigma^* / \sigma^I) = \exp(\alpha^* / \alpha)^p \tag{3}$$

$$\alpha^* = f^I (\sigma^* / \mu^I)^n \exp(-Q^I / RT) \tag{4}$$

여기서 p와 n은 재료 상수이며, σ^* 는 내부 강도 변수 (internal strength variable)이고 α^* 는 그에 대한 기준 변형률 속도라 할 수 있다. 결국 식(3)은 재료가 소성 변형될 때 재료의 결정립 또는 상경계에서 집적(pile-up)과 방출(leakage)의 두 과정을 겪게 되는 선단 전위(leading dislocation)의 기계적 활성화 (mechanical activation)에 의한 속도식이며, f^I 와 Q^I 는 각각 이러한 과정에서의 점프 주파수(jump frequency) 및 활성화 에너지이고, μ 는 내부 강성률 (internal modulus)로 선단 탄성계수 G와 비슷한 값을 갖는다.

4. 실험 결과 및 토의

4.1 변형률 속도 변환 시험

Fig. 1은 분무성형된 고속도공구강을 850~950°C의 온도에서 실시한 변형률 속도 변환 시험의 결과를 응력 - 변형률 속도 관계로 나타낸 것이다. 시험 온도가 증가할수록 유동 응력은 낮아지나 유동 곡선의 모양에는 큰 차이가 없음을 알 수 있다.

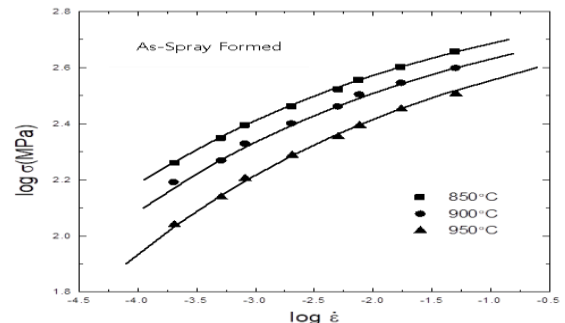


Fig. 1 Flow curves obtained from step strain rate tests conducted on as-spray-formed specimens at temperatures from 850 to 950°C.

Table 2 The constitutive parameters for as-spray-formed specimens

Temp. (°C)	As-spray-formed		
	log σ^*	log α^*	p
850	2.96	-2.32	0.15
900	2.93	-2.16	0.15
950	2.91	-1.72	0.15

Table 3 The constitutive parameters for spray casting alloy after hot working

Temp. (°C)	After hot working		
	log σ^*	log α^*	p
850	2.96	-2.01	0.15
900	2.93	-1.51	0.15
950	2.92	-1.03	0.15

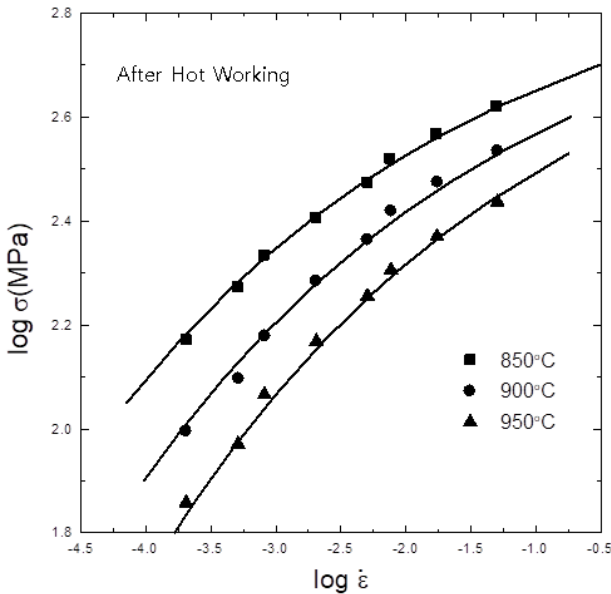


Fig. 2 Flow curves obtained from step strain rate tests conducted on hot-worked specimens at temperatures from 850 to 950°C

본 연구에서 행해진 시험 온도 구간 영역이 $0.62\sim 0.68T_m$ 에 해당하여 변형 거동은 제 3장에서 설명한 바와 같이 고용 원소들에 의한 격자 마찰의 영향이 아니라 결정립계와 탄화물 등이 전위 운동의 방해물로 작용하여 유동 응력을 결정하게 될 것이다. 실험 결과는 식(3)을 이용하여 곡선 맞춤 (curve fitting)을 하였으며 결과는 표 2와 같다. Fig. 1의 실선은 표 2의 재료상수 값을 통해 예측된 유동곡선을 나타낸다.

Fig. 2는 분무주조를 통해 제조된 고속도 공구강 빌렛에 대하여 열간 가공을 실시한 조건의 시편을 850~950°C의 여러가지 온도에서 변형률 속도 변환 시험을 실시하여 얻은 유동 곡선을 정리하여 나타낸 것이다. 분무성형 상태의 시편에서 얻은 유동 곡

선에 비교하여 유동 응력이 상당히 낮아짐을 확인할 수 있었다. 하지만 전체적인 변형 거동은 분무성형 상태의 조건과 큰 차이를 나타내지 않음을 알 수 있다. 실험 결과를 식(3)을 이용하여 곡선 맞춤 (curve fitting)하여 얻은 재료 상수 값을 표 3과 같이 측정되었다.

σ^* 는 결정립 크기나 탄화물과 같이 전위 운동을 방해하는 미세조직 인자에 연동되는 강도를 나타내는 내부 강도 변수 (internal strength variable)이다. 온도가 높아짐에 따라 내부 강도 σ^* 의 값이 낮아짐을 알 수 있다. 열간 가공 후의 시편이 분무성형 상태의 시편에 비해 상당히 낮은 유동응력을 나타냄에도 불구하고 내부 강도 σ^* 의 값은 큰 변화를 보이지 않는 특징이 관찰되었다. 분무성형 빌렛은 균일하게 분포하고 있는 구형의 MC 탄화물과 망상 조직을 가지고 있는 막대형 (rod-type) M_2C 탄화물을 가지고 있다. 막대형 M_2C 탄화물은 열간 가공 및 열처리 공정을 거친 후 MC와 M_6C 탄화물로 분해된다. 또한 열간 가공으로 인하여 결정립 크기도 분무성형 빌렛에 비해 미세화된다. 분무성형 상태의 시편은 망상 조직의 M_2C 탄화물이 결정립계와 더불어 내부 강도의 원인으로 작용하나 열간 가공 후 내부 강도가 분무성형 상태와 거의 같은 값을 가지는 이유는 결정립이 보다 미세해 짐에 기인한다.

α^* 는 σ^* 가 σ^1 와 같은 값을 가질 조건에서의 기준 변형률 속도(reference strain rate)로서 온도가 높아짐에 따라 보다 큰 값을 가짐을 알 수 있다. 이는 온도가 증가함에 따라 변형 거동이 활성화 됨을 의미한다. 또한 분무성형 상태의 시편의 변형의 경우 열간 가공 시편의 조건과 비슷한 내부 강도 σ^* 의 값을 가지나 기준 변형률 속도 α^* 가 낮은 값을 보여 전위 운동의 어려움을 보여주고 있다. 이는 분무성형 상태의 미세조직이 탄화물 분포가 불균일하여 전위 운동이 용이하지 못한 점에 기인한다고 생각된다.

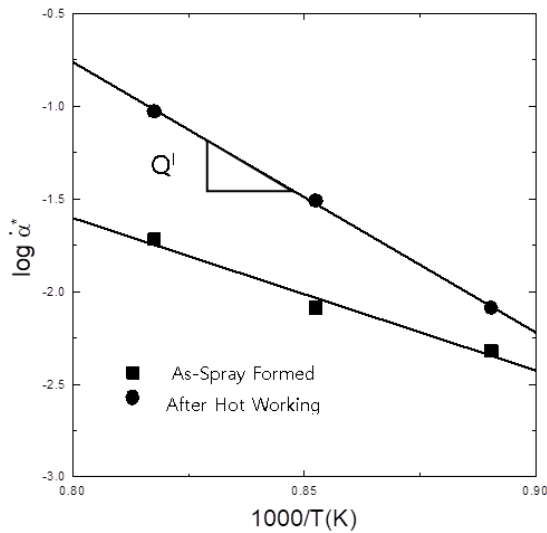


Fig. 3 Activation energies obtained from as-spray-formed and hot-worked specimens

식(4)에 정의된 바와 같이 각 재료에 따른 변형의 활성화 에너지를 Fig. 3과 같이 구할 수 있다. 이러한 도출근거는 식(4)는 식(3)의 유동응력과 변형률 속도와 연동되어 있으므로 활성화에너지를 정의하는데 적절하다. 표 4에 나타난 것과 같이 분무성형 상태의 경우 157.1 kJ/mol, 열간 가공후의 시편의 경우 278.9 kJ/mol의 활성화 에너지가 변형에 필요함을 알 수 있다. 표 5는 γ -Fe내에서 여러 가지 형태의 확산 시 필요한 자기 활성화 에너지 및 carbon의 Fe 내 확산시 활성화 에너지를 정리한 것이다 [11-13]. 분무성형 시편의 변형시 필요한 활성화 에너지는 Fe의 결정립계나 전위 core를 통한 확산이나 carbon의 γ -Fe내의 확산에 필요한 활성화 에너지와 비슷한 값을 가진다. 열간 가공을 실시한 후 분무성형 고속도강의 변형에 필요한 활성화 에너지는 γ -Fe의 자기 확산 활성화 에너지와 비슷한 값을 가진다. 이는 열간 가공을 거친 후의 분무성형 고속도강의 변형이 결정립내 전위의 활주와 결정립계 부근의 전위의 크라이프에 의해 진행된다고 사료된다. 그러나 보다 명확한 변형기구의 파악을 위해서는 보다 넓은 온도 범위의 데이터를 확보할 필요가 있다.

변형 온도 및 고속도강의 가공 여부에 관계없이 재료상수 p는 항상 0.15로 일정한 값을 나타내었다. 이는 일반적인 Hollomon 관계식이 물리적으로 큰 의미를 가지지 못하는데 비해 식(3)은 재료의 내부

Table 4 The activation energies for as-sprayed and hot worked high speed steels.

Specimens	Q^I (kJ/mol)
As-Spray Formed	157.1
After Hot Working	278.9

Table 5 The activation energies for several diffusion processes of γ -Fe[11-13].

Activation Energies of γ -Fe	Q^I (kJ/mol)
Lattice diffusion	279
Boundary diffusion	159
Core diffusion	159
Activation Energies of carbon in γ -Fe	144

상태를 표현해 주는 의미 있는 구성방정식임을 보여주는 결과이다. 또한, 표 2와 3에 나타난 재료 상수는 분무성형 고속도강의 열간 가공 공정 모델링에 적용하여 산업적으로 이용할 경우 보다 우수한 공정 설계를 할 수 있을 것으로 생각된다.

4.2 단순 고온 인장 시험

Fig. 4와 Fig. 5에 각각 900°C 및 950°C에서 실시한 인장시험 결과를 진응력-진변형률(true stress-true strain)관계로 나타내었다. 이미 변형률 속도 변환 시험에서 확인한 바와 같이 분무성형 상태의 시편이 열간 가공을 거친 시편에 비해 높은 유동응력을 보여주고 있다. 하지만 변형률은 열간가공 조건에서 약간 증가한 경향을 나타낸다. 분무성형 및 열간 가공 고속도강 모두 가공 경화의 특징을 나타내지는 않는다. 인장 곡선은 거의 일정한 값을 가지는데 이는 변형 중 재료 내에 회복 (recovery)이 주도적으로 발생하고 있음을 나타낸다. 이를 확인하기 위하여 변형중단 시험을 실시하여 고온 변형 과정을 확인하였다.

Fig. 6은 900°C에서 일정 변형률 속도로 인장을 실시하다가 100초간 변형을 중단한 후 다시 이전과 같은 변형률 속도로 인장을 계속한 결과이다. Fig. 6에서 알 수 있듯이 재인장시 약간의 항복강도의 감소가 나타나지만 곧 이전의 유동응력을 회복함을 알 수 있다. 그러나 만약에 변형이 중단된 시간에

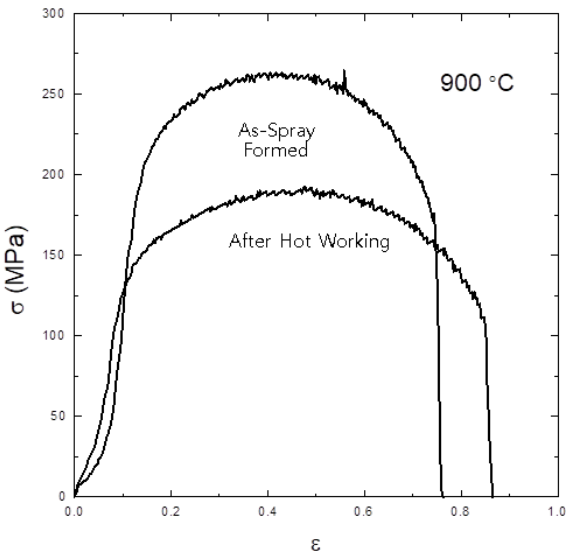


Fig. 4 True stress-true strain curve obtained from tensile tests conducted at 900°C

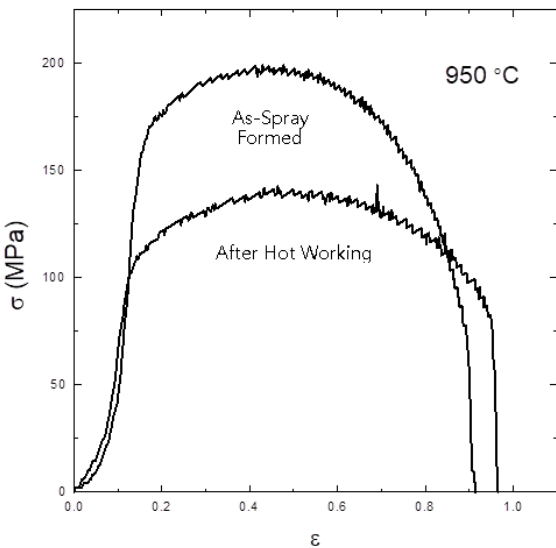


Fig. 5 True stress-true strain curve obtained from tensile tests conducted at 950°C

재결정이 발생해 전위의 소멸이 발생할 경우에는 전체적인 유동응력의 큰 감소가 예상되고 이는 Ashby의 전위밀도 강화이론에 근거한다[14].

분무성형 고속도강의 열간 가공 후 탄화물 분포 및 결정립 크기에 변화가 발생하며 이는 변형 특성에도 영향을 미친다. 탄화물이 미세하게 분해됨에 따라 유동응력은 낮아지며 변형은 결정립내 전위 활주 및 결정립계 부근의 전위 상승 (climb)에 의해

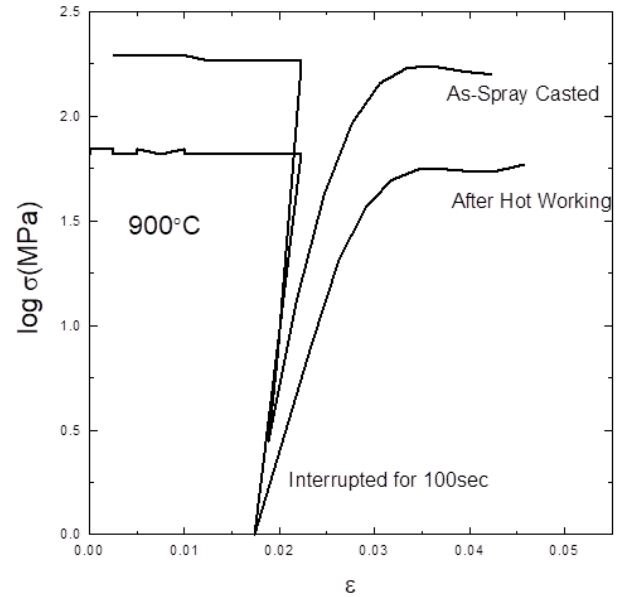


Fig. 6 True stress-true strain curve obtained from tensile interrupt tests conducted at 900°C.

유속됨을 알 수 있다. 또한 변형 시 가공 연화기구로는 회복이 작용함을 확인할 수 있었다.

5. 결론

분무성형된 고속도공구강의 고온 변형 특성을 조사하기 위하여 분무성형 상태의 시편과 열간가공을 거쳐 균일한 탄화물 분포를 얻은 시편을 이용하여 850~950°C의 온도에서 변형률 속도 변환 시험 및 단순 고온 인장 시험을 실시하여 다음과 같은 결과를 얻었다.

1. 분무성형 시편은 열간 가공 시편과 비교하여 내부강도 변수, σ^* 는 서로 차이가 없으나, 기준 변형률 속도, α^* 값은 크게 낮은 값을 보인다. 이는 분무성형 시편의 조대한 탄화물이 열간 가공을 거쳐 미세하고 균일하게 분포되는 탄화물 조직의 변화와 관련되는 것으로 판단된다.
2. 분무성형 시편의 활성화에너지($Q=157.1\text{kJ/mol}$)는 열간 가공 시편($Q=278.9\text{kJ/mol}$)에 비해 현저히 낮은 값을 보였다. 이는 분무성형 시편의 변형기구가 전위나 결정립계 등과 같은 결함 중심의 diffusion에서 열간 가공 시편의 균일한 미세조직과 연계되는 lattice diffusion 모드로 변화하는 것으로 추정된다.
3. 단순 고온 인장시험에서도 분무성형 시편은 열

간 가공 시편과 비교하여 높은 유동응력을 보여주었고, 이 변형온도 영역은 회복이라는 변형기구가 주로 일어남을 변형 중단시험을 통해 확인하였다.

후 기

본 연구는 산업통상자원부 (과제번호 10063143)의 연구비 지원으로 수행되었으며, 이에 감사드립니다.

REFERENCES

- [1] N.Raghukiran and R.Kumar, 2015, Effect of scandium addition on the microstructure, mechanical and wear properties of the sprayformed hypereutectic aluminum-silicon alloys, *Materials Sci. & Eng., A641*, pp.138~147.
- [2] J. G. Zhang, H. S. Shi, D. S. Sun, 2003, Research in Spray Forming Technology and Its Applications in Metallurgy, *J. Mater. Proc. Tech.*, Vol. 138, No.1, pp. 357~360.
- [3] P. S. Grant, 1995, Spray Forming, *Prog. Mater. Sci.*, Vol.39, No.4, pp. 497~545.
- [4] G. Robert, G. Krauss, R. Kennedy, 1998, Tool Steels, ASM International, Materials Park, OH, pp. 1~42.
- [5] G. Hoyle, 1988, High Speed Steels, Butterworth, Cambridge, pp. 1~56.
- [6] M. Boccalini, H. Goldenstein, Solidification of High Speed Steels, *Inter. Mater. Reviews*, Vol.46, No.2, pp. 92~115.
- [7] Y. W. Chang, E. C. Aifantis, 1987, Constitutive Relation for Inelastic Deformation, *Proc. 2nd Int. Conf. on Constitutive Laws for Engineering Materials; Theory and Application*, C. S. Desai et al. (Ed.), Tucson, AZ, Jan. 5-8, pp. 293~ 311.
- [8] T. K. Ha, Y. W. Chang, 1998, An Internal Variable Theory of Structural Superplasticity, *Acta Mater.*, Vol.46, No.8, pp. 2741~2749.
- [9] H. S. Lee, Y. W. Chang and W. Bang, 2004, Effect of Slip System Transition on the Deformation Behavior of Mg-Al Alloy : Internal Variable Based Approach, *Transactions of Materials Processing*, Vol.13, No.6, pp.535~539.
- [10] A.V. Virkar, B.T. Jackson, R.A. Cutler, 1989, Thermodynamic and kinetic effect of oxygen removal on the thermal conductivity of aluminium nitride, *J. Am. Ceram. Soc.*, Vol.72, No.11, pp. 2031~ 2042.
- [11] J. Kučera and K. Stránský, 1982, Diffusion in Iron, Iron Solid Solutions and Steels, *Materials Science and Engineering*, Vol.52, pp. 1~38.
- [12] D. W. James and G. M. Leak, 1965, Grain boundary diffusion of iron, cobalt and nickel in alpha-iron and of iron in gamma-iron, *Phil. Mag. A*, Vol.12, pp. 491~503.
- [13] Seok-Jae Lee, David Kidder Matlock and Chester John Van Tyne, 2011, An Empirical Model for Carbon Diffusion in Austenite Incorporating Alloying Element Effects, *ISIJ International*, Vol.51, No.11, pp. 1903~1911.
- [14] M. F. Ashby, 1970, The deformation of plastically non-homogeneous materials, *Philosophical Magazine*, Vol.21, pp.399~424