

## 엔진 밸브 스프링에 사용되는 고강도 Si-Cr 스프링 강 개발에 관한 연구

반덕영 · 남원종\* · 이상래

부산 대학교 공과대학 금속공학과

\*포항제철(주) 기술연구소 후판 연구팀

### Development of High-Strength Si-Cr Spring Steel for the Engine Valve Spring

Deok Young Ban, Won Jong Nam\* and Sang Lae Lee

Dept. of Metallurgical Engineering, Pusan National University, Pusan 609-735

\*Plate, Rod & Welding Research Team, POSCO Technical Research Laboratories, P.O. Box 36, Pohang 790-785

(1997년 9월 1일 받음, 1997년 11월 24일 최종수정본 받음.)

**초 록** 자동차의 엔진밸브 스프링으로 사용되는 Si-Cr 스프링강의 영구 변형 저항성과 내피로성이 우수한 고강도강을 개발하기 위하여 탄소함량을 증대시키고 Mo, V, W와 같은 합금원소를 기존의 SAE 9254 스프링강에 첨가하여 개발강을 제조했다. SEM 및 EDX가 부착된 TEM을 이용하여 미세조직을 관찰했고, 크립시험 및 피로시험기를 이용하여 스프링의 영구 변형 저항성 및 스프링의 내피로성을 조사했다. 실험결과, 개발강은 피로 특성치는 기존강과 동등 수준이면서 인장강도가 기존강의 것보다 10%가 더 높은 2100MPa 급의 고강도를 나타내었으며 또한 영구 변형 저항성도 현저하게 개선되었는데 이는 W, Mo의 첨가로 인해 템퍼링시에 세멘타이트의 성장이 억제되어서 세멘타이트의 석출물이 미세하게 되었기 때문이다.

**Abstract** A new high-strength Si-Cr spring steel with a better sag resistance and good fatigue property for the engine valve spring in the automotives was developed through the increase of carbon content and the addition of alloying elements such as Mo, V, W to the conventional Si-Cr spring steel(SAE 9254). Microstructure was observed using SEM, TEM and EDX. The sag resistance and the fatigue property of spring were investigated through creep and fatigue test. A new steel showed tensile strength of 2100MPa which is 10% higher than that of the conventional steel providing a fatigue property equivalent to the conventional steel. The sag resistance of the spring was markedly improved. This improvement can be attributed to finer precipitates as a result of suppressing the cementite coarsening during tempering due to the W, Mo additions.

### 1. 서 론

자동차 엔진에 사용되는 밸브 스프링은, 비교적 높은 온도인 100~200°C에서 장시간에 걸쳐 높은 하중을 반복적으로 받게 되므로 우수한 내 피로성과 동시에, 고온에서 장시간 사용하더라도 소성변형에 의한 스프링의 변형이 일어나지 않아야 하므로 우수한 영구 변형 저항성(sag resistance)을 보여야 한다. 현재 엔진 밸브 스프링용으로는 Si-Cr 스프링 강인 SAE 9254 강이 우수한 내 피로성과 영구 변형 저항성으로 인하여 가장 널리 사용되고 있다. 이와 같은 Si-Cr 스프링 강 개발의 우수성에도 불구하고 최근 엔진의 고출력화 추세로 엔진 회전속의 고속화, 연비 저감을 위한 마찰의 감소 및 엔진의 소형화 등에 따라 밸브 스프링의 소형화 및 고 응력 스프링의 필요성이 증대되고 있다. 이러한 요구에 부응하여 스프링의 소재인 강선의 강도를 높이는 즉 강선의 고강도화에 대한 연구가 꾸준히 진행되어 왔다<sup>1~3)</sup>. 한편 강도와 피로 한도에 있어서, 강도가 어느 정도 이상으로 높으면 급격히 피로 한도가 낮아지므로<sup>4)</sup> 고강도화 연구에 있어서 스프링의 피로 수명이 떨어지지 않도록 유의하지 않으면 안된다. 강선의 고강도화에 있어서 밸브

스프링과 같이 제조공정이 상당히 고정화된 경우에는 주로 강도의 화학 성분을 조정하는 방법을 이용한다. 즉 탄소 함량을 증가시키는 방법<sup>2,5)</sup>, Ni, Si, Cr, Mo, W의 첨가로 고용 강화 효과를 얻는 방법<sup>3,6)</sup>, V, Nb, Ti 등의 첨가에 의해 석출 강화 효과를 얻는 방법<sup>7~9)</sup> 등을 이용한다. 이외에도 결정립의 미세화를 위해 V의 첨가<sup>3,10)</sup> 또는 고주파를 이용한 급속 가열 방법<sup>1,5)</sup> 등을 사용하기도 한다. 스프링에 이용되는 합금 원소를 검토해 보면, Si는 영구 변형 저항성에 가장 효과적인 원소로 알려져 있어 스프링의 다른 특성을 손상하지 않는 범위에서 Si함량을 극대화시키는 방법들을 연구해 왔으며<sup>3,5~8,12~16)</sup>, 한편 Si 함량이 낮은 경우인 SAE 9259 강에서도 다른 합금 원소 첨가에 의해 영구 변형 저항성을 향상시킬 수 있었다<sup>17)</sup>. H.Kawakami<sup>5)</sup>와 Abe<sup>2)</sup> 등은 SAE 9254강에 탄소 함량 증가, Cr함량의 감소 및 V의 첨가로 영구 변형 저항성의 향상을 확인한 바 있으며, T.Yamamoto<sup>9)</sup>, M.A.Dezfuly<sup>8)</sup> 및 W.Heitmann<sup>10)</sup> 등은 Nb와 V를 첨가하여 고강도화를 도모하였다. 또한 K.H. Virnich<sup>8)</sup>와 E.Oka<sup>11)</sup> 등은 SAE 9254에 V를 첨가하여 고강도화를 연구했다. 한편 스프링 제조시의 높은 소둔 온도에서 발생하는 소재의 연화 현상을 저감시키기 위해서 Si,

Table 1. Chemical compositions(Wt.%)

Steel	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	W	N(ppm)
SAE 9254	0.555	1.46	0.69	0.73	—	—	—	88
New Steel	0.610	1.43	0.51	0.51	0.096	0.180	0.096	77

Table 2. Dimension of the spring

Wire Dia.	Mean coil Dia.	No. of total coils	No. of active coils	Free Length	Compressed Length	Compressed Stress	K-Value	Angle of Pitch
3.2mm	16.5mm	9.0	7.0	39.5mm	27.2mm	1176MPa	34.5N/mm	6.5°

Cr, Mo, V 등의 원소를 첨가하는 것이 효과적이며<sup>12)</sup>, 특히 고온에서의 영구 변형 저항성의 향상에는 Mo의 첨가가 효과적이다<sup>5,12,13)</sup>. 현재 자동차 엔진 밸브 스프링에 사용되는 SAE 9254 오일 템퍼강선은 인장 강도가 1860 MPa 급인 것이 사용되고 있으나 최근 엔진 밸브 스프링의 고강도 및 고응력화를 위해 SAE 9254를 기본으로 탄소 함량 증가, Cr 함량 저감 및 V를 첨가하여 강도를 2000 MPa 급으로 향상시킨 Si-Cr-V 강종이 연구되어 보고된 바 있다<sup>2)</sup>. 현재까지 SAE 9254 스프링 강의 고강도화를 위해 여러 가지 합금 원소를 첨가한 연구들이 수행되어 왔으나 탄화물 형성 원소로서 고 강도화 및 고온에서의 영구 변형 저항성 향상에 기여할 것으로 예상되는 W 첨가 효과에 대한 연구는 보고된 바 없다. 따라서 본 연구의 목적은 기본 강을 SAE 9254로 하고, 여기에 탄소 함량 증가, Mo 및 V를 첨가하고 새로운 합금 원소인 W를 첨가하여, 고온에서의 영구 변형 저항성 및 내 피로성이 우수한 인장 강도 2100 MPa급으로 현재까지 연구된 것보다 인장 강도가 한단계 더 높은 고강도 Si-Cr계 스프링 강을 개발하는데 있다.

## 2. 실험 방법

### 화학 성분 및 시편제조

본 연구에 사용된 강의 화학 성분을 표 1에 나타내었다. 개발강의 화학 성분은 기존의 SAE 9254 강에, 선재 제조에서 마르텐사이트 및 베이나이트 발생을 고려하여 Cr과 Mn 함량을 낮추고, 탄소 함량을 증가시키고, Mo, V, W를 첨가하여 합금 설계가 된 것이다. 실험실적으로 진공 유도 용해된 50kg 잉고트를 160×160mm 빌레트 후면에 용접하여 열간압연 선재 공장에서 열간압연 및 냉각하여 직경 8mm의 선재를 제조했다. 제조된 8mm 선재를 그림 1의 제조 공정에 의해 실제 생산 라인에서 직경 3.2mm의 오일 템퍼 강선 및 엔진 밸브 스프링을 제조했다. 제조된 스프

링의 제원을 표 2에 나타내었다. 특히 피로시험시 표면층의 영향을 없애기 위해 연삭을 실시했다.

### 기계적성질 및 미세조직 관찰

인장강도, 항복강도의 측정에 사용된 인장 시험기는 INSTRON 4206 모델로, 인장시편의 길이는 표점 거리로 200mm를 사용했고, 50mm extensometer를 부착하여 50mm/min의 인장속도로 측정했다. 미세조직은 SEM과 EDX가 부착된 TEM을 이용하여 관찰하였다. 이용된 TEM은 JEOL 200CX이고, 가속 전압은 200kV이다. 박막시편의 제조는 기계식 절단으로 두께 0.5mm로 만든 후 화학연마(인산 1과 과산화수소 2)로 두께 0.1mm로 만들고 Twin Jet법에 의한 전해 연마를 실시했다. 전해 연마액은 (10% 과염소산+90% 초산아세트산)이고 전압은 25V로 했다. 석출물을 관찰하기 위하여 Carbon 증착막을 사용하는 추출 replica법을 이용했다. replica 추출은 연마→2% 질산 etching→300Å 두께의 탄소피복→탄소막 절단→전해에칭(2% nital, 10V)의 순서로 실시했다. 스프링의 성형 후 1차 소둔은 420℃에서 30분, 쇼트 피닝후의 2차 소둔은 220℃에서 30분으로 실시했다. 오스테나이트 결정 입도는 500℃에서 3시간 가열한 후 KSD 0205에 의해 측정했다. 또한 피로 시험에 영향이 큰 비금속 개재물을 최대 크기를 기준으로 측정했다.

### 스프링의 성형 가공성 및 영구 변형 저항성

스프링의 성형 가공시 표면에 있는 흠을 관찰하고, 형상의 정도를 확인하기 위해 스프링의 자유장(free length)과 외경을 측정하여 성형 가공성을 평가하였다. 스프링의 정적 영구 변형 저항성을 평가하기 위하여 크립(Creep) 시험인 그림 2의 방법으로 스프링의 높이를 H<sub>2</sub>(28mm)까지 되도록 압축한 후 상온, 100, 150, 200, 250℃의 각 온도에서 24시간으로 유지한 후 시험 전후의 하중 변화를 스프링 길이 H<sub>1</sub>(34.5mm)에서 측정하였고, 하기식과 같이 잔류전단 변형률에 의해 평가하였다.

$$\tau = 8DP / \pi d^3 \Delta y = (\Delta \tau / G) = 8D \Delta P / \pi d^3 G \times 100$$

$\tau$ : 비틀림 응력 (MPa)

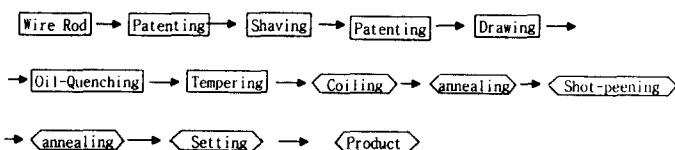


Fig. 1. The manufacturing process of the oil tempered wire and the engine valve spring.



Fig. 2. Nut and bolt assemblies for the creep test of spring

$\Delta\gamma$  : 잔류전단 변형률 (%)  
 $\Delta\tau$  : 비틀림 응력손실 (MPa)

G : 횡탄성계수 (MPa)  
 d : 선경 (mm)  
 D : 코일 평균직경 (mm)  
 $\Delta P$  :  $H_1$  (34.5mm) 높이에서 하중손실 (N)

스프링의 동적 영구 변형 저항성을 평가하기 위하여 스프링 반복 피로 시험기를 이용하여, 온도는 상온, 100, 150°C,  $H_1$  : 34.5mm(최소응력 284MPa)  $H_2$  : 28mm(최대응력 745MPa) 로 하여 (stroke 6.5mm) 즉 평균응력  $\tau_m = 514$  MPa, 응력진폭  $\tau_a = \pm 230$ MPa으로 했고, 속도는 50Hz, 횡수는  $1 \times 10^7$ 회로 했다. 또한 온도 150°C에서  $1 \times 10^8$ 회 피로 시험 후 ( $\tau_a = \pm 230$ MPa)도 측정했다. 시험 전후의 하중 변화는 스프링 길이 34.5mm에서 측정했으며 평가는 잔류 전단 변형률로 했다.

스프링의 내피로성

고 응력에 대한 내 피로성을 조사하기 위한 시험으로 온도 150°C, 속도 50Hz, 횡수는  $1 \times 10^6$ 까지로 하고, 응력 진폭  $\tau_a$ 은  $\pm 230, \pm 290, \pm 350$ MPa의 세 가지로 시험했다.

Table 3. Mechanical properties of SAE 9254 and new steel.

Steel	Tensile-strength, MPa	Yield-strength, MPa	Y.S/T.S %	Hardness HRC	Reduction of area %
SAE 9254	1904	1704	89.5	51.9	56.3
New Steel	2095	1940	92.6	54.9	53.2

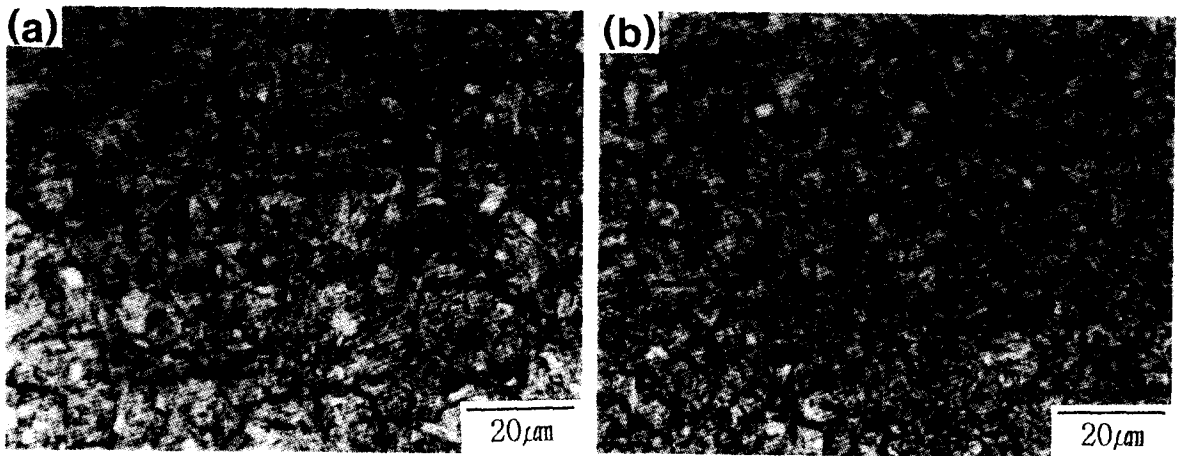


Fig. 3. Optical micrographs showing the austenite grainsize of (a) SAE 9254 and (b) New Steel.

3. 실험 결과 및 고찰

오일템퍼 강선의 기계적성질

표 3은 기존의 SAE 9254 강과 본 연구에서의 개발강의 기계적 성질을 비교한 것으로서 인장 강도는 개발강이 2095MPa로써 기존강 SAE 9254의 1904 MPa 보다 10% 증가 되었음을 알수있다. 개발강의 인장 강도가 증가된 요인들을 살펴보면, 첫째, 탄소 함량의 증가가 제일 크게

강도에 영향을 미친다. 탄소는 템퍼링한 미세 조직 중 탄화물인 세멘타이트의 부피분율에 직접적인 영향을 미치는 원소로, 탄소 함량의 증가에 따라 세멘타이트의 양이 증가하게 되므로 강도의 상승 효과가 현저하게 나타난다. 둘째로, 석출강화 원소인 바나듐의 첨가로 초기 소재에 존재한 바나듐 탄질화물과 오스테나이트로 재 가열시(가열온도 900°C, 가열시간 60sec) 미세한 바나듐 탄질화물이 형성되어 이것이 전위이동의 장애물로 작용하여 강도가 증가한다. 셋

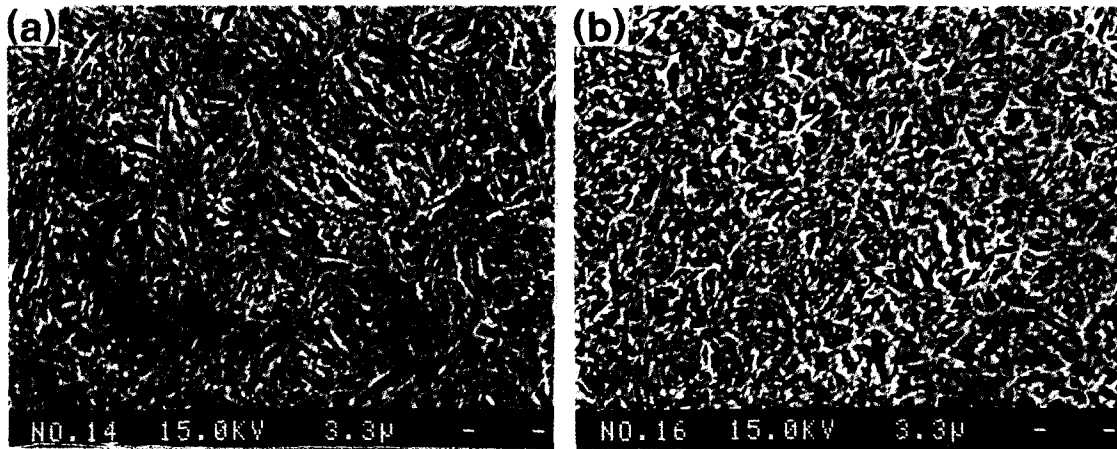


Fig. 4. Scanning electron micrographs showing the microstructure of (a) SAE 9254 and (b) New Steel.

재료, Mo과 W은 450℃와 같은 높은 템퍼링 온도에서 세멘타이트의 성장을 억제시켜 상대적으로 미세한 세멘타이트 분포를 갖게하여 강도를 증가시키는 역할을 한다. 항복비도 개발강이 기존강 SAE 9254보다 약 3% 정도 높게 나타났는데, 이것은 전술한 바나뚝 탄질화물의 석출 및 미세한 세멘타이트 분포 외에 그림 3에서와 같이 개발강의 오스테나이트 결정립(입도 번호 11.0)이 SAE 9254의 결정립(입도 번호 8.5)보다 미세한 것에 기인된다고 생각된다. 그림 4는 SAE 9254 강과 개발강의 조직을 SEM으로 비교한 것으로 개발강이 SAE 9254보다 미세한 조직을 갖는다는 것을 알수있다. 이는 미량 합금 원소 V 첨가에 따른 결정립 미세화와 탄질화물 석출에 의한 미세입자의 분포 및 Mo, W의 첨가로 인한 석출물의 조대화 억제의 영향으로 생각된다. 한편, 인장강도, 항복 강도 등은 합금원소 이외에 템퍼링 온도에 의해 크게 영향을 받는다. 그림 5에 템퍼링 온도에 따른 인장 강도와 항복 강도의 변화를 나타내었다. 개발강이 SAE 9254 강보다 템퍼링 온도에 관계없이 인장강도, 항복강도 공히 높게 나타났다. 인장 강도가 350℃까지는 변화가 없고 350℃ 이후 부터는 템퍼링 온도 증가에 따라 감소하는 일반적인 경향을 보인 반면에, 항복 강도는 350℃에서 최대값을 나타냈다. 이는 초기 템퍼링 온도 상승에 따른 입실론 탄화물의 석출 증가에 기인된다. 이후 템퍼링 온도 상승에 따른 항복 강도의 감소는, 입실론 탄화물의 세멘타이트로의 천이 및 생성된 세멘타이트의 성장에 따른 석출물의 간격이 증가되기 때문이다. 한편 300℃와 350℃에서의 인장 강도를 비교해 보면 거의 같은 수준으로써 300℃에서 350℃로 온도가 증가되어도 인장 강도의 감소가 안 나타났는데 이는 Si 첨가한 강의 특성인 연화저항(강도가 낮아지는 것에 대한 저항성) 현상을 알 수 있었다.

그림 5에서 볼수있는 바와 같이 Mo, V, W을 첨가한 개발강의 템퍼링 온도에 따른 강도 변화의 경향이 기존의 SAE 9254 강과 유사한 현상은, Mo, V, W의 합금 원소 첨가가 템퍼링시 탄화물의 천이 거동에는 영향을 주지 못했음을 보여 준다. 개발강을 스프링으로 제조하기 위하여 오

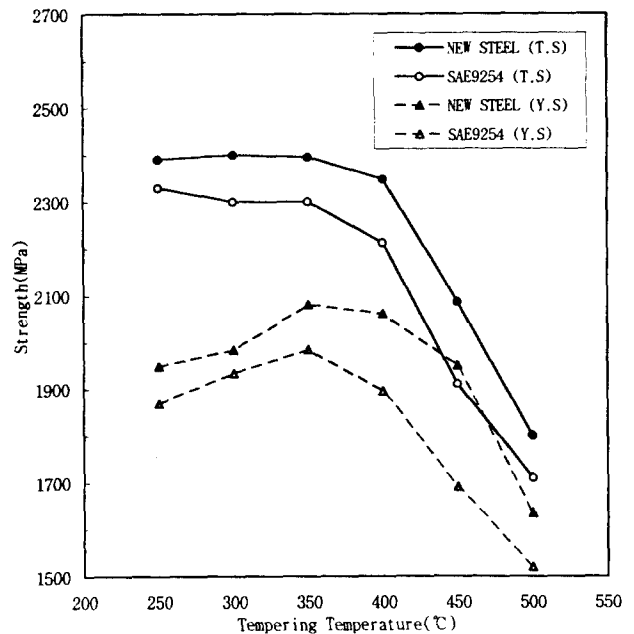


Fig. 5. Variations of tensile strength and yield strength as a function of tempering temperature in SAE 9254 steel and new steel.

일 템퍼링시 템퍼링 온도를 450℃로 적용하여 인장 강도 2095MPa를 얻었다. 한편, 템퍼링 온도를 400℃로 낮추면 인장 강도가 더 높은 2350MPa 정도를 얻을 수 있음을 그림 5에서 알수있다. 그러나 350℃~400℃ 템퍼링 온도 구간은 Q/T(quenched and tempered) 처리된 소재에 있어서 흔히 발생되는 TME(tempered martensite embrittlement)가 발생되기 쉬운 온도 범위이므로 이 온도 구간을 피해 450℃를 적용하였다. 경도는 인장 강도와 같이 개발강이 높았으나 단면 수축률은 큰 차이가 없는 것으로 나타났다. 스프링의 피로 특성에 영향을 미치는 비금속 개재물은 그림 6에 보인 것과 같이 최대 크기로서 SAE 9254는 1μm, 개발강은 3μm로 큰 차이가 없었고, 그 크기가 스프링 제조 기준인 15μm 보다 상당히 작으므로 피로 특성에 영향

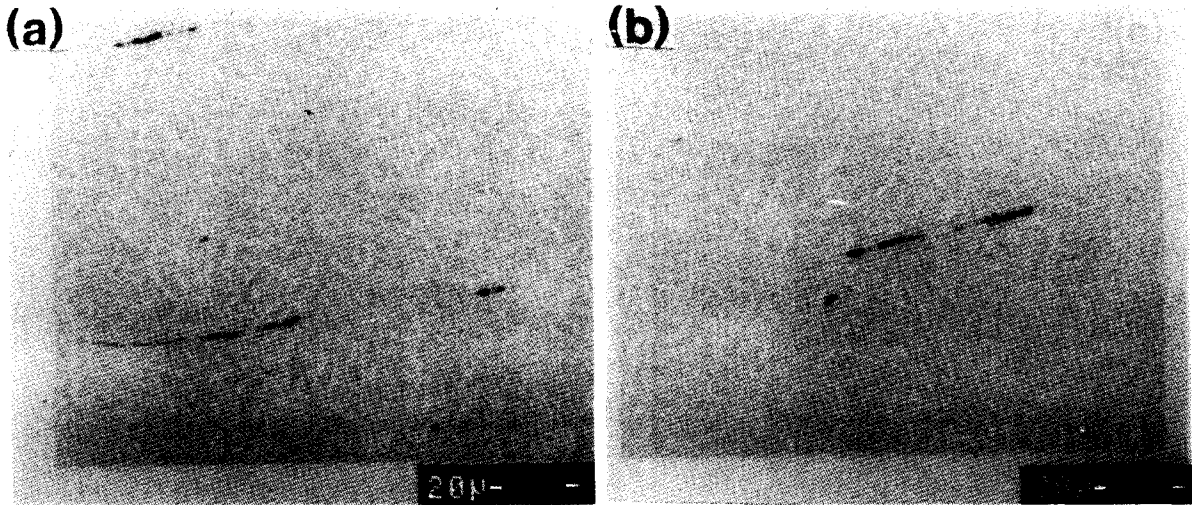


Fig. 6. Optical micrographs showing the non-metal inclusion of (a) SAE 9254 and (b) New Steel.

Table 4. Free length and outer coil dia.(mm)

Steel	Free length		Outer coil dia	
	X	$\sigma_{n-1}$	X	$\sigma_{n-1}$
SAE 9254	39.402	0.052	19.232	0.033
New Steel	39.512	0.085	19.275	0.030

n = 50

을 주지 않을 것으로 생각된다. 인장 강도가 높을수록 스프링의 성형 가공성이 어렵게 되는 경향이 있는바 고강도 개발 강도의 스프링의 성형성을 평가하는 것은 중요하다. 표 4에 나타난 결과와 같이 개발강은 기존강 SAE 9254와 같이 스프링 자유장 및 외경의 평균치와 표준편차는 동일하고 또한 스프링 성형시에 표면흠이 발생이 안 된다는 점등을 감안할 때 스프링의 성형 가공성은 양호하였다.

스프링의 정적 영구 변형 저항성

정적 영구 변형 저항성을 평가하기 위해 크립 시험한 결과를 온도별로 그림 7에 나타내었다. 시험 온도에 관계없이 개발강이 기존 SAE 9254 강보다도 잔류 전단 변형률이 작아 영구 변형 저항성이 우수하였다. 영구 변형 저항성은 소성변형에 대한 저항성이므로, 석출물의 분포, 크기와 관계가 있다. 석출물의 크기가 작고, 또한 석출물이 많으면 입자간의 거리가 가까워져 전위 이동이 어렵게 된다. 전위 이동이 어려우면 소성변형이 어렵게 되므로 결국 영구 변형 저항성이 크게 되는 것이다. 그림 8은 박막 시편을 투과 전자현미경으로 석출물(탄화물) 분포를 관찰한 사진이다. 이 석출물들은 그림 8의 (c) (d)와 같이 정대축(Zone Axis)이 [311]에서 관찰한 제한시야 회절도형(SADP)에서 세멘타이트임을 확인할 수 있었다. 사진에서와 같이 개발강이 기존 SAE 9254 보다 더 미세한 세멘타이트 입자의 분포를 가짐을 관찰할 수 있고, 따라서 영구 변형 저항성이 우수해진 것임을 알수있다. 개발강의 세멘타이트 입자가 미세하게 된 이유를 고찰해 보면, Babu 등<sup>19)</sup>에 의하면

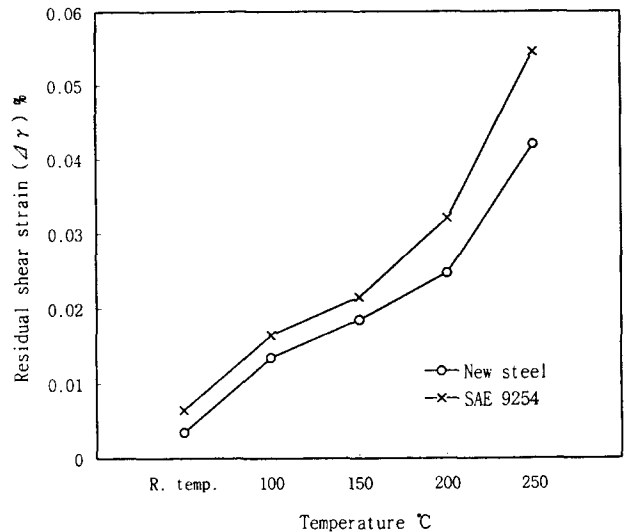


Fig. 7. Residual shear strain of SAE 9254 and new steel during the creep test.

세멘타이트의 성장은 템퍼링 초기의 낮은 온도에서는 para-equilibrium mode에 의해 지배되어 탄소 확산에 의해서만 지배되나 템퍼링 온도가 상승되면 세멘타이트 성장 mode가 para-equilibrium mode에서 local equilibrium mode로 변한다고 하였다. 즉, Mo 및 W이 국부 평형에 관계되어서 탄소와 같이 모여 성장하게 된다. 그러나 Fe 보다 원자 반경이 큰 Mo, W은 확산속도가 느려서, 세멘타이트의 성장이 늦어지게 되고 그 결과 Mo, W의 첨가로 세멘타이트 입자가 미세하게 된다. 그림 9-(a)는 replica를 이

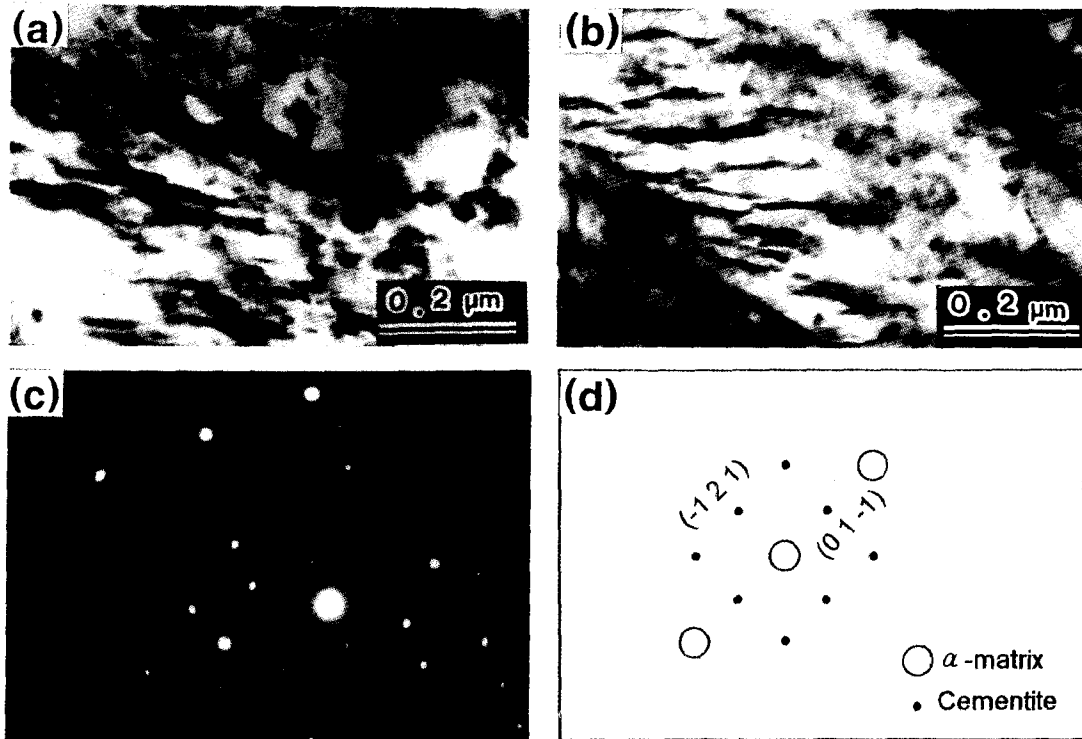


Fig. 8. TEM micrographs of distribution of cementite particles (a) SAE 9254 (b) New Steel (c) SADP of precipitates in (b), (d) SADP analysis of (c)

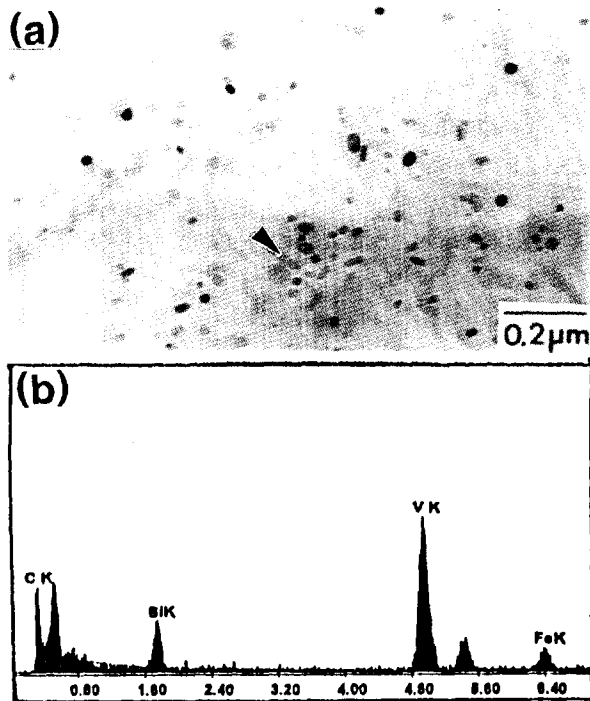


Fig. 9. (a) TEM micrograph of new steel (replica) (b) EDX spectra of precipitates in (a)

용한 투과 전자현미경 사진으로 미세 구형 석출물의 분포를 나타내었다. 이 구형 석출물들은 SAE 9254 강에서는 관찰되지 않았으며 개발강에서만 관찰할 수 있었다. 그림 9-(b)와 같이 EDX 로 분석 결과, 바나듐만이 검출되므로 이

구형 석출물들이 바나듐 탄질화물  $[V(C, N)]$  인 것을 알 수 있다. 이 바나듐 탄질화물은 오스테나이트로 재 가열시 초기 소재에 존재하던 바나듐 탄질화물이 완전히 용해 되지 않고 일부 잔존하거나, 재가열 과정에서 미세한 입자로 석출한데 기인한 것으로 보인다<sup>10, 20)</sup>. 이러한 바나듐 탄질화물은 입자간의 거리를 감소시키어 개발강의 영구 변형 저항성을 향상 시키는데 기여했다고 생각된다.

#### 스프링의 동적 영구 변형 저항성

동적 영구 변형 저항성을 평가하기 위하여, 반복 피로에 의한 시험 결과를 시험 온도에 따른 잔류전단 변형률로써 그림 10에 나타내었다. 정적 영구 변형 저항성 시험 결과와 같이 개발강이 기존의 SAE 9254 보다 온도에 관계없이 영구 변형 저항성이 우수하게 나타났으며, 시험 온도가 증가함에 따라 영구 변형 저항성이 낮아졌다. 상온, 100, 150 °C 세 가지 온도에서  $1 \times 10^7$  횟수에서는 잔류전단 변형률이 정적 시험에서의 잔류전단 변형률 (그림 7)과 거의 유사하게 나타나 영구 변형 저항성이 유사하였으나 온도 150 °C에서  $1 \times 10^8$  횟수의 동적 영구 변형 저항성에서는 개발강은  $1 \times 10^7$  횟수와 비교시 거의 변화가 없이 안정되었으나 기존의 SAE 9254는 영구 변형 저항성이 크게 낮아졌다. 즉 스프링의 반복 횟수가 증가할수록 개발강의 영구 변형 저항성은 기존의 SAE 9254 강보다 더욱더 우수한 것을 알 수 있었다.

#### 스프링의 피로특성

응력진폭 ( $\tau_a$ )을  $\pm 230, \pm 290, \pm 350$  MPa의 세 가지

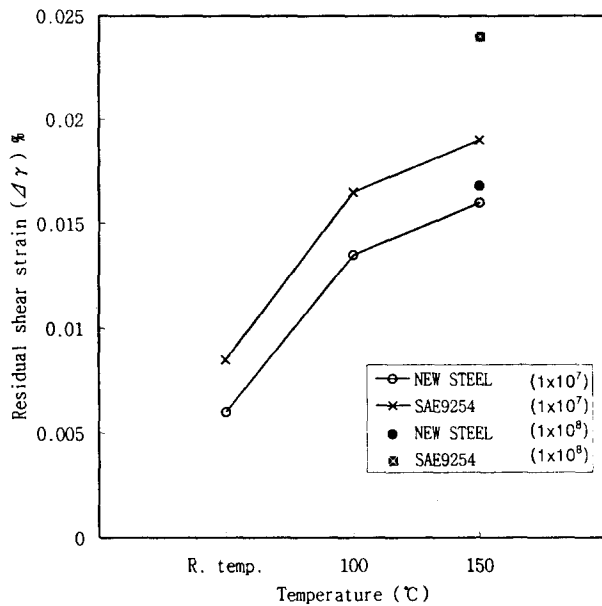


Fig. 10. Residual shear strain of SAE 9254 and new steel plotted as a function of temperature during the fatigue test.

로 하여  $1 \times 10^8$  cycle까지 반복 피로 시험한 결과 세 가지 응력 진폭에서 모두 SAE 9254 강과 개발강의 스프링의 절손 발생은 관찰되지 않았다. 일반적으로 강도가 어느 정도 이상으로 높으면 피로 한도가 급격히 낮아지는 경향이 있으나 개발강은 피로 특성이 저하되지 않는 고강도 강인 것을 확인할 수 있었다.

#### 4. 결 론

자동차의 엔진 밸브 스프링에 사용되는 기존의 Si-Cr 스프링강(SAE 9254)에서 탄소 함량 증가 및 Mo, V, W를 첨가하여, 영구 변형 저항성과 내 피로성이 우수한 고강도 Si-Cr 스프링 강을 개발 연구한 결과, 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 기존의 Si-Cr 스프링 강인 SAE 9254 강에 비해 피로 수명이 저하되지 않으면서 인장 강도가 기존 강보다 10% 증가된 2100MPa 급의 고강도 Si-Cr 스프링 강이 개발되었다.

2) 항복비는 개발강이 SAE 9254 강보다 약 3% 정도 높았는데 이러한 결과는 합금원소 첨가에 의한 탄화물의 미세화 및 오스테나이트 결정립의 미세화 효과에 기인한다.

3) 개발강의 영구 변형 저항성이 SAE 9254 강보다 우수하였다. 특히 스프링의 반복 횟수가 많을수록, 그리고 온도가 높을수록, 잔류전단 변형률(영구 변형 저항성)의 차

이가 증가되었는데 이는 Mo 및 W의 첨가로 인해 세멘타이트의 성장이 늦어져서 입자가 미세화 되었기 때문이다.

#### 참고 문헌

1. H. Tsubono, T-Nishimura, T. Fujiwara, H. Ioka, Society of Spring Research of Japan Paper 30, 1 (1985)
2. Abe, Taniguchi, Kuriki, Saitoh and Takamura, SAE Paper 890220 (1989)
3. Y. Oki, T. Nagamathu, S. Ashida, Society of Spring Research of Japan Paper 34, 26 (1989)
4. M. F. Garwood, et al, Trans ASM. 43, 1 (1951)
5. H. Kawakami, Y. Yamada, S. Ashida, K. Shiwaku, SAE Paper 820128 (1982)
6. K. Kawasaki, Y. Seto, T. Yamasaki, T. Hijikata, SAE paper 830656 (1983)
7. F. Borik, V. A. Biss, Y. E. Smith, SAE paper 830656 (1983)
8. M. Assefpour-Dezfuly and A. Brownring, Metall. Trans. A 20A, 1951 (1989)
9. T. Yamamoto, R. Kobayashi, T. Ozone and M. Kurimoto, SAE paper 8306-039 (1983)
10. W. E. Heitmann, T. G. Oakwood, Hans-J. Dziemballa, Microalloying '95 conference proceedings The Iron and Steel Society, Pittsburgh, PA, 395 (1995)
11. E. Oka, N. Kurosu, T. Ebihara and K. Nisawa, Wire Journal International May, 57 (1986)
12. A. S. Kenneford, T. Williams, J. Iron Steel Inst. 185, 467 (1957)
13. A. S. Kenneford and G.C. Ellis, J. Iron Steel Inst. 164, 265 (1950)
14. S. T. Furr, SAE paper 800479 (1980)
15. H. J. Tata and E. R. Kary, SAE paper 800480 (1980)
16. M. Ohara, K. Uchibori, K. Chishima, Mitsubishi Steel Technical Report, 15, 13 (1981)
17. A. Asseiro, S. Kaye, SAE Paper 930968 (1993)
18. K. H. Virnich, K. H. Muhrm SAE paper 850057 (1985)
19. S. S. Babu, K. Hono and T. Sakurai, Met & Mater. Trans. A. 25A, 499 (1994)
20. N. Ridley, S. Maropoulos and J. D. H. Paul, Mater. Sci. & Tech, 10, 239 (1994)