

고강도 엔진밸브 스프링강 선재 저온조직 발생방지 선재압연 기술

김경원, 장용관, 임규환, 서일권
선재부, 포항제철소

Controlled Cooling Technical of High Tensile Valve Spring Wire Rod

K. W. Kim* and O. K. Jang and K. H. Im and I. K. Seo
Wire Rod Technical Team, POSCO*

Abstract

As the martensite structure cause fracture failure during drawing from 5.5 mm rod to 3.05 mm dia. wire without additional heat treatment, the optimum cooling condition to inhibit the occurrence of martensite was investigated. In order to get SAE9254+V quality, the effects of alloying element, vanadium on the mechanical properties were investigated.

Based upon CCT and TTT curves and the results from cooling test in mill, optimum cooling was found in the condition of the laying head temp of 780 °C and of the conveyor speed at 0.15m/sec with the whole cover closed. The wire rods produced under the condition showed the best mechanical properties of 120kg/mm² in TS and 50% in RA, having an excellent drawability.

In vanadium added steels, tensile strength was improved without degrading elongation and charpy impact value. That means the strengthening by vanadium is mainly due to the grain refinement by the fine precipitates during tempering process.

Key words : wire rod, vanadium, fracture, martensite, CCT curves, grain refinement

1. 서론

본 논문은 자동차 산업에 사용되는 스프링강중, 엔진에 장착되는 밸브 스프링강은 고온압축 반복응력하에서 사용되기 때문에 우수한 피로 특성과 이에 상응하는 소재의 고청정화 및 고응력화가 요구되는 고품질 강종으로 당사에서 생산하고 있는 고강도 엔진밸브 스프링강의 저온조직(마르텐사이트) 발생을 방지함으로써 고객사 신선시 열처리공정을 생략할 수 있는 펄라이트 조직을 얻기위해 기존의 압연시 소입성이 높은 Mn, Cr, V등의 함유량 증가로 인해 발생하는 저온조직을 방지할 수 없어 가열온도 하향, 중간수냉대의 활용, 냉각속도의 최소화등을 통해 저온조직 발생방지를 할수 있는 선재압연 기술을 그 기술적 요지로 한다.

최근 자동차 산업에서는 자동차 연료저감의 일환으로 자동차를 경량화시키는데 많은 노력을 기울여 왔으며, 특히 자동차 엔진의 경량화, compact화를 위한 자동차 엔진밸브용 스프링강의 고강도화에 많은 노력을 기울이고 있다.

자동차의 엔진에 장착되는 밸브 스프링은 고온압축, 반복하중하에 사용되기 때문에 우수한 피

로특성 및 변형저항성이 요구되며, 통상 변형저항성이 우수한 고규소(Si)강인 SAE9254강종이 널리 사용되고 있다.

상기와 같은 벨브 스프링용 선재는 통상적으로 제조시 용도별 선재의 선경조정 및 강도향상을 위해 신선(Drawing) 가공을 거치는바, 선재생산시 선재 압연후 선재 냉각에 있어서 첨가된 합금 원소의 영향으로 저온조직이 생성되면 신선가공시 이러한 저온조직 주위에 응력이 집중되어 단선의 원인이 되므로 신선가공시 소둔 열처리(patenting)를 실시해야 하는 것이다. 즉 소둔 열처리 공정을 더거치면서 추가비용 발생 및 생산성 하락을 초래하게 된다.

따라서, 신선가공시 소둔 열처리 단계를 생략할 수 있으면 에너지 절약 및 제조원가 측면에서 바람직하며, 이를 위해서는 선재제품 상태에서 신선성이 양호한 미세 펄라이트(Fine Pearlite) 조직을 확보하는 것이 필요하며 이를 위해 SAE9254강종은 고탄소($\geq 0.5\%$), 고합금원소(Si, Mn, Cr)를 함유하고 있으므로 경화능이 대단히 크기 때문에 선재 냉각도중 저온조직의 발생 가능성이 높아 스텔모아(Stelmor) 냉각방식 이외의 냉각속도가 아주 느린 EDC(Easy Drawing Conveyor)법, SCS(Slow Cooling System)법, DLP(Direct Lead Patenting)법 등의 제어냉각설비를 이용하거나 제어압연에 의한 오스테나이트(Austenite)입자미세화로 저온조직의 발생을 억제시키고 있으나 특정설비가 필요한 것이다.

본 고에서는 종래의 SAE9254강종에 자동차의 경량화를 목적으로 탄소(C)상향하고 바나듐(V)를 첨가하여 바나듐계 석출물에 의한 스프링의 고강도화를 이루었으며 가열로에서 빌렛(Billet)를 저온추출하여 조압연, 중간압연기를 거쳐 물분사로 소재를 냉각한후 사상압연을 실시하여 사상압연에서 가공량이 증대되고 오스테나이트 결정립이 미세화되어 목표 인성과 강도를 확보하고 CCT(Continuous Cooling Transformation)곡선상의 Nose부가 Diagonal방향으로 당겨지게 되어 오스테나이트에서 페라이트+펄라이트로의 변태시간이 줄어들게 되어 생성되는 신선성에 불리한 베이나이트+마르텐사이트의 발생을 억제하기 위하여 laying head온도를 낮추고 펄라이트 변태시까지 극저온 조업을 하여 결정립 미세화 및 저온조직 생성억제를 통하여 신선성이 양호한 선재를 제조하는 실험결과를 설명하고자 한다.

2. 이론적 배경

2.1 스프링강의 발전 동향

스프링강이 주로 사용되고 있는 자동차 산업에서의 에너지 절감에 의한 경쟁력의 향상은 자동차 무게 절감에 의해 연료를 절약하는 것이 우선이라 할수 있는데, 그 중 automotive suspension용 스프링은 자동차의 수많은 부품 중에서 경량화에 기여도가 높은 부품 중의 하나로 생각되어져 왔다. 이와같이 suspension 코일 스프링의 무게 절감을 위해 선행 되어야 할 문제는 스프링강의 Sag Resistance의 향상이다. 우수한 SR을 갖는 스프링강은 높은 응력상태에서 영구 변형이 적기 때문에, 변형저항이 큰 스프링재료의 개발이 요구되어 왔다. 이러한 이유로 기존에 널리 사용되던 SAE6150(Cr-V계)합금강보다 Sag Resistance가 높은 Si 첨가강이 주목받기 시작하였으며, 그중 SAE9260(1.8~2.2% Si, SUP7)은 변형저항이 우수한 재료로 개발 되었으나, 표면탈탄에 따른 피로수명의 열화와 표면가공에 소요되는 cost 등이 문제점으로 발생하였다. 따라서 변형저항이 크고 표면탈탄을 감소시키지 않는 범위내에서 약간 감소시키고 탈탄방지에 효과적인 Cr을 첨가한 Si-Cr강인 SAE9254(SUP12)가 개발되었다. 이러한 SAE9254는 기존의 스프링강에 비하여 내피로성과 변형저항이 매우 우수한 재료로서 널리 사용되고 있는 실정이다.

그러나 현재 사용되고 있는 SAE9254의 우수성에도 불구하고, 피로수명의 향상을 위한 고청정도의 품질개선 노력과 함께, 부품의 경량화를 위해 바나듐(V)등의 합금원소의 첨가에 의해 보다 더 우수한 고응력 스프링강이 개발되었고 현재 텅스텐(W)을 첨가한 초고강도 스프링강의 개발이 요

구되어지고 있다.

2.2 엔진벨브 스프링강의 고객사 제조 공정

자동차 내부 연소기관에 장착되는 벨브 스프링의 가장 증대한 문제점은 적용온도에서의 작동 중에 일어나는 벨브 스프링의 load loss 또는 relaxation이다. 스프링에 있어서의 relaxation은 화학성분, Q/T 등의 제조조건이 고정되었을 경우 이미 알려진 공정인 hot prestressing으로 감소시킬 수 있다. 따라서 벨브 스프링제조공정에서의 기계적, 처리적 공정이 피로수명과 응력-온도완화(stress-temp. relaxation)에 미치는 영향을 문헌적으로 조사했다.

자동차 벨브 스프링재료로 사용되고 있는 소재는 크게 두종류로 다음과 같이 분류할 수 있다.

가. patenting처리후 신선하는 cold-drawn carbon steel.

나. 신선후 Q/T처리하는 carbon and low-alloy steel.

특히 후자의 경우 pre-hardende and tempered wire에 속하며 안정된 제조공정으로 인해 전자의 경우 보다 낮은 relaxation을 나타내기 때문에 선호하는 경향이 있다.

신선된 wire를 요구되는 스프링형상으로 coiling하는 장치로는 automatic coiling machine이 주로 사용되며, 개괄적인 공정을 나열하면 다음과 같다.

가. coiling

나. first low temperature stress relief

다. end grinding

라. second low-temperature stress relief

바. cold prestress

사. hot prestress

상기의 모든 공정이 최종 제품의 피로(fatigue)와 완화(relaxation)특성에 영향을 미치게 되는데 그들의 영향에 대한 구체적인 논술은 고객사 가공공정의 보안을 위해 생략한다.

2.3 야금학적인 고찰

스프링의 피로특성에 미치는 주요 인자는 다음과 같이 3가지로 분류할 수 있다.

첫째, 표면성질(표면흠, 표면조도, 표면탈탄 및 표면경도)

둘째, 청장도(비금속 개재물)

셋째, 미세조직

본 고에서는 스프링 제조시 발생하는 표면성질과 청정도를 제외하고 우선적으로 미세조직의 영향에 대해서 검토하고자 한다.

2.3.1 Sag Resistance

본 절에서는 스프링에 있어서 피로수명과 함께 중요한 성질로 평가되는 sag resistance의 측정방법 및 sag resistance에 영향을 미치는 인자를 스프링공정에서의 presetting과 성분 원소의 영향을 서술하겠다.

Coil spring 강 of the sag resistance의 측정을 위해서는 coil spring과 많은 시간이 소요되기 때문에 Bauschinger torsion test¹⁾(제안자, S.T.Furr)를 제안하였는데 이방법은 다음과 같이 설명할 수 있다. 시험편을 탄성한계 이상으로 forward direction한 후 하중을 제거, 다시 foward direction을 부여하여 이때 얻어진 torque-strain curve에서의 htsteresis loop area로 sag resistance를 평가하는 방법으로 이러한 torsion test방법을 적용함으로 Si함량변화에 따른 Si 함량 변화에 따른 Si-Cr강에서의 sag resistance를 상대적으로 평가하여 coil spring의 정적 또는 동적 시험과 유사한 결과를 얻었다.

H.Kawakami 등은 Si-Cr, Si-Cr-Mo, Si-Cr-V의 강종을 이용하여 합금성분이 sag resistance에 미치는 영향을 Bauschinger torsion test 방법으로 평가하였는데 Si-Cr강의 경우 가장 양호한 sag resistance(hysteresis loop area)를 얻었으며 합금원소 Cr은 함량이 증가함에 따라 sag resistance에 악영향을 미치는 것으로 나타났다. 또한 Si-Cr-Mo와 Si-Cr-V강에서도 이와 유사한 경향이 나타났다고 보고한 바 있다.³⁾

Fig1~2는 Si-Cr-V강과 SUP7에 대하여 austenitizing temp.와 AGS(austenite grain size)간의 관계를 나타낸 것인데, austenitizing temp.가 일정한 경우 Si-Cr-V강이 SUP7보다 미세한 AGS를 보임을 알 수 있다. Si-Cr-V강의 경우, Si함량의 증가로 인한 오스테나이트결정립에 미치는 영향은 관찰되지 않았으며 V이 결정립 미세화에 효과적임을 알 수 있다.³⁾

sag resistance(hysteresis loop area)에 미치는 grain size의 영향을 Fig3에 나타내었다. 결정립이 미세할수록 hysteresis loop area가 크며 이는 sag resistance가 우수하다는 의미가 된다. 한편 Si-Cr-V강의 AGS가 미세한 것은 V-carbide가 grain growth를 방해하기 때문인 것으로 알려져 있다.⁵⁾

이상의 문헌적 결과 들을 종합하여 보면 다음과 같이 요약 할 수 있다.

가.Si의 함량이 1.5%일 경우 가장 우수한 sag resistance를 보인다.

나.V첨가는 sag resistance의 개선 효과를 갖는다.

이러한 배경으로 개발된 Si-Cr-V강은 SRW60과 SAE9254+V첨가강을 들 수 있다.

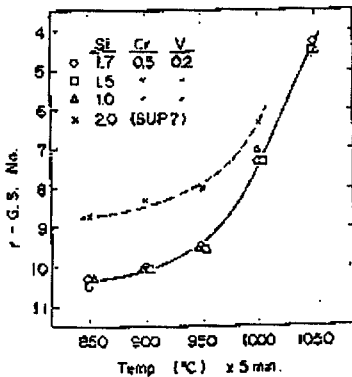


Fig1 Changes in AGS with austenitizing temp' and alloying elements.⁴⁾

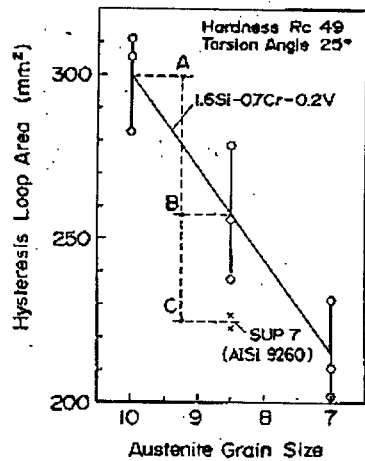


Fig3 Effect of the AGS(ASTM#) on the hysteresis loop area.¹⁾

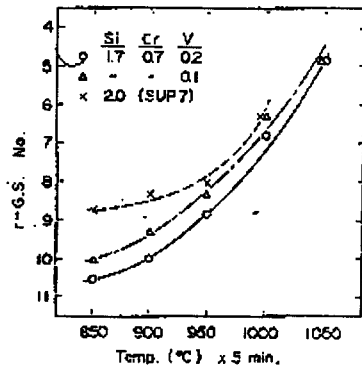


Fig2 Changes in AGS with austenitizing temp' and alloying elements.⁴⁾

2.3.2 저온조직 방지를 위한 기술 고찰

벨브 스프링용 선재인 SAE9254는 0.5C를 함유하는 고탄소강이면서 Cr, Mn을 첨가시킨 소입성이 우수한 강종이다. 본 고에서 설명하는 고강도 벨브 스프링 선재는 SAE9254에 C상향, V를 첨가하여 AGS를 미세화하고 석출강화를 목적으로 고강도화를 이루는데 성공하였으나 첨가된 합금 원소에 의해 선재압연시 Stelmor conveyor상의 냉각과정에서 국부적인 과냉조직(martensite, bainite)이 발생하기가 쉽다. 이러한 과냉 조직으로 인해 2차가공 공정인 신선 가공시 신선성이 저하되어 종래에는 신선전에 소둔처리한 후 신선하였지만 최근 성에너지 측면에서의 소둔공정의 생략이 크게 요구되고 있는 실정이다.

이와 같이 고탄소 합금강 선재인 SAE9254+V의 경우, 당사 뿐만 아니라 선진 제철소에서도 선재 냉각시 과냉조직이 발생하여 신선성의 저하를 초래하였으나, 제어압연 및 제어냉각 기술을 적용하여 신선전 소둔처리를 생략할 수 있는 선재를 생산하고 있다. 즉 일본 Mill의 경우 압연속도를 당사보다 느린 속도로하여 저온가열, 저온압연, 저온권취에 의한 AGS 미세화에 따른 소입성의 저하 및 극서냉을 실시하여 과냉조직을 제어 하였다.

그러나 현재 당사의 설비가 이들 제철소와 유사함에도 불구하고 과냉조직의 제어가 어려운 이유는, 압연속도 감소에 따른 생산량 감소등의 문제가 있기 때문에 압연속도 감속은 현실적으로 곤란하여 본 고에서는 제어냉각에 의한 과냉조직을 제어할 수 있는 방법을 모색, 설정하였다.

SAE9254 강종의 V첨가에 따른 CCT곡선 형태의 변화는, V첨가시 첨가하지 않은 경우에 비하여 Pealite 생성 개시온도가 장시간 및 낮은 방향으로 이동되는 경향을 보여 변태에 소요되는 시간이 길어지는 경향을 관찰할 수 있었다.

Si-Cr계 스프링강에 미량 첨가원소인 V를 첨가하였을 때 미세한 AGS를 얻을수 있었으며 소입성 및 기계적 성질의 측면에서 우수한 성질을 얻은 바 있다.

또한 V첨가에 따른 AGS의 미세화 효과는 고강도, 고연성의 선재를 얻을 수 있는 장점이 있다. 그러나 성에너지 및 가격 경쟁력의 측면에서 현재 요구되는 풀림처리를 생략할 수 있는 신선성이 양호한 조직을 stelmor cooling system으로 확보하기 위해서는 기존의 SAE9254 강종보다 좀 더 엄격한 냉각조건의 조절이 요구 되었다. 기존의 경우 카바내에서 0.30m/sec의 conveyor속도에서 신선성이 양호한 조직을 확보하였으나 V첨가강의 경우 CCT곡선의 형태가 SAE9254에 비해 장시간 및 낮은 온도방향으로 이동함으로 냉각개시점인 laying head temp.를 낮추고 pealite변태의 nose근처에서 최대한 서냉 카바내에서의 유지시간을 확보하여 선재의 접침부위에서도 완전 pealite변태를 이루어 저온조직을 방지 하였다.

3. 선재공장 실적용 결과

3.1 당사 선재공장 압연조건

기존의 SAE9254강종에 바나듐(V)의 석출강화를 목적으로 적정량인 0.2%를 첨가하였다. 그 이유는 0.15%이하에서의 바나듐계 석출물들이 적게 분포하여 영구변형성 개선 효과가 충분치 못하기 때문이고, 0.25%이상에서는 바나듐이 석출하여 영구변형성 개선에 기여하는 석출물의 양보다 모재에 고용되는 양이 증가하여 비금속개재물과 같은 작용을 하기 때문에 피로특성의 저하를 초래한다. 연주Bloom을 강편공정을 거쳐 160×160mm각의 billet로 만들어 가열온도를 1000℃로 추출하여 고온가열시 발생하는 결정립조대화를 방지하고 1000℃이하에서 추출시 조압연기의 부하를 최소화 하였다.

또한 기존의 경우는 사상압연 전에 물분사를 실시하지 않아 통상 1000℃이상의 온도에 사상압연을 실시하여 사상압연을 거치면서 오스트나이트는 급속히 조대화되어 재결정이 일어나게 된다. 그러한 이유 본 실험에서는 사상압연전에 물분사를 실시하여 사상압연전 소재를 냉각함으로써

사상압연에서 가공량이 증대되고 오스테나이트 결정립이 미세화되어 목표 인성과 강도를 확보하고 합금원소 첨가에 따라 CCT(Continuous Cooling Transformation)곡선상의 Nose부가 Diagonal 방향으로 당겨져 오스테나이트에서 페라이트+펄라이트로의 변태시간이 줄어 생성되는 신성성에 불리한 베이나이트+마르텐사이트의 발생을 억제하기 위하여 laying head 온도를 낮추고 펄라이트 변태시 까지 극서냉조업을 하여 결정립 미세화 및 저온조직 생성억제를 통하여 신성성이 양호한 선재 제조조건을 정립하였다.

3.2 저온조직 억제를 위한 냉각TEST 결과

본 시험에서의 냉각조건은 Table1과 같이 기존의 SAE9254대비 바나듐(V)첨가에 의해 오스테나이트에서 페라이트+펄라이트로의 변태시간을 확보하기 위해 laying head 온도를 낮추고 펄라이트 변태시까지 극서냉조업 실시하였다.

Table1 Rolling and cooling condition

구분	Furance Temp'	Pre-Cooling	L/H Temp' (°C)	C/V Speed						Cover
				E.L	#1,2	#3,4	#5,6	C.L	#7	
SAE9254	1000°C	off	780	0.25	0.25	0.27	0.30	0.35	0.40	All Close
V	1000°C	off	819-838	0.15	0.15	0.15	0.20	0.33	0.40	
		on(#19)	758-785							

냉각 구간별 온도변화와 Line 및 선재Ring부위별 냉각속도는 Fig4 와 Table2에 나타내었다

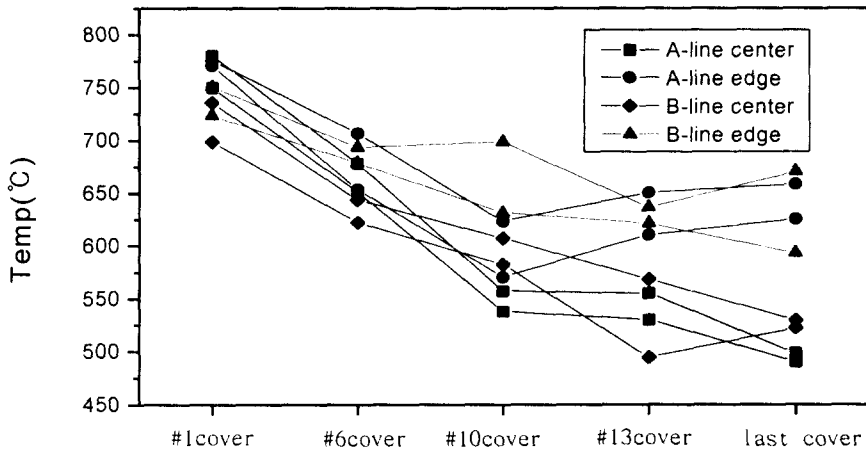


Fig4 냉각 구간별 온도측정 결과

※ center : 선재Coil이 겹치지 않은부위(냉각속도 빠름)
edge : 선재Coil이 겹쳐진 부위(냉각속도 느림)

바나듐(V)첨가에 따른 냉각특성은 V첨가로 소입성이 증가되어 CCT 곡선이 우측으로 이동되어 냉각속도가 $\geq 1.0^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 일때는 저온조직 발생이 필수적이다. 따라서, 냉각속도를 극서냉하여 카바내 최대 냉각속도인 A-Line center부($0.60^{\circ}\text{C}/\text{sec}$)의 경우에도 CCT 곡선상에서 볼때 완전 펄라이트 변태가 종료됨을 알수 있으며 edge부의 경우 $0.26\sim 0.32^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 로 카바내에서 380sec 유지되는 동안 펄라이트변태가 종료됨을 알 수 있다. 냉각속도에 따른 변태여부를 V첨가량의 CCT 곡선을 Fig5에 표시하였다.

Table2 cooling rate in SAE9254+V

구 분		Cover 입구온도(℃)	Cover 출구온도(℃)	cooling rate (℃/sec)	비 고
A-LINE	Center	780	500	0.60	- C/V Speed :0.15m/s - C/V length :57m
	Edge	770	650	0.32	
B-LINE	Center	735	530	0.54	
	Edge	750	650	0.26	

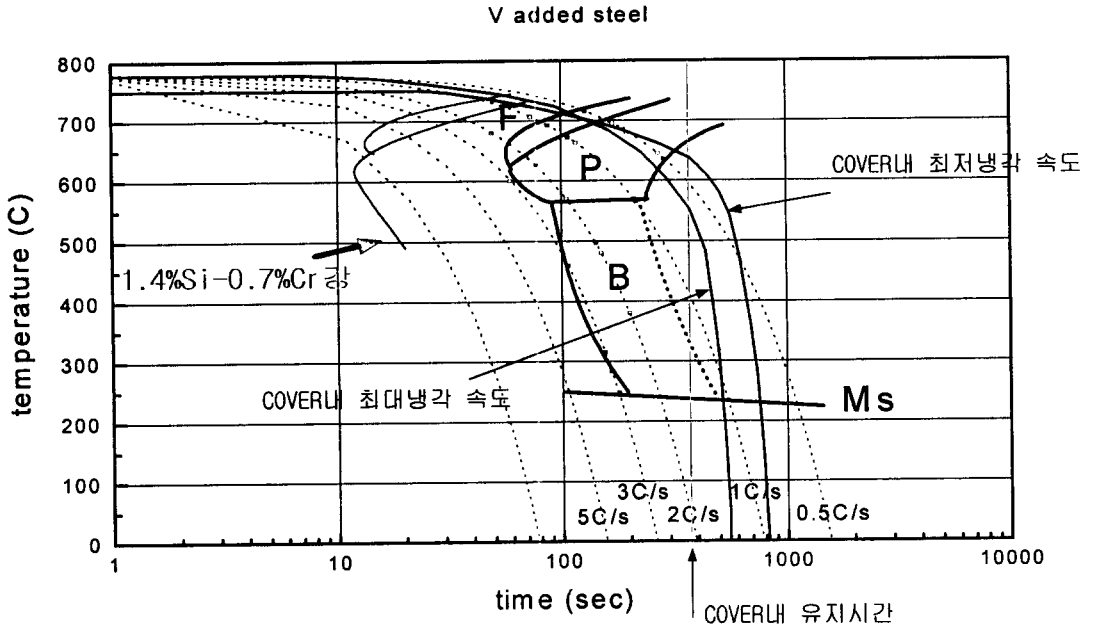


Fig5 Continuous cooling transformation diagram for SAE9254+0.2%V steel

3.3 분석 결과

상기 냉각조건으로 SAE9254+0.2%V강의 압연결과 시편 Coil의 edge, center부 모두 저온조직 (베이나이트+마르텐사이트) 미발생되었으며, 전Coil T.S실적 114~122kg/mm²으로 SAE9254강 대비 향상 및 T.S편차 또한 적게 분포되었다. 선재 ring시편을 8등분하여 실시한 T.S실적을 Fig6에 표시하였다. SAE9254강과 미량 합금첨가 원소인 바나듐(V)강의 동일 오스테나이트화 시간에 따른 as-quenched조직을 보면 V첨가강이 lath martensite의 morphology가 상당히 미세해진 것을 관찰할 수 있었으며 이것은 V첨가에 따른 as-quenched조직의 변화는 AGS의 미세화에 기인한 것으로 판단된다. SAE9254강과 SAE9254+V강의 조직의 조직미세화는 Fig7에서 비교할 수 있다.

4. 결론

선재제품중 초 고부가가치강인 SAE9254+0.2%V첨가강의 개발로 바나듐계 석출물에 의한 스프링의 고강도(OT선-220kg급)화를 이루었으며, 압연시 소입성이 높은 Mn, Cr, V등의 함유량 증가로 인해 발생하는 저온조직을 방지를 위해 가열로에서 빌렛(Billet)를 저온추출하여 조압연, 중

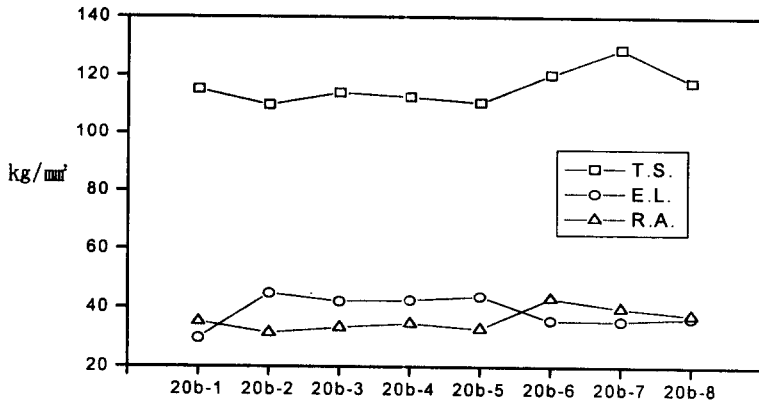


Fig6 Tensile strength and reduction of area of SAE9254+0.2%V steel



Fig7 Optical microstructures of oil-quenched martensite austenitized at 850°C for 15min

간압연기를 거쳐 물분사로 소재를 냉각한후 사상압연을 실시하여 사상압연에서 가공량이 증대되고 오스테나이트 결정립의 미세화로 목표 인성과 강도를 확보하고 CCT(Continuous Cooling Transformation)곡선상의 Nose부가 Diagonal방향으로 당겨지게 되어 오스테나이트에서 페라이트+펄라이트로의 변태시간이 줄어들게 됨으로 생성되는 신성성에 불리한 베이나이트+마르텐사이트의 발생을 억제하기 위하여 laying head온도를 낮추고 펄라이트 변태시까지 극서냉조업을 하여 결정립 미세화 및 저온조직 생성억제를 통하여 신성성이 양호한 선재를 제조하는데 성공하였다.

4.1 향후 계획

스프링강 소재의 AGS미세화로 고인성 고강도 제조기술확보를 위해 압연중 물분사 수냉장치를 정상화하여 우수한 기계적성질 확보로 고객사 기공에 한층 도움이 되는 소재확보에 노력할 것이며 고Si에 의해 발생하는 ferrite탈탄 방지 기술 개발로 당사 고유의 선재기술개발에 주력하여 고객과 함께 성공할수 있는 제품개발에 노력 할 것이다.

Reference

1. S.T.Furr : SAE paper 800479 (1981)
2. S.Benrong : ISIJ, June, 6-10 (1988,412)
3. H.Kawakami : SAE paper 820128 (1982)
4. H.C.Choi : Development of Valve Spring Wire Rods (1991)
5. H.J.Tata et al : SAE paper 80480 (1982)