

중탄소 스프링강의 연성에 미치는 미세조직의 영향

이현권 · 이상우*

금오공과대학교 신소재시스템공학부

Effects of Microstructure on Ductility of Medium Carbon Spring Steels

Hyun-Kwuon Lee, Sang-Woo Lee*

School of Advanced Materials & System Engineering, Kumoh National Institute of Technology,
Gumi 730-701, Korea

Abstract Effects of retained austenite contents on ductility of medium carbon spring steels according to steel alloy compositions and heat treatment conditions were studied. Contents of retained austenite varied with steel compositions and heat treatment conditions, and some retained austenite were found to transform to martensite on stress. Reduction of area (RA) increased with contents of retained austenite, then saturated through its maximum, and subsequently decreased. Increase in RA with retained austenite contents could be due to crack blunting effect by retained austenite on stress, however, more contents of martensite transformed from retained austenite in its higher contents could cause decrease in RA.

(Received February 18, 2009; Revised February 24, 2009; Accepted February 27, 2009)

Key words: Carbon steel, Composition, Heat treatments, Retained austenite, Ductility, Martensite transformation

1. 서 론

최근 들어 자동차 경량화와 원가 절감을 위해 엔진벨브용 고강도 스프링강의 개발이 진행되어 왔다. 자동차 엔진벨브용으로 사용되는 스프링강의 인장강도 수준은 최대 2100 MPa급이었으나, 최근 일본에서는 인장강도 2200 MPa급 스프링강 소재를 개발 중에 있으며, 국내에서도 2005년부터 인장강도 2300 MPa급 강 개발에 착수하여 2006년 말 소기의 성과를 거둔 바 있다. 2300 MPa급 스프링강 개발에서는 일반적으로 탄소함량을 중탄소 범위로 하고 첨가되는 Si, Cr, Ni, V, Mo, B 등의 함량을 변화시켜 최적의 합금 성분계를 결정한 후, 열처리조건을 바꿔가며 스프링강을 제조하여 기계적 특성과 미세조직 등을 분석하는 과정을 거치게 된다.

탄소강의 연성 및 인성에 미치는 잔류 오스테나이트의 효과에 대해서는 이미 여러 가지의 연구결과가 발표된 바 있다. 잔류 오스테나이트의 균열 둔화효과(crack blunting effect)를 보고한 연구에서는 조직 내의 잔류 오스테나이트를 본질적으로 연한 상으로

생각하여 균열 선단의 응력이 완화됨으로써 연성 및 파괴인성이 증가한다고 하였다[1-2]. 또한 잔류 오스테나이트 자체는 인성이 충분치 못하여 균열둔화의 효과는 기대할 수 없고 마르텐사이트의 래스 사이에 존재하는 잔류 오스테나이트가 균열 전파 시 주위의 래스와 결정방위가 다른 새로운 마르텐사이트로 유기 변태되어 벽개파괴의 경로가 바뀜으로써 실질적으로 결정립미세화와 같은 효과를 일으키고, 또한 변태에서 생기는 변형으로 외부응력이 완화되어 연성 및 인성이 증가한다고 주장되기도 하였다[3-6].

0.64% C-1.4% Si 스프링강에 대한 Yaritha[7]의 연구결과에서는, 잔류 오스테나이트 분율이 증가할수록 파단까지의 총연신율은 증가하는 반면 단면감소율(Reduction of Area, RA)은 감소한다는 결과를 보였다. 이는 소성변형 중에 잔류 오스테나이트가 새로운 마르텐사이트로 변태됨에 따라서 큰 가공경화로 인해 넥킹이 지연되기 때문이라고 설명된 바 있다. 표면에 노치가 없는 시편을 굽힘 시험했을 때 파단될 때의 굽힘 각도는 잔류 오스테나이트 양이 증가할수록 그 각도가 증가하지만 미리 노치를 만든 시

*E-mail : sangwoo@kumoh.ac.kr

편을 굽혔을 때는 잔류 오스테나이트의 양이 증가할 수록 작은 각도에서 파괴되는 결과로 나타났다. 파단 면의 형태는 잔류 오스테나이트 양이 적을 때는 연성파괴 형태이나 잔류 오스테나이트 양이 많을 경우에는 입계파괴 형태로 나타났다.

본 연구의 예비시험에서, 중탄소(~0.6% C) 함량에 Si, Mn, Cr, V, Ni 등이 적당량 첨가된 합금조성에서 조성 및 열처리 조건 변화에 따라 인장시편의 파단 후 RA값이 확보되지 않는 취성파괴거동을 보이거나 동일한 제조 조건에서도 RA값이 큰 편차(0~40%)를 나타내는 현상을 관찰하였다. 이러한 문제는 최대 약 15%에 이르는 잔류 오스테나이트가 조대한 과상으로 존재함에 따라서 인장변형 시 잔류 오스테나이트가 취약한 쌍정 마르텐사이트로 응력유기 변태되기 때문에 연성이 저하되는 것 때문으로 추측되었으며, 고강도를 유지하면서 RA값을 향상시키기 위해서는 잔류 오스테나이트의 양의 최적화와 이를 가능하게 하는 합금설계와 열처리 조건의 최적화가 필요하다는 결론을 잠정적으로 얻게 되었다.

본 연구에서는 2300 MPa급 엔진밸브용 고강도 스프링강의 연성에 미치는 미세조직의 영향을 관찰하고자 하였다. 이를 위해 스프링강 제조용 합금조성과 그 열처리 조건 변화에 따른 잔류 오스테나이트 양 변화를 관찰하고 이에 따른 인장특성과 미세조직을 관찰하였으며, 이 결과를 토대로 고강도 스프링 강에서 잔류 오스테나이트의 형성과 연성에 미치는 영향을 관찰 하였다.

2. 실험방법

Table 1에 본 연구에서 사용한 스프링강 제조를 위한 화학조성과 그 표기를 나타내었다. ~0.6%의 중탄소 함량에 Si, Mn, Cr, V 및 Ni가 적당량 첨가된 조성(C1)을 기본으로 하여, 여기에 Mo가 첨가

된 조성을 C2, 그리고 Mo와 B가 동시에 첨가된 조성을 C3라 하였다.

시험편은 선재를 사용하였으며, 열처리 조건에 따른 잔류 오스테나이트 함량 변화를 관찰하기 위해 조성에 따라 열처리 조건을 달리하여 시험하였다. 오스테나이트화 처리 조건은 950°C에서 5분으로 고정하였으며, 이를 20°C~80°C로 오일 퀴칭한 후 400°C~500°C에서 3~5분 동안 템퍼링하고 급랭시켰다.

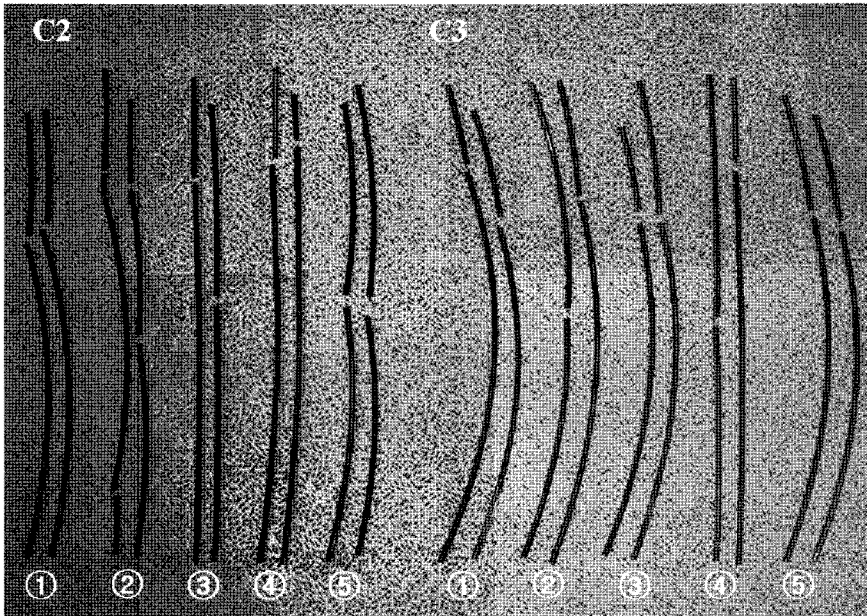
열처리한 시편의 기계적 특성을 평가하기 위하여 인장시험을 실시하였다. 이때 시험조건은 만능시험기(INSTRON사의 모델-4468, 최대하중5톤, 기계식)를 이용하여 선전재를 휘어진 모양 그대로 그립에 물려서 10 mm/min의 속도로 인장하였다. 선전재를 곧게 펴서 인장시험을 실시한 경우에는 휘어져있는 선전재를 1차적으로 인장시험기에 물려서 항복점까지 변형을 준 후 펴진 시료를 열처리를 실시하여 다시 인장시험을 실시하였다. 제조된 스프링강용 선재의 연성은 인장시험편의 RA값 측정을 통해 측정하였다.

FE-SEM(JSM-6500F, JEOL, Japan)을 이용하여 인장 파단면의 형상과 개재물 형상을 관찰하였으며, EDS(INCA-Energy, Oxford, England)를 이용하여 개재물의 성분분석, 원소 매핑 및 잔류 오스테나이트의 분포를 분석하였다. TEM(JEM-2100, JEOL, Japan) 관찰을 위해 각 조건 별로 열처리한 시료를 미세연마한 후, 전해액(Acetic acid 95% + Perchloric acid 5%)을 사용하여 제트전해 연마하였다.

잔류 오스테나이트 분율의 측정은 FE-SEM에 장착된 장치(Oxford사의 INCA-Crystal)를 사용한 전자후방산란회절(Electron Back Scattered Diffraction, EBSD)을 이용하였다. EBSD 측정시 픽셀 면적은 $\times 10,000$ 배율에서 $0.002 \mu\text{m}^2$ 이었고 배율에 따라 그 크기를 조절하였다. 잔류 오스테나이트 분율의 정량화는 EBSD 장치에 내장된 프로그램을 이용하였다.

Table 1. Chemical compositions of steel wires and specimen designation (wt%)

	C	Si	Mn	Cr	V	Ni	Mo	B
C1	0.62	2.50	0.70	< 2.0	< 0.3	< 1.0	-	-
C2	0.62	2.10	0.70	< 2.0	< 0.3	< 1.0	< 0.5	-
C3	0.65	2.20	0.70	< 2.0	< 0.3	< 1.0	< 0.5	< 200 ppm



	C2					C3				
	①	②	③	④	⑤	①	②	③	④	⑤
Quenchant Temp. (°C)	20	50	50	50	80	20	50	50	50	80
Tempering Temp. (°C)	450	400	450	500	450	450	400	450	500	450

Fig. 1. Fractured steel wire specimens of C2 and C3 after heat treatment and subsequent tensile test.

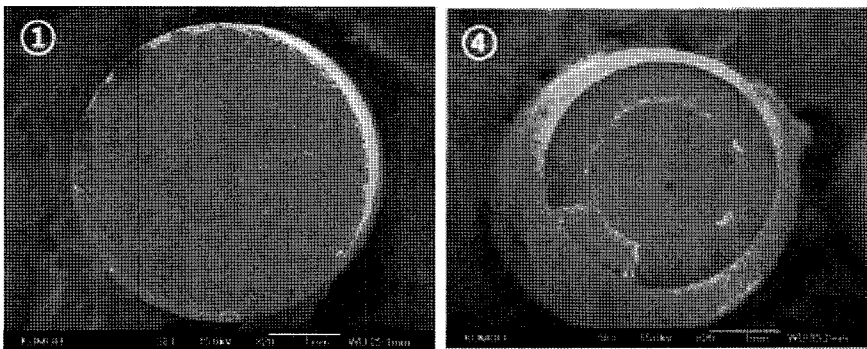


Fig. 2. SEM micrographs showing morphology of fracture surfaces of C3 composition with heat treatment ① & ④ after tensile test.

3. 결과 및 고찰

Fig. 1에 특정 조건에서의 열처리 후 C2 및 C3 선재의 인장시험결과를 나타내었다. C2와 C3 조성 선재 모두 인장시험 시 ④의 경우를 제외하고는 모

든 열처리조건에서 취성파괴거동을 나타내었다. 이러한 파괴거동의 차이는 Fig. 2의 인장시험 후 파단면 관찰결과에서 확인할 수 있는데, 대표적으로 C3 조성의 ①과 ④ 조건에서의 열처리 후 인장파단면 관찰사진을 보였다. ④의 경우에도 상대적으로 높은 템

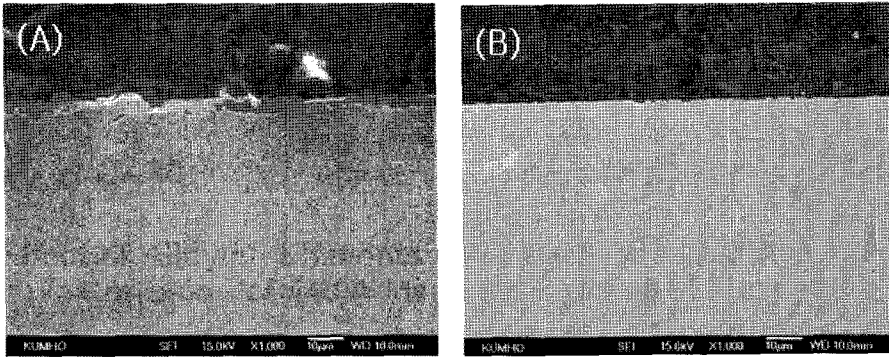


Fig. 3. SEM micrographs showing morphology of near-surface of C3 steel wire after heat treatment. (A) without surface polishing, (B) with surface polishing.

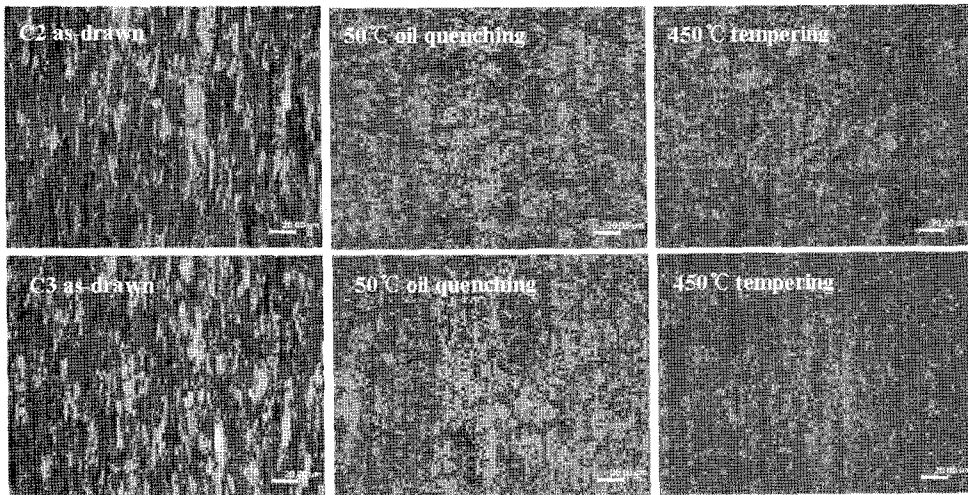
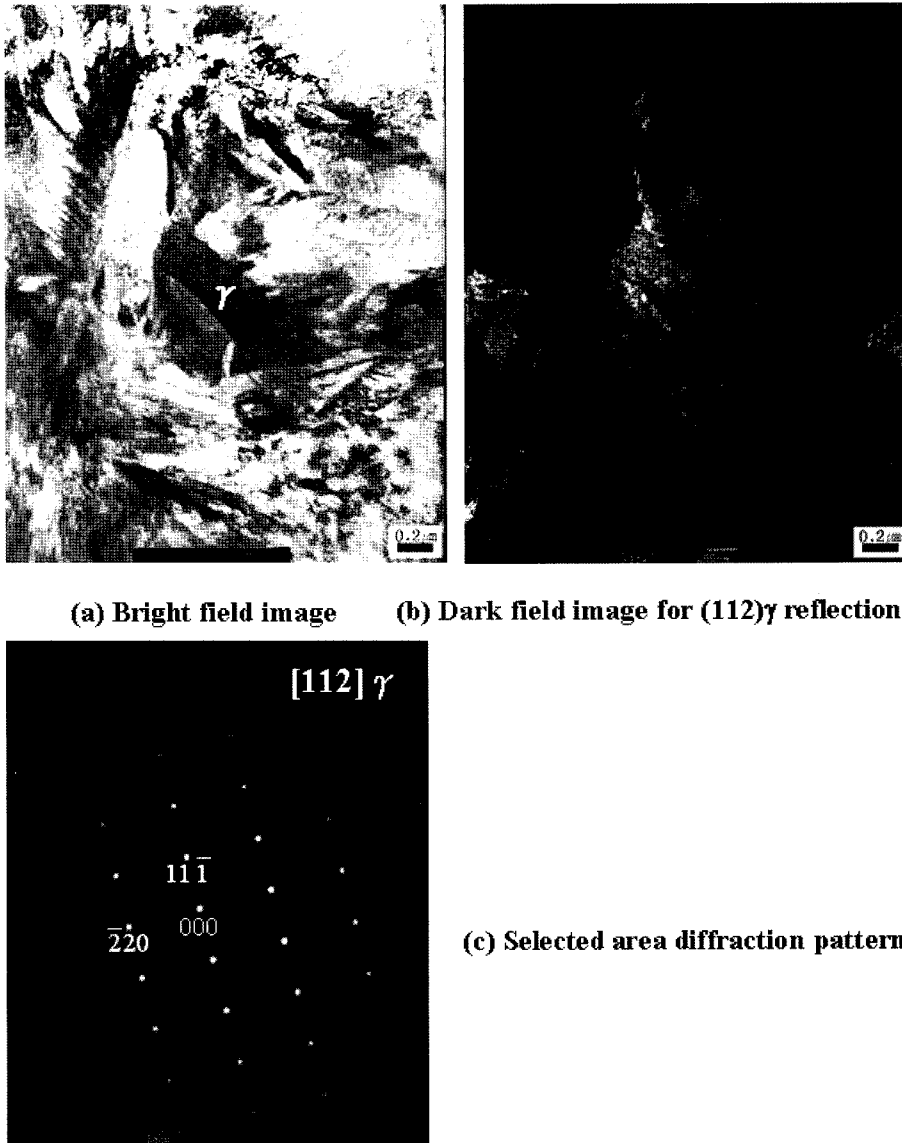


Fig. 4. Optical micrographs of C2 and C3 steel wires after as-drawn, 50°C oil quenching, and 450°C tempering, subsequently.

퍼링 온도로 인해 낮은 인장강도 값을 보였으나 RA 값은 낮았다. 취성파괴의 원인으로 추정 가능한 열처리 시의 표면 산화층이나 급랭 시의 미세 균열 유무를 관찰하기 위해 오스테나이트화 하고 급랭시킨 C3 조성 시편을 표면연마처리 또는 미처리한 후 템퍼링한 시편의 표면층을 관찰하였으며, 그 결과를 Fig. 3에 나타내었다. 이때의 열처리 조건은 Fig. 1의 조건과 동일하였다. 표면연마를 하지 않고 템퍼링한 시편(Fig. 3의 A)의 경우, 수 μm 두께의 산화층을 보였으나 미세 균열은 보이지 않았으며, 표면을 연마하여 템퍼링한 경우(Fig. 2의 B)에는 표면산화층 및 미세균열 모두 관찰되지 않았다. 이러한 결과로부터 취성파괴가 일어나거나 낮은 RA값을 나타내는

원인이 선행 열처리에 따른 구조적 결함에 기인하는 것이 아니라 잔류 오스테나이트 같은 선재 내부의 미세조직 특성에 기인하기 때문으로 판단된다.

Fig. 4에 C2 및 C3 조성 선소재의 미세조직과 각 단계별 열처리 후 미세조직의 광학현미경 관찰 결과를 나타내었다. C2와 C3의 선선상태 미세조직은 전형적인 미세조직을 보였으나, 오스테나이트화 이후 50°C에서 오일에 급랭시킨 조직과 급랭 후 450°C에서 템퍼링한 조직의 경우 모두 마르텐사이트 조직을 나타내었다. 아울러 시편 내부와 표면에서의 미세조직상의 차이점은 보이지 않았으며 큰 개재물이나 미세균열 역시 관찰되지 않았다. Fig. 5는 950°C에서 용체화처리하고 450°C에서 템퍼링한 C3 열처리 선



(a) Bright field image (b) Dark field image for (112) γ reflection

(c) Selected area diffraction pattern

Fig. 5. TEM micrographs of C3 steel wire showing retained austenite after heat treatment.

재에서 잔류 오스테나이트를 보여주는 TEM 관찰 조직사진이다. 내부에는 미소쌍정(micro twin)을 가진 쌍정형 마르텐사이트의 형상이 보이고 있으며, 잔류 오스테나이트 역시 일정량 존재하는 것을 확인할 수 있었다. Fig. 6는 C2 및 C3 조성 신선재의 열처리 후 잔류 오스테나이트의 분포를 측정된 EBSD 결과이다. 모든 열처리 조건에서 인장시험 시 취성과 피(RA = 0%)를 보였으며 잔류 오스테나이트는 7~8% 정도의 적은 양이 미세하게 분포되어 있었다.

Fig. 7에 잔류 오스테나이트 변형 시 마르텐사이트로의 유기 변태 결과를 나타내었다. 열처리된 C1 조성 강선의 단면을 Brinell 경도계에서 압흔하여 소성 변형된 부위와 변형을 받지 않은 부위의 EBSD 분석을 하였다. 소성변형 받지 않은 부위에서는 9.3%의 잔류 오스테나이트가 존재하고 미세한 것과 조대한 것이 혼재하였으나, 압흔 불에 의해 소성변형을 받은 부위에서는 조대한 오스테나이트가 상당부분 사라지고 남아있는 잔류 오스테나이트의 양도 6.2%로

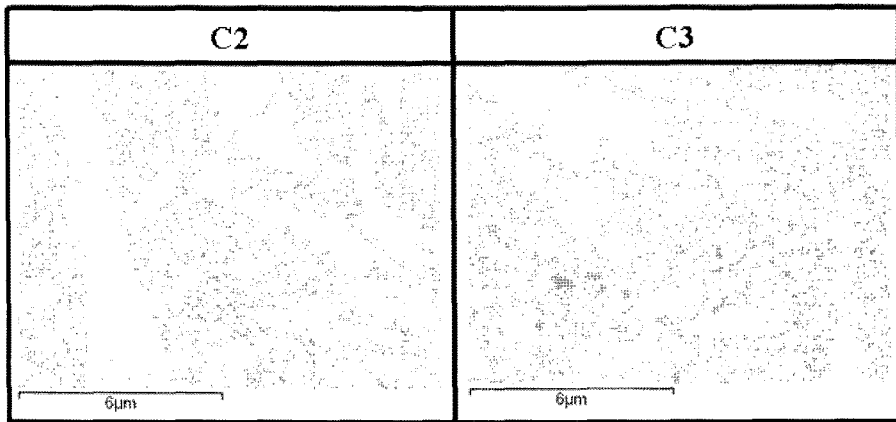


Fig. 6. EBSD phase map of C2 and C3 steel wires showing fine distribution of retained austenite after heat treatments.

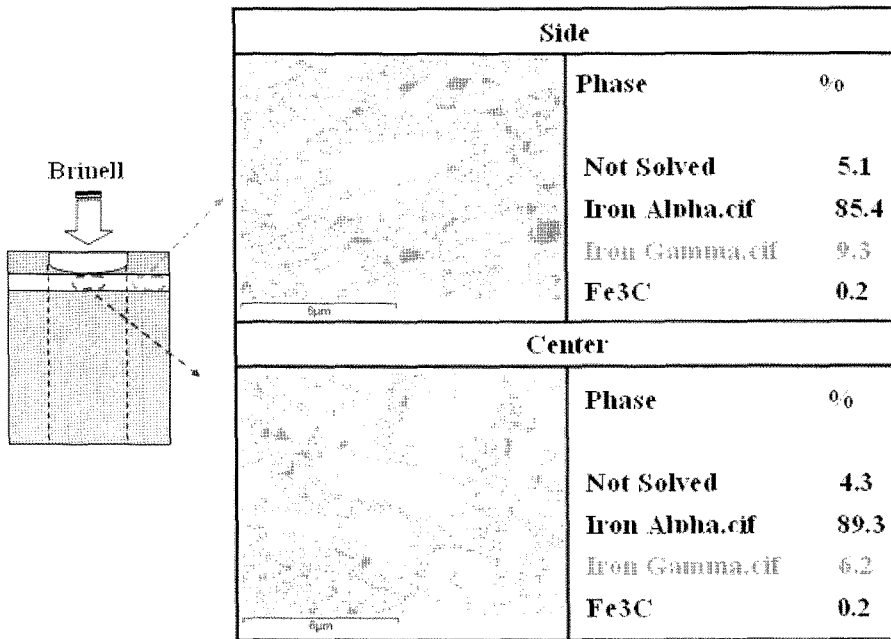


Fig. 7. EBSD analysis showing stress induced martensite transformation of retained austenite in C1 steel wire.

감소하였다. 이는 인장시험 중 잔류 오스테나이트가 마르텐사이트로 유기 변태된다는 사실을 보여주는 것이다.

Fig. 8에는 급랭온도를 20, 50, 80°C로 달리하였을 때 C1 및 C2 선재의 급랭 온도에 따른 잔류오스테나이트 함량과 RA값의 변화를 나타내었다. C1 선재의 경우에는 잔류 오스테나이트의 분율이 약 7~11%로 그 형태 또한 조대한 괴상의 형태로 내부

에 많이 존재하고 있었으며, RA값이 20~30%에 이르는 분포를 나타내었다. C2 선재의 경우에는 7~9%의 잔류 오스테나이트가 괴상의 형태로 내부에 존재하였으며 RA값이 25~35%의 분포를 보였다. Fig. 8의 결과는 잔류 오스테나이트 함량이 너무 적어도 RA값이 작고, 잔류 오스테나이트 함량이 너무 많아도 RA값이 작게 되며, 어떤 적정함량의 잔류 오스테나이트를 함유할 경우에 RA값이 최대가 된다

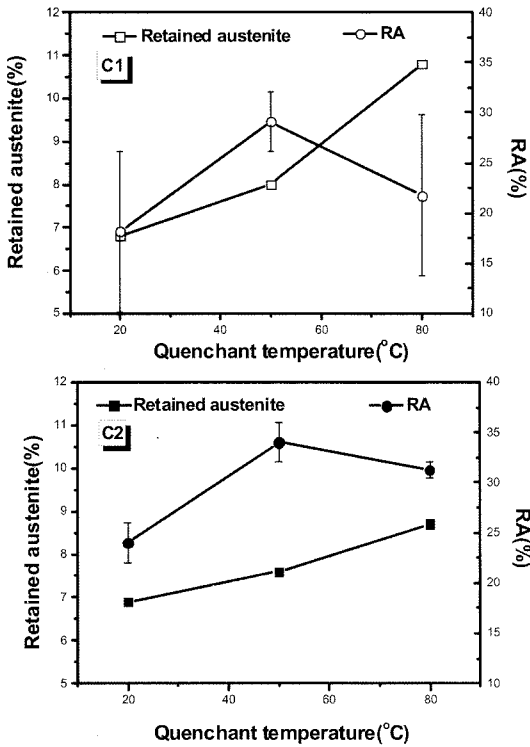


Fig. 8. Retained austenite and RA of C1 and C2 steel wire as a function of quenchant temperature.

는 것을 보이고 있다. Fig. 8의 결과와 이전의 결과를 종합해볼 때, 스프링강용 선재의 조성과 다양한 열처리 조건에 따라 잔류 오스테나이트의 함량과 분포형태가 변화하며, RA값은 잔류 오스테나이트의 함량에 따라 비례관계 또는 반비례관계를 보인다는 사실을 확인할 수 있었다. 이를 Fig. 9에 종합적으로 나타내었다. 잔류 오스테나이트의 함량이 7% 이하일 경우에는 RA값이 20% 이하이고 특히 잔류 오스테나이트 함량이 5% 이하일 경우에는 RA값이 거의 0%로서 매우 큰 취성을 보였고, 잔류 오스테나이트 함량이 12% 이상일 경우에도 RA값이 10% 미만을 나타냈다. 반면 잔류 오스테나이트 함량이 10% 전후인 경우에는 RA값이 35%를 상회하는 만족할만한 연성을 나타내는 것으로 나타났다. 시편이 외부 응력에 의해 균열이 발생하고 이 균열이 전파될 때 균열 선단에 발생하는 응력집중에 의해 잔류 오스테나이트는 마르텐사이트로 일부 응력유기 변태되지만, 일부는 그대로 남아 있을 수 있다. 이렇게 남아 있는 잔류 오스테나이트는 균열 선단을 둔화시켜 균열

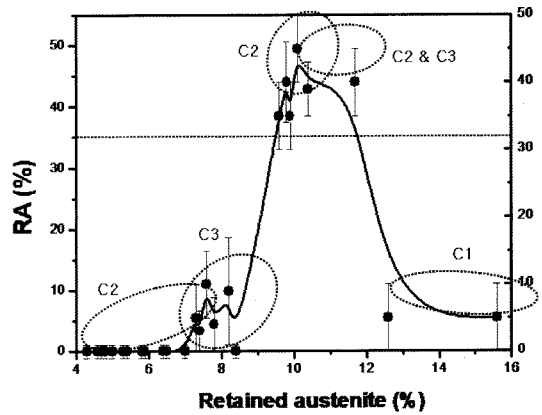


Fig. 9. Dependence of RA on retained austenite contents according to different steel alloy compositions and various heat treatments.

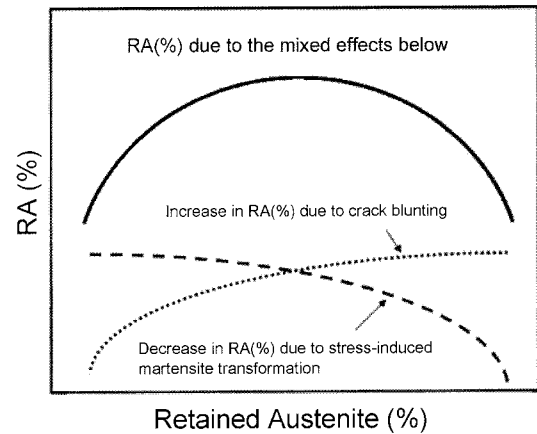


Fig. 10. Schematic diagram showing effects of retained austenite contents on RA.

전파를 지연시키는 균열둔화효과(crack blunting effect)를 나타내어 RA값에 도움이 될 것으로 판단 된다. 균열둔화효과 면에서 볼 때, 잔류 오스테나이트의 함량이 증가되면 RA값은 향상될 것으로 판단 된다. 다만, 잔류 오스테나이트의 함량이 증가함에 따라 응력유기변태로 생기는 취약한 쌍정 마르텐사이트의 양이 많아지는 것은 오히려 RA값을 저하시키는 요인이 될 것이다. 결국 RA값을 향상시키기 위해서는 잔류 오스테나이트의 함량을 적절히 유지해야 하는 것으로 판단된다. 이를 Fig. 10에 도식적으로 나타내었다.

4. 결 론

합금 조성 및 열처리 조건에 따른 잔류 오스테나이트 함량이 스프링강용 중탄소강의 연성에 미치는 영향을 연구한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 합금 조성파 열처리 조건에 따라 중탄소강 내 잔류 오스테나이트 함량은 변화되며, 변형 시 잔류 오스테나이트의 일부가 마르텐사이트로 응력유기변태 하였다.
2. 인장 시험 시 RA값은 잔류 오스테나이트 함량에 따라 증가하다가 최고점을 지나 감소하는 경향을 나타내었다.
3. 변형 시 잔류 오스테나이트는 균열 전파를 지연시키는 균열둔화효과 나타내어 RA값에 도움이 될 것으로 판단되나, 오스테나이트 함량이 증가하면 응력유기변태로 생기는 취약한 쌍정 마르텐사이트의 양이 많아지면서 오히려 RA값을 저하시키는 요인으로 작용할 것으로 판단된다.

감사의 글

본 연구는 2006년도 금오공과대학교 학술연구비(2006-104-058)로 수행되었으며, 이에 감사드립니다.

참고문헌

1. C. A. Pampillo and H. W. Paxton : Metall. Trans., **3** (1972) 2895.
2. H. Haga : Trans. ISIJ, **13** (1973) 141.
3. J. I. Kim and J. W. Morris : Jr., Metall. Trans., **11A** (1980) 1401.
4. C. K. Syn, B. Fultz, and J. W. Morris : Jr., Metall. Trans., **9A** (1978) 1635.
5. H. J. Rack and D. Kalish : Metall. Trans., **2** (1971) 3011.
6. D. Frear and J. W. Morris : Jr., Metall. Trans., **17A** (1986) 243.
7. H. Yarita : 스프링論文集 第43號 (1998) 1.