[논 문] 한국재료학회지
Korean Journal of Materials Research
Vol. 15, No. 10 (2005)

스프링용 스테인레스강 304H 신선재의 가공경화에 미치는 Mo와 Cu 농도의 영향

김 상 원†
포항산업과학연구원 부품신소재연구센터 신금속연구실

Effect of Mo and Cu Contents on Work Hardening of Cold Drawn Stainless Steel 304H Wires for Spring

S. W. Kim†
New Materials & Components Research Center, Research Institute of Industrial Science & Technology (RIST)

(2005년 5월 6일 받음, 2005년 9월 13일 최종수정본 받음)

Abstract To investigate the effect of Mo and Cu contents on tensile strength of cold drawn stainless steel 304H wires, metallographical and mechanical tests were performed for the wire specimens drawn to different drawing strains at room temperature. It was confirmed that the contents of Mo and Cu have little influence on the tensile strength of drawn specimens, even though the strain induced martensite transformation decreased with increasing the contents of Mo and Cu. These results were explained by the strengthening of the formed martensite itself due to the solid solution effect of interstitial solutes, carbon and nitrogen. The contents of these elements were slightly higher in the specimens containing additionally added Mo and Cu.

Key words stainless steel 304H, cold drawing, strain induced martensite, wire, Mo and Cu content.

1. 서 론

정밀 스프링용 스테인레스강 304H 선재는 인장강도, 연신율, 단면감소율 등 기계적 특성 향상을 위해 C의 농도를 최저 0.065 wt.%, 최대 0.085 wt.%로 AISI 규격 범위보다 좁게 관리함을 특징으로 한다. 304H강으로 제작되는 스프링의 생산은, 전기로 메이커에서 제강, 선재압연, 고용화열처리 및 산세 등의 공정을 거쳐 직경 5.5 mmϕ 중간소재의 제조를 완료하고, 이를 원소재로 신선 메이커에서는 보다 가는 선재로 신선(drawing)하며, 스프링 제조 메이커에서는 신선재의 권선, 열처리, 마무리 가공 등으로 스프링을 완성하는 일련의 공정으로 이루어진다. 스프링의 설계 및 제작시 고려되는 각종 인자 중에서 스프링에 부하되는 하중과 스프링의 내경, 외경 및 신선재의 굵기 등 형상에 관련되는 변수를 제외하면, 신선재의 인장강도가 소재 자체에 대한 유일한 변수[1]로 다루어지므로 신선공정의 원소재가 되는 5.5 mmϕ 중간소재의 품질에 대한 요구조건이 까다롭다. 소재의 품질을 좌우하는 재질특성에 영향을 주는 인자는 소재인자와 가공인자로 대별되며, 소재인자로는 합금원소, 주조조직, 석출물, 편석 및 δ-ferrite(델타-페라이트) 함량 등 야금학적 성질이, 가공인자로는 재가열 조건, 가공조건, 가공속도, 압하량 등이 있다.[2] 이에 5.5 mmϕ 중간소재 메이커에서는 304H강에 대한 제강조업시의 성분조절, 선재압연, 탄화물의 고용화열처리, 산세 및 검사 등 각 공정에 엄격한 자체 관리기준을 적용하고 있다. 이 중, 성분조절은 생산하는 선재의 조직과 기계적 특성을 결정짓는 가장 기초적 인자이므로 각 구성성분의 농도한계를 규정하고 있으며 특히, Mo와 Cu의 각각에 대해서는 특별한 농도규정이 없는 AISI 규격보다 훨씬 엄격한 0.15 wt.% 이하, 0.25 wt.% 이하의 기준값을 적용하고 있다. Mo와 Cu 첨가에 대한 통상의 야금학적 효과에서, Mo는 델타 페라이트(δ-ferrite)의 형성을 촉진시키는 고용강화 원소로 C와 N과 결합하여 열간변형저항성을 증가시키는 반면 가공시 마르텐사이트 변태온도를 저감시켜 소재의 강도를 저하시키는 상반된 효과를 보이며, Cu는 소재의 내식성과 오스테나이트 안정도를 증가시키고, 적층 결함에너지를 증가시킴으로써 가공시 소재의 강도를 저하시키며, 2% 정도까지 첨가되어도 마르텐사이트 변태온도, 치환에 의한 고용강화효과에는 큰 변화를 주지 않는 것으로 알려져 있지만,[3,4] 현재의 304H강 성분조절에 있어서 Mo와 Cu의 농도를 상기 기준값으로 조절해야 하는 야금학적 측면에서의 근거는 전혀 제시되어 있지 않다. 이러한 상황에서, 304H강 농도규정을 만족시키기 위한 C의 농도

†E-Mail : swkim@rist.re.kr

증대는 제강조업 기술상 문제가 없으나, Mo와 Cu의 농도조절에는 고철을 많이 사용하는 전기로 메이커 특성상 제강조업 추가비용이 필요하므로 제조원가가 상승되는 문제점이 제기되고 있다.

이에 Mo와 Cu의 인위적 농도저감이 필요없는 제강원가 절감형 스프링용 304H강을 제조하기 위하여, 본 연구에서는 304H강의 구성성분에서 Mo와 Cu의 농도를 변화시킨 주괴를 제작하고 열간압연과 냉간 신선가공을 실시함으로써 소재의 열간 가공성과, 신선가공시 변형율에 따른 신선재의 조직 및 기계적 성질에 미치는 Mo와 Cu 농도의 영향에 대하여 조사하고 마르텐사이트 변태와 관련지어 고찰한 기초 자료를 확보하고자 하였다.

2. 실험 방법

2.1 시편준비 및 고온 인장시험

Mo와 Cu의 농도를 변화시킨 4종류의 25 kg 주괴를 진공에서 제조하였다. 주괴의 형상은 길이방향 중심단면이 사다리꼴로 밑변과 윗변이 각각 130 mm, 100 mm이고, 높이가 230 mm인 육면체이다. 이 주괴를 1215°C에서 30분간 재가열하고 20 mm의 두께로 열간압연 후, 1230°C에서 1시간 고용화열처리를 실시하여 수냉시켰다. 이는 시험소재의 야금학적 특성이 메이커의 5.5 mmϕ 선재와 가능한 한 유사하도록 하기 위함이다. 고온 인장시험과 신선시험에 적용할 시편은 압연방향과 시험시 시편에 부하되는 하중방향이 일치하도록 채취되었다. 고온 인장시험 시편은 한국공업규격(KS D0026)에 의거하여 시험기에 물리는 양쪽 물림부의 지름과 길이를 각각 14 mm, 10 mm로 하고, 평형부의 지름과 길이를 각각 8 mm, 120 mm로 가공한 봉상으로 참고문헌[5]에 기술된 것과 동일한 형상이다. 신선에 적용할 시편은 압연판 두께의 중심부분을 포함한 직경이 5.5 mmϕ, 길이가 500 mm인 선재로 가공되었다. 고온 인장시험은 고주파 가열식 고속만능시험기(Thermecmastor-Z)를 사용하였으며, 고속 압연을 재현할 수 있도록 변형속도를 장치의 최대 허용속도인 100 mm/s로 하여 950~1200°C 온도구간에서 인장강도와 단면감소율을 얻었다. 목표온도까지의 승온속도는 5°C/s였으며, 목표온도에서 3분간 유지한 후 인장시험을 실시하였다. 위의 고온시험은 10^{-1} Torr 정도의 진공에서 실시되었다.

2.2 신선시험 및 신선재의 특성평가

상온에서의 신선시험은 단두신선기를 이용하여 직경이 5.5 mmϕ인 신선 시험편을 3 m/min의 신선속도로 1.04 mmϕ까지 패스당 약 20%의 신선 진변형율($\varepsilon=\ln A_i/A_f$, A_i: 신선 전 시편의 단면적, A_f: 신선 후 시편의 단면적)을 적용하여 실시하였고, 각 패스 후 3.94 mmϕ (ε=0.67), 2.92 mmϕ (ε=1.63), 2.09 mmϕ (ε=1.93), 1.44 mmϕ (ε=2.68), 1.04 mmϕ (ε=3.33) 시편을 채취하여 조직, 자화값 및 인장강도를 평가하였다. 신선시 윤활제는 상용의 MoS_2 스프레이를 사용하였다. 신선재의 결정립 등 미세조직은 주로 질산(HNO_3) 전해부식을 실시한 시편에 대하여 광학현미경으로 관찰하였으며, 정확한 δ-ferrite의 면적율을 산출하기 위해서 δ-ferrite만 현출시키는 수산화칼륨(KOH) 전해부식을 실시하고 시편당 30개소에서 촬영된 영상으로부터 image analyzer를 활용하여 평가하였다. 광학현미경으로 불가능한 미세생성물의 분석과 입계의 관찰은 SEM 및 EDS를 활용하였다. 신선가공시 시편내 오스테나이트상은 마르텐사이트(strain induced martensite)로 변태하고[6-8] 생성된 마르텐사이트가 자성을 띠는 상임[4]에 주목하여 시편진동형자력계(Vibrating Sample Magnetometer, VSM)를 이용하여 자성상의 양에 비례하여 검출되는 포화자화값을 측정하였다. 신선 진변형율에 따라 상온에서 16 kOe의 최대 자기장 인가시 얻어진 포화자화값을 마르텐사이트상의 생성량으로 간주하였다. 인장강도는 상온에서 20 mm/min 속도로 인장시험을 실시하여 신선 진변형율에 대한 인장강도를 3개의 시편에 대하여 평가하고 평균값을 취하였다. 한편, 제조된 압연판과 본 연구의 신선재의 인장특성과 비교할 목적으로 입수한 기성제품인 304H강 5.5 mm 선재의 성분은 ICP (Inductively Coupled Plasma)법을 활용하여 정량 분석되었고, C, N, S 및 O 농도는 emission spectrometer로 분석되었으며 시편당 3회 분석하고 평균값을 취하였다.

Fig. 1에 본 연구의 전체 실험공정도를 나타내었다.

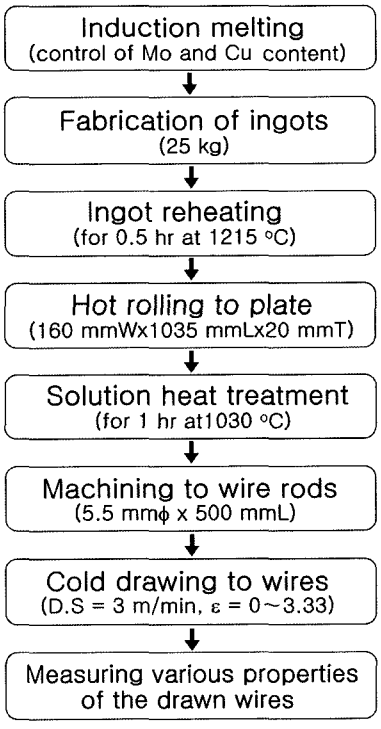

Fig. 1. Schematic diagram of experimental process.

Table 1. Chemical composition of test stainless steels.

steel \ element	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	C	N
A	0.417	1.27	0.016	0.002	18.36	8.38	0.124	0.217	0.057	0.0238
B	0.424	1.31	0.031	0.001	18.66	8.49	0.235	0.381	0.063	0.0265
C	0.413	0.31	0.031	0.001	18.50	8.51	0.358	0.490	0.067	0.0294
D	0.415	1.31	0.030	0.001	18.34	8.47	0.462	0.690	0.067	0.0296
E	0.40	1.24	0.024	0.004	18.02	8.43	0.120	0.240	0.070	0.0280
F	0.36	1.29	0.030	0.003	18.18	8.39	0.110	0.260	0.077	0.0420

3. 결과 및 고찰

3.1 Mo와 Cu의 농도변화에 따른 열간압연판의 열간가공성

Table 1에는 Mo와 Cu의 농도를 변화시킨 A, B, C, D 표시의 압연판과 기성제품인 E, F 표시의 5.5 mmϕ 선재에 대한 성분 분석결과를 나타낸다. A가 304H의 성분 사양값을 만족시키는 것이며, B, C, D는 Mo와 Cu의 농도를 인위적으로 증가시킨 것이다. E, F의 Mo와 Cu 농도는 A와 유사하며, C와 N의 농도는 다소 높다. Mo와 Cu의 농도를 변화시킴에 있어서 각각의 농도를 함께 증가시켰는데, 그 이유는 제강을 위한 용해 조업중 성분조정을 실시하지 않은 상태에서 통상 Mo가 0.35~0.45, Cu가 0.5~0.6 wt.%의 농도범위를 나타내기 때문이다.

실험방법에 따라 열간압연판으로 부터 채취된 시편의 고온 인장특성 평가결과를 Fig. 2에 나타내었다. 그림에서 단면감소율(R.A.)과 인장강도(U.T.S.)는 전체적으로 Mo와 Cu의 농도에 따라 현저한 차이를 보이지 않으나, Mo와 Cu의 농도가 증가할수록 미소한 차이지만 두 특성이 증가하는 경향이 주목된다. 이는 서론에서 언급한 Mo와 Cu의 첨가효과와 다소 높은 C와 N의 농도에 따른 고용강화효과에 복합적으로 기인한 것이며, 고온에서의 시험결과로 마르텐사이트 변태와는 관계없다. 이상의 결과에서 Mo와 Cu의 농도가 증가하여도 950°C에서의 단면감소율은 90 %를 상회하는 우수한 것으로 나타나 현장의 선재압연공정에서 열간 가공성 불량으로 발생하는 표면균열 등의 결함문제는 없을 것으로 판단된다.

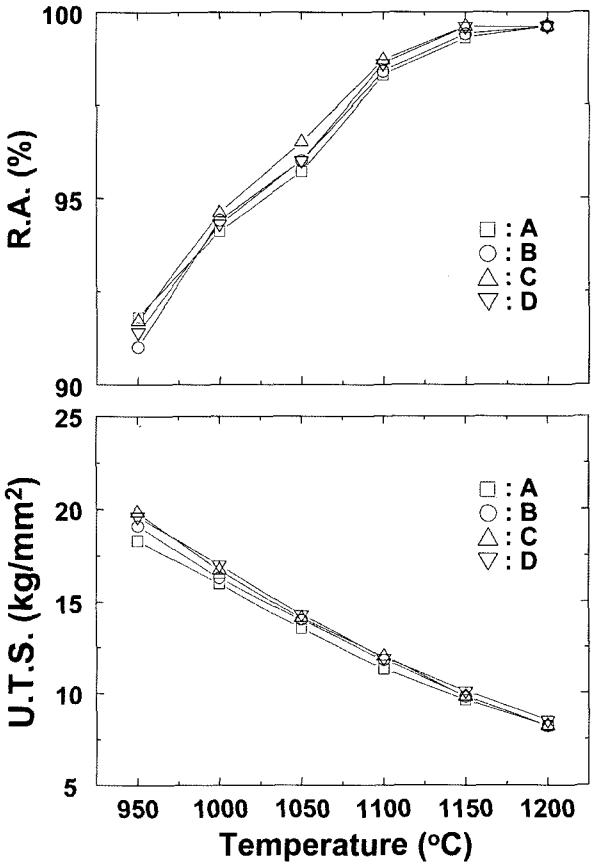

Fig. 2. Variation of high temperature tensile properties of test steels.

3.2 Mo와 Cu의 농도변화에 따른 신선재의 특성

Fig. 3에는 Mo와 Cu의 농도별로 5.5, 2.92, 1.44 mmϕ 신선재의 단면에서 관찰된 조직을 나타내었다. A, B, C, D의 각 성분에 대응하는 (a), (b), (c), (d)의 5.5 mmϕ 선재 단면에서 평가된 평균 결정입경은 각각 45, 40, 46, 41 μm이고, 5점 평균 비커스(Vickers) 경도값은 159, 164, 159, 159로 나타나 성분에 따른 현저한 차이는 없었다. 1.44 mmϕ 신선재에서 점 형태의 부식흠(etch pit)[12]이 관찰되었는데, 그 이유는 재질 연화, 즉 마르텐사이트의 역변태를 위한 열처리 없이 상온에서 강한 신선 변형율로 누적 신선되었기 때문이다. 한편, 입계 혹은 입내에 검은 점 혹은 선으로 나타난 비교적 조대한 생성물(화살표)이 다수 관찰되었으며, 이에 대한 SEM 확대상과 EDS 분석결과의 일예를 Fig. 4에 나타내었다. S1, S3 생성물에서 검출된 Cr의 농도가 25~28 wt.%로 18~19 wt.%인 모재보다 훨씬 높고, Ni의 농도는 3~4 wt.%로 8~9 wt.%인 모재보다 훨씬 낮게 나타남으로써 δ-ferrite임 확인되었고, S2에서는 O의 검출로 산화물임이 확인되었다. δ-ferrite는 성분에 지배를 받는 오스테나이트 스테인레스강의 응고 과정에서 충분한 고상변태($\delta\rightarrow$

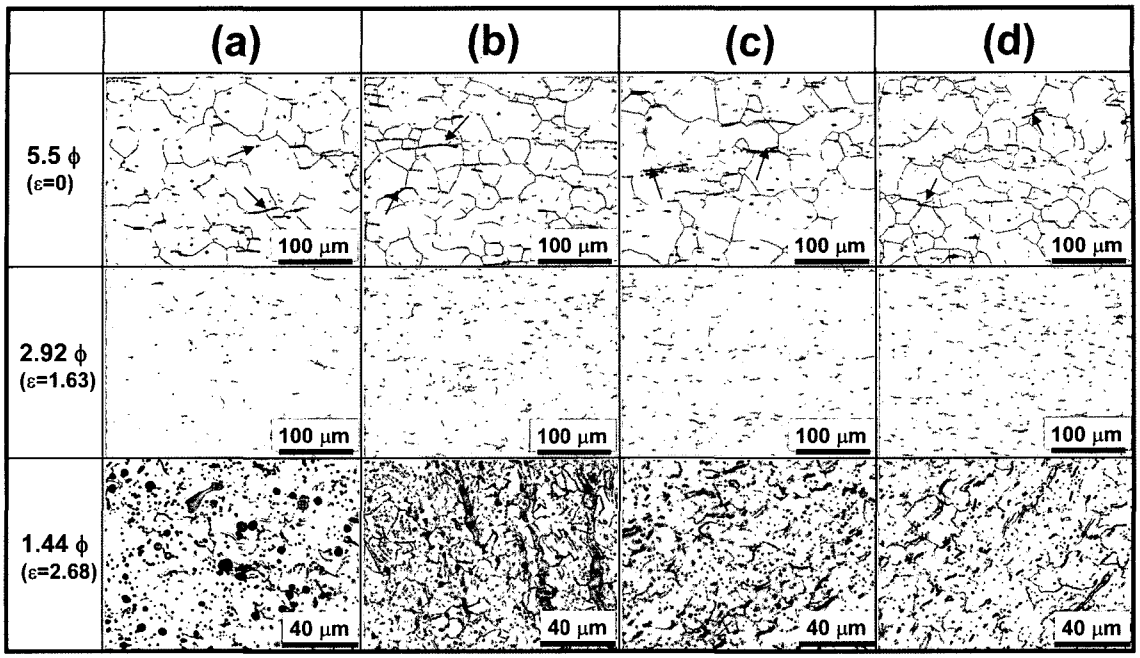

Fig. 3. Optical micrographs showing the latitudinal cross-sections of wires with different drawing strains, (a) A, (b) B, (c) C, and (d) D steel wire, respectively.

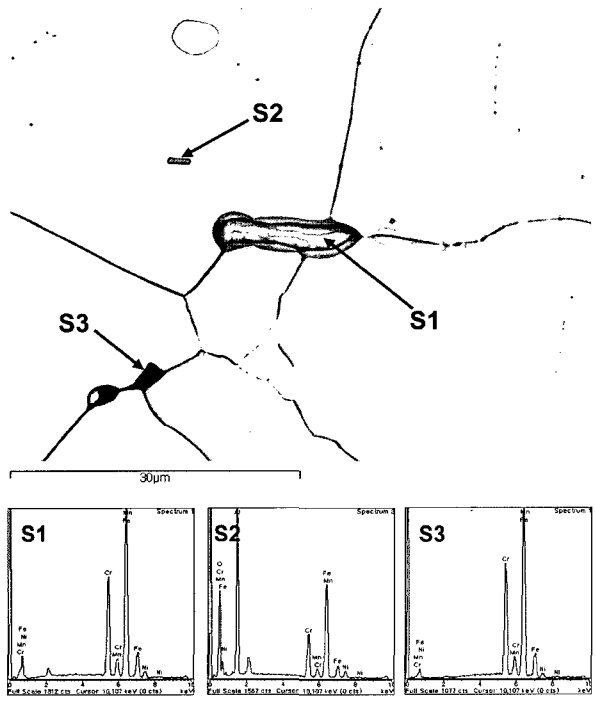

Fig. 4. Typical SEM micrograph showing δ-ferrites and oxides observed in the latitudinal cross-section of wire.

γ)를 거치지 못하여 잔존하는 것으로 알려져 있는데,[9-11] 본 연구의 성분계에 있어서는 존재할 수밖에 없고, 미량의 미세한 산화물 혼입도 완전히 방지하기 곤란하므로 위의 관찰결과는 타당하다. (a), (b), (c), (d)의 5.5 mmϕ 단면에서 δ-ferrite의 면적율은 각각 1.02, 1.48, 0.9, 1.05%로 평가되어 성분간 큰 차이는 발견되지 않았다. 이상의 결과에서 신선 진변형율이 증가할수록 결정입경이 전반적으로 작아지는 경향을 보이지만, Mo와 Cu의 농도 영향이라 판단할 수 있는 특이한 조직적 차이는 관찰되지 않았다. 따라서, 열간압연판의 열간가공조직과 신선재의 냉간 신선가공조직에서 결정입경, 생성물 등 조직적 측면에서 Mo와 Cu 농도의 영향은 없는 것으로 판단된다.

Fig. 5에는 신선시 생성된 마르텐사이트상의 양을 평가하기 위하여 측정된 자기이력곡선의 대표적인 예를 나타내었다. 이 측정 방법은 덩어리(bulk) 시편 전체의 자화값을 10^{-6}emu 감도로 평가하므로 탐촉자(probe)에 접촉되는 시편 표면직하의 자성상 양을 평가하는 기존의 페라이트 스코우프(Ferrite scope)법에 비하여 정밀도가 높다. (a)와 (b)는 각각 A와 D 합금의 1.04 mmϕ 신선재에서 얻어진 것으로 동일한 신선 진변형율에서 A의 자화값(Ms/g)이 D보다 크게 나타남으로써 시편내 생성된 마르텐사이트상의 양이 많음을 보이고 있다. 이와 같이 평가된 자화값 변화를 신선 진변형율에 따라 정리하여 Fig. 6에, 상온 인장시험으로 평가된 인장강도 변화를 Fig. 7에 나타내었다. Fig. 6에서 신선 진변형율 3.33에서 E의 자화값은 약 90% 정도의 마르텐사이트상 분율에 대응하므로[13] 다른 자화값 데이터의 마르텐사이트 분율도 추정 가능하다. 그림에는 비교를 위하여 A, B, C, D 성분의 5.5 mmϕ 선재 제조이력과 다른 E, F로 얻은 결과도 함

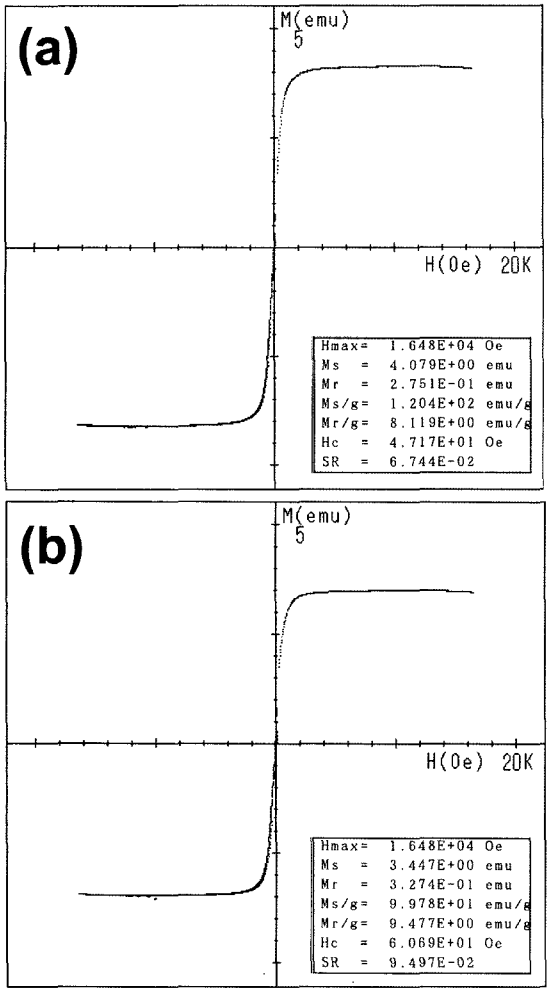

Fig. 5. Typical shapes of magnetic hysteresis loops measured for wires with drawing strain(ε) of 3.33, (a) A and (b) D steel wire.

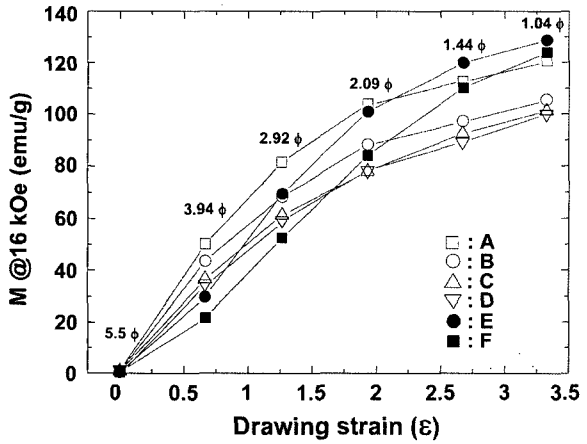

Fig. 6. Variation of magnetic induction(M) with drawing strain as a function of wire composition.

께 나타내었다. 그림에서 신선 진변형율이 증가함에 따라 자화값과 인장강도는 급격히 증가하여 포화하는 유사

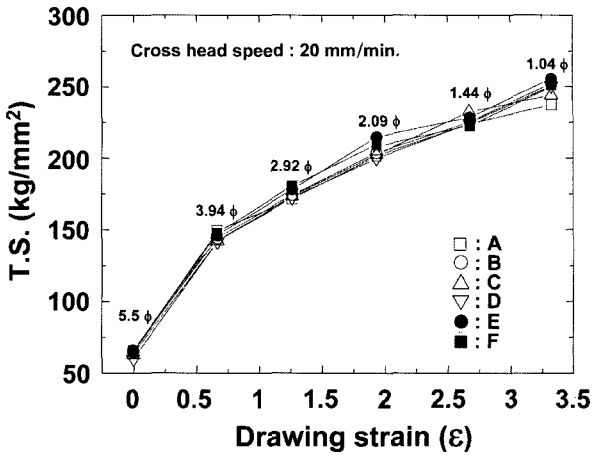

Fig. 7. Variation of tensile strength(T.S.) with drawing strain as a function of wire composition.

한 거동을 보임으로써 신선재의 가공경화거동이 마르텐사이트상의 형성에 상당한 영향을 받고 있음을 알 수 있다. 즉, 가공경화량이 작은 신선 진변형율에서의 강도는 기계적 쌍정의 형성과 관련 있고, 자화값이 크게 증가하는 구간에서의 강도는 마르텐사이트상의 형성 및 성장에 따른 복합강화 효과로 증가한다. 마지막 포화의 경향이 보이는 구간에서의 강도변화는, 마르텐사이트상의 생성량이 포화에 이르는 곳으로 마르텐사이트상의 소성변형에 의한 강도 증가가 심한 변형에 따른 동적 회복으로 상쇄되는 복합작용으로 나타난다.[13] 이 결과에서 신선 진변형율에 따른 자화값이 Mo와 Cu의 농도 증가에 따라 계통적으로 감소하나 인장강도는 거의 유사한 값을 나타내고 있음이 주목되며, 그 이유에 대해서는 다음절에서 검토한다. 이상의 결과에서 Mo와 Cu의 농도를 각각 0.462 wt.%, 0.69 wt.%로 크게 증가시켜도 신선재의 인장강도 변화에 미치는 영향은 거의 없으며, 제조이력이 다른 기성제품과 비교해도 인장강도에 큰 차이가 없음을 확인할 수 있다.

3.3 Mo와 Cu의 농도변화에 따른 신선재의 특성 고찰

Table 1의 성분 분석값을 이용하여 마르텐사이트상의 생성척도가 되는 M_{d30}을 Angel이 제안한 식[14]으로 계산하여 Fig. 8과 같이 도표화하였다. M_{d30}은 마르텐사이트상의 생성에 있어서, 냉간가공도를 고려하면서 성분의 영향도 포함하는 개념으로 인장 응력하에서 30% 변형되었을 때 마르텐사이트상의 생성량이 50%가 될 온도로 정의된다. 성분이 A에서 D가 될수록 즉, Mo와 Cu의 농도가 증가하고 (C+N)의 농도가 증가할수록 M_{d30}은 감소하며, E와 F에서는 F의 M_{d30}이 낮게 나타나 신선가공시 가공열로 증가했던 시편이 냉각되는 과정에서 마르텐사이트 변태가 늦게 개시됨으로써 생성되는 양이 상대적으로 적다고 판단하면 Fig. 6의 신선 진변형율에 따른 자

화값 변화는 잘 설명된다. 그러나 이 결과와는 상관없이 나타난 Fig. 7의 인장강도 변화를 설명하기 위해서는 강도에 대한 생성된 마르텐사이트상 분율에 따른 기여분과 마르텐사이트상 자체의 강화[15] 기여분을 동시에 고려할 필요가 있다. Angel의 식에서 C와 N의 농도 증가는 신선가공시 마르텐사이트의 변태온도를 크게 낮추어 선재의 강도를 저하시키는 반면, 고용에 따른 고용강화효과의 증가로 선재의 강도를 증가[3]시키는 상반되는 효과를 나타내기 때문이다. 마르텐사이트상 자체의 강화는 침입형 원소인 C 및 N의 농도에 같은 크기정도로 영향을 받으며, 마르텐사이트상의 강도는 (침입형 원소 농도)$^{1/2}$에 비례하는 것으로 알려져 있다.[16] 각 신선재에 대하여 (C+N)$^{1/2}$을 정리하면 Fig. 9와 같이 되며, Fig. 8의 M_{d30} 변화와는 반대의 양상을 보인다. 결국 A에서 D가 될수록 그리고 F에서 다소 높은 (C+N)의 농도로 야기된 마르텐사이트상 자체 강도의 증가가 M_{d30} 저하에 따른 강도 저하를 상쇄하고도 오히려 전체 강도를 증가시키는데 기여했다고 해석하면 Fig. 7의 결과가 정성적으로 잘 설명된다. 이상의 사실은 (C+N)$^{1/2}$에 대하여 자화값을 정리한 Fig. 10에서 (C+N)$^{1/2}$의 증가에 따라 자화값의 감소 즉, 마르텐사이트상의 생성량 감소가 확연히 나타나며, Fig. 11의 인장강도는 (C+N)$^{1/2}$의 증가에 따라 거의 변화를 보이지 않는 것으로부터 보다 명확히 확인할 수 있다. 그림의 흰 표시 데이터는 A, B, C, D 신선재에서, 검은 것은 E, F에서 얻어진 것이다. 따라서, 본 연구의 성분농도 범위내에서 304H강 신선재의 인장강도 변화는, Mo와 Cu 및 (C+N)$^{1/2}$농도에 따라 변화하는 마르텐사이트상의 양에 영향받음보다 C와 N의 고용강화효과에 따른 마르텐사이트상 자체의 강화에 보다 지배적 영향을 받기 때문에 Mo와 Cu의 농도를 증가시킬 경우 이

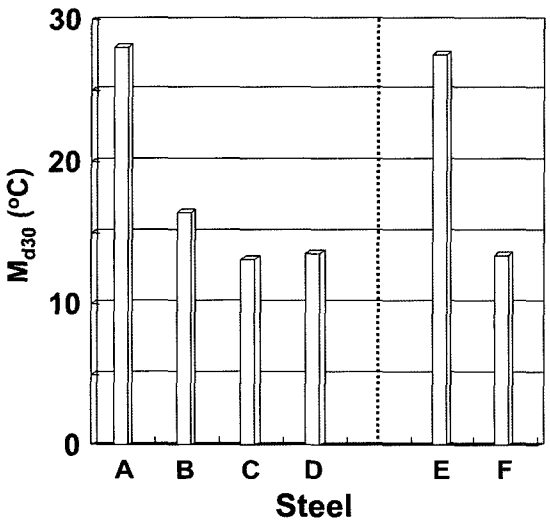

Fig. 8. Diagram showing the M_{d30} estimated by Angel's equation[14] for test steels.

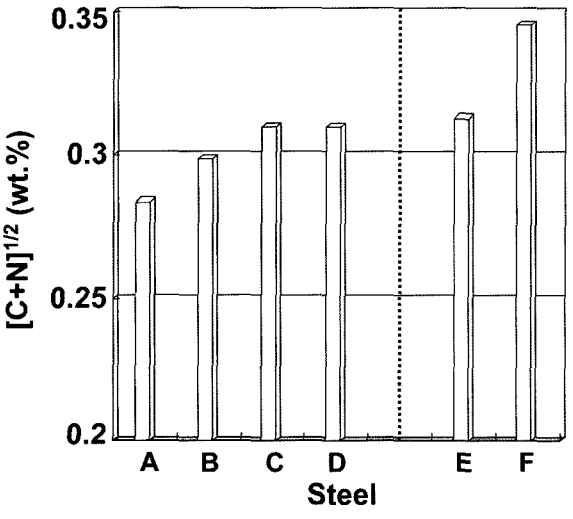

Fig. 9. Diagram showing the interstitial content of (C+N)$^{1/2}$ for test steels.

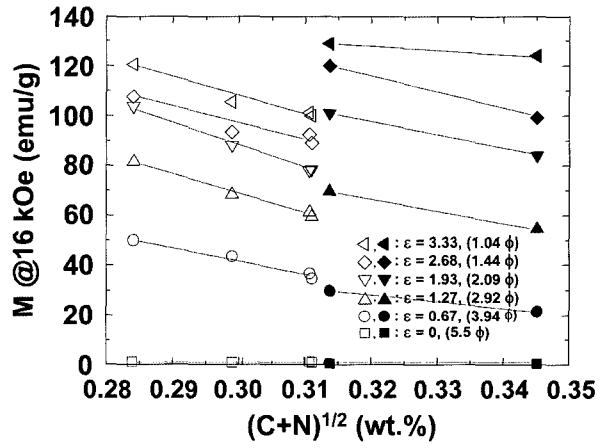

Fig. 10. (C+N)$^{1/2}$ dependence of magnetic induction(M) of wires as a function of drawing strain.

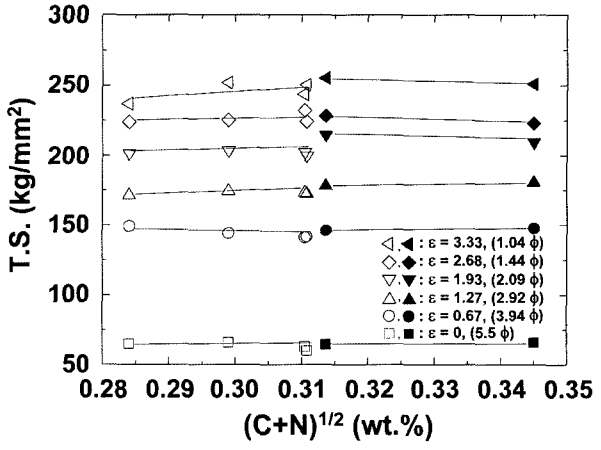

Fig. 11. (C+N)$^{1/2}$ dependence of tensile strength(T.S.) of wires as a function of drawing strain.

와 연동하여 반드시 (C+N)의 농도도 다소 높게 조절하여야 한다.

4. 결 론

"스프링용 304H 스테인레스강 신선재의 가공경화에 미치는 Mo와 Cu 농도의 영향" 연구를 통하여 다음과 같은 결과를 얻었다.

(1) Mo, Cu의 농도를 변화시킨 열간압연판의 열간가공성을 조사한 결과, Mo와 Cu의 농도를 크게 증가시킨 시편에서 950°C에서 90%를 상회하는 단면감소율이 얻어짐으로써 선재압연공정에서 가공성 불량에 따른 결함 유발 문제는 없을 것으로 판단된다.

(2) Mo, Cu의 농도를 변화시킨 열간압연판과 신선재의 조직을 조사한 결과, 결정입경, 생성물 등 조직적 측면에서 Mo와 Cu의 농도 영향이라 판단할 수 있는 특이한 조직적 차이는 관찰되지 않았다.

(3) 신선 진변형율에 대한 자화값과 인장강도 변화에서, Mo와 Cu 및 (C+N)의 농도가 증가할수록 자화값은 감소하는 것으로 나타나 생성되는 마르텐사이트상의 양이 작은 것으로 확인된 반면, 인장강도에는 변화가 거의 나타나지 않았다.

(4) (3)의 인장강도 변화는, 본 연구의 성분 농도 범위내에서 Mo와 Cu 및 (C+N) 농도에 따라 변화하는 마르텐사이트의 양에 영향받음보다 C와 N의 고용강화효과에 따른 마르텐사이트상 자체의 강화에 보다 지배적 영향을 받기 때문이다.

감사의 글

본 연구는 포스코신기술연구조합(조합사 : 포스코(주), 창원특수강(주))의 재정지원에 의해 이루어졌으며, 이에 감사드립니다. 아울러 선재시편의 제공과 열간 가공성 평가에 도움을 주신 창원특수강의 박순근 차장, 이의로 과장과 그 외 직·간접적으로 관련된 여러분께도 깊은 감사를 드립니다.

참 고 문 헌

1. K. Edwards and R. McKee, Fundamentals of mechanical component design, Chapter 18, Mcgraw-Hill Book Company, New York, (1991).
2. Y. S. Ahn, Y. H. Lee and Y. D. Lee, J. Kor. Inst. Met. & Mater., **30**(7), 799 (1992).
3. K. J. Irvine, D. T. Llewellyn and F. B. Pickering, J. Iron Steel Inst., **199**, 153 (1961).
4. D. Peckner and I. M. Bernstein, Handbook of stainless steel, 4-23, 4-35 Mcgraw-Hill company, New York, (1977).
5. S. W. Kim, Kor. J. Mater. Res., **14**(6), 379 (2004).
6. N. John and M. Albert, J. Mater. Sci., **10**, 641 (1975).
7. C. M. Bae, W. J. Nam and J. B. Lee, J. of the Korean Inst. of Met. & Mater., **31**(9), 1132 (1993).
8. J. Holger, B. Fagersta and A. B. Fagersta, Wire, 80 (1966).
9. H. Fredriksson, Metall. Trans., **3A**, 2989 (1972)
10. Y. Y. Lee and S. K. Kim, J. Kor. Inst. Met. & Mater., **30**(9), 1104 (1992).
11. Y. Y. Lee and S. D. Sim, J. Kor. Inst. Met. & Mater., **34**(5), 596 (1996).
12. M. Sakamoto, J. Phys. Soc. Japan, **16**, 1782 (1961).
13. J. Y. Choi and W. Jin, J. of the Korean Inst. of Met. & Mater., **36**(3), 356 (1998).
14. T. Angel, J. Iron Steel Inst., **177**, 165 (1954).
15. P. G. Wincheel and M. Cohen, Trans. of the ASM, **55**, 347 (1962).
16. M. J. Roberts and W. S. Owen, J. Iron and Steel Inst., **206**, 375 (1968).