

중탄소 저합금강의 인장성질에 미치는 템퍼링의 영향

李榮局, George Krauss

Effects of Tempering on Tensile Properties
of Medium-Carbon Low-Alloy Steels

Young-Kook Lee and George Krauss

Advanced Steel Processing and Products Research Center,
Colorado School of Mines, Golden Colorado 80401, USA

ABSTRACT

A series of Ni-Cr-Mo alloy steels were austenitized, quenched to martensite, and tempered at various temperature and time conditions. Tensile testing was conducted at room temperature with cylindrical specimens, and hardness was measured using Rockwell hardness tester. In the tempering stage I, high strain hardening and yield strength accounted for the high ultimate strength and hardness. In the tempering stage II, strengths and hardness linearly decreased with increasing tempering temperature. Specimens tempered in the tempering stage III showed incipient discontinuous yielding and tensile strengths only slightly higher than yield strengths. Ductilities decreased slightly in specimens tempered in the tempered martensite embrittlement range, and severely decreased in specimens tempered for 10 hours at 500 °C in the temper embrittlement range. Specimens tempered at 600 °C for 10 hours showed recrystallized microstructures, a number of fine dimples, and increased strain hardening, probably due to the precipitation of alloy carbides. The simple formulae for the mechanical properties of these steels were suggested as a function of carbon content and Hollomon-Jaffe tempering parameter.

keywords : Lowalloysteels, Tempering, Temper embrittlement, Tempered martensite embrittlement, Secondary hardening, Tempered martensite.

1. 서 론

Ni, Cr, Mo등을 포함하고 있는 중탄소 저합금강들은 큰 경화능을 갖고 있어서, 용체화처리 후 유냉하여도 마르텐사이트를 쉽게 얻을 수 있기 때문에, 높은 강도나 경도가 요구되는 기계부품에 널리 사용되고 있다. 용체화처리 후 급냉하여 얻어진 마르텐사이트는 높은 강도와 경도를 갖지만, 낮은 충격인성 때문에 통상 100 - 600 °C에서 템퍼링하게 된다.

템퍼링온도에 따른 미세조직, 경도 및 충격인성의 변화와 합금원소에 따른 경화능에 대해서는 많

은 문헌들이 보고되어 있다⁽¹⁻⁵⁾. 그러나, 템퍼링조건에 따른 인장변형과 인장파괴거동에 대한 연구결과들은 많지 않으며, 그 대부분은 200 °C 이하 저온에서 템퍼링된 마르텐사이트 강에 대한 것이다⁽⁶⁻⁸⁾. 저온 템퍼링은 마르텐사이트의 강도를 크게 떨어뜨리지 않으면서도 충격인성을 어느 정도 개선시킬 수 있어, 강도나 경도를 크게 중요시하는 부품에 적용할 수 있기 때문이다.

저온 템퍼링된 마르텐사이트 강이 높은 강도를 유지하는 이유는 템퍼링동안 석출하는 천이탄화물로 인한 높은 가공경화를 때문이다^(6,7,8). 한편, 저온

템퍼링된 마르텐사이트 강의 파괴거동에 대해서는, 탄소함량이 약 0.5 wt.%까지는 개재물들과 용체화 처리동안 조대해진 미고용 탄화물들 주변에서 형성된 미세공공들의 성장 및 합체에 의한 연성파괴가 일어난다. 이때, 천이탄화물이나 마르텐사이트의 하부조직 등은 파괴거동에 직접적인 영향을 주지 못하나, 인장강도, 넥킹 및 넥킹부터 파단까지의 연신율에는 영향을 주는 것으로 알려져 있다.

0.5 wt.%C 이상을 함유한 강에서는 취약한 입계 파괴가 일어나는데, 이는 용체화처리나 냉각 중 오스테나이트 결정립계에 P의 편석이나 탄화물의 석출이 일어나기 때문이다⁹⁾. 이러한 입계파괴거동은 템퍼드 마르텐사이트 취화(tempered martensite embrittlement, TME)와 유사하지만, P의 편석이나 탄화물의 석출이 템퍼링 동안 일어나는 것이 아니라, 용체화처리나 냉각 중에 일어난다는 점에서, 급냉취화(quench embrittlement, QE)라고 구별하여 부른다⁹⁾.

200 °C보다 높은 고온에서 템퍼링을 하면, 260 - 370 °C에서는 TME^{10,11)}, 375 - 575 °C에서는 템퍼취화(temper embrittlement, TE)¹²⁻¹⁴⁾가 일어날 수 있다. TME는 마르텐사이트 래스경계나 오스테나이트 결정립계에 석출한 시멘타이트에 기인하며, 충격시험 후 시편 파단면에서 입계파괴 또는 벽괴파괴 모습이 관찰된다.

TE는 TME처럼 입계파괴 또는 벽괴파괴와 같은 분명한 파단면의 특성을 보이지 않기 때문에 그 취화원인을 명확히 밝히는 것이 어렵지만, 최근 표면분석기술의 발달에 힘입어 Sb, P, Sn, As와 같은 불순원자들의 오스테나이트 입계편석이 TE의 중요한 원인이라는 결과들이 보고되고 있다¹²⁻¹⁴⁾. 그러나, TME나 TE와 관련된 연구들은 대부분 충

격시험에 의한 결과이며, 인장시험에 의한 연구결과들은 거의 보고되고 있지 않은 실정이다.

그러므로 본 연구에서는 중탄소 저합금강(SAE 43xx)들을 용체화처리 후 급냉하여 마르텐사이트를 얻은 다음, 250 - 600 °C의 여러 템퍼링온도에서 각각 10분, 1시간, 10시간씩 템퍼링하여, 템퍼링 조건이 이들 강의 인장변형 및 파괴거동에 미치는 영향에 대해 조사하였다. 그리고, 200 °C 이하 저온 템퍼링에 따른 인장성질변화는 본 연구에 앞서 정확히 동일한 재료와 실험방법으로 조사된 Saegltiz와 Krauss의 결과⁸⁾를 참고하였는데, 4340 강의 유냉상태와 150°C에서 1시간 템퍼링한 경우에 대해 인장시험과 파단면 관찰을 하여, Saegltiz와 Krauss가 얻었던 인장곡선과 파단면 조직을 거의 동일하게 얻은 바 있다.

2. 실험방법

SAE 4330, 4340, 4350 강들을 진공용해하여 약 45 kg의 잉곳들을 제조하였다. 이 잉곳들을 1200 °C에서 단조하여 63.5 × 127 × 305 밀렛으로 만든 후, 열간압연하여 두께가 약 20 mm인 판으로 제조하였다. Table 1은 본 연구에서 사용한 강들의 화학조성을 보여주고 있다.

인장시편은 열간압연된 판에서 압연방향에 직각 방향에서 취하여, 표점부지름 6.35 mm, 표점부길이 38.1 mm 인 봉상시편으로 가공되었다. 이 인장시편들을 900 °C의 염욕에서 20 분간 용체화처리한 후 상온의 기름에 유냉하였다. 템퍼링은 250 - 600 °C의 염욕에서 각각 10분, 1시간, 10시간씩 유지한 후 역시 상온의 기름에 유냉하였다.

인장시험은 상온에서 변형률 약 $3.36 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$

Table 1. Chemical composition of SAE 43xx steels in mass percent.

Steel	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Al	P	S	N
4330	0.31	0.71	0.27	1.79	0.81	0.25	0.027	0.016	0.003	0.0079
4340	0.40	0.69	0.26	1.78	0.79	0.26	0.031	0.016	0.003	0.0096
4350	0.50	0.71	0.26	1.81	0.82	0.25	0.043	0.017	0.002	0.0078

에 해당하는 변형속도 85 mm/min로 실시하였다. 경도는 로크웰경도기(C scale)로 시편당 5번씩 측정 후 그 평균값으로 취하였다. 단면감소율은 인장실험 전에 측정한 시편의 지름과 인장실험 후에 파단이 일어난 부분에서 가장 지름이 적은 부위의 지름을 버니어캘리퍼스로 측정하여 구하였다.

인장실험 후 15 kV로 가속된 주사전자현미경(SEM)을 사용하여 시편 판단면의 특성을 조사하였다. 한편, 600 °C에서 10시간 동안 템퍼링된 시편에서 재결정이 일어났는지를 확인하기 위해, 시편들을 기계연마하고 2% 나이탈(Nital)로 부식시킨 후, 광학현미경을 사용하여 1000배의 배율에서 미세조직을 관찰하였다.

3. 실험결과 및 고찰

Fig. 1은 150 - 600 °C에서 1시간동안 템퍼링된 SAE 4330 강의 공칭 응력-변형을 곡선을 보여주고 있다. 150 - 200 °C의 데이터는 동일한 재료와 실험방법으로 측정된 이전 연구자들의 결과⁸⁾이다. 템퍼링온도가 높을수록 인장강도와 항복강도 모두 낮아지고, 약 500 °C 이상의 템퍼링온도에서는 불연속 항복거동을 보이고 있다. 이와 거의 동일한 결과가 10분간 템퍼링된 시편들에서도 얻어졌다. 그러나, 10시간동안 템퍼링한 시편들에서는 템퍼링

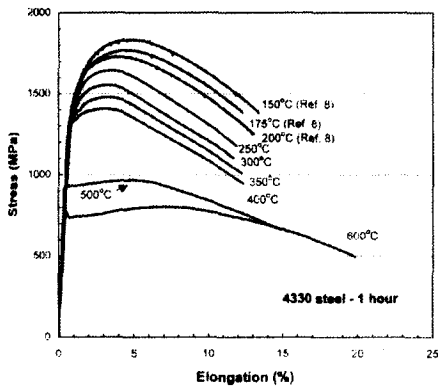


Fig. 1. Engineering flow stress and strain curves of SAE 4330 steel tempered at various temperatures for 1 hour.

온도에 따른 강도들의 변화는 10분 또는 1시간 템퍼링한 시편과 거의 동일하나, 총연신율(Tel)은 Fig. 2에서 보는 바와 같이 500 °C에서 오히려 감소하는 것을 볼 수 있다. 이러한 공칭 응력-변형을 곡선들을 바탕으로 템퍼링온도, 템퍼링시간, 탄소함량에 따른 인장성질의 변화를 보다 자세히 조사하였다.

Fig. 3은 유냉상태 및 150 - 600 °C에서 1시간동안 템퍼링된 SAE 4330 강에서 템퍼링온도에 따른 경도, 인장강도, 항복강도의 변화를 보여주고 있다. 그림에는 Leslie와 Sober가 보고한 SAE 4330 강의 항복강도도 함께 나타내었다. 경도는 200 °C까지는 서서히 감소하다가 템퍼링온도가 더 높아지면 급히 감소하였다. 인장강도는 템퍼링온도가 높아짐에 따라 거의 직선적으로 감소하였으며, 항복강도는 약 200 °C까지는 증가하다가 그 이상 템퍼링온도가 증가하면 다시 감소하고 있다. 이러한 경향은 탄소함량이나 템퍼링시간에 관계없이 거의 동일하게 나타났다.

항복강도가 약 200 °C까지 증가하는 이유는 이 온도범위에서 석출하는 미세한 천이탄화물들이 전위이동을 방해하기 때문인 것으로 생각된다. Cohen 등¹⁷⁾은 100 - 200 °C의 낮은 온도에서의 템퍼링을 템퍼링 1단계라고 분류하고, 이 단계에서는 마르텐사이트내에 과포화상태로 존재하고 있던 고

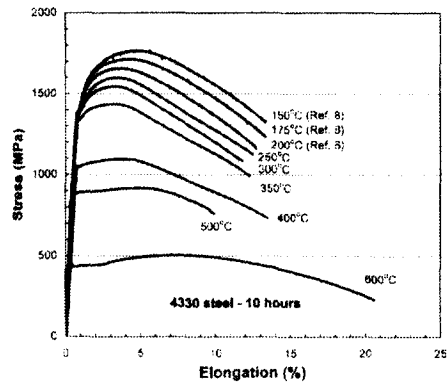


Fig. 2. Engineering flow stress and strain curves of SAE 4330 steel tempered at various temperatures for 10 hours.

용탄소원자들이 미세한 천이탄화물로 석출한다고 보고하였다. 이 탄화물들은 육방정계의 ϵ 탄화물¹⁵⁾, 또는 사방정계의 η 탄화물¹⁶⁾들로, 그 크기는 2 - 5 nm인 것으로 보고되고 있다 한편, Leslie와 Sober가 측정된 SAE 4330강의 항복강도¹⁸⁾와 비교해보면, 200 °C 이상에서는 비교적 일치하였으나, 유냉 상태의 항복강도 값은 서로 달랐다. 이는 아마도 유냉 후 인장시험 전까지 시편 보관기간이나 시편 크기가 서로 달라서 상온시효에 차이가 생긴 것으로 생각된다.

Fig. 4는 10시간동안 템퍼링된 SAE 43xx 강에서 템퍼링온도에 따른 인장시험시의 가공경화량의 변화를 보여주고 있다. 세 강종 모두 약 500 °C까지는 가공경화량이 급격히 감소하고, 600 °C에서는 다시 증가하는 경향을 나타내었는데, 이러한 결과는 템퍼링시간이 다른 경우에도 관찰되었다. 약 500 °C까지 템퍼링온도가 증가할수록 가공경화량이 감소하는 이유는 약 200 °C까지는 템퍼링중 석출된 미세한 천이탄화물들이 전위의 이동을 크게 방해하여, 소성변형에 필요한 응력을 증가시키므로써 가공경화를 크게 증가시켰다. 그러나 템퍼링온도가 높아지면 천이 탄화물들이 시멘타이트로 바뀌고, 또 시멘타이트 석출물의 크기가 점차 조대해지면 석출경화효과가 점차 줄어들어 가공경화량이

계속 감소하는 것으로 생각된다. 600 °C에서 다시 가공경화량이 증가하는 이유는 후술하겠지만, 아마도 합금탄화물의 석출에 기인된 것으로 생각된다.

한편, 동일한 템퍼링온도에서는 탄소함량이 많을수록 가공경화량이 더 크고, 그 차이는 템퍼링온도가 증가할수록 작아져서 약 500 °C 이상에서는 탄소함량에 따른 가공경화량의 차이가 거의 없었다. 이러한 이유는 저온 템퍼링의 경우, 탄소함량이 많을수록 미세한 천이탄화물의 석출량이 많아서 가공경화량이 크지만, 템퍼링온도가 높으면 탄화물들이 조대해져서 석출경화량이 매우 작아지기 때문인 것으로 생각된다.

Fig. 5는 10분간 템퍼링된 SAE 43xx 강에서 템퍼링온도에 따른 Tel의 변화를 보여주고 있다. 템퍼링온도에 따른 Tel의 변화는 탄소함량이나 템퍼링시간에 따라 다소 차이는 있으나, 대체로 Cohen 등¹⁷⁾이 제안한 템퍼링온도에 따른 미세조직 변화 3 단계와 밀접한 관계를 보여주고 있다. 상온에서 약 200 °C까지의 템퍼링 제 1단계에서는 템퍼링온도가 증가함에 따라 Tel이 증가하였다. 200 - 400 °C의 템퍼링 제 2단계에서는 템퍼링온도가 증가하여도 Tel은 거의 변화가 없거나, 오히려 감소하였다. 약 400°C 이상의 템퍼링 제 3단계에서는 템퍼링온도가 증가함에 따라 Tel이 다시 증가

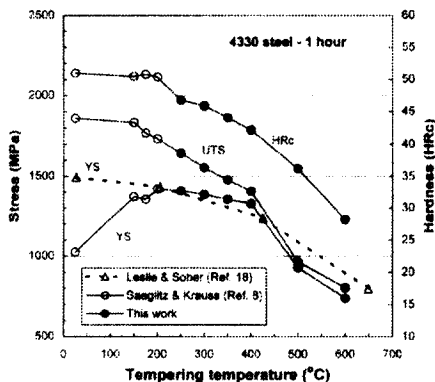


Fig. 3. Variations in hardness, yield stress, and ultimate tensile stress of SAE 4330 steel tempered at various temperatures for 1 hour.

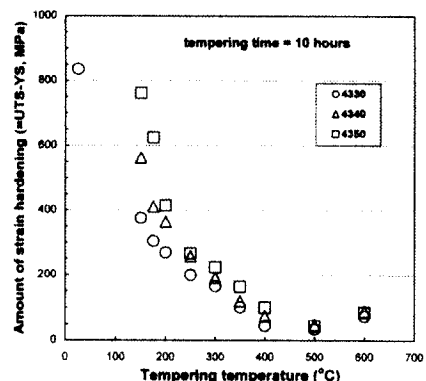


Fig. 4. Variations in amount of strain hardening of SAE 43xx steels tempered at various temperatures for 10 hours.

하였다. 그러나, 템퍼링 제 3단계중 10시간 동안 템퍼링한 경우는 예외로서, 세 강종 모두 500°C에서 Tel이 급격히 감소하였다(Fig. 2 참조).

Fig. 6은 10분간 템퍼링된 SAE 43xx 강에서 템퍼링온도에 따른 단면감소율(RA)의 변화를 보여주고 있다. 템퍼링온도에 따른 RA의 변화는 Fig. 5에 나타난 Tel의 변화거동과 유사하였다. 그러나, TME가 나타나는 템퍼링 제 2단계에서의 RA는 탄소함량과 템퍼링시간에 따라 증가하기도 하고 감소하기도 하는 등 일관적이지 않았다. 한편, 10시간동안 템퍼링한 경우에는 500 °C에서 현저한 RA의 감소를 나타내었는데, 이는 앞서 Fig. 2에서 Tel의 변화와 매우 잘 일치하고 있다. 그러므로 Fig. 5와 6으로부터 저합금강의 연성(Tel, RA)이 템퍼링온도가 증가함에 따라 반드시 비례적으로 증가하지는 않는다는 것을 알 수 있다.

템퍼링온도에 따른 Tel의 변화를 좀더 자세히 알아보하고자, 세 강종에서 템퍼링온도에 따른 균일연신율(Uel)과 넥킹부터 파단까지의 연신율(PUel)을 조사하여 보았다. Fig. 7은 10시간동안 템퍼링된 SAE 4340 강에서 템퍼링온도에 따른 연신율들(Tel, Uel, PUel)의 변화를 보여주고 있다.

템퍼링 제 1단계에서는 템퍼링온도가 증가함에 따라 Uel과 PUel이 모두 증가하여 Tel이 증가하였는데, PUel의 증가가 Uel보다 더 컸다. 이는 저온

템퍼링동안 석출된 천이탄화물들이 Uel보다는 PUel에 더 영향을 미치며, 천이탄화물이 많을수록 PUel이 더 증가함을 의미하는 것으로 이전 저온 템퍼링된 마르텐사이트에 대한 결과¹⁹⁾와도 잘 일치하고 있다.

템퍼링 제 2단계에서는 템퍼링온도가 높아짐에 따라 연신율들(Uel, Pel, Tel)이 모두 감소하였는데, 이는 템퍼링온도가 높아짐에 따라 Tel이 계속 증가하였다는 기존의 결과¹⁹⁾와는 다른 것으로, 아직까지 그 원인이 분명하지 않다. 그러나, 템퍼링 제 2단계는 여러 저합금강의 샤르피 충격시험에서 잘 밝혀진 TME 온도범위(260 - 370 °C)와 일치한다. 즉, 템퍼링 제 2단계에서는 저온에서 형성된 천이탄화물들이 세멘타이트로 바뀌게 되고, 또 급냉 후 약 5%의 체적분율을 갖고 있던 잔류 오스테나이트들이 마르텐사이트 래스경계에 얇은 필름상의 세멘타이트로 분해되어 강의 충격인성을 크게 떨어뜨리게 된다²⁾.

따라서, 템퍼링 제 2단계에서 Uel이 감소한 이유는 천이탄화물들이 보다 큰 크기의 세멘타이트로 바뀌면서 가공경화량이 감소하기 때문으로 생각되며, PUel이 감소한 이유는 천이탄화물들을 대체한 세멘타이트들과 잔류 오스테나이트의 분해로 생긴 세멘타이트들 주변에서 미세공공들이 성장하기 때문인 것으로 생각된다²⁰⁾.

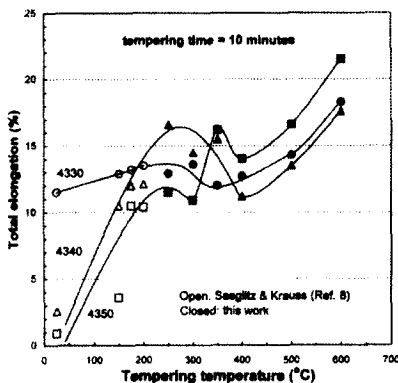


Fig. 5. Variations in total elongation of SAE 43xx steels tempered at various temperatures for 10 minutes.

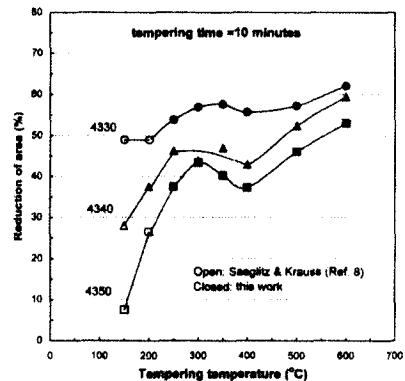


Fig. 6. Variations in reduction of area of SAE 43xx steels tempered at various temperatures for 10 minutes.

템퍼링 제 3단계에서는 10분 또는 1시간 템퍼링한 경우에는 템퍼링온도에 따라 Tel도 함께 증가하는데, 이는 세멘타이트들이 더욱 조대해지고, 마르텐사이트기지에서는 회복이나 재결정이 일어나기 때문인 것으로 생각된다. 그러나, 10시간 템퍼링한 경우에는 Fig. 2와 7에서 보는 바와 같이 약 500°C에서 급격한 Tel의 감소가 일어났는데, 이는 PUEL의 급격한 감소에 기인된 것이다. 이 템퍼링조건에서 Tel이 급격히 감소하는 원인을 알아보자, 유냉상태 및 각각 250, 500, 600 °C에서 10시간씩 템퍼링된 4340강의 인장시험 후 파단면을 SEM으로 관찰하였다.

Fig. 8은 그 결과로써, 유냉상태의 4340강의 파단면은 많은 벽개파단면들과 연성파괴의 특징인 딴풀들이 조금 혼재된 모습을 보이고 있다. 벽개파단된 부분은 지름이 약 10 μm 보다 작은 구형인데, 이는 본 연구에서와 거의 동일하게 열처리된 4340강의 오스테나이트 결정립크기가 22 - 45 μm인 점¹⁹⁾을 감안해 볼 때, 벽개파괴가 오스테나이트 결정립계가 아니라 거의 동일한 결정방위와 벽개면을 갖는 마르텐사이트 패킷경계를 따라 일어난 것임을 알 수 있다. 이러한 결과는 래스 마르텐사이트에서 벽개파단면 크기가 마르텐사이트 패킷크기와 유사

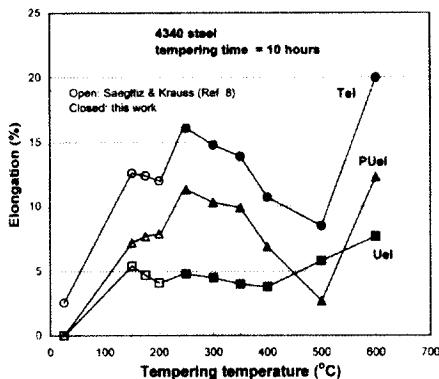


Fig. 7. Variations in total, uniform, and post-uniform elongations of SAE 4340 steel tempered at various temperatures for 10 hours.

하다는 종래의 연구결과와 잘 일치하고 있다^{21,22)}.

250°C 시편의 경우에는 개재물이나 탄화물들 주위에서 미세공공들의 성장으로 생기는 전형적인 연성파괴의 모습인 딴풀들을 보여주고 있다²⁰⁾. 500 °C 시편의 경우에는 딴풀들 뿐 아니라, 유냉상태 시편만큼 분명하지는 않지만 석출물들이 있었던 자리 주변으로 균대균대 벽개파단면들도 관찰되었다. 이러한 부분적인 벽개파괴로 인해 이 온도에서 Tel과 RA가 급격히 감소된 것으로 생각되지만, 어떻게 이러한 벽개파단면들이 생겼는지는 분명치 않다. 그러나, 이 온도는 저합금강의 충격시험시 TE가 생기는 온도범위 (375 - 575 °C)내에 있다.

TE는 TME처럼 입계파괴와 같은 선명한 파단면의 특성을 보이지 않으며, 575°C보다 높은 온도에서 단 시간 유지하더라도 TE가 다시 없어지는 특징이 있다. TE의 중요한 원인은 불순원소들(Sb, P, Sn, As 등)의 입계편석인 것으로 보고되고 있다¹²⁻¹⁴⁾.

본 연구에서 불순원소들에 대한 정량적인 조사가 이루어지지는 않았으나, Fig. 8(c)에서 보는 바와 같이 딴풀들과 벽개파단면들이 혼재된 분명하지 않은 파단면의 모습, 600 °C에서 템퍼링한 경우 Tel이 다시 크게 증가된 점, 그리고 본 연구에서 사용된 시편들은 약 0.017 wt.%의 적지 않은 P를 함유하고 있다는 점 등은 충격시험에서 밝혀진 TE의 특징과 잘 일치하고 있다. 또한, 불순원자들의 입계편석으로 인해 TE가 일어나면, 이들 불순원자들의 편석이 넥킹 전의 가공경화나 강도보다는 넥킹 후에 크랙들의 생성과 전파에 더 영향을 줄 것으로 예상되는데, 이는 Fig. 7에서 보듯이 500°C에서 10시간 동안 템퍼링한 경우, Tel의 감소가 PUEL의 감소에 기인된 것과 잘 일치하고 있다. 따라서, 500°C에서 10 시간 동안 템퍼링한 경우, 급격한 Tel과 RA의 감소가 일어난 것은 아마도 TE에 기인된 것으로 생각된다.

600°C 시편에서는 250°C보다도 오히려 더 미세한 수많은 딴풀들이 관찰되고 있는데, 이는 딴풀들이 개재물이나 석출물의 주변에서 생성된 미세한 공공들의 성장 및 합체로 생긴다는 것을 감안할 때,

Fig. 8. SEM micrographs of the fracture surfaces for tensile specimens of SAE 4340 steel (a) as-quenched, and tempered for 10 hours at (b) 250°C, (c) 500°C, and (d) 600°C.

매우 특이한 결과이다. 왜냐면, 템퍼링온도가 600°C가 되면, 마르텐사이트기지는 회복이나 재결정이 일어나게 되고, 세멘타이트들은 매우 조대해지는데, 이 세멘타이트들의 크기가 Fig. 8(d)에서 보는 미세한 덩굴들보다 훨씬 더 크기 때문이다. 따라서, Fig. 8(d)의 미세한 덩굴들은 개재물이나 세멘타이트가 아닌 또 다른 매우 미세한 석출물들의 주변에서 형성된 것이라고 생각할 수 있다.

600°C에서의 이러한 미세한 석출물들이 생길 수 있는 유일한 방법은 소위 이차경화(secondary hardening)²³⁾의 원인으로 알려진 합금탄화물의 석출이다. Mo이나 W 등 강력한 탄화물 형성원소들을 포함한 마르텐사이트 강을 500 - 650°C에서 템퍼링하면, 이 합금원소들이 탄소원자와 결합하여 세멘타이트보다 더 안정하고도 미세한 탄화물로 석출한다. 이때 합금원소들이 이미 존재하고 있는 세멘타이트를 직접 대체하기도 하고, 일부는 세멘

타이트가 재고용된 후에 기지에서 새롭게 합금탄화물이 생성되기도 하는데, 후자의 경우가 더 미세한 석출물이 된다²⁴⁾.

합금탄화물들은 합금원소들의 확산이 Fe보다 느리기 때문에 세멘타이트보다 더 고온에서 형성되며, 또 빨리 조대화 되지도 않기 때문에 매우 미세한 석출물이 된다. 따라서, 이러한 합금탄화물들이 미량 석출되면, Fe - C 마르텐사이트 강의 고온 템퍼링 시 일어나는 강도저하를 줄여주는데 이를 연화지연이라 한다²⁵⁾. 만약 합금원소 첨가량이 충분히 많아서 합금탄화물의 석출량이 많게 되면, 연화지연을 일으키는 정도가 아니라 오히려 경도나 강도를 다시 증가시키는데, 이러한 현상을 이차경화라고 한다²⁵⁾.

본 연구에서 사용된 강들은 약 0.25wt.%Mo을 함유하고 있는데, 종래 Mo 첨가강에서 이차경화를 일으킬 정도의 양(약 0.47 wt.%이상)²³⁾ 보다는 적

어서 본 시편에서는 이차경화까지 일어날 것으로는 예상되지 않는다. 그러나, Mo 탄화물들의 석출로 인해 이차경화가 일어나는 온도가 520 - 620°C 인 것으로 보아, 600°C에서 10시간 동안 템퍼링하는 경우 약 0.25 wt.%Mo를 함유한 SAE 43xx 강에서도 비록 이차경화를 일으킬 정도로 많은 양의 석출물은 생기지 않더라도, Mo 탄화물들의 석출 자체는 일어날 수 있을 것으로 생각된다. 또한, Fig. 9에서 보는 바와 같이, 템퍼링시간이 증가할수록 500°C와 600°C에서의 가공경화량의 차이가 점차 증가하는 것을 알 수 있다. 만약, 600°C에서 합금탄화물의 석출이 없다면 가공경화량은 조대한 탄화물들과 연화된 기지로 인해 더욱 감소할 것이다. 따라서, Fig. 9는 템퍼링시간이 길어질수록 600°C에서 미세한 합금탄화물의 석출량이 점차 증가하고 있음을 간접적으로 보여주는 것이라 생각된다.

Fig. 10은 템퍼링온도와 시간의 조화로 나타내는 Hollomon-Jaffe 인자²⁶⁾에 대해 SAE 43xx 강의 경도를 나타낸 것이다. 여기서, TP(K·sec)는 템퍼링온도(T)와 시간(t)의 함수로서 다음과 같이 나타낸다.

$$TP = T \times (11.8 + \log t) \quad (1)$$

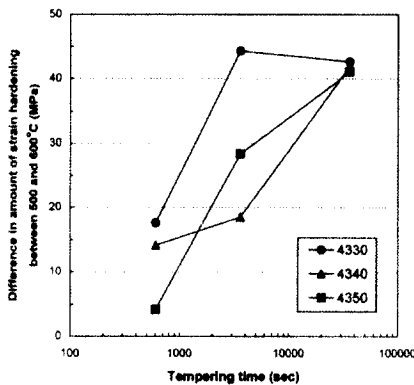


Fig. 9. Difference in amount of strain hardening between 500 and 600°C as a function of tempering time in SAE 43xx steels.

600°C에서 10시간 템퍼링한 경우를 제외하고는 TP가 증가할수록 경도가 거의 직선적으로 감소함을 알 수 있다. 따라서, 600 °C에서 10시간 템퍼링한 경우의 경도값들을 제외하고, Fig. 10의 데이터들을 직선회귀하여 600°C 이하 임의의 템퍼링조건에서 템퍼링하였을 때, 이들 강의 경도(HRc)를 탄소함량(C, wt.%)과 TP로 예측할 수 있는 회귀식을 다음과 같이 만들었다.

$$HRc = -(26 \times C + 24) \times 10^{-4} \times TP + (49.2 \times C + 58.8) \quad (2)$$

600°C에서 10시간 동안 템퍼링한 경우에는 직선적인 관계에서 크게 벗어날 뿐 만 아니라, 경도가 급격히 감소하였다. 따라서, 본 연구에서 사용한 시편에서는 앞서 예상한 대로 첨가된 Mo의 양이 적어서 이차경화까지는 일어나지 않은 것으로 확인되었다.

600 °C에서 10시간 동안 템퍼링된 시편의 경도가 감소한 이유를 알아보기로 하자, 이들 시편의 미세조직을 광학현미경으로 관찰하였다. Fig. 11은 600°C에서 10시간 동안 템퍼링된 4350강의 광학현미경사진으로서, 매우 미세한 등축정의 재결정립들이 대

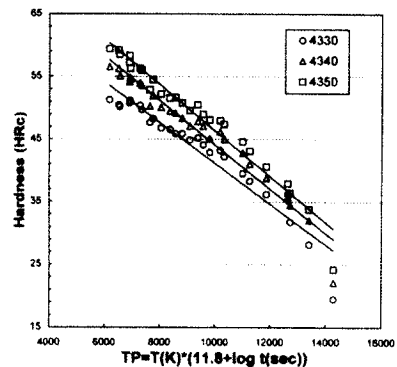


Fig. 10. Hardness as a function of Hollomon-Jaffe tempering parameter for SAE 43xx steels tempered for various times between 150 and 600°C.

부분을 이루고 있음을 알 수 있다. 이렇게 페라이트 결정립이 미세한 것으로 보아 재결정 초기로 생각되며, 이러한 재결정조직은 4330과 4340 강에서도 동일하게 나타났다. 따라서, 600 °C에서 10시간 동안 템퍼링한 경우 세 강종 모두 경도가 감소한 이유는 마르텐사이트의 재결정에 의한 경도의 저하가 미량의 합금탄화물의 석출에 의한 경도의 증가보다 컸기 때문인 것으로 생각된다.

Fig. 11의 재결정조직은 다른 가공열처리법으로 얻기 힘든 1 μm 정도의 초미세 페라이트 결정립들로 이루어져 있다. 이는 마르텐사이트의 재결정과 합금탄화물의 석출을 이용하면 열처리만으로도 초미세 페라이트 결정립을 얻을 수 있어, 초미세립을 이용한 고강도·고인성 강을 제조하는데 활용될 수 있을 것으로 생각된다.

Figs. 12와 13은 각각 템퍼링조건에 따른 인장강도와 항복강도의 변화를 TP로 나타낸 것이다. 인장강도의 경우 앞서 경도와 유사하게 TP가 증가할수록 거의 직선적으로 감소함을 알 수 있다. 세 강종에서 TP와 인장강도와의 관계는 다음과 같은 식들로 나타낼 수 있다.

$$SAE\ 4330 : UTS(MPa) = -0.1571 \times TP + 2892.8$$

$$SAE\ 4340 : UTS(MPa) = -0.1528 \times TP + 3086.9$$

Fig. 11 Optical micrograph of SAE 4350 steel tempered at 600°C for 10 hours.

$$SAE\ 4350 : UTS(MPa) = -0.1818 \times TP + 3528.7 \quad (3)$$

한편, 항복강도는 TP에 대해 이차함수꼴로 나타낼 수 있는데, 세 강종 모두 TP (K·sec) ≃ 8000에서 항복강도가 가장 높게 됨을 알 수 있다. TP와 항복강도와의 관계는 다음과 같은 식들로 나타낼 수 있다.

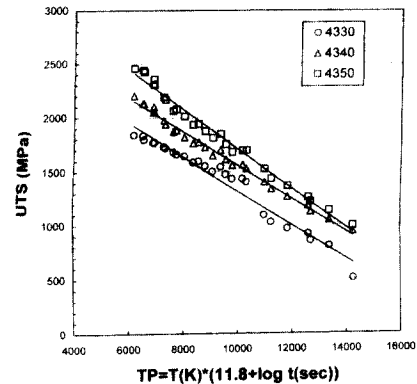


Fig. 12 Ultimate tensile stress as a function of Hollomon-Jaffe tempering parameter for SAE 43xx steels tempered for various times between 150 and 600°C.

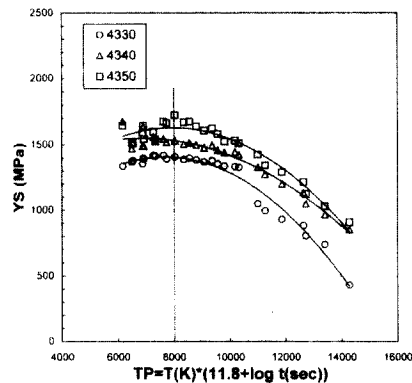


Fig. 13 Yield stress as a function of Hollomon-Jaffe tempering parameter for SAE 43xx steels tempered for various times between 150 and 600°C.

$$\text{SAE 4330 : YS(MPa)} = -2 \times 10^{-5} \times \text{TP}^2 + 0.3483 \times \text{TP} + 70.275$$

$$\text{SAE 4340 : YS(MPa)} = -1 \times 10^{-5} \times \text{TP}^2 + 0.1807 \times \text{TP} + 930.710$$

$$\text{SAE 4350 : YS(MPa)} = -2 \times 10^{-5} \times \text{TP}^2 + 0.3155 \times \text{TP} + 372.590 \quad (4)$$

본 연구를 통해 얻어진 TP와 경도, 항복강도, 인장강도의 관계식들(Eq.(2)-(4))은 SAE 43xx 강에서 템퍼링조건에 따른 인장성질을 예측하는데 활용될 수 있을 것으로 생각된다.

4. 결론

SAE 4330, 4340, 4350 강의 인장성질에 미치는 템퍼링의 영향을 조사한 결과, 이들 강의 인장성질이 Cohen 등이 제안한 템퍼링 3단계에 따라 다음과 같이 변화함을 알 수 있었다.

1. 미세한 천이탄화물들이 석출하는 템퍼링 1단계에서는 항복강도와 가공경화량이 크게 증가하여, 경도와 인장강도의 감소가 크지 않았다. 연신율들(TeI, UeI, PUeI)과 단면감소율은 모두 향상되었다.
2. 천이탄화물들과 잔류 오스테나이트가 세멘타이트로 바뀌어 템퍼드 마르텐사이트 취화가 일어나는 템퍼링 2단계에서는 경도, 인장강도, 항복강도, 총연신율들이 모두 감소하였다.
3. 세멘타이트의 조대화와 마르텐사이트의 회복 및 재결정이 일어나는 템퍼링 3단계에서는 경도, 항복강도, 인장강도는 지속적으로 감소하였고 불연속 항복현상이 나타났다. 한편, 연신율들과 단면감소율은 다시 향상되었다. 그러나, 500 °C에서 10시간 동안 템퍼링한 경우에는 총연신율 및 단면감소율의 급격히 감소하였는데, 이는 템퍼 취화에 기인된 것으로 생각된다.
4. 600 °C에서 10시간 동안 템퍼링한 결과, 세 강종 모두 재결정이 일어나서 경도와 강도가 감소하였

으나, 500 °C 템퍼링한 경우에 비해 다시 가공경화량이 증가하고, 인장시험 후 파단면이 매우 미세한 덩골들로 이루어진 것으로 보아, 합금탄화물들이 석출한 것으로 생각된다.

5. SAE 4330, 4340, 4350 템퍼드 마르텐사이트 강의 상온에서의 경도, 인장강도 항복강도는 탄소함량(C, wt%)과 Hollomon-Jaffe 인자(TP, Eq.(1))의 함수로 Eqs. (2)-(4)를 이용하여 예측될 수 있다.

후 기

본 연구는 한국과학재단의 1998년도 전반기 해외연수과제의 연구비와 Colorado School of Mines로부터 재료 및 시험장비를 지원을 받아 수행된 것으로, 이에 양측 모두에게 깊은 감사를 드립니다.

참고문헌

1. B.S. Lement, B.L. Averbach, and M. Cohen: Trans. ASM, 46 (1954) 851
2. G.R. Speich and W.C. Leslie: Met. Trans., 3 (1972) 1043
3. D.L. Williamson, R.G. Shupmann, J.P. Materkowski, and G. Krauss: Met. Trans. A, 10A (1979) 379
4. F. Zia-Ebrahimi and G. Krauss: Acta Met., 32 (1984) 1767
5. L.J. Klingler, W.J. Barnett, R.P. Frohmbert, and A.R. Troiano: Trans. ASM, 46 (1954) 1557
6. W. Crafts and J.L. Lamont, Trans. AIME, 172 (1947) 222
7. C.S. Roberts, B.L. Averbach, and M. Cohen: Trans. ASM, 45 (1953) 576
8. M. Saeglitz and G. Krauss: Metall. Trans. A, 28A (1997) 377
9. F.E. Werner, B.L. Averbach, and M. Cohen: Trans. ASM, 49 (1957) 823
10. G. Thomas: Met. Trans. A, 9A (1978) 439

11. J.P. Materkowski and G. Krauss : Met. Trans. A, 9A (1979) 1643
12. I. Olefjord : Inter. Met. Rev., 23 (1978) 149
13. J.H. Hollomon : Trans. ASM, 36 (1946) 473
14. B.C. Woodfine : JISI, 173 (1953) 229
15. K.H. Jack : J. Iron Steel Inst., 169 (1951) 26
16. Y. Hirotsu and S. Nagakura : Acta Metall., 20 (1972) 645
17. H.-C. Lee and G. Krauss : Gilbert R. Speich Symp. Proc., G. Krauss and P.E. Repas, eds., ISS, Warrendale, PA, 1992, pp. 39
18. W.C. Leslie and R.J. Sober : Trans. ASM, 60 (1967) 459
19. Modern Steels and Their Properties, 7th ed., Bethlehem Steel Corporation, Bethlehem, PA, 1972, p. 55
20. G. Krauss : Steels, Heat Treatment and Processing Principles, ASM, Materials Park, OH, 1990, p. 134.
21. S. Matsuda, T. Inoue, H. Mimura, and Y. Okamura : Trans. ISIJ, 12 (1972) 325
22. H. Ohtani, F. Terasaki, and T. Kunitake : Trans. ISIJ, 12 (1972) 18
23. E.C. Rollason, Fundamental Aspects of Molybdenum in Transformation of Steel, Climax Molybdenum Co., London.
24. R.W.K. Honeycombe : Steels, Microstructure and Properties, Edward Arnold Ltd and ASM, Metals Park, OH, 1981
25. G. Krauss : Steels, Heat Treatment and Processing Principles, ASM, Materials Park, OH, 1990, p. 212-218
26. J.H. Hollomon and L.D. Jaffe : Trans. AIME, 162 (1945) 223