

Fe-30%Ni-0.35%C 합금에서 Ausformed Martensite의 기계적 성질에 미치는 Tempering처리의 영향

이 인기 · 이 규 복* · 김 학 신**

전북 지방공업기술원 *전북대학교 금속공학과 **전북대학교 재료공학과

Effect of Tempering Treatment on Mechanical Properties
of Ausformed Martensite in Fe-30% Ni-0.35%C Alloy

E. K. Lee, K. B. Lee* and H. S. Kim**

National Industrial Technology Institute of Chonbuk

*Dept. of Metallurgical Eng., Chonbuk National University

**Dept. of Materials Eng., Chonbuk National University

ABSTRACT

In order to investigate the effect of tempering treatment on the mechanical properties of ausformed martensite in Fe-30%Ni-0.35%C alloy, the hardness, yield strength and elongation were examined by tensile test.

1. The strength of deformed austenite in Fe-30%Ni-0.35%C alloy was increased due to the work hardening induced from the dislocation density increased during deformation. The strength of ausformed martensite was increased because of defects inherited from deformed austenite by martensitic transformation.

2. The ductility of ausformed martensite was shown a nearly constant values independent of deformation degrees because of the interaction of multiple factors such as increased retained austenite, formation of void and decrement of twin in ausformed martensite.

3. The strength of ausformed martensite by tempering treatment was shown a little decrement up to 340°C, especially showed remarkable softening resistance in higher deformation degrees.

4. Virgin martensite and ausformed martensite were shown a maximum yield strength by clustering in tempering at 100°C and above 100°C, yield strength was very small decreased due to the decrement of solute carbon by the destruction of clustering.

5. The decomposition of retained austenite was not shown up to 450°C in ausformed martensite with tempering treatment, and the matrix was rapidly softening because of the decomposition of martensite and the formation of reversed austenite with tempering above 400°C.

1. 서 론

고온의 오스테나이트조직을 Ms점 이하의 온도로 급냉시키는 martensite변태 열처리법에 의한 합금강화법은 재료의 강도를 크게 증가시키나 연성이 아주 작아서 취약하다는 결점이 있다. 이러한 결점을 개선하기 위하여 강에 기계적인 가공과 열처리를 병용시키는 가공열처리(Thermo-mechanical treatment)¹⁾를 실시함으로써 강을 강화시킴과 동시에 인성을 향상시키는 연구가 활발히 진행되어 왔다.

가공열처리법중 준안정 austenite영역에서 가공후에 martensite로 변태시키는 ausforming처리가 Harvey²⁾에 의해서 최초로 제안된 이후 여러 연구자들에 의해 많이 연구되어 왔으며 田村³⁾등은 ausforming효과에 관한 연구결과, 탄소량이 어느 한계이상 초과하면 강도의 절대치는 증가하지만 강도 상승량은 일정하다고 보고하였다. 그러나 최근의 연구⁴⁾에 따르면 무탄소 합금강에서도 ausforming효과가 나타난다고 한다.

Martensite강을 tempering처리하면 과포화 고용체로부터 탄소의 석출 및 성장과정이 수반되기 때문에 재료내 하부조직(sub-structure) 및 미소결함에 의하여 tempering 거동이 달라지게 된다. Wilson⁵⁾ 등은 ausformed martensite강을 tempering시킬 때 소성변형이 탄화물 석출에 미치는 영향을 연구하였고, ausformed martensite강의 tempering처리에 관한 연구는 Schmatz⁶⁾ 등이 발표한 耐tempering성에 관한 연구와 Cohen⁷⁾ 등이 발표한 cluster형성에 미치는 전위의 영향에 관한 것 외에는 거의 연구된 바가 없다.

따라서 본 연구에서는 Fe-30%Ni-0.35%C합금강을 고온에서 용체화처리에 의하여 얻은 균일한 original austenite조직을 상온에서 냉간가공한 후, 심냉처리(sub-zero treatment)하여 얻은 ausformed martensite의 기계적 성질 및 이에 미치는 tempering처리의 영향을 조사하였다.

2. 실험방법

본 실험에 사용된 합금시료는 대기중에서 고주파 유도로를 이용하여 전해 철과 전해 니켈을 용락시킨 다음 탄소함량을 조절하기 위하여 가탄제로써 적당량의 탄소분말을 첨가하여 완전히 용해시키고 Fe-Si으로 1

차 탈산을 시킨 다음, 2차로 Ca-Si를 첨가하여 탈산시킨 후 80mmφ×178mm의 원통형 금형에서 25kg 잉곳트로 주조하였다.

주조한 잉곳트는 압탕부분을 제거한 후 길이 방향으로 4등분하여 25×25×150mm의 4각봉으로 절단하였다. 절단한 시료들은 Ar가스 분위기의 머플로에서 1100℃×24hr 균질화처리를 하여 합금성분들의 편석에 대한 영향을 제거하였다. 균질화처리한 Fe-30%Ni-0.35%C 합금의 화학성분 및 표면기복관찰법으로 측정된 Ms점을 Table 1에 나타내었다.

Table 1. Chemical composition of alloy used(wt%)

C	S	Si	Mn	P	Ni	Fe	Ms(℃)
0.35	0.0016	0.010	Tr.	0.003	30.16	Bal.	-135

균질화처리후 4각봉들은 1000-1150℃에서 열간압연을 하였으며, 열간가공시 모든 시편의 최종 두께가 1.0mm가 되도록 연삭가공 후 시료의 크기를 고려하여 시편의 두께는 1.4~5.4mm로 조절하였다. 또한 내부응력을 제거하기 위해서 Ar가스 분위기의 머플로에서 1100℃×6hr 소둔하였으며, 모든 시료들은 열간압연과 소둔시에 일어날 수 있는 표면산화와 탈탄층을 제거하기 위하여 연삭가공하였다.

용체화처리는 Ar가스 분위기의 튜브형 머플로에서 1050℃×1/2hr 유지시킨 후 상온염수에 급냉시켜 균일한 original austenite조직을 얻었다. original austenite조직은 상온에서 각종 가공도(0%, 20%, 40%, 60%, 80%)로 압연하여, 액체 질소(-196℃)중에 1/2hr동안 심냉처리하여 ausformed martensite조직으로 만들었으며 Fig. 1에 ausforming 처리과정을 도시한다. Fig. 1에서 얻어진 ausformed martensite시료는 염욕료에서 여러가지 온도(100~600℃)로 1hr동안

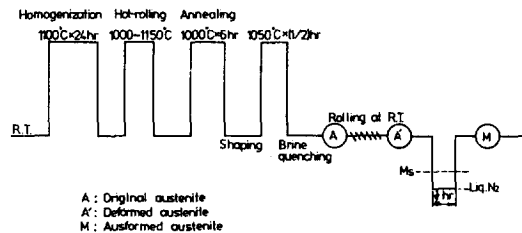


Fig. 1. Schematic process of ausforming treatment.

tempering처리를 하였다. 100℃ tempering은 水浴중에서, 200℃ tempering은 silicon oil(KF 96)중에서, 300℃ tempering처리는 mobil oil과 silicon oil의 혼합액(4 : 6)중에서 하였으며, 400℃ 이상의 tempering은 Table 2에 나타난 염욕을 이용하였다.

Deformed austenite, ausformed martensite 및 tempering처리에 의한 ausformed martensite합금의 기계적 성질의 변화를 조사하기 위하여 가공도 및 tempering 온도에 따른 경도(HRA)를 측정하였으며, ASTM-E8형 Sub-size로 제작한 인장시편으로 인장시험을 하였다. 인장시험기는 Instron(Model No. 1137)을 사용하였으며, cross-head speed를 2mm/min로 하여 0.2% off-set 항복강도 및 연신율을 측정하였다.

Table 2. Salt bath conditions of tempering treatment

Kind of salts(wt%) Tempering temp.(℃)	NaCl	CaCl ₂	ZnCl ₂	LiCl	BaCl ₂
	400	20	45	20	6
500 및 600	24	56	16	4	0

3. 실험결과

3. 1. Deformed Austenite 및 Ausformed Martensite의 경도변화

Fe-30%Ni-0.35%C 합금의 austenite조직을 용체화 처리시켜 상온에서 여러가지 가공도로 가공한 deformed austenite의 경도(HRA)와 deformed austenite를 액체 질소(-196℃)속에서 1/2hr 심냉처리한 ausformed martensite의 가공도에 따른 경도를 Fig. 2에 도시한다.

Fig. 2에서 deformed austenite의 경도변화는 ausformed martensite에 비하여 대단히 크게 증가하였다. 이러한 현상은 면심입방격자에서 나타나는 전형적인 가공경화 현상으로써 높은 가공도(60~80%)에서 보다는 낮은 가공도(0~20%)범위에서 경도상승이 특히 현저하다. 이러한 이유는 초기가공시에 도입되는 전위나 내부결함 등이 포화치에 도달하게 되는 반면에 높은 가공도에서는 전위결합의 도입량이 적어지기 때문이다. 그러나 높은 가공도에서는 냉간 가공에 의한 결

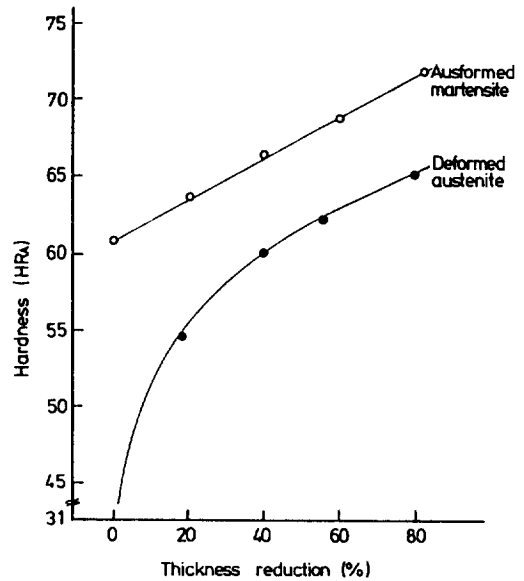


Fig. 2. Hardness changes of deformed austenite and ausformed martensite with thickness reduction (%)

정립의 미세화로 경화현상이 주로 일어난다고 생각된다.

Ausformed martensite는 deformed austenite내에 존재하는 고밀도의 전위와 내부결함 등이 martensite 변태시 그대로 계승된다. 그러므로 ausformed martensite는 deformed austenite에서와 같이 가공도의 증가에 따라 경도가 상승하게 되지만, 가공에 의해 모상 austenite가 안정화되기 때문에 기지내에 잔류 austenite가 상당량 존재하게 된다. 따라서 ausformed martensite의 경도곡선은 deformed austenite의 경도곡선에 비해서 낮은 기울기를 가지게 되며 높은 가공도에서는 전위밀도의 증가, tangled dislocation structure 및 변태쌍정과 변태쌍정의 교차로 인한 강화현상에 의해 경도가 증가한다고 사료된다.

3. 2. Deformed austenite와 Ausformed martensite의 강도 및 연신율 변화

Fe-30%Ni-0.35%C 합금강의 deformed austenite와 ausformed martensite를 인장시험하여 가공도에 따른 항복강도를 Fig. 3에 도시한다. Deformed austenite의 항복강도는 가공도가 증가할수록 급격한 증가현상을 나타내고 있다. 이러한 원인은 Fig. 2에서와

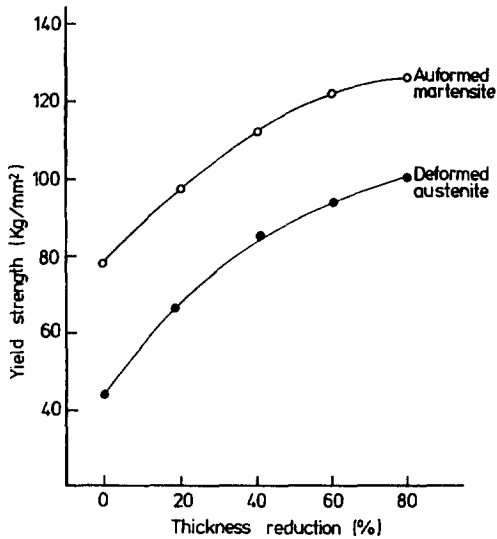


Fig. 3. Yield strength changes of deformed austenite and ausformed martensite with thickness reduction(%)

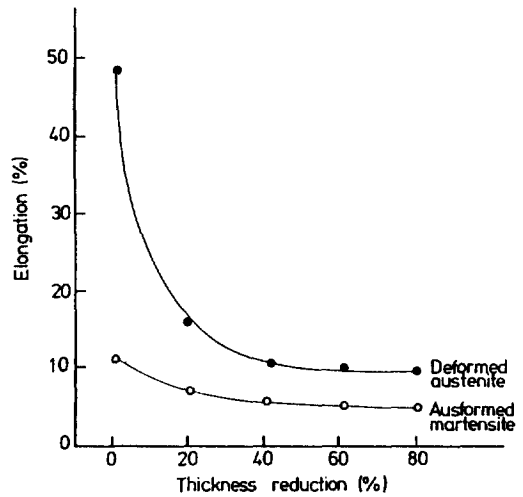


Fig. 4. Elongation changes of deformed austenite and ausformed martensite with thickness reduction(%)

같이 면심입방격자의 조직에서 현저하게 나타나는 냉간가공에 의한 가공경화현상 때문이다.

본 실험에서 사용한 Fe-Ni-C 합금을 고온의 austenite 상태에서 상온까지 급냉시킨 후 냉간가공하면 재료 내부에 진위밀도가 증가하며 다량의 내부결함이 형성되고 심냉처리시 그대로 ausformed martensite에로 계승된다는 것은 전술한 바와 같다. 그러나 가공을 심하게 받은 deformed austenite는 martensite변태시에 상당량의 잔류 austenite를 가지내에 잔류시키므로 높은 가공도의 ausformed martensite의 강화량은 낮은 가공도의 ausformed martensite의 강화량보다 절대치는 작게 된다.

Fig. 4는 deformed austenite와 ausformed martensite의 가공도에 따른 연신율을 도시한 것이다. deformed austenite의 연신율은 초기의 낮은 가공도에서 현저하게 감소하는데 비하여, ausformed martensite의 경우에는 초기 가공도에서 약간 감소하였으며 이후 가공도의 증가에 따라 연신율의 감소는 거의 없다. 즉 ausformed martensite합금의 특징인 항복강도의 현저한 증가에도 불구하고 연신율이 크게 감소하지 않고 일정함을 관찰할 수 있다.

이상의 실험결과로부터 본 실험에 사용한 합금에서

항복강도의 상승은 austenite조직의 가공으로 가공경화 현상이 크게 나타나게 되고, 이러한 현상이 martensite변태시 ausformed martensite에로 계승되어 강화된다고 사료된다.

3. 3. Tempering에 따른 기계적 성질의 변화

Fe-30%Ni-0.35%C 합금의 ausformed martensite를 100~600℃ 온도구간에서 1hr동안 tempering처리를 실시하여 tempering온도에 따른 항복강도의 변화를 Fig. 5에 나타낸다. ausforming처리한 시료를 1hr동안 tempering할 때, tempering온도 100℃의 경우가 상온보다 약간 높은 항복강도를 나타내고 있다. 100~400℃ tempering에서는 0% ausformed martensite, 즉 virgin martensite보다 20~80% 가공도의 ausformed martensite에서 항복강도의 감소는 일층적이며, 가공도가 증가할수록 ausformed martensite의 항복강도는 virgin martensite보다 완만하게 감소하였다. 이것을 정량적으로 고찰하여 보면, 80%가공도 ausformed martensite의 항복강도는 100~400℃ tempering에서 7kg/mm²감소함에 비하여 40% 가공도의 ausformed martensite에서는 동일 온도구간에서

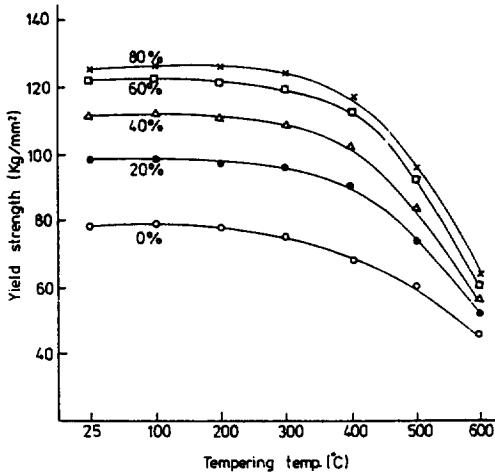


Fig. 5. Yield strength changes of ausformed martensite with tempering temperature.

9kg/mm²감소함에비하여 0%가공도, 즉 virgin martensite에서는 12kg/mm²이나 감소한 사실로부터 ausformed martensite강에서는 가공도가 증가할수록 현저한 耐tempering성이 나타남을 알 수 있다. 이러한 이유는 ausforming처리중에 도입된 고밀도의 전위와 침입형 고용체인 탄소와의 사이에 강한 상호작용에 의하여 ε-탄화물의 석출이 억제되기 때문이며, 특히 고밀도의 전위가 기지조직내에 석출되어 있는 탄화물을 분산시키기 때문이다. 400℃ 이상의 tempering온도에서는 virgin martensite에서보다 20~80%가공한 ausformed martensite에서 항복강도의 감소현상이 현저하다. 특히 가공도가 증가할수록 이러한 현상이 뚜렷하게 나타난다. 그 이유는 본 실험에서 사용한 Fe-30%Ni-0.35%C합금의 As점이 340℃이므로 As점 이상의 온도에서 tempering처리할 때 가공도에 따라 일층 빠르게 역변태 austenite와 cementite가 석출하기 때문이라고 생각된다. 그러므로 400℃ 이상의 온도에서 tempering 처리를 하게 되면 역변태에 의하여 기지내에 austenite량이 일층 증가하게 되므로 항복강도는 tempering 온도가 증가할수록 또 가공도의 증가에 따라 일층 크게 감소한다.

Ausforming 처리한 Fe-30%Ni-0.25%C합금의 tempering처리시 tempering온도에 따른 연신율의 변화를 Fig. 6에 나타낸다. Tempering온도가 낮을 때는 가공도 증가에 따른 연신율의 변화가 거의 없지만 500~

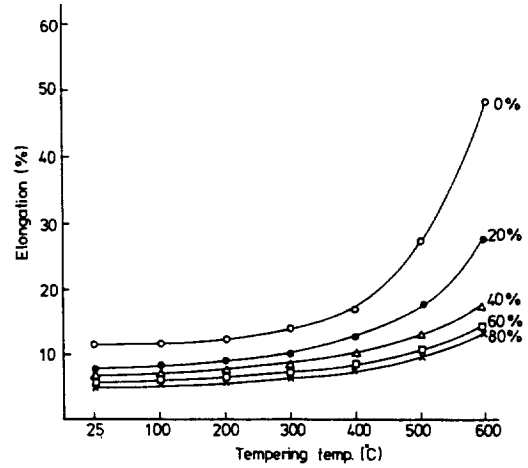


Fig. 6. Elongation changes of ausformed martensite with tempering temperature.

600℃의 높은 온도구간에서 tempering처리하면 연신율이 크게 증가하며, 특히 가공도가 낮을수록 연신율의 상승이 현저하다. 이러한 이유는 가공도가 낮을수록 전위와 같은 내부결합이 적게 되어 더욱 용이하게 연화되기 때문이라고 생각된다.

4. 고찰

4. 1. Deformed austenite와 Ausformed martensite의 강화기구

Deformed austenite의 가공경화 현상에 대하여는 Taylor³⁾, Parker⁴⁾ 등을 비롯한 여러 학자들에 의해서 연구된 바 있다. 그들에 의하며 austenite조직을 가공하게 되면 결정내에 다량의 전위가 생성되면서 결정립간에 상호 간섭이 일어나게 되고, 그 결과로 slip이 용이하게 일어날 수 있기 때문에 전위의 교차가 일어난다고 하였다. 그러므로 많은 전위 등이 고착하게 되고, 고착된 전위들은 slip면상에서 동일부호 전위들의 이동을 억제시켜 기지를 강화시키게 된다고 한다. 이때 가능성 있는 전위의 고착기구들로서는 다음과 같은 것들을 생각할 수 있다.

- ① FCC(111)면상에서의 Lomer-Cottrell장벽
- ② 전위의 slip중에 형성되는 jog
- ③ 전위의 tangling에 의한 전위 cell wall의 형성

상술한 바와 같이 austenite는 가공에 의하여 전위 밀도가 증가하며 고착되는 전위의 수도 증가되므로 가공경화현상을 나타내는 데 이와같은 deformed austenite을 심냉처리하면 보통의 소입합금강보다 연성은 감소하지 않으면서 높은 강도를 얻을 수 있으므로 耐 tempering성이 우수한 소입합금강을 얻을 수 있다고 생각한다.

여러가지 이론을 종합해 보면^{6, 10)} 본 실험에서 사용한 Fe-30%Ni-0.35%C합금에 대한 ausformed martensite의 강화현상을 설명할 수 있는 유력한 강화기구는 다음과 같다.

- ① Martensite plate의 미세화설
- ② Austenite중의 결함도입설
- ③ Austenite중에서의 탄화물 석출설

그러나 실제적으로 합금의 종류에 따라서 이들 강화기구가 상호 중복되어 일어난다고 생각된다.

준안정 austenite영역에서 냉간가공하여 심냉처리를 실시한 ausformed martensite는 높은 강도를 유지하면서도 연신율은 거의 감소하지 않는다. 이러한 특성을 나타내는 이유는 가공도가 증가할수록 ausformed martensite중에 존재하는 상당량의 잔류 austenite의 영향때문이다.

Johari와 Thomas¹¹⁾ 등은 높은 가공도의 ausformed martensite내에서 쌍정이 소멸하고 전위밀도가 높아지게 되므로 연성이 개선된다고 주장하였다. 특히 友川陽¹²⁾ 등은 austenite를 준안정 상태에서 냉간가공하게 되면 slip이 일어나게 되며, deformed austenite가 ausformed martensite로 변태할 때 새로운 slip계가 형성되어 특정한 결정면에서 martensite가 우선하여 생성하게 되므로 연성을 지배하는 void의 발생 및 성장이 촉진되어 ausformed martensite의 연성이 개선된다고 보고하였다.

따라서 ausformed martensite의 연성은 가공에 의한 잔류 austenite량의 증가, 연성을 지배하는 void생성 및 높은 가공도의 ausformed martensite내에서 쌍정의 소멸 등이 복합적으로 작용하고 있다고 사료된다.

4. 2. Ausformed martensite의 tempering거동

Ausformed martensite의 tempering거동을 고찰하

기 위하여 martensite의 강화기구에 대한 Waymann¹³⁾, Kelly¹⁴⁾등을 비롯한 여러 학자들의 연구결과를 종합하면 Fe-Ni-C계 합금의 martensite강도에 기여할 것으로 생각되는 인자들은 다음과 같다.

- ① 침입형 탄소원자의 고용강화
- ② 탄소의 편석 및 탄화물에 의한 석출강화
- ③ 전위 및 결정내 결합 등 하부조직에 의한 강화
- ④ 치환형 고용합금원소의 고용강화

이들 인자들을 검토하여 보면, martensite변태는 무확산변태이므로 탄소는 상온에서 과포화상태로 고용되며 침입형 고용탄소는 응력장을 형성시켜 전위의 고착에 의하여 기지가 강화된다. 이러한 탄소원자의 고용강화에 관한 정략적 연구들이 많이 시도되었는데 Winchill¹⁵⁾ 등은 고착된 전위의 이동에 필요한 응력을 식(1)과 같이 탄소함량의 세제곱근에 비례한다고 주장하였다.

$$\sigma_t = \sigma_0 + 1.7 \times 10^{-1} \ell^{1/2} (\text{wt}\%C)^{1/3} \dots \dots \dots (1)$$

σ_t : Martensite강의 유동응력

σ_0 : 순철에서 martensite조직의 항복응력

ℓ : 유동응력에 의해 이동되는 전위의 유효길이(10⁻⁶cm)

또한 Leslie¹⁶⁾ 등에 의하면 martensite강의 강도는 탄소함량에 따라 직선적으로 증가한다고 보고한 바와 같이 martensite의 강도는 고용탄소량에 따라 증가함을 알 수 있다.

M_s점이 높은 합금강을 소입시키면 martensite변태도중에 탄소원자가 결정립계나 결정결함 등으로 편석을 일으키고, 또한 탄화물 형태로 고용체에서 석출하여 기지가 강화된다. 그러나 Kelly¹⁴⁾ 등은 Fe-Ni-C계 합금에 있어서 auto-tempering에 의한 탄화물의 석출은 억제된다고 주장하였다. 본 실험에서 사용한 합금에서도 auto-tempering에 의한 탄화물의 석출은 기대하기 어렵다고 사료되며, 단지 탄소원자의 편석에 의한 강화효과만을 생각할 수 있다.

Martensite변태에 의해 생성된 정방정구조는 상온에서 불안정한 조직으로써 안정성에 악영향을 주는 요소들은 다음과 같다.

- ① 과포화 상태의 탄소원자
- ② 전위 또는 쌍정에 의해 형성되는 높은 변형 에너지

③ 결정립계 에너지의 증가

④ 불안정한 austenite의 잔류

상술한 4가지 인자들은 ausformed martensite를 tempering시킬때, 모두 각각의 tempering단계에서 구동력으로 작용한다. 즉 과포화상태의 탄소원자는 탄화물의 형성을 촉진시키고, 높은 변형 에너지는 회복단계에서 구동력으로 작용하며, 또 결정립계 에너지의 증가는 결정립의 성장을 촉진시킬 수 있다. 그러므로 탄소강의 martensite조직은 화학적 성분의 변화없이 도 tempering에 의하여 기계적 성질이 개선된다.

Cohen¹⁸⁾ 등은 X-선 회절시험을 통하여 다음과 같이 tempering단계를 제시하였다.

제1단계 : Transition carbide의 형성

제2단계 : 잔류 austenite의 분해

제3단계 : Transition carbide의 분해와 저탄소 martensite의 재배열에 의한 cementite의 석출

Speich¹⁹⁾는 Fe-Ni-C계 합금의 martensite를 tempering하여 각 단계별 온도구간을 규정하였다. 제1단계는 100-250℃ 온도범위에서, 제2단계는 200-300℃ 온도범위에서, 제3단계는 250-350℃에서 tempering이 일어난다고 발표하였다. 상술한 사항을 기본으로 하여 Fe-30%Ni-0.35%C 합금의 ausformed martensite를 tempering처리하여 각 단계별 tempering 거동을 고찰한다.

Ms점이 낮은 Fe-Ni-C계 합금들은 정방구조의 martensite를 형성하며, 탄소함량이 증가할수록 정방정의 축비(c/a)는 탄소함량에 따라 직선적으로 증가한다. 이러한 martensite강을 저온에서 tempering처리하면 저탄소의 정방구조 martensite가 나타나게 되어 martensite의 축비(c/a)가 감소하게 되며, 온도가 증가할수록 저탄소의 정방구조 martensite의 양이 증가한다. 이러한 이유는 정방정의 c축 8번째 자리에 존재하는 높은 에너지의 탄소원자들이 martensite내부에 있는 결합대로 이동하여 cluster를 형성하기 때문이다. 또 이와 동시에 martensite내에서 ε-탄화물이 석출되기 시작한다. Kelly²⁰⁾ 등은 <100>방향을 따라 ε-탄화물이 석출한다고 주장하였으며, Wells²¹⁾는 방향성 있는 ε-탄화물이 martensite내의 많은 쌍정경계에서 석출한다고 발표하였다. 그러나 tempering온도가 증

가하게 되면 저탄소의 정방구조 martensite가 형성되면서 martensite의 정합상이 파괴되고, 고용탄소량의 감소에 의한 연화효과가 ε-탄화물의 석출경화보다 크게 되어 항복강도가 낮아지게 된다. 그러므로 Fe-30%Ni-0.35%C 합금에서 ausformed martensite에 대한 tempering 제1단계에서는 다음과 같은 거동을 나타낸다.

① 탄소원자의 확산

② 정합석출물의 성장

③ ε-탄화물의 석출

Ausformed martensite의 항복강도가 100℃ tempering처리시에 최대치에 도달하는 이유는 탄소원자의 이동에 의한 정합석출물의 형성(clustering)때문이라고 사려되며, 200℃에서 1hr.동안 tempering처리를 하면 martensite의 정합상이 파괴되면서 고용탄소량이 감소하므로 ausformed martensite의 강도가 감소한다고 생각된다.

Fe-Ni-C계 ausformed martensite의 tempering 2단계는 잔류 austenite가 하부 bainite로 분해하는 과정이다. bainite는 ferrite와 ε-탄화물로 구성되어 있기 때문에 이 단계에서 상당량의 체적팽창이 일어나게 된다. Lement²²⁾ 등의 연구에 의하면 체적변화율(ΔV)은 식(2)와 같이 표시할 수 있다.

$$\Delta V(\%) = 4.75 - 1.47\alpha \dots\dots\dots(2)$$

α : 중량%로 나타낸 탄소함량

Bain²³⁾에 의하면 잔류 austenite가 bainite로 변태할 때 ferrite중의 탄소확산이 austenite중의 탄소확산보다 쉽게 일어날 수 있으므로 bainite변태는 austenite중의 탄소확산에 의해 지배된다고 한다. Cohen⁷⁾ 등이 보고한 탄소강의 martensite를 tempering시켜서 얻은 잔류 austenite의 분해에 필요한 활성화 에너지 값과 Mehl²⁴⁾이 보고한 austenite중의 탄소확산에 필요한 활성화 에너지값이 비슷하였는데 이것은 austenite중의 탄소확산에 의하여 bainite변태가 지배된다는 것을 말해 주고 있다. Choi²⁵⁾ 등의 연구에 따르면 Fe-27%Ni-0.14%C 합금의 경우 430℃ tempering 온도까지는 잔류 austenite가 분해하지 않는다고 한다. 그 이유는 전술한 바와 같이 bainite변태는 austenite중의 탄소확산에 의해 지배되지만 잔류 austenite의 분

해는 합금강중에 고용된 니켈원자의 확산에 의해 지배되기 때문이다.

그러므로 Fe-30%Ni-0.35%C 합금의 ausformed martensite강을 tempering 처리할 때 tempering 2단계에서 잔류 austenite는 분해되지 않는다고 생각된다.

Fe-Ni-C계 martensite의 tempering 3단계에서는 ϵ -탄화물 및 martensite의 분해에 의해서 cementite가 석출되기 시작하므로 항복강도가 점차적으로 감소한다. 이 단계에서 형성된 cementite는 성장하면서 계속하여 ϵ -탄화물을 분해시키며 저탄소의 정방구조 martensite에 존재하는 탄소량을 감소시켜서 전위의 이동이 용이하게 되므로 tempering 3단계의 초기에 연화현상이 나타난다. 즉 As점보다 높은 온도인 340°C 이상에서 tempering 처리하면 Fig. 6과 같이 ausformed martensite의 연성이 상당량 개선된다고 생각된다.

500~600°C 온도구간에서 1hr.동안 tempering 처리를 하면 martensite의 분해가 급격히 이루어지며 이미 석출한 탄화물의 성장이나 재결정으로 연화가 일어나기 시작한다. 특히 이 범위에서는 tempering 온도가 As점보다 대단히 높으므로 역변태 austenite가 형성되어 기지의 연성이 현저히 개선된다. 그러므로 600°C에서 1hr.동안 tempering 처리에 의하여 강도는 크게 감소한다. 그러나 deformed austenite로부터 계승된 전위, 내부결합 등이 tempering 처리한 ausformed martensite내에 존재하기 때문에 tempering 처리된 virgin martensite보다 높은 강도를 나타낸다.

5. 결 론

Fe-30%Ni-0.35%C 합금의 deformed austenite와 ausformed martensite의 기계적 성질 및 이에 미치는 tempering 처리의 영향을 검토한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) Original austenite를 가공하면 기지내에 전위 등 내부결합의 도입에 의한 가공경화현상이 일어나며 이러한 내부결합들이 martensite 변태시에 그대로 ausformed martensite에 계승되어 ausformed martensite의 강도를 상승시킨다.

2) Ausformed martensite는 가공에 의한 잔류 austenite량의 증가, void의 생성 및 고가공도의 ausformed martensite에서 쌍정의 소멸 등이 복합적으로 작

용하여 연성이 저하되지 않는다.

3) Ausformed martensite를 tempering 처리하면 340°C까지는 연화저항성을 나타내며 특히 가공도가 높을수록 耐tempering 성은 현저하다.

4) Ausformed martensite를 100°C에서 tempering 처리하면 clustering이 형성되어 상온에서 보다도 높은 강도를 나타내며, 100°C 이상의 온도에서 tempering을 실시하면 整수相이 파괴되면서 강도가 미세하게 감소하기 시작한다.

5) Fe-30%Ni-0.35%C 합금의 ausformed martensite에서는 tempering 처리를 하여도 잔류 austenite가 하부 bainite로 분해하지 않으며, 400~600°C 온도구간에서 tempering 처리를 실시하면 martensite의 분해가 급격하게 일어나서 역변태 austenite의 강도는 original austenite의 강도보다 일층 높다.

참 고 문 헌

1. 田村今男: 鐵鋼材料強度學, 日刊工業新聞社 (1969), 195~197.
2. R. F. Harvey: Iron Age 168(1951), 20.
3. 田村今男, 大山徹: 日本金屬學會志, 第30卷 (1966), 1081.
4. 金學信, 崔鍾述, 梁勳承: 大韓金屬學會志, 第20卷 第1號(1982), 4.
5. D. V. Wilson: Acta Met., Vol. 5(1957), 293~302.
6. A. J. McEvily, F. W. Schaller, J. R. H. Bush, D. J. Schmatz: Trans. ASM, Vol. 56(1963), 753.
7. M. Cohen, G. T. Eldis: Met. Trans., Vol. 14A (1983), 1007~1020.
8. G. I. Taylor: The Mechanism of Plastic Deformation of Metals, Proc Royal Soc. London (1934), 362~387.
9. E. H. Edward, E. Parker, J. Wasburn: Trans. AIME, Vol. 191(1953), 1527.
10. W. M. Justusson: Trans. ASM, Vol. 55(1962), 640.
11. O. Johari, G. Thomas: Trans. ASM, Vol. 58 (1965), 563~577.
12. 友田陽, 略部菊次郎: 日本金屬學會志, 第41卷

- (1977), 313.
13. C. M. Waymann, T. Maki : Met. Trans, 7A (1976), 1511.
 14. P. M. Kelly, J. Nutting : JISI, 197(1961), 199.
 15. M. Cohen, P. G. Winchell : Trans. ASM, 55 (1962), 347.
 16. W. C. Leslie, R. J. Sober : Trans. ASM, 60 (1967), 459.
 17. G. Krauss : Principles of Heat Treatment of Steel, ASM Metals Park(1980), 200~
 18. M. Cohen, B. L. Averbach, F. E. Werner : Trans. ASM, Vol. 49(1957), 823~840.
 19. G. R. Speich : Metals Handbook, Vol. 8 8th Ed., ASM Metals Park Oh. 202~204
 20. E. Tekin, P. M. Kelly : Precipitation from Iron Base Alloy, Gornen and Breach(1965).
 21. M. G. N. Wells : Acta Met. Vol. 12(1964), 389.
 22. B. S. Lement : Dislocation in Tool Steel, ASM (1956), 124.
 23. E. Bain : Trans. AIME, Vol. 90(1930), 17.
 24. R. F. Mehl, C. Wells : Trans. AIME, Vol. 145 (1941), 329.
 25. 崔種述, 李教星 : 大韓金屬學會志, 第15卷, 5號 (1977), 3.