

研究論文

## Cu를 함유한 HSLA강의 미세 조직과 인성에 미치는 냉각 속도의 영향

朴太遠\* · 沈仁玉\* · 金英宇\* · 姜晶允\*\* · 朴和淳\*\*\*

### Effect of cooling rate on the microstructure and impact toughness of Cu-bearing HSLA steels

T. W. Park\*, I. O. Shim\*, Y. W. Kim\*, C. Y. Kang\*\* and H. S. Park\*\*

**Key Words** : High strength low alloy steel(저합금 고장력강), Cu-cluster,  $\epsilon$ -Cu, Impact toughness(충격 인성), Retained austenite(잔류 오스테나이트), Precipitates(석출물), Heat affected zone(열 영향부)

#### Abstracts

The effects of cooling rate on the microstructures, precipitation of Cu-cluster,  $\epsilon$ -Cu and impact toughness of high strength low alloy(HSLA) steel were studied using hardness tester, impact tester, DSC(differential scanning calorimetry), AES(auger electron spectroscopy) and TEM(transmission electron microscopy). Not only the Cu-precipitates but also the segregation of Cu, As, Sb, P, S, N, Sn along grain boundary were not observed at the specimens heat treated from 800°C to 300°C with the cooling time of 12~125sec. The Cu-cluster,  $\epsilon$ -Cu are formed by introducing ageing after cooling and the effect of precipitates on hardening increase after cooling was the same in all cooling rate. The peak hardness was obtained at an ageing of 500°C in all cooling conditions. The impact energy become higher as the cooling time increases. This fact can be explained to be due to the tempering effect applied on the cooling stage since the present alloy has a relatively high Ms temperature and the local high concentration of the retained austenite.

\* 정회원, 국방과학연구소

\*\* 정회원, 부산대학교 공과대학 금속공학과

\*\*\* 정회원, 부산공업대학교 재료공학과

## 1. 서 론

Cu를 함유한 저합금 고장력강은 탄소량을 감소시켜 용접성과 성형성을 향상시키고 미량 합금 원소를 첨가하여 결정립 미세화와 Cu에 의한 석출 강화 효과를 동시에 얻을 수 있는 합금으로 개발된 고강도-고인성강이다. 저탄소와 합금 원소 감소에 의한 강도의 감소를 Cu의 석출 강화에 의해 보상함으로써 고강도를 얻을 수 있게 하였으며, Cu는 석출 강화 이외에도 강의 경화능 향상과 템퍼링 저항성을 증가시키는 효과도 있다.

그러나 본 강종과 유사한 석출 경화형 합금강을 용접하는 경우, 다층 용접에 의한 재가열, 용접 후의 열처리 그리고 고온에서의 사용등에 의해서 용접 열영향부(heat affected zone, HAZ)에서 균열이 발생할 위험이 있다. 이런 형태의 균열(reheat cracking)의 특징은 열영향부의 조대한 결정립에서 발생, 전파하며 입계 균열로 나타나는 것으로 알려져 있다<sup>1)</sup>. 이 균열은 용접부가 크립 변형이 발생하는 고온역으로 가열되었을 때, 응력 완화에 의하여 발생한 소성 변형이 응력 집중부에 집적함으로써 발생하는 것이다. 그러므로 소성 변형의 집중이 균열의 필요 조건이 되며, 조대한 결정입계가 거시적인 응력 집중원을 제공하는 장소가 되는 것이다.

이러한 균열 발생의 기구로서는 Cr, Mo, V등의 미세 탄화물에 의한 기지의 강화에 기인한다는 것과, 입계 혹은 입계 석출물과 기지와의 계면에 P, S, Sb등의 불순물 원소의 편석에 의하여 입계 강도를 저하시킴으로써 기인한다는 양자의 독립적 혹은 복합적 기능에 의하여 발생하는 것으로 알려져 있다. 그리고 본 강종과 유사한 Cu첨가강의 경우에는 입내의  $\epsilon$ -Cu석출과 초기  $\gamma$ 입계에 불순물이 편석하여 상기 형태의 균열이 발생하는 것으로 알려져 있다<sup>2, 3)</sup>. 따라서 본 강종의 용접 열영향부에서의 용접 조건, 예를 들어 냉각 속도의 변화, 용

접 후의 열처리에 의한 화학 성분의 석출 거동 및 입계 편석 거동등은 매우 중요하다.

따라서 본 연구에서는 전술한 바와 같은 점에 주목하여, 용접 열cycle재현 시험에 의하여 냉각 속도를 변화시킨 열영향부를 재현하여 냉각 속도에 따른 미세 조직, Cu관련 석출물의 거동 및 충격 인성등의 변화에 대하여 열분석, 경도 측정, 주사전자 현미경, 투과 전자 현미경 관찰, 충격 실험등을 통하여 검토하였다.

## 2. 실험 방법

본 실험에서 사용한 재료의 화학 조성은 표 1과 같다. 시험 재료는 1 ton 진공 유도 용해로(vacuum induction melting furnace)에서 용해한 후, 주조, 열간 압연에 의하여 13 mm두께로 하였으며, 마무리 압연 온도는 약 900°C가 되도록 하였다. 표에서 나타낸 바와 같이 탄소량은 기존의 HY계(0.16 wt%)보다 훨씬 적고, 탄소의 감소에 의한 강도 감소를 보상하기 위해 석출상을 생성시키는 Cu를 첨가하였으며, Cu첨가에 의한 고온 취성을 방지하기 위해 Ni을 첨가하였다. 또한 경화능을 향상시킬 목적으로 Mn, Mo, Cr 등의 원소를 첨가하였다. 그리고 Nb을 첨가하여 결정립 미세화를 도모하고자 하였다. 그리고 저합금 고장력강의 경우 아주 엄격히 청정도를 제어하고 있는데, 개재물이 모재의 기계적 성질에 미치는 영향을 조사하기 위해 30kg 용해로에서 제조한 시편을 사용하였다.

본 실험에서 사용된 저합금 고장력강은 용접성을 고려하여 탄소 당량이 Fig. 1의 Graville Diagram의 Zone 1에 속하도록 합금 설계되었다. 용접 열영향부는 고주파 유도 가열 방식의 실험 장치를 사용하여 재현하였는데, 최고 가열 온도(이하 Tp로 명기), 1350°C로 급열하였으며, Tp에서 5초간 유지시킨 후, 냉각 중에 800°C에서 300°C까지의 온도 구간에서 냉각 시간 (이하  $\Delta t_{8/3}$ )을 12, 52, 70 및 125sec로 변화시켰다. 이러한  $\Delta t_{8/3}$ =12, 52, 70 및

Table 1. Chemical composition of HSLA steel.

| Alloy           | (wt%) |      |      |      |      |      |      |      |      |      |      |                |                |
|-----------------|-------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|----------------|----------------|
|                 | C     | Si   | Mn   | Ni   | Cr   | Cu   | Mo   | Nb   | S-Al | P    | S    | O <sub>2</sub> | N <sub>2</sub> |
| HSLA<br>(1 ton) | .034  | .269 | .855 | 3.5  | .672 | 1.5  | .363 | .033 | .023 | .008 | .006 | .004           | .001           |
| HSLA<br>(30 Kg) | .031  | .324 | .906 | 3.55 | .618 | 1.56 | .385 | .039 | .022 | .003 | .007 | .0012          | .001           |

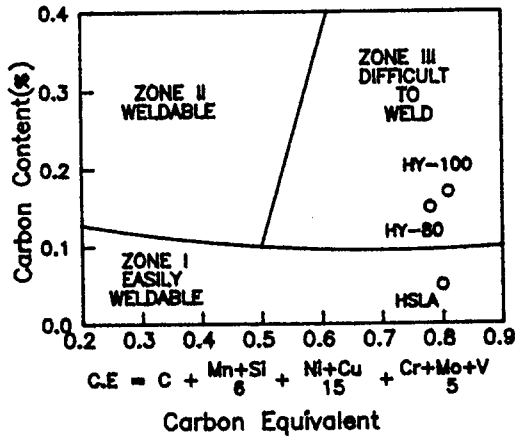


Fig. 1 Graville diagram showing weldability of a steel as a function of carbon content and carbon equivalent.

125sec에 해당하는 냉각 시간은 Inagaki식<sup>4)</sup>에 의하여 추정된 것으로, 이들 냉각 속도는 예열 처리를 하지 않은 25mm 시험편에 대하여 용접 입열량 10, 20, 50 및 80kJ/cm의 용접 조건에 상당하는 것이다. 용접 열cycle 재현 후 시편을 채취하여 일부는 시효 처리를 하였다. 상기 시험편에 대해 광학 현미경 및 TEM에 의한 조직 관찰, 경도 측정, 충격 인성 측정, 열분석, AES 분석 및 SEM에 의한 파면 관찰 등을 행하였으며, 냉각 속도에 따른 잔류  $\gamma$ 의 양을 조사하기 위해 X-Ray diffractometer를 사용하였다.

그리고 용접 열영향부 재현 열처리를 하기 전의 단계로서 900°C에서 오스테나이트 처리( $\gamma$ )된, 즉 Cu가 900°C에서 고용된 상태로 급냉하여 상온에서 파괴된 상태의 시편과 용접 열cycle 재현 시험에 의한 냉각 속도가 가장 느린  $\Delta t_{900}$  = 125sec로 냉각된 시편을 가열할 때의  $\epsilon$ -Cu의 석출 거동을 관찰하기 위해 시차 주사 열분석(DSC, Differential Scanning Calorimetry)을 25~590°C 온도 범위에서 5°C/min의 승온 속도로 행하였다.

### 3. 실험 결과 및 고찰

#### 3.1. 모재의 미세 조직과 기계적 성질

Fig. 2은 잉고트 상태에서 압연한 후의 조직(a)과 900°C에서 1시간동안 오스테나이트( $\gamma$ )처리하여

급냉한 후 650°C에서 1시간동안 시효 처리한 후의 조직(b)을 나타낸 것이다. 압연한 후의 조직은 대부분의 페라이트( $\alpha$ )와 일부의 베이나이트를 나타내고 있다. (b)의 경우에는  $\alpha$ 가 (a)보다는 조대한 경향을 보이며 템퍼링된 베이나이트와 마르텐사이트가 관찰된다.

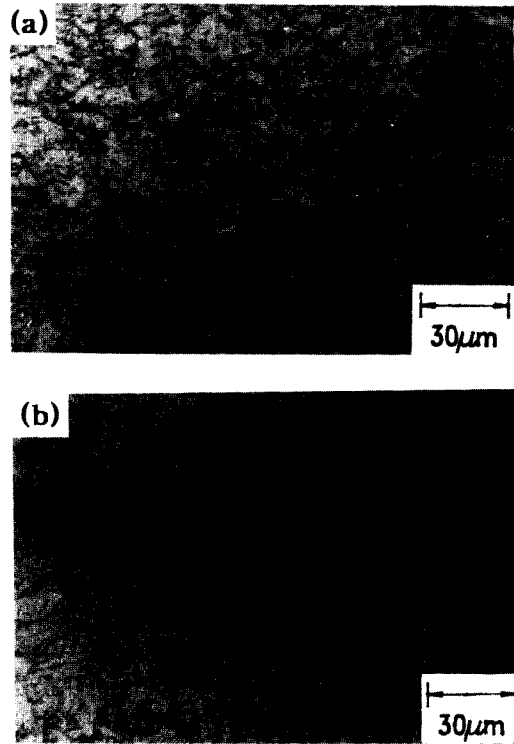


Fig. 2 Optical micrographs of HSLA steel.

- (a) As Rolled.
- (b) Quenched from 900°C and aged for 1 hr at 650°C.

Table 2와 Table 3은 1 ton 용해로에서 제조한 시편과 30 kg 용해로에서 제조한 시편에 대해 각각 900°C에서  $\gamma$ 처리한 후 퀴칭한 시편과 칭 후 650°C에서 1시간동안 시효한 시편에 대하여 기계적 성질을 측정된 결과이다. 퀴칭한 상태(Table 2)에서도 비교적 양호한 인장 특성을 나타내나 연신율이 시효한 상태(Table 3)보다는 약간 낮은 값을 나타내고 있다. 충격 인성 값도 퀴칭한 상태보다는 시효한 상태가 전반적으로 약간 높은 값을 나타내고 있다. 본 강종의 항복 강도, 연신율 및 단면 감소

**Table 2.** Mechanical properties of base HSLA steels quenched from 900°C.

| Inclusion Geometry                             | 1 ton VIM | 30kg VIM |
|--|-----------|----------|
| Volume fraction of Inclusion(%)                | 0.064     | 0.024    |
| Total length of Inclusion(um/mm <sup>2</sup> ) | 623.8     | 269.8    |
| Mean length of Inclusion(um)                   | 1.7       | 1.36     |
| Number of Inclusion(E/mm <sup>2</sup> )        | 367       | 198      |

올등은 본 합금계과 비슷한 조성의 실험 결과<sup>5,6)</sup>와 비교할 때 모두 양호한 값을 나타낸다. 그리고 1 ton용해재의 경우 TL(transverse-longitudinal)방향의 상온 및 -18°C에서의 충격 에너지 값은 대체로 높은 값을 나타내고 있지만, -85°C에서의 충격 에너지 값은 상당히 낮은 값을 나타내었다.

보통 저합금 고장력강의 경우 아주 엄격하게 청정도를 제어하고 있으며, 이 엄격한 청정도 제어는 개재물의 제어와 관련지어 지는데, 개재물의 양이나 형상은 재료의 파괴 인성과 충격 인성에 큰 영향을 미친다. 이와 관련하여 Pytel<sup>7)</sup> 등은 Cu를 함유한 HSLA-100강에 있어서 개재물의 양이 많을수록 그리고 총 개재물의 길이가 길수록 upper shelf energy가 감소하며, 충격 천이 온도가 증가함을 보고하고 있다. Table 4는 1 ton용해로에서 제조한

시편과 30 kg용해로에서 제조한 시편의 개재물 조사에 관한 결과를 나타낸 것이다. Table 2와 Table 3에서 살펴본 바와 같이 30 kg 용해재의 기계적 성질이 1 ton 용해재의 기계적 성질보다 훨씬 양호한 특성을 나타내었는데, Table 4에서 나타낸 바와 같이 기계적 성질이 양호한 30 kg 용해재에서보다 1 ton 용해로에서 제조한 시편에서 개재물의 양이나 수 그리고 개재물의 총 길이가 훨씬 크게 나타남을 알 수 있다. 따라서 이러한 개재물이 이 합금의 충격 인성, 특히 저온 충격 인성을 크게 저하시킨 것으로 판단되며, 이러한 새로운 저합금의 개발을 위해서는 용해 과정에서부터 청정도 향상에 주의를 기울여야 할 것으로 생각되며 또한 압연 과정에서도 압연 온도와 압연양등을 조절하거나 합금 설계에 의해 개재물의 형상 제어에도 주의를 기울여야 할 것으로 판단된다.

### 3.2. 재현 열영향부의 미세 조직

Fig. 3은 재현 열cycle시험에 의한 각 냉각 조건에서의 광학 현미경 조직을 나타낸 것이다. 냉각 시간이 가장 긴,  $\Delta t_{0.3} = 125\text{sec}$ 의 경우에 있어서도 마르텐사이트로 이루어져 있음을 알 수 있는데, 이것은 전술한 바와 같이 경화능을 향상시키는 원소로 알려져 있는 Ni, Mn, Mo, Cr, Cu등의 첨가에 의한 것이다.

냉각 시간,  $\Delta t_{0.3}$ 의 변화에 따른 초기  $\gamma$ 결정립 크

**Table 3.** Mechanical properties of base HSLA steels quenched from 900°C and aged at 650°C.

| Alloy : A. Q    | Y. S.<br>(MPa) | T. S.<br>(MPa) | El. (%) | R. A. (%) | VE-18°C (J) |       | VE-85°C (J) |       |
|-----------------|----------------|----------------|---------|-----------|-------------|-------|-------------|-------|
|                 | T              | T              |         |           | LT          | LT    | LT          | LT    |
| HSLA<br>(1 ton) | 842.8          | 859.4          | 19.0    | 73.6      | 204.5       | 153.5 | 59.8        | 41.9  |
| HSLA<br>(30 Kg) | 788.9          | 985.1          | 17.9    | 75.4      | 236.6       | 228.8 | 231.6       | 187.1 |

**Table 4.** Inclusion geometry of specimens manufactured with 1 ton VIM and 30 kg VIM.

| Alloy :<br>650°C<br>Ageing | Y. S.<br>(MPa) | T. S.<br>(MPa) | El.<br>(%) | R. A.<br>(%) | VE25°C<br>(J) | VE-18°C (J) |       | VE-85°C (J) |       |
|----------------------------|----------------|----------------|------------|--------------|---------------|-------------|-------|-------------|-------|
|                            | T              | T              |            |              | TL            | LT          | TL    | LT          | TL    |
| HSLA<br>(1 ton)            | 804.8          | 827.1          | 25.7       | 74.5         | 172.7         | 239.1       | 179.6 | 35.2        | 21.8  |
| HSLA<br>(30 Kg)            | 786.0          | 814.0          | 24.8       | 77.6         | —             | 278.1       | 251.1 | 253.7       | 240.4 |

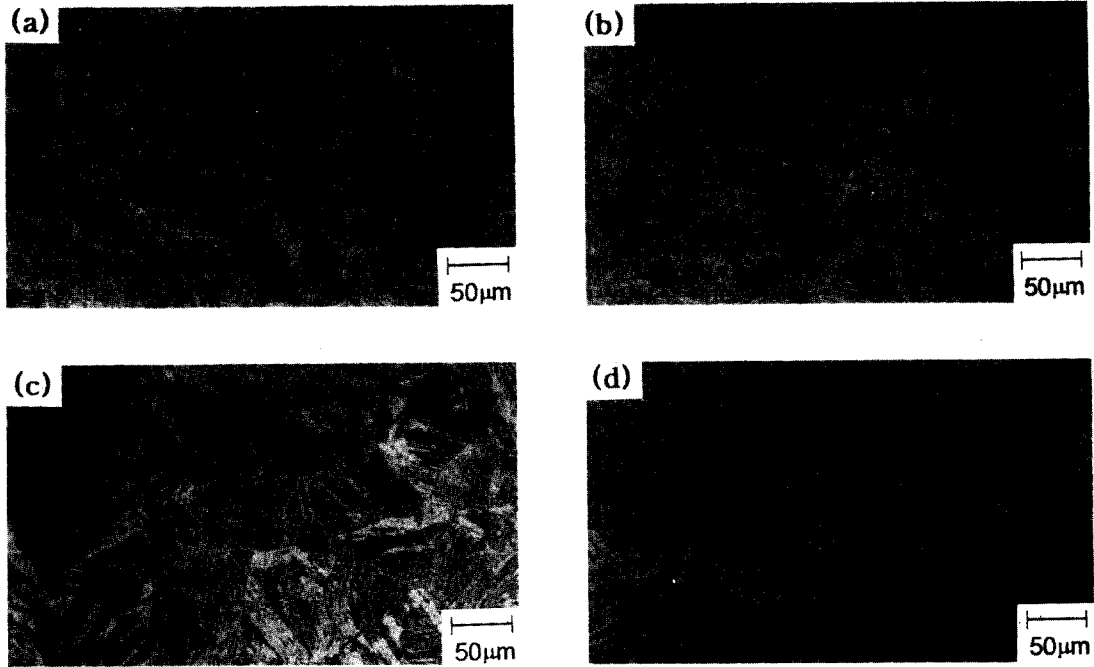


Fig. 3 Optical micrographs of HSLA steel.  
 (a)  $\Delta t_{6/3}=12\text{sec}$ . (b)  $\Delta t_{6/3}=52\text{sec}$ . (c)  $\Delta t_{6/3}=70\text{sec}$ . (d)  $\Delta t_{6/3}=125\text{sec}$ .

기의 변화를 Fig. 4에 나타내었다. 모재의 경우 6  $\mu\text{m}$  정도를 나타내었는데, 용접 열영향부의 경우는 모두 조대화되어 있으며,  $\gamma$  영역에서 장시간 유지될수록, 즉 냉각 속도가 느릴수록 조대화되는 경

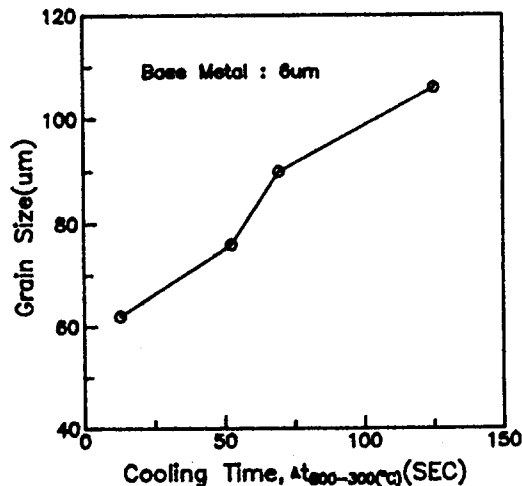


Fig. 4 Change of prior austenite grain size with cooling time.

향을 보이고 있다.

Fig. 5는  $\Delta t_{6/3}=12$ 와 125sec로 냉각한 시편의 조직을 TEM으로 관찰한 것이다. 여기서 각각 8장의 사진에서 마르텐사이트의 간격을 측정하여 평균한 결과,  $\Delta t_{6/3}=12\text{sec}$ 의 경우에 약 0.27 $\mu\text{m}$ ,  $\Delta t_{6/3}=125\text{sec}$ 의 경우에는 약 0.35 $\mu\text{m}$ 으로 Fig. 4에서 나타낸 초기  $\gamma$  결정립의 크기 변화와 양호한 상관성을 나타내었다.

냉각 속도,  $\Delta t_{6/3}$ 에 따른 Cu석출물의 거동을 조사하기 위해 열분석을 행하였다. 일반적으로 열분석 곡선에서 나타나는 발열 및 흡열은 어떤 반응의 생성 및 분해와 관련지어진다. 발열 및 흡열의 온도 범위는 반응이 일어나는 온도 범위를 의미하며, 곡선의 피크 온도는 반응이 최대 속도로 일어나는 온도임을 의미한다. 그리고 곡선 아래의 면적은 반응의 생성 및 분해와 관련된 열량으로 나타내어진다. 그러므로 이 곡선의 크기인 열량은 반응의 생성과 분해와 관련된 반응물의 부피 분율과 비례하여 나타난다. 그리하여 열분석법은 석출물의 생성 및 분해에 관한 정량적인 평가 방법으로 많이 응용되고 있다.

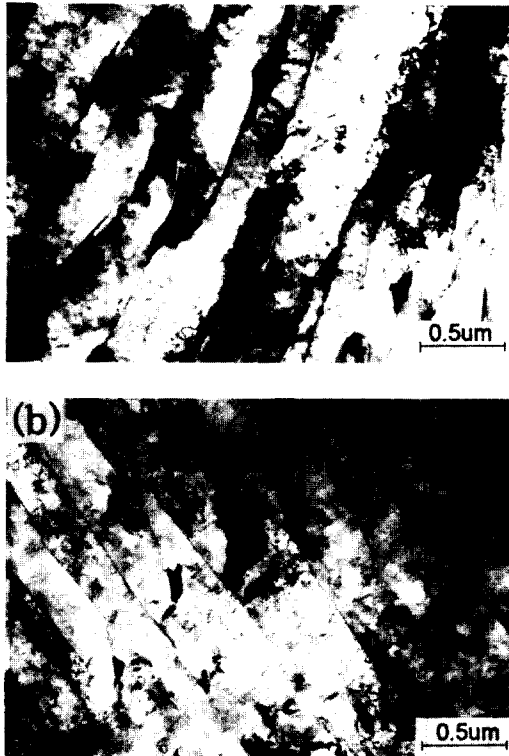


Fig. 5 TEM micrographs showing lath martensite in specimens with a cooling time of (a)  $\Delta t_{8/3} = 12\text{sec.}$  and (b)  $\Delta t_{8/3} = 125\text{sec.}$

Fig. 6은 모재를 압연한 후 900°C에서 1시간동안  $\gamma$ 처리한 후 급냉한 시편과 이 시편을 650°C에서 시효 처리한 후  $\Delta t_{8/3} = 125\text{sec.}$ 의 냉각 속도로 냉각한 시편에 대해 상온에서 590°C까지 5°C/min의 승온 속도로 열분석한 곡선이다. 그림에 나타낸 바와 같이 모두 저온으로부터 2개의 발열 피크가 관찰되는데, 저자 등<sup>8,9)</sup>은 280°C부근에서 나타나는 발열은 기지와 정합인 bcc구조의 Cu-clusters생성에 의한 발열 반응이며, 500°C부근에서 피크를 나타내며 발열량이 2 J/g인 발열 반응은 fcc구조의  $\epsilon$ -Cu상의 생성에 기인한 것임을 보고한 바 있다.

$\alpha$ -Fe내의 Cu는 850°C에서 약 2.1wt%의 최대 고용도를 가지며 온도가 저하할 수록 고용한이 감소하게 된다. 즉 냉각 속도가 빠를 때는 고온에서 고용된 Cu가 상온에서 과포화 고용체로 남지만 냉각 속도가 느릴 경우에는 고용한 이상의 Cu는 냉각중 입계에 모이게 되든지, 석출물로 석출하게 될 것으로 판단된다. 그러나 그림에서 보인 바와 같이

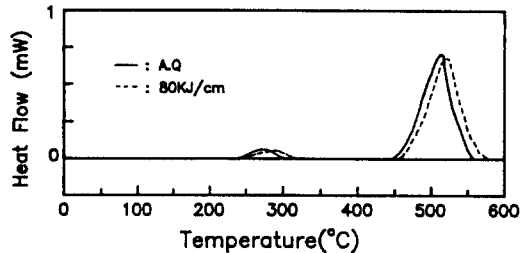


Fig. 6 DSC curve of as-Qrenched specimen from 900°C and the specimen with  $\Delta t_{8/3} = 125\text{sec.}$

이 석출물의 양을 나타내는 곡선의 크기가 급냉한 시편의 경우와 거의 같은 크기를 나타 내는 것으로 보아 80 kJ/cm의 용접 입열량을 나타내는 정도의 냉각 속도,  $\Delta t_{8/3} = 125\text{sec.}$ 에서는 Cu-Cluster 및  $\epsilon$ -Cu상의 석출이 급냉한 경우와 거의 차이가 없음을 알 수 있다. 그러나 피이크를 나타내는 온도 범위가 약간 고온으로 이동한 것을 알 수 있는데, 이것은 용접 열cycle이 부가된 시험편의 경우는 고온에서 느리게 냉각될 때 템퍼링 효과가 일어남으로써 전위등의 회복으로 인하여 용질 원자가 확산할 수 있는 용이한 위치가 감소하여 Cu의 확산 속도가 감소함으로써 더욱 고온에서 피이크를 나타낸 것으로 판단된다.

Fig. 7은 용접 열영향부의 입계에서의 Cu의 편석을 검토하기 위해서 냉각 시간,  $\Delta t_{8/3} = 70$ 과  $\Delta t_{8/3}$

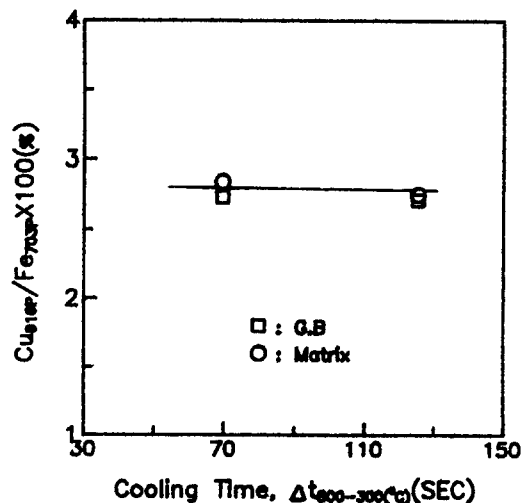


Fig. 7 AES analysis showing Cu peak height to Fe peak height ratio in matrix and grain boundary with cooling time.

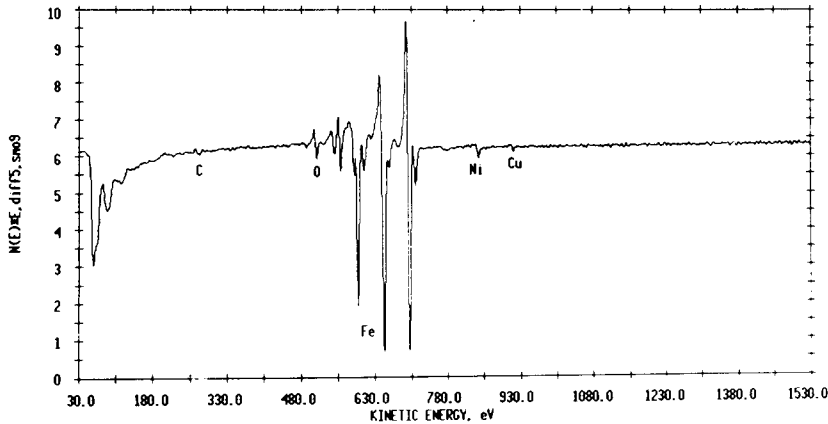


Fig. 8 AES spectrum of intergranular fracture facet of specimen with  $\Delta t_{e3} = 125\text{sec}$ .

=125sec.의 냉각 시간으로 냉각한 시편을 대상으로 입내와 입계에 AES분석을 행한 결과이다. Cu가 입계에 편석하게 되면, 다층 용접시, Cu의 용접 이상으로 열 영향을 받는 부분에서 Cu가 액막 상태로 존재함으로써 고온 취성을 일으킬 뿐만 아니라 인성에도 좋지 않은 영향을 미칠 것으로 판단된다. 두 냉각 속도 모두 입계와 입내의 Cu의 양은 거의 차이가 나지 않음을 보여주고 있으며, 따라서 본 실험에서 행한 냉각 속도의 범위내에서는 Cu의 입계 편석이 관찰되지 않음을 알 수 있다.

냉각 속도가 가장 느린  $\Delta t_{e3} = 125\text{sec}$ .의 경우에 대한 입계에서의 AES spectrum을 Fig. 8에 나타내었다. 전술한 바와 같이 열cycle중이나 용접후 열처리 중에 P, S, As, Sn, Sb등이  $\gamma$ 입계에 편석하여 reheat cracking의 민감도를 증가시킨다. 이 분석 결과에 의하면 이런 불순물 원자들의 편석은 주목할 만큼의 피이크로 관찰되지 않음을 알 수 있다.

### 3.3. 재현 열영향부의 경도 및 충격 인성

Fig. 9는 냉각 속도를 변화시킨 열영향부에 대하여 300, 400, 500, 600 및 650°C에서 1시간동안 시효한 후의 경도 변화를 나타낸 것이다. 시효 처리를 하지 않은 경우의 경도는 냉각 속도가 늦을수록 낮은 경도 값을 나타내는 경향을 보이는데, 이것은, 이 합금의 Ms온도가 약 435°C로 높기 때문에, 냉각 속도가 늦을수록 냉각 중 템퍼링의 효과를 크게 받는다는 것과  $\gamma$ 결정립이 크기 때문에 마르텐사이트의 핵생성 위치가 감소하여 마르텐사

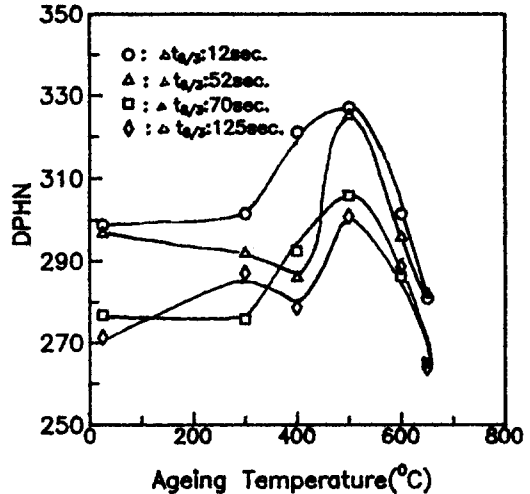


Fig. 9 Change of hardness with ageing temperature in various cooling times.

이트 lath의 간격이 넓어지기 때문인 것으로 생각할 수 있다. 시효 온도가 증가함에 따라 대체로 경도가 상승하는데 이것은 Fig. 6에서 나타낸 바와 같이 Cu첨가에 의해 석출상인 Cu-clusters와  $\epsilon$ -Cu상의 석출에 기인한 것으로 판단된다.

모든 냉각 속도에 있어서 500°C에서 1시간동안 시효하였을 경우가 최대 경도를 나타내었다. 이 최대 경도 값과 시효하지 않은 상태의 경도 값과의 차이( $\Delta H$ )를 Fig. 10에 나타내었다. 모든 경우에 있어서 각각의 경도 값은 차이가 있지만 경도 값의 차이( $\Delta H$ )는 거의 없는 점으로 보아, 시효에

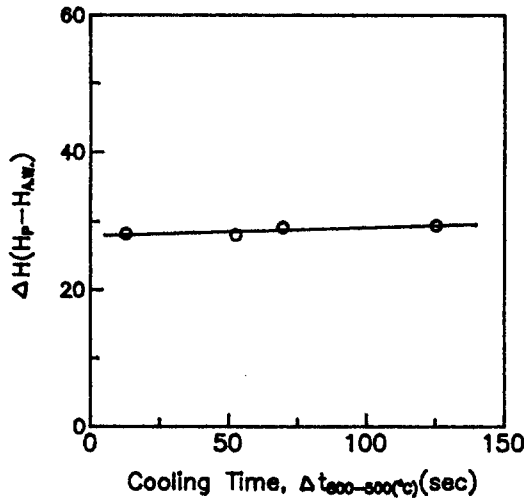


Fig. 10 Hardness difference between peak hardness and the hardness of non-aged condition.

의해 석출되어 경화에 기여하는 석출물의 양은 냉각 속도에 관계없이 거의 동일한 것으로 생각된다. 이것은 Fig. 6에서 살펴본 열분석 곡선에서 모재를 급냉한 후 과포화 상태에서 석출되는 석출물의 양과  $\Delta t_{600}$  = 125sec.의 느린 냉각 속도로 냉각한 상태의 시편에서 석출하는 석출물의 양이 거의 비슷한 것으로 나타났었는데, 이것은 경도 값의 결과와 양호한 상관성을 보여주고 있다.

Fig. 11은 냉각 속도에 따른 열영향부의 충격 에너지 변화를 나타낸 것이다. 경도 값은 냉각 속도가 빠를 수록 높게 나타났는데, 경도 값이 높은 경우에 충격 에너지 값은 전체적으로 약간 낮은 경향을 나타내었다.  $\Delta t_{600}$  = 12sec.의 냉각 속도로 냉각하였을 경우에는  $-18^{\circ}\text{C}$ 이하에서 상당히 낮은 충격 에너지 값을 나타내는데 비하여, 보다 낮은 냉각 속도의 경우에는  $-50^{\circ}\text{C}$ 이하에서 낮은 충격 에너지 값을 나타내었다. 이것도 전술한 바와 같이 이 합금의  $M_s$ 온도( $435^{\circ}\text{C}$ )가 비교적 높기 때문에 냉각 도중, 마르텐사이트로 변태함과 동시에 템퍼링의 효과를 받게 될 것으로 생각되며 냉각 속도가 느릴수록 템퍼링의 효과를 크게 받아 경도는 저하하고 충격 에너지는 증가하는 것으로 생각할 수 있다.

그리고 또 한가지 고려 대상이 될 수 있는 것은 마르텐사이트 lath사이의 잔류  $\gamma$ 의 변화이다. 즉  $\gamma$ - $\alpha$ 계면의  $\gamma$ 영역에 탄소(C)와  $\gamma$ 안정화 원소로 첨가

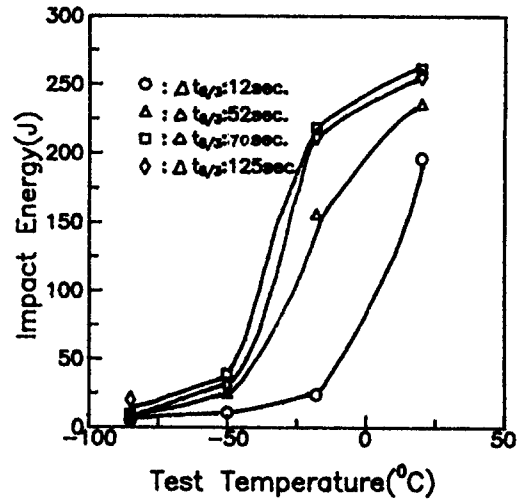


Fig. 11 Variation of impact energies with test temperature in various cooling time.

된 Ni, Mn, Cr등이  $\gamma$ 로 확산하여 국부적으로 농도가 높아지므로서 상온에서도 열적으로 안정한 잔류  $\gamma$ 를 생성시킬 수가 있을 것으로 판단된다. 이러한 계면에 존재하는 안정한 잔류  $\gamma$ 의 역할에 대해서는 연구자들에 따라 약간씩 다른 보고를 하고 있지만 본 합금계에 대해 종합해 보면 잔류  $\gamma$ 가 열영향부의 인성을 증가시키는 것으로 추론할 수 있으며, 본 실험에서 행한 합금계와 동일한 성분 계로 연구한 Losz등<sup>10</sup>도 잔류  $\gamma$ 가 인성을 증가시키는 것으로 언급하고 있다. 즉 본 실험에서도 냉각 속도의 차이에 의해서 잔류  $\gamma$ 의 양에 차이가 날 것으로 생각되어 잔류  $\gamma$ 를 X-Ray Diffractometer를 사용하여 관찰하였는데, 그 결과를 Fig. 12에 나타내었다. (a), (b), (c)는 각각 모재와  $\Delta t_{600}$  = 12sec. 및  $\Delta t_{600}$  = 125sec.인 경우 상온에서의 잔류  $\gamma$ 를 나타낸 것이다. 모재의 시편에는 잔류  $\gamma$ 가 관찰되지 않았지만 냉각 속도가 증가할수록 잔류  $\gamma$ 의 양이 증가함을 알 수 있는데 각각 회절선의 적분 강도를 측정하여  $\gamma$ 의 양을 측정된 결과  $\Delta t_{600}$  = 12sec.일 때는 약 0.3%,  $\Delta t_{600}$  = 125sec.일 때는 0.5%로 증가함을 알 수 있었다. 즉 냉각 속도가 느릴수록 탄소(C)나  $\gamma$ 안정화 원소가 일체로 확산할 시간이 길기 때문에 이런 원소들의 농도가 높은 영역이 증가하여 잔류  $\gamma$ 가 성장한 것으로 생각되며, 이러한 경향도 냉각 속도의 저하에 따른 인성 증가에 기여하는 것으로 판단된다. Fig. 13은 냉각 속도의 변화에



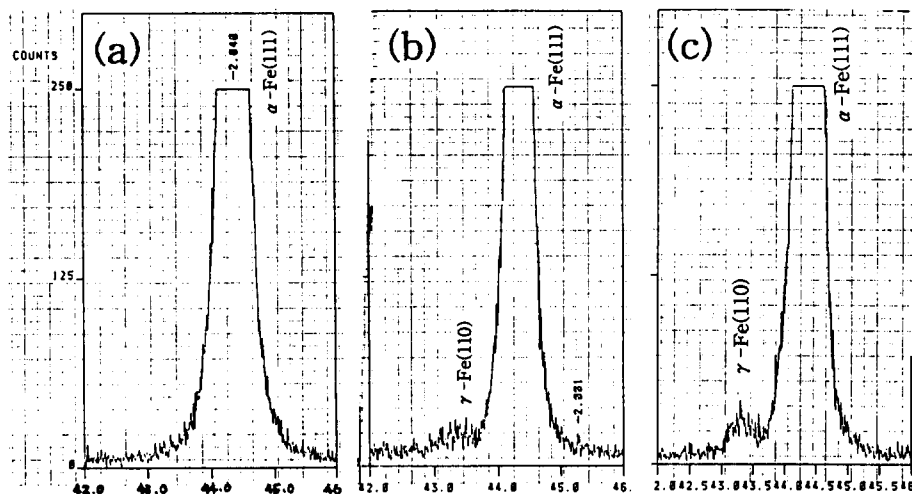


Fig. 12 X-Ray diffraction pattern showing the variation of retained austenite with a cooling time.  
 (a) base metal, (b)  $\Delta t_{0/3} = 12\text{sec}$ . and (c)  $\Delta t_{0/3} = 125\text{sec}$ .

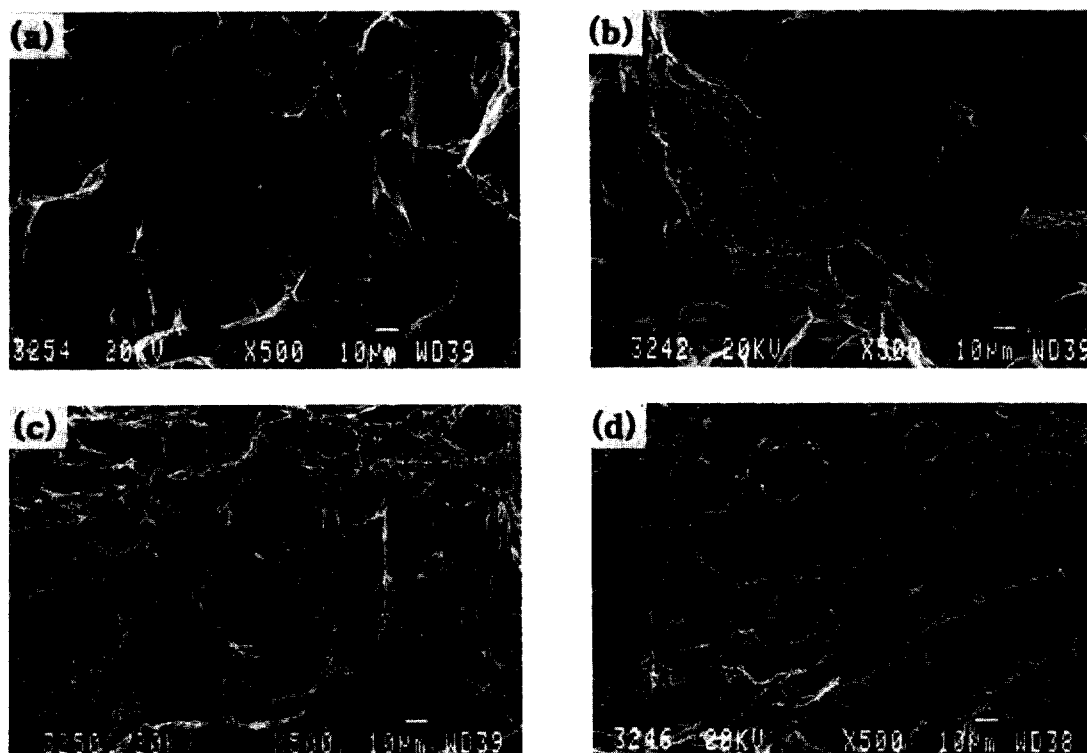


Fig. 13 SEM fractographs of Charpy impact specimens tested at  $-18^{\circ}\text{C}$ .

(a)  $\Delta t_{0/3} = 12\text{sec}$ . (b)  $\Delta t_{0/3} = 52\text{sec}$ . (c)  $\Delta t_{0/3} = 70\text{sec}$ . (d)  $\Delta t_{0/3} = 125\text{sec}$ .

따른 충격 에너지 값이 가장 현저한 차이를 나타낸  $-18^{\circ}\text{C}$ 의 시험 온도에서 파단한 시험편 파면의 SEM사진을 나타낸 것이다. 충격 에너지 값이 가장 낮은 (a)  $\Delta t_{0.3}=12\text{sec}$ 의 경우에는 대부분 벽개 파면을 나타내고 있으나, 충격 에너지 값이 증가할수록 딥플 파면이 증가하는 경향을 보였다.

#### 4. 결 론

재현 열cycle시험에 의한 Cu를 함유한 저합금 고장력강의 용접 열영향부에 대하여, 냉각 시간의 변화에 따른 미세 조직의 변화, Cu석출물의 거동 및 충격 인성등에 대하여 검토한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1.  $800\sim 500^{\circ}\text{C}$ 까지의 냉각 시간,  $\Delta t_{0.3}$ 이 12~125 sec의 속도 범위내에서는 용접 열cycle에 의한 냉각 도중에는 Cu-clusters 및  $\epsilon$ -Cu상의 석출은 관찰되지 않았으며, 이들 Cu석출물들은 시효에 의해 생성되었다. 그리고 이들의 발생 온도는 as-quenched의 경우와 유사하였으나 약간 고온으로 이동하는 경향을 나타내었다.
2. 열 영향부의 조직은 모든 냉각 조건에서 마르텐사이트와 일부의 잔류  $\gamma$ 를 나타내었다. 그리고 냉각 속도가 저하할수록 초기  $\gamma$ 의 입경은 증가하여, 마르텐사이트lath의 간격도 증가하는 경향을 보였다.
3. 냉각 속도가 가장 느린 경우에 있어서도, 용접 열영향부의 초기  $\gamma$ 결정립계에 대한 Cu및 불순물 원소의 편석은 관찰되지 않았다.
4. 경도값은 냉각 속도가 저하할 수록 감소하는 경향을 보였는데, 용접 열cycle후 시효 처리한 경우에는 모든 냉각 조건에서  $500^{\circ}\text{C}$ 에서 최대 경도값을 나타내었다. 그리고 냉각 속도에 따른 석출경화의 차이는 관찰되지 않았다.
5. 충격 에너지는 냉각 속도가 늦을수록 높은 값을 나타내었으며, 이러한 냉각 속도의 변화에 따른 충격 인성의 변화는 냉각 도중의 오토 템퍼링의 효과 및 잔류  $\gamma$ 의 양과도 관련이 있는 것으로 생각된다.

#### 참 고 문 헌

1. C.D.Lundin, R.menon, Z.Chen : Post weld heat

treatment cracking in A710 HSLA precipitation strengthened steel. *Advances in welding science and Technology*(edited by S.A.David), Conf. proc. (1988), pp.559-569.

2. J.P.Balaguer, Z.Wang, E.P.Nippes : Stress-relief cracking of a Cu-containing HSLA-steel. *Welding Journal*, Vol.68, No.4,(1989), pp.121s-131s.
3. C.D.Lundin, K.K.Khan, T.P.S.Gill : Fundamental studies of the metallurgical causes for reheat cracking in 2 1/4Cr-1Mo, 1 1/4Cr-1/2Mo and copper precipitation hardenable steels and means of mitigating the potential problem., Proc, Int, conf, on the Metallurgy, welding and Qualification of Microalloyed(HSLA) steel weldment : AWS(1990), pp.250.
4. 松田福 : 溶接 冶金學, 日刊工業新聞社(1972), pp.186.
5. R.P.Foley, M.E.Fine : Microstructure-properties investigation of quenched and tempered HSLA-100steel. Proc, of the Int, conf, on Processing Microstructure and Properties and Microalloyed and other Modern High Strength Low Alloy Steels(edited by DeArdo). (1991), pp.315-330.
6. M.Mujahid, A.K.Lis, C.I.Garcia, A.J.DeArdo : Structures-properties studies of Cu-containing HSLA-100 steel. *ibid*(1991), pp.345-357.
7. S.M.Pytel, C.I.Garcia, A.J.DeArdo : Toughness and fracture of ultra-low carbon plate steels. Proc. of the Inter, Sympo. on Low-carbon steels for the 90's(edited by R.Asfahani, G.Tither). (1993), pp.281-287.
8. 박태원, 심인옥, 김영우, 강정윤 : Cu를 함유한 HSLA강의 기계적 성질에 미치는 열 처리의 영향, 한국 재료 학회, 제5권, 제3호(1995)
9. 박태원, 심인옥, 김영우, 강정윤 : 열 분석법에 의한 Cu를 함유한 HSLA 강의 시효 거동에 관한 연구, 대한 금속학회, 제33권, 제1호(1995) pp.57-64.
10. J.M.B.Losz, K.D.Challenger : Microstructure and properties of a copper -precipitation strengthened HSLA weldment. Recent trend in Welding science and Technology(edited by S.A.David & J. M.Vitek) (1990), pp.229-235.