

**研究論文**

## HSLA-100강 및 HY-100강의 응력제거처리 균열에 관한 연구

朴太遠\* · 沈仁玉\* · 金英宇\* · 姜晶允\*\*

### A Study on the Stress Relief Cracking of HSLA-100 and HY-100 steels

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

**Key words** : Stress Relief Cracking(응력제거처리 균열), Impact Toughness(충격 인성), High Strength Low Alloy Steel(저합금 고장력강), Precipitation(석출), Heat Affected Zone(열영향부), Activation Energy(활성화 에너지).

#### Abstract

A study was made to examine the characteristics of base metal and stress relief cracking (SRC) of heat affected zone (HAZ) for HY-100 and Cu-bearing HSLA-100 steels. The Gleeble thermal/mechanical simulator was used to simulate the SRC/HAZ. The details of mechanical properties of base plate and SRC tested specimens were studied by impact test, optical microscopy and scanning electron microscopy. The specimens were aged at 650°C for HSLA-100 steel and at 660°C for HY-100 steel and thermal cycled from 1350°C to 25°C with a cooling time of  $\Delta t_{800^{\circ}\text{C}/500^{\circ}\text{C}} = 21\text{sec.}$  corresponds to the heat input of 30kJ/cm.

The thermal cycled specimens were stressed to a predetermined level of 248~600MPa and then reheated to the stress relief temperatures of 570~620°C. The time to failure ( $t_f$ ) at a given stress level was used as a measure of SRC susceptibility. The strength, elongation and impact toughness of base plate were greater in HSLA-100 steel than in HY-100 steel. The time to failure was decreased with increasing temperature and/or stress. HSLA-100 steel was more susceptible to stress relief cracking than HY-100 steel under same conditions. It is thought to be resulted from the precipitation of  $\epsilon$ -Cu phase by dynamic self diffusion of solute atoms. By the precipitation of  $\epsilon$ -Cu phase, the differential strengthening of grain interior relative to grain

\* 정희원, 국방과학연구소

\*\* 정희원, 부산대학교 금속공학과

boundary may be greater in the Cu-bearing HSLA-100 steel than in HY-100 steel. Therefore, greater strain concentration at grain boundary of HSLA-100 steel results in the increased SRC susceptibility. The activation energies for SRC of HSLA-100 steel are 103.9kcal/mol for 387MPa and 87.6kcal/mol for 437MPa and that of HY-100 steel is 129.2kcal/mol for 437MPa.

## 1. 서 론

응력제거처리 균열(stress relief cracking, SRC)은 변형시효 균열(strain aging cracking), 재가열 균열(reheat cracking) 또는 후열처리 균열(post weld heat treatment cracking)로 알려져 있다. 응력제거처리 균열은 보통 열영향부(heat-affected zone)나 용접 금속(weld metal)에서 열처리 중이나 고온에서 사용할 때 발생하는 입계 균열로 정의된다<sup>1)</sup>.

SRC는 보통 저합금강의 용접부를 응력제거처리할 때 많이 발생하는 것으로 알려져 있다<sup>2)</sup>. 응력제거처리 과정에서 발생하기 때문에 응력제거처리를 하지 않으면 이상적이겠지만 저합금강의 용접부는 일반적으로 ①잔류응력의 완화 ②경화부의 연화 ③조직 및 기계적 성질의 개선 ④저온균열발생 방지를 위한 확산성 수소의 제거, 등의 목적으로 용접후 열처리가 행하여진다. 이와 같이 용접후 열처리는 여러가지 효과가 있기 때문에 간단하게 응력제거처리와는 구별되는 경우도 많다.

SRC의 발생 기구에 대해서는 여러가지 이론이 제안되고 있지만 대략 다음과 같다. 열처리시 온도 상승에 따라 용접 잔류응력이 완화되지만 재료가 가진 크립(creep) 강도 또는 항복강도는 저하하고, 어떤 온도에서의 잔류응력이 크립강도나 항복강도이상으로 되면 소성변형이 생긴다. 이 때 충분한 변형능을 가지고 있다면 입내 변형에 의해 잔류응력이 완화되지만, 성분계에 따라 석출물이 생성되어 석출강화에 의해 입내가 입계보다 강도가 상대적으로 크게 된다. 이와 같은 경우에 입내의 소성 변형이 억제되고, 입계 파괴가 진행되어 균열로 발달한다<sup>3)</sup>. 또 P, S와 같은 불순물이 입계에 존재하는 경우에도 입계가 입내보다 취약해져 균열을 일으킨다. 특히 용접 열영향부는 결정립이 조대화하기 쉬우므로 응력집중의 요인이 증폭되어

SR균열이 발생하기 쉽다<sup>2)</sup>.

Cu를 함유한 저합금 고장력(high strength low alloy, HSLA)강은 HY-100강을 대체하여 용접성을 향상시킬 목적으로 개발된 강이다. 이 강은 SRC민감도가 큰 것으로 보고되고 있다<sup>4)</sup>. 즉, HAZ생성시 용해되었던  $\epsilon$ -Cu상이 SRC시험중에 재석출하여 결정입내가 강화되어, 입계 응력집중이 일어나 입계 파괴가 용이해져 파단 시간과 변형율이 감소되는 것으로 알려져 있다.

Cu를 함유한 HSLA-100강 및 HY-100강의 기계적 특성 및 용접 열영향부의 SRC민감도 등에 대해서는 단편적으로 보고되고 있고<sup>4)</sup>,  $\epsilon$ -Cu상이 SRC 시험중에 재석출하여 SRC민감도에 크게 영향을 미치는 것으로 제안되고 있지만, 실제 SRC시험시의 열이력에 따른 석출물의 거동 등에 대해서는 상세히 보고된 바가 없다.

따라서 본 연구에서는 HSLA-100강과 HY-100강에 대해 모재와 용접 열영향부의 특성 및 열영향부에 대해 SRC민감도를 조사하고, HSLA-100강에 대해 각 열cycle 단계 별로  $\epsilon$ -Cu상의 거동을 시차주사열분석법으로 조사하여 SRC민감도에 미치는  $\epsilon$ -Cu상의 영향을 조사하고자 하였다.

## 2. 시험재 및 실험 방법

### 2.1 시험재

본 실험에서 사용한 HSLA-100강과 HY-100강의 화학 조성을 표 1에 나타내었다. 기존의 항복강도 690MPa수준으로 사용되고 있는 HY-100강의 대체재로 개발된 HSLA-100강은 표에서 나타낸 바와 같이 HY-100강보다 탄소량이 적으며, 탄소 감소에 의한 강도 저하를 Cu첨가에 의한 석출물 생성으로 보상하도록 하였다. 두 강재에 주 합금원소로 첨가된 Ni은 강의 경화 특성과 저온 충격 인성을 향

**Table 1.** Chemical compositions of HSLA-100 and HY-100 steels used. (wt. %)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	Nb	V	S-Al	Fe
HSLA-100	0.038	0.30	0.93	0.006	0.008	3.67	0.65	1.52	0.40	0.031	-	0.031	Bal.
HY-100	0.17	0.22	0.25	0.016	0.005	3.0	1.5	-	0.39	-	0.02	0.045	Bal.

상시킨다. 또한, 경화 특성을 향상시킬 목적으로 Ni, Mn, Mo 등의 원소를 첨가하였다.

시험재는 진공유도용해로 제작한 잉고트를 13mm로 압연한 후 900℃에서 오스테나이트( $\gamma$ ) 처리하였으며, 그후 HSLA-100강은 630, 650, 670℃에서, HY-100강은 620, 640, 650, 660℃에서 각각 1시간 동안 열처리하여 공냉하였다.

## 2.2 실험 방법

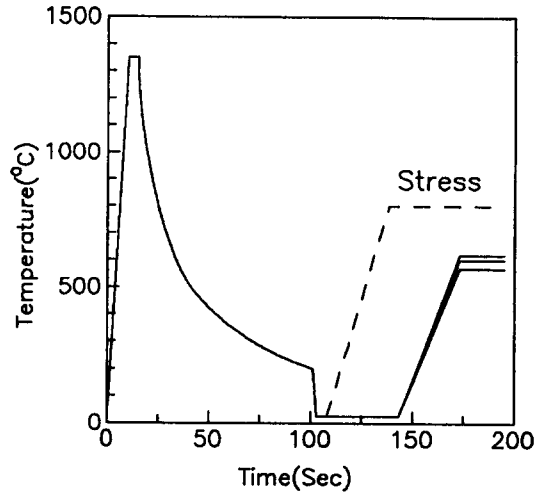
### 2.2.1 조직 관찰 및 기계적 성질

900℃에서 ( $\gamma$ ) 처리하여 650℃에서 시효한 HSLA-100강과 660℃에서 시효한 HY-100강의 기지 조직은 2% Nital로 부식하여 관찰하였다. 모재와 열영향부의 경도는 미소 비커스 경도계를 이용하였으며, 경도값은 하중 500g, 부하 시간 30초로 하여 12회 측정후 최대, 최소값은 버리고 10회의 평균으로 하였다.

여러 온도에서 시효처리한 모재에 대해 압연 방향(L방향)의 인장 특성 및 압연 방향과 수직 방향(TL방향)의 충격 특성을 군사규격<sup>9)</sup>에서 규정한 -18℃에서 조사하였다. 또 인장 실험 결과로부터 HSLA-100강과 HY-100강의 적정 시효 온도로 각각 650℃와 660℃를 선정하여 이 온도에서 시효처리한 후 -196℃~상온의 범위에서 LT방향과 TL방향의 충격 특성을 조사하였다. 인장 실험은 인스트론을 사용하여 Cross Head 속도, 2mm/min.으로 ASTM-E8M에서 규정한 소형의 환형 시편으로 행하였고, 충격 실험은 SATEC사 제품 Model No. SI-1D3를 사용하여 ASTM-E23에서 규정한 표준 시편으로 행하였다.

그리고 SRC/HAZ시험편, 후의 석출물 거동을 조사하기 위해 시차주사열분석(differential scanning calorimetry, DSC)을 행하였다.

### 2.2.2 SRC 저항성



**Fig. 1** Schematic representation of simulated HAZ/SRC test used.

650℃에서 시효한 HSLA-100강과 660℃에서 시효한 HY-100강에 대해 SRC민감도를 측정하는 시험의 모식도를 Fig. 1에 나타내었다. 시편은 직경 10mm, 길이 120mm크기의 환형이며 재현 조건은 140℃/sec.로 1350℃까지 가열하여 5초간 유지한 후 냉각하였다. 800℃에서 500℃구간의 냉각 시간은 25mm 두께의 판을 30kJ/cm의 용접 입력량으로 GMA용접할 때의 냉각 시간에 해당하는 21초로 제어하였다. SRC민감도는 재현된 HAZ시험편에 상온에서 30초 동안 일정 하중을 가한 후, 30초 동안에 시험 온도로 시편을 가열하여 파단되는 시간을 측정하여 평가하였다. 시험 온도는 570, 600, 620℃의 세 조건이며, 용력은 248~600MPa의 범위에서 변화시켰다. SRC시험후의 파단면은 Au도금하여 주사전자현미경(SEM)으로 관찰하였다.

## 3. 결과 및 고찰

### 3.1 모재의 특성

#### 3.1.1 미세조직

650℃에서 시효한 HSLA-100강과 660℃에서 시효한 HY-100강에 대한 모재의 조직을 Photo. 1의 (a), (b)에 각각 나타내었다. 두 조직 모두 뜨임된 마르텐사이트 조직을 나타내며 결정립은 각각 6 $\mu\text{m}$ , 10 $\mu\text{m}$ 정도로 미세하고 균일하다.

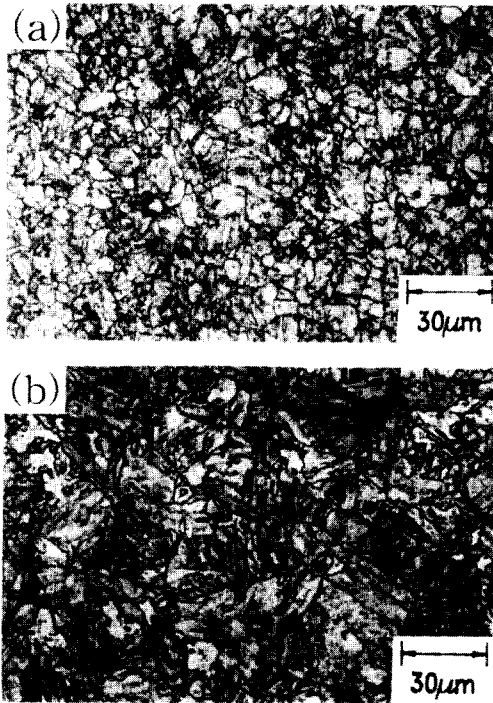


Photo. 1 Optical microstructures of HSLA-100 (a) and HY-100 (b) steels.

#### 3.1.2 인장특성

HSLA-100강과 HY-100강의 시효 온도에 따른 강도와 연신율의 변화를 Fig. 2의 (a), (b)에 각각 나타내었다. 인장강도와 항복강도 모두 HSLA-100강이 HY-100강보다 높은 값을 나타내며 온도가 증가할수록 강도는 감소한다. 그리고 (b)에서 보는 바와 같이 연신율도 모든 시효 온도에서

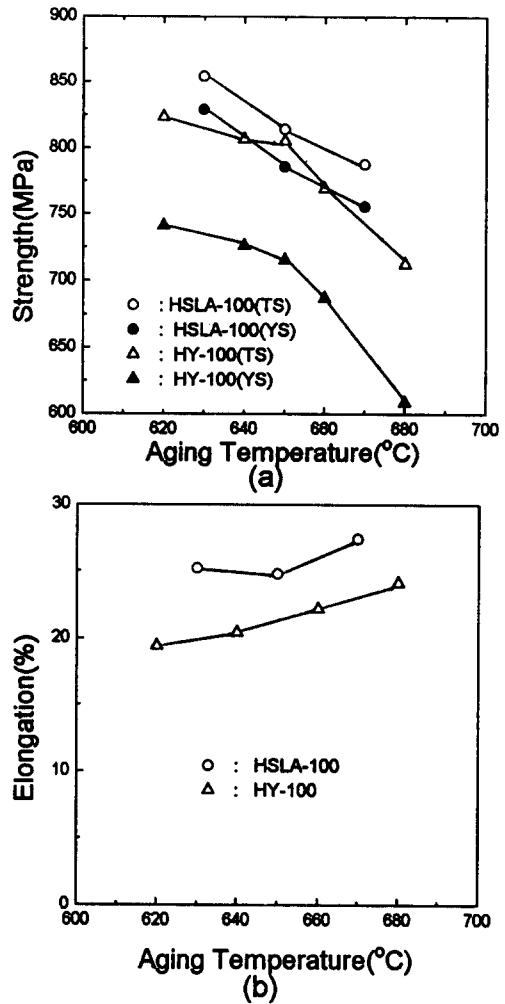


Fig. 2 Variation of strength (a) and elongation (b) with aging time of HSLA-100 and HY-100 steels.

HSLA-100강이 HY-100강보다 더 높다. HY-100강의 탄소(C) 양이 HSLA-100강에 비해 많음에도 불구하고 강도가 낮은 것은 HSLA-100강에 첨가된 Cu로 인하여  $\epsilon$ -Cu상이 석출하여 강도 증가에 기여하였기 때문으로 판단되며, 저자 등은 이미 HSLA-100강의 기계적 성질에 미치는  $\epsilon$ -Cu상의 영향에 대하여 상세히 보고한 바 있다<sup>5)</sup>.

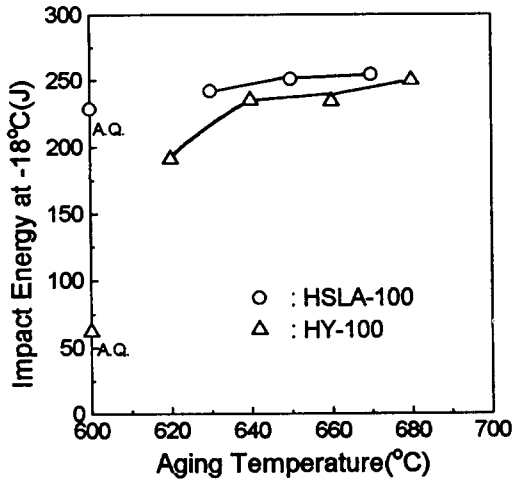


Fig. 3 Variation of impact energies tested at -18°C with aging time in HSLA-100 and HY-100 steels.

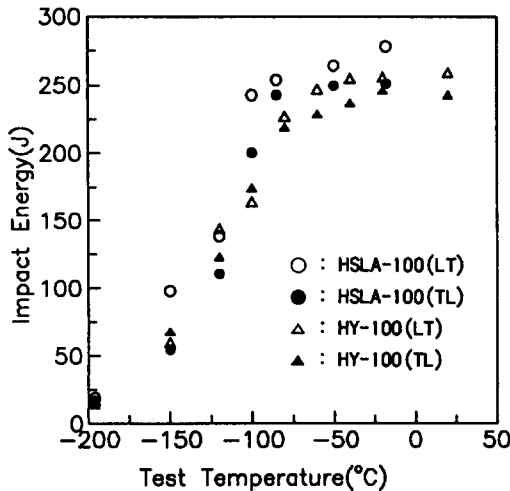


Fig. 4 Variation of impact energies with test temperature in LT and TL direction of HSLA-100 and HY-100 steels.

3.1.3 충격특성

HSLA-100강과 HY-100강의 시효 온도에 따른 -18°C 충격 인성을 Fig. 3에 나타내었다. 대체로 모든 온도에서 HSLA-100강의 흡수에너지가 HY-100강보다 높다. HY-100강의 군사 규격<sup>6)</sup>에 의하면

-18°C에서 76J 이상이 요구되며, 실험 결과 HY-100강은 물론 HY-100강의 대체재로 개발된 HSLA-100강도 규격값을 상회하는 양호한 충격 인성을 나타내고 있음을 알 수 있다. 그리고 HSLA-100강의 흡수에너지가 A. Q. 상태에서도 230J 정도로서 매우 높은 것은 저탄소에 의해 생성된 고인성의 저탄소 마르텐사이트(low carbon martensite) 때문인 것으로 보고되고 있다<sup>7)</sup>.

Fig. 4는 HSLA-100강과 HY-100강의 LT방향과 TL방향에서의 충격 인성을 시험 온도에 따라 나타낸 것이다. HSLA-100강의 흡수에너지가 HY-100강보다 약간 높고, 두 강 모두 LT방향과 TL방향이 비슷한 값을 나타내고 있다. 충격전이 온도는 두 강재 모두 -125°C 정도로 매우 낮다.

3.2 용접 열영향부의 특성

Fig. 1의 SRC시험 모식도에서 용력을 가하기 전의 상태인  $\Delta t_{800-500} = 21$ 초로 재현한 용접 열영향부(A. W.)와 시효처리만 한 모재(B. M.)에 대해 경도 측정 및 충격 시험한 결과를 Fig. 5의 (a), (b)에 각각 나타내었다. (a)에 나타낸 바와 같이 모재의 경도 값은 HSLA-100강이 Hv 282로써 HY-100강의 Hv 260보다 약간 높다. 열영향부의 경도 값은 HSLA-100강과 HY-100강이 각각 Hv 322과 Hv 430로서 HY-100강의 용접경화 정도가 훨씬 크다. 용접 열영향부의 경도 값은 저온균열 감수성에 대한 하나의 척도이며, 일반적으로 용접경화 정도가 낮을 수록 높은 upper shelf energy와 낮은 충격전이 온도를 나타내므로 용접 열영향부의 인성을 향상시키기 위해서는 열영향부의 경도를 낮게 할 필요가 있다. (b)는 같은 조건에 대해 -50°C에서의 충격 흡수 에너지를 모재와 비교한 것이다. (a)에서 열영향부의 경도가 높았던 HY-100강이 HSLA-100강보다 충격 인성이 낮다. 모재에 비해 열영향부의 충격 인성이 저하한 것은 열cycle재현 시험에 의해 생성된  $\gamma$ 결정립의 조대화가 가장 큰 원인인 것으로 보고되고 있으며<sup>8)</sup>, 저자 등도 HSLA-100강을 20kJ/cm의 입열량에 해당하는 냉각속도( $\Delta t_{800/500} \approx 10$ 초)로 냉각한 후의  $\gamma$ 결정립의 크기가 약 80 $\mu$ m로 조대화되었음을 보고한 바 있다<sup>9)</sup>.

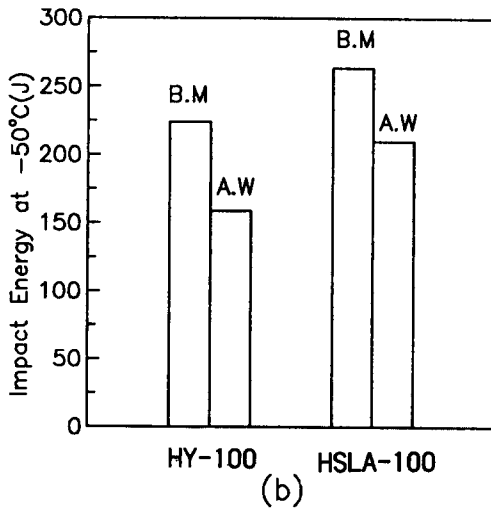
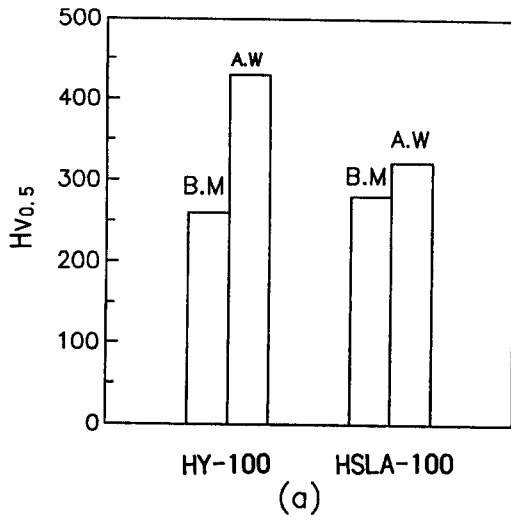


Fig. 5 Changes of hardness (a) and impact energies (b) in base metal and as-welded state of HSLA-100 and HY-100 steels.

### 3.3 SRC Test

Fig. 6의 (a), (b) 및 (c)는 각각 570℃, 600℃ 및 620℃에서 SRC시험한 결과이다. 시험 온도가 증가할수록 낮은 용력에서 파단되거나 파단 시간이 감소하며, 같은 용력에서는 HSLA-100강이 HY-100강보다 파단 시간이 짧아 거의 모든 범위에서 HSLA-100강의 SRC민감도가 큼을 알 수 있다. 또

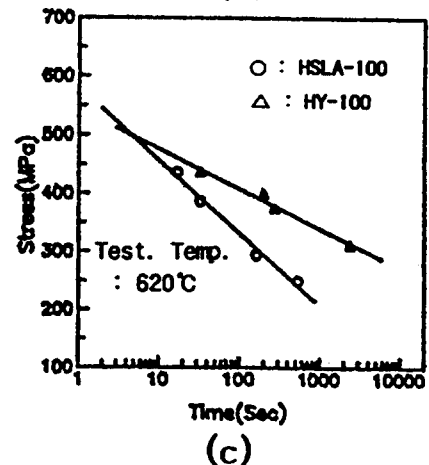
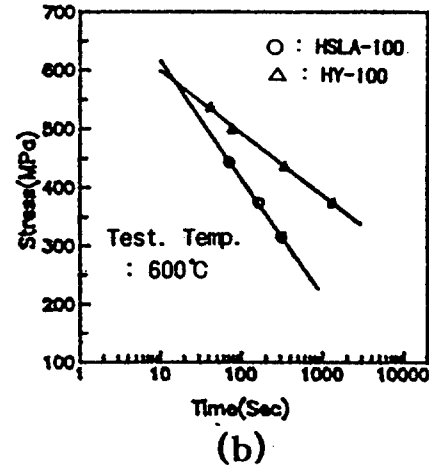
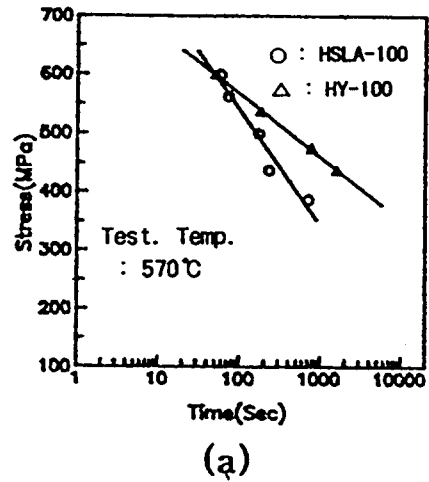
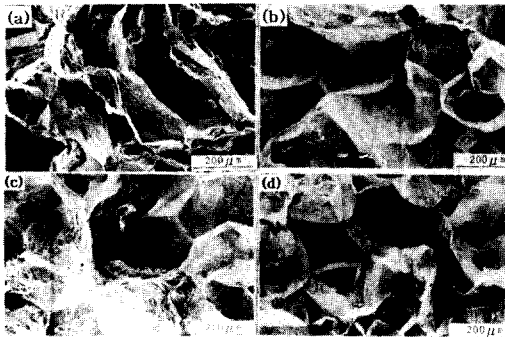


Fig. 6 Relationship of stress and rupture time for SRC test of HSLA-100 and HY-100 steels. (a) 570℃ (b) 600℃ (c) 620℃

한 각 시험 결과의 경향으로부터 HY-100강과 HSLA-100강의 직선의 교차점보다 높은 응력을 부가할 경우에는 HSLA-100강이 HY-100강보다 SRC민감도가 낮게 될 수 있음을 알 수 있다. 그러나 SRC는 주로 SR온도에서 유지하는 중에 발생되며, 균열을 발생시키는 응력은 SR온도에서의 항복강도 정도로 예상된다. 따라서 SRC시험시 부가하는 응력은 주로 SR온도에서의 항복강도 수준에서 변화시키므로, 상온에서의 항복강도가 690MPa를 고려할 때 실제 HSLA-100강이 HY-100강보다 SRC민감도가 낮은 구간은 극히 좁을 것으로 예상된다.



**Photo. 2** SEM fractographs of the SRC tested HSLA-100(a, b) and HY-100(c, d) steels at 620°C.

(a) 250MPa (b) 437MPa (c) 312MPa (d) 437MPa

HSLA-100강과 HY-100강에 대해 620°C에서 SRC시험한 후의 파면 양상을 Photo. 2에 나타내었다. (a), (b)는 HSLA-100강에 대해 각각 응력 250MPa(파단시간 : 530초), 437MPa(파단시간 : 17초)일 때의 파면이고, (c), (d)는 HY-100강에 대해 각각 응력 312MPa(파단시간 : 2360초), 437MPa(파단시간 : 33초)일 때의 파면이다. (a)에는 intergranular microvoid coalescence에 의한 입계 덩플이 주로 관찰되며, 응력이 증가된 (b)에서는 입계 덩플의 양이 적고 매끄러운 입계면(smooth intergranular facet)으로 된 취성 파면이 관찰된다. (c)에는 부분적으로 덩플이 관찰되며 매끄러운 입계면을 갖는 취성 파면이며, (d)의 파면도 (c)와 비슷하나 입계 덩플의 양이 적고 매끄러운 취성 파면이 많이 관찰된다. Photo. 2에서 살펴본 바와 같

이 HSLA-100강과 HY-100강 모두 응력이 증가할수록 입계 덩플의 파면에서 매끄러운 입계면의 취성 파면을 나타낸다. 입계 덩플이나 매끄러운 입계 파면 모두 crack tip 주위에 편석한 S에 의한 것으로 보고되고 있다<sup>1, 11)</sup>. 즉 열cycle시 입계에 편석한 S가 crack site로 작용하여 microvoid가 생성되며 microvoid의 coalescence에 의해서 파괴가 입계로 진행된다고 하였다.

Shin등<sup>10)</sup>은 MnMoNiCr을 함유한 압력용기용 강 SRC기구에 대한 연구에서 S가 입계에 편석하여 취성 파괴를 일으키는 것으로 보고하였다. 또한 Sun등<sup>12)</sup>은 아주 적은 양의 보론(B)이 존재할 때 수 ppm 정도의 S만 존재하더라도 높은 SRC민감도를 나타낸다고 하였다. 그러나 Balaguer등<sup>4)</sup>의 HSLA-100강과 HY-80강의 SRC민감도 측정 결과에서는 S가 적은 HSLA-100강의 SRC민감도가 크게 나타났다.

재현 열영향부에 대한 SRC민감도는 앞서 언급한 바와 같이, 취성을 유발하는 원소(특히 S)의 입계 편석이나, 결정입계에 비해 결정입내가 강화되어 야기되는 입계 응력집중으로 이해할 수 있다. 이러한 과정은 모두 온도의 영향을 받으며 온도에 지수함수적으로 의존한다. 그러므로 SRC시험 결과에 기초하여 구한 취성에 대한 활성화에너지는 취성 과정의 속도를 지배하는 활성화에너지로 볼 수 있다.

Williams<sup>16)</sup>은 온도에 대한 균열성장속도 의존성은 다음과 같은 식에 의해 묘사됨을 보였다.

$$da/dt = A_1 e^{-Q/RT}$$

단일의 파괴 기구가 작용한다면, da/dt는 어떤 실험에 대해 일정하다. 그러면

$$t_f = A_2 e^{Q/RT}$$

양변을 대수로 취하면

$$\ln t_f = A_3 + Q/RT$$

여기서,  $t_f$  : 파단 시간,  $A_1, A_2, A_3$  : 상수,  $Q$  : 활성화에너지,  $T$  : 온도(K)

이 식을 이용하여 Fig. 6의 SRC실험 결과에서 HSLA-100강의 응력이 387MPa와 437MPa일 때, HY-100강은 437MPa일 때, 시험 온도의 역수(1/T)에 대한  $\ln t_f$ 를 Fig. 8에 나타내었다. 이 직선의 기울기로부터 활성화에너지, Q를 구한 결과 HSLA-100강의 경우, 387MPa일 때는 103.9kcal/mol, 437MPa일 때는 87.6kcal/mol로 나타났으며, HY-100강은 129.2kcal/mol로 나타났다. 응력이 증가할수록 활성화에너지가 감소하는 것으로 보아 균열이 용이하게 발생함을 알 수 있다. 그리고 HY-100강이 HSLA-100강보다 활성화에너지가 큰 것은 HY-100강이 HSLA-100강보다 SRC민감도가 낮은 결과와 잘 일치한다.

Balaguer등<sup>4)</sup>은 HSLA-100강의 SRC에 대한 활성화에너지는 91kcal/mol로 보고하였다. 이 값은 본 연구에서 구한 활성화에너지 값과 비슷하다. 그리고 2.25Cr-1Mo-0.006S-0.0319조성에 대한 Lewandowski등<sup>17)</sup>의 연구에서 저연성 입계파괴(low-ductility intergranular failure, LDIGF)에 대한 활성화에너지 값을 83kcal/mol로 보고하였으며 이 값도 역시 본 실험 결과와 비슷하다. 그러나 이 값들은 앞에서 SR균열의 원인으로 언급한 바 있는 S, P, Cu 등의 Fe내에서의 부피확산(volume diffusion)을 위한 활성화에너지(P: 72~86kcal/mol<sup>18)</sup>, S: 55.3kcal/mol<sup>19)</sup>, Cu: 62.5kcal/mol<sup>20)</sup>)와 다소 차이가 있어 SRC에 대한 활성화에너지와 원소의 확산을 위한 활성화에너지와의 관계는 응력과 다른 용질원자와의 상호작용 등으로 복잡한 상관 관계를 가질 것으로 예상된다. 따라서, 각 원소의 부피확산을 위한 활성화에너지와 SRC에 대한 활성화에너지를 연관시키는 것은 어려운 것으로 판단된다.

본 연구에서는 두 합금의 S함량은 비슷하지만 HSLA-100강이 HY-100강보다 용접경화 정도가 낮고, P의 함량이 적기 때문에 낮은 SRC민감도를 나타낼 것으로 예상되나 실제로는 더 높다. 이러한 결과에서 Cu를 함유한 HSLA강은 S나 P외에 SRC를 발생시킬수 있는 인자를 고려하여야 될 것으로 판단된다. 여기서, HY-100강에는 첨가되어 있지 않고 HSLA-100강의 주 강화 원소로서 첨가된 Cu에 대해 주목하면, SRC/HAZ시험중 응력을 가한 상태에서 시험 온도로 가열함으로써 석출상인 Cu-clusters나  $\epsilon$ -Cu상의 생성이 촉진되어 입내의 경도가 상승할 수 있다. 그리하여 SRC시험 중 각 열처리 단계 별로 Cu-clusters와  $\epsilon$ -Cu상의 석출거동을

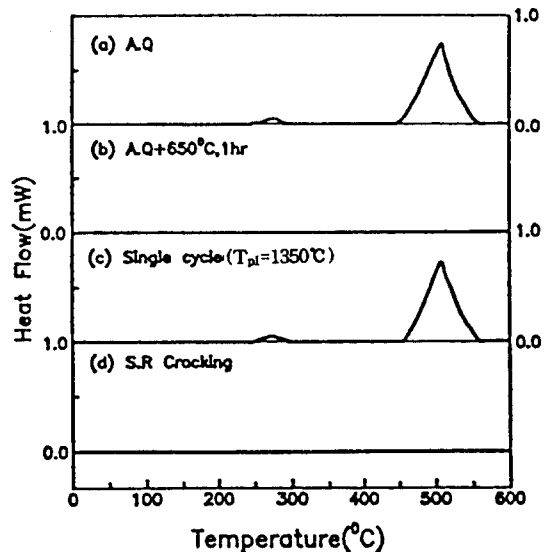


Fig. 8 DSC curves with heat-treatment.

조사하였다.

### 3.4 석출상 거동

Cu가 함유된 HSLA강은 용체화처리한 후 시효처리를 하면 Cu-clusters와  $\epsilon$ -Cu상이 석출된다. 만약 응력을 부가한 상태에서 시효처리를 하면 석출이 급속히 촉진된다. 본 실험에서 행한 SRC시험은 응력을 부가한 후 온도 변화에 따른 파단시간을 측정하는 방법으로서 석출상의 생성이 빠르게 진행될 것으로 판단된다. Cohen<sup>13)</sup>은 응력과 온도를 부가한 동적 자기확산(dynamic self-diffusion)에 대한 연구에서 응력에 의한 확산은 다음 식이 만족될 때 일어난다고 보고하였다.

$$T/T_m \leq 4.9 / (2.2 - \log \dot{\epsilon})$$

여기서, T: 온도(K),  $T_m$ : 용융온도(K),  $\dot{\epsilon}$ : 변형속도(strain rate, s<sup>-1</sup>)

크립 변형에 대한 전형적인 값, 10<sup>6</sup>/s를 대입하면

$$T \leq 0.6T_m$$

$T_m$ 을 약 1510°C로 가정하면 응력에 의한 확산은



797℃이하에서는 일어날 수 있다. 특히, 정합의 석출상인 Cu-Cluster는 Cu와 기지( $\alpha$ -iron)와의 정합 변형에너지가 작기 때문에<sup>14)</sup> ( $<10\text{kcal/mol}$ ) 석출이 용이할 것으로 판단된다. 즉, 응력을 가한 상태에서 시험 온도로 가열함으로써 Cu의 확산이 촉진되어 Cu-clusters나  $\epsilon$ -Cu상이 석출되어 경도를 증가시킨다. 따라서 탄소(C)의 감소에 의한 강도 저하를 Cu석출물에 의해 보상하는 HSLA-100강이 HY-100강보다는 결정입내가 강화되는 정도가 클 것으로 예상된다. 그 결과 SRC시험중 HSLA-100강이 HY-100강보다 상대적으로 입계 응력집중이 커져 파단 시간이 감소되며 SRC민감도가 증가되는 것으로 생각된다.

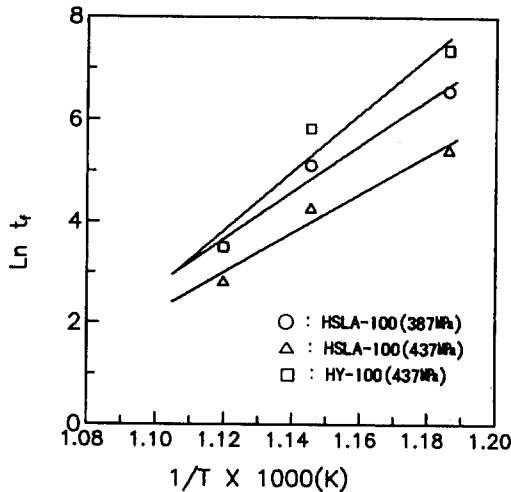


Fig. 7  $\ln t$  vs  $1/T$  plot for the SRC test of HSLA-100 and HY-100 steels.

실제 Cu와 관련된 석출물을 조사하기 위해 가열cycle 단계별로 시편을 채취하여 시차주사열분석을 행하였다. Fig. 7은 그 결과로써 (a)는 900℃에서 1시간 동안  $\gamma$ 처리한 후 수냉한 시편, (b)는 수냉 후 650℃, 1시간 시효한 시편, (c)는 650℃, 1시간 시효한 시편을 1350℃까지 급열후 냉각한 재현 열영향부 시편, 그리고 (d)는 SRC시험 완료후 파단면 근처에서 채취한 시편에 대해 열분석한 결과이다. (a)곡선에는 280℃와 500℃부근에서 2개의 발열반응이 나타나고, 시효한 (b)곡선에는 이 발열반응이 나타나지 않으며, 재현 열영향부인

(c)곡선에는 (a)와 같은 곡선을 나타냈다. 그리고 SRC시험 후인 (d)곡선에는 이 발열반응이 다시 관찰되지 않았다.

저자 등은 (a)곡선의 280℃부근에서 나타나는 작은 발열반응은 기지와 정합인 bcc구조의 Cu-clusters생성에 의한 것이며, 500℃부근에서의 발열반응은 fcc구조인  $\epsilon$ -Cu상의 생성에 기인한 것임을 보고한 바 있다<sup>15)</sup>. 시효처리한 후 측정된 (b)곡선에 발열반응이 나타나지 않는 것은 시효처리에 의해 이미 상이 석출되었기 때문에 열분석 측정중에 반응이 나타나지 않는다. (c)곡선에서 (a)곡선에서와 같은 발열반응이 다시 나타난 것은 1350℃로 가열시 석출상이 재고용된 상태에서 냉각되었기 때문에 그 후에 수행된 열분석측정 가열 과정에서 Cu-clusters 및  $\epsilon$ -Cu상이 재석출하여 발열을 나타내는 것으로 판단된다. (d)는 시효처리한 (b)와 같은 곡선을 나타내며 이것은 SRC처리중에 Cu-clusters 및  $\epsilon$ -Cu상이 이미 석출되었음을 의미한다. 즉, Cohen이 언급한 바와 같이 응력을 가한 상태에서 시험 온도로 가열함으로써 Cu의 확산이 촉진되어 단시간 내에 Cu-clusters나  $\epsilon$ -Cu상이 석출된 것으로 판단된다. 그 결과 HSLA-100강이 HY-100강보다 상대적 결정입내 강화가 커져 입계응력집중이 발생함으로써 SRC민감도가 증가하는 것으로 판단된다.

#### 4. 결 론

HSLA-100강과 HY-100강에 대해 모재의 기계적 성질을 조사하고 용접 열영향부를 재현하여 SRC민감도를 측정된 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 모재의 인장강도, 항복강도, 연신율은 HSLA-100강이 HY-100강보다 더욱 높다. 충격인성도 HSLA-100강이 약간 높은 값을 나타내며 모두 규격값을 상회하였다.
2. 용접 열영향부의 경화 정도는 HSLA-100강이 HY-100강보다 낮고, 충격인성은 HSLA-100강이 HY-100강보다 높다.
3. 570℃, 600℃, 620℃에서 SRC시험시 응력의 증가에 따라 HSLA-100강이 HY-100강보다 급격히 파단 시간이 감소하며 SRC민감도가 크다.

4. SRC시험 용력이 437MPa일 때 HSLA-100강과 HY-100강의 SRC에 대한 활성화에너지는 각각 87.6kcal/mol, 129.2kcal/mol로 나타났으며, HSLA-100강이 HY-100강보다 쉽게 균열이 발생함을 알 수 있으며, 이는 SRC시험 결과와 일치한다.
5. S함량은 비슷하지만 HSLA-100강이 HY-100강보다 SRC민감도가 높은 것은 HSLA-100강에 첨가된 Cu에 의한 석출물에 기인된 것으로 판단된다.

### 참 고 문 헌

1. A. Dhooge, A. Vinckier : Reheating cracking- Review of recent studies (1984-1990), *Welding in the World*, Vol. 30. No. 3/4, (1992), pp. 44~71.
2. 後藤明信 : SR割の發生機構とその對策, *日本溶接學會誌*, 第61권, 第6號, (1992), pp. 469~472.
3. J. F. Lancaster : *Metallurgy of welding*, George allen and unwin (1980), p. 156.
4. J. P. Balaguer, Z. Wang, E. F. Nippes : Stress-Relief Cracking of a Copper-Containing HSLA Steel, *Welding Research Supplement*, April, (1989), pp. 121s~131s.
5. 박 태원, 심 인옥, 김 영우, 강 정윤 : Cu를 함유한 HSLA강의 기계적 성질에 미치는 열처리의 영향, *한국재료학회지*, 제 5권, 제 3호, (1995), pp. 333~343.
6. Mil-S-16216J(SH) (1981).
7. J. T. Bowker, J. T. McGrath, J. A. Gianetto and M. W. Letts, *MTL Report*, 89-6(OP-J).
8. O. Grong, O. M. Akselsen : *Metal Construction*, Vol. 18 No. 9, (1986), p. 557.
9. 박 태원, 심 인옥, 김 영우, 강 정윤 : Cu를 함유한 HSLA-100강 용접 열영향부의 인성에 미치는 후열처리의 영향, *대한용접학회지*, Vol. 13, No. 3, (1995), pp. 55~64.
10. J. Shin, C. J. McMahon, JR : Mechanisms of stress relief cracking in a ferritic steel, *Acta Metall.*, Vol. 32, No. 9, (1984), pp. 1535~1552.
11. C. P. You, C. A. Hipsley, J. F. Knott : *Mater. Sci.*, Vol. 18, No. 8, (1984), p. 387~396.
12. J. Sun : *Meter. Sci. and Tech.*, Vol. 3, No. 2, (1987), pp. 139~143.
13. M. Cohen : *Trans. JIM*, Vol. 11, No. 3, (1970), pp. 145~152.
14. E. Hornbogen : *Acta Metall.*, Vol. 10, May, (1962), pp. 525~533.
15. 박 태원, 심 인옥, 김 영우, 강 정윤 : 열분석법에 의한 Cu를 함유한 HSLA강의 시효 거동에 관한 연구, *대한금속학회지*, 제33권, 제 1호, (1995), pp. 57~64.
16. D. P. Williams : A new criterion for failure of materials by environment-induced cracking, *Inter. J. Fracture*, Vol. 9, No. 1, (1973), pp. 63~74.
17. J. J. Lewandowski, C. A. Hipsley, J. F. Knott : Effects of impurity segregation and test environment on sustained load cracking of 2½Cr-1Mo steel - II. Crack propagation, *Acta Metall.*, Vol. 35, No. 8, (1987), pp. 2081~2090.
18. J. G. Luckman : *Dissert. Abs. Intl*, Vol. 42, No. 3, (1981), p. 124.
19. P. L. Gruzin, V. V. Mural, A. P. Fokin : *Phys. Met. Metallog.*, Vol. 34, No. 6, (1972), p. 212.
20. G. R. Speich, J. A. Gula, R. M. Fisher : *The Electron Microscope*, New York, John, wiley, (1966), p. 525