

Cu를 함유한 HSLA-100강 용접 열영향부의 미세 조직 및 인성

朴太遠·沈仁玉·金英宇·姜鼎允*

국방과학연구소

*부산대학교 공과대학 금속공학과

Microstructure and Toughness of Weld Heat-Affected Zone in Cu-containing HSLA-100 steel

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

Agency for Defense Development, Taejeon 305-600

*Dept. of Metallurgical Eng., Pusan National Univ., Pusan 609-735

ABSTRACT

A study was made to characterize the microstructures and mechanical properties of the base metal and the heat-affected zone(HAZ) in Cu-bearing HSLA-100 steel. The Gleeble thermal/mechanical simulator was used to simulated the weld HAZ. The relationship between microstructure and toughness of HAZ was studied by impact test, O. M, SEM, TEM, and DSC. The toughness requirement of military specification value was met in all test temperatures for the base metal. The decrease of HAZ toughness comparing to base plate is ascribed to the coarsed-grain and the formation of bainite. Obliquely sectioned Charpy specimens show that secondary crack propagate easily along bainite lath. Improved toughness(240J) at HAZ of $T_{P_2}=950^{\circ}\text{C}$ is due to the fine grain, and reasonable toughness(160~200J) in the intercritical reheated HZA is achieved by the addition of small amount of carbon which affects the formation of "M-A". Cu precipitated during ageing for increasing the strength of base metal is dissolved during single thermal cycle to $1,350^{\circ}\text{C}$ and is precipitated little on cooling and heating during subsequent weld thermal cycle. Thus, the decrease of toughness does not occur owing to the precipitation of Cu.

1. 서 론

용접 구조용 고장력강 개발에서 재료의 강도 및 인성 향상뿐만 아니라 용접부의 인성 및 용접성 향상은 매우 중요한 요구사항이다. 용접 및 용접부

특성 향상을 위하여 개발되어 온 저탄소 Cu함유강들 중에서 항복 강도 560MPa수준인 A710강과 HSLA-80강에 관해서는 열영향부의 조직과 인성의 상관 관계에 대한 연구가 어느정도 보고된 상태이지만 Cu를 함유한 항복강도 690MPa수준인

HSLA-100강에 대해서는 단편적으로 보고될 뿐이다.

HSLA-100강은 기존의 HY-100강을 대체할 목적으로 HY-100강의 강도와 인성을 만족하면서 용접시 예열이 필요없거나, 낮은 온도에서 예열하여도 용접이 가능하도록 설계되어, 신뢰성과 경제성을 향상시킬 수 있는 합금으로 개발되었다. 그러나 다층 용접이 실시되는 실제 용접부의 열영향부는 용접 pass수의 증가에 따라 다양한 열이력이 부가되어 부위별로 미세조직 및 충격 인성이 변화할 것으로 예상된다.

특히 강도 및 인성을 향상시킬 목적으로 Cu를 첨가한 Cu석출 강화 합금인 HSLA-100강은 다층 용접하는 경우 강화 상인 ϵ -Cu상의 재고용과 재석출이 일어나 국부적으로 미세조직이 변화하며, 또한 열이력에 따른 가열, 냉각 차이에 따라 국부적으로 미세조직이 변화하며, 또한 열이력에 따른 가열, 냉각 차이에 따라 국부적으로 결정립의 크기가 변화할 것이다. 이와같은 미세조직의 변화는 충격 인성에 큰 영향을 미칠 것으로 생각된다.

한편, 실제 용접을 행하지 않고도 실 용접부의 열이력에 가깝게 재현하여 용접 열영향부의 특성을 예측할 수 있는 용접 열cycle 재현 방법이 1949년 Nippes와 Savage¹⁾에 의해 소개된 이래, 실제 용접부와 결정립 크기의 차, HAZ에서의 변태온도가 다소 차이가 있음에도 불구하고 열cycle 재현 실험법은 실험실적으로 기초 용접성 평가와 용접 열영향부의 조직 및 인성등을 용이하게 연구할 수 있다는 점에서 많이 응용되고 있다^{2, 3, 4)}.

이와같은 배경하에서 본 연구에서는 열cycle재현 시험장치를 이용하여 HSLA-100강의 실제 다층 용접시에 생길 수 있는 유사한 용접 열영향부를 재현시켜 용접 열영향부의 조직변화와 조직변화에 따른 충격인성의 변화를 체계적으로 검토하고자 한다.

2. 시료 및 실험방법

2.1 시료

본 실험에 사용된 재료의 화학조성은 Table 1과 같고 진공 용해, 주조한 30kg 잉고트를 1,100°C에서 열간 압연을 시작하였으며 마무리 압연 온도는 900°C가 되도록 하였다. Table에서 나타낸 바와 같이 탄소량이 0.04wt%로서 기존의 항복 강도 690MPa 수준으로 사용되고 있는 HY계(0.16wt%)보다 적으며 탄소량의 감소에 의한 강도 감소를 보상하기 위해 석출상을 생성시키는 Cu를 첨가하였으며, Cu첨가에 의한 고온 취성을 방지하고 저온 충격 인성을 향상시키기 위해 Ni를 첨가하였고, 또한 경화능을 향상시킬 목적으로 Ni, Mn, Mo 등의 원소를 첨가하였다.

Table 1. Chemical composition of HSLA-100 steel.(wt%)

	C	Si	Mn	Cu	Sol-Al	Ni	Cr	Mo	Nb
HSLA-100	0.035	0.395	0.89	1.52	0.027	3.44	0.597	0.356	0.042

2.2 실험방법

1) 용접 열cycle재현 시험

13mm로 압연된 판재를 900°C에서 1시간동안 오스테나이트(γ)화 처리하여 수냉하였다. 수냉 후 시효처리는 650°C에서 1시간동안 유지 후 공냉하였다. 시효한 시편에 대해 Gleeble 1,500을 이용하여 재현 열cycle을 부여하였다. 열cycle 재현용 시편은 10.5×10.5×57(mm)크기로 가공하였으며, 재현 조건은 10초동안에 1,350°C까지 가열하여 5초간 유지한 후 10초동안 800°C까지 냉각하고 20 KJ/cm의 입열량에 해당하는 냉각 시간($\Delta t_{800/500^\circ\text{C}}$)을 다음과 같은 Inagaki식⁵⁾을 이용하여 계산하였다.

$$S_{GMAW} = \frac{H.I.^{1.7}}{2.9 \cdot (600 - \theta_0)^2 \cdot \left[1 + \frac{2}{\pi} \tan^{-1} \left(\frac{h-13}{3.5} \right) \right]}$$

여기서 S_{GMAW} : $\Delta T_{800/500^\circ\text{C}}$ (sec)

H.I. : 입열량(J/cm)

θ_0 : 예열온도(°C)

h : 판두께(mm)

25mm두께 강판에 대한 상온 용접을 가정하면 $\Delta t_{900/500^\circ\text{C}}$ 가 약 10초로 계산된다. 즉, 10초동안 800°C에서 500°C까지 냉각되도록 제어하였다.

일반적으로 용접 열영향부는, 1,100°C 이상의 최고 가열 온도 영역, 1,100~ A_{C_3} , A_{C_3} ~ A_{C_1} 그리고 A_{C_1} 온도 이하 영역등의 각 온도 구배에 따라 각각 다른 조직 및 충격 인성을 나타낸다. 본 실험에서는 1,350°C까지 가열, 냉각에 의해 1차 열cycle을 행한 후의 조직과 인성을 조사하고 1차 열cycle후 350°C부터 200°C 간격으로 1,350°C까지 2차 열cycle을 부여하여 조직과 인성을 조사하였으며, A_{C_3} ~ A_{C_1} 영역에서 2차 열 영향을 받을 경우 충격치 감소가 현저한 것으로 알려져 있기 때문에 A_{C_3} ~ A_{C_1} 영역인 750, 800, 850°C에서 2중 열cycle후 충격 인성을 측정하였다. 그리고 다중 용접시, 2중 열cycle($T_{p_2}=800^\circ\text{C}$)처리 후의 조직과 기계적 성질이 재가열에 의해 다시 변할 수 있으므로 500°C(= T_{p_3})로 가열하여 3중 열cycle처리의 영향을 조사하였다. Table 2에 본 실험에서 행한 용접 열cycle재현 조건을 나타내었다.

Table 2. Weld thermal cycle of simulated HAZ.

Heat Input (KJ/cm)	$\Delta t_{900-500^\circ\text{C}}$ (sec)	T_{p_1} (°C)	T_{p_2} (°C)	T_{p_3} (°C)	Remarks
20	10	1,350			Single cycle
20	10	1,350	1,350 1,150 950 850 800 750 550 350		Double cycle
20	10	1,350	800	500	Triple cycle

2) 조직관찰 및 기계적 성질 측정

용접 열영향부 재현 열처리를 한 후 조직 관찰, 경도 측정, 충격 인성 측정, 충격후 파단면 관찰, 열분석, 투과 전자 현미경(transmission electron microscope, TEM)관찰을 행하였다. 기지 조직 관찰을 위해 2%Nital로 부식하였으며, 결정입계 부식을 위해서는 5 g picric acid + 5 g sodium dodecylbenzene sulfonate + 50ml의 물을 사용하였다. 결정립 크기는 linear intercept 방법을 사용하여 측정하였다. 또 석출물 및 미세 구조 관찰을 위해 Philips CM12 투과 전자 현미경을 이용하였으며, 시편을 연마지에서 약 70 μm 두께까지 연마한 후 지름 3mm로 천공하여 double jet polishing장치를 이용하여 10% percloric acid + 90% CH_3COOH 용액에서 30V전압으로 박판을 제작하여 200kV의 가속 전압에서 관찰하였다.

경도는 미소 경도계를 이용하여 하중 500 g, 부하 시간 30초로 하여 12회 측정후 최대, 최소값은 버리고 10회의 평균을 경도 값으로 하였다. 모재의 물성 및 열cycle재현한 시험편의 물성을 조사하기 위해 인장 및 충격 시험을 하였으며, 충격 시험 후 파단면을 주사 전자 현미경(scanning electron microscope, SEM)으로 관찰하였다. 또한 파단면을 니켈 도금한 후 파단면과 수직으로 절단하여 2차 균열의 전파 양상을 조사하였다.

그리고 2상 구역의 온도 범위(A_{C_1} ~ A_{C_3})를 알아보기 위해 시차 열분석(differential thermal analysis, DTA)을 하였으며, 모재와 열cycle재현 처리한 후의 ϵ -Cu의 거동을 조사하기 위해 시차 주사 열분석(differential scanning calorimetry, DSC)을 하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 모재의 특성

Table 3은 900°C에서 γ 처리한 후 650°C에서 1시간동안 시효한 상태의 기계적 성질과 MIL-S-

Table 3. Mechanical properties of HSLA-100 steel used in this experiment and specified in MIL-S-24645(A)SH.

	T.S	Y.S	El.	RA	CVN E(J)			
	(MPa)	(MPa)	(%)	(%)	-18°C		-85°C	
	T	T	T	T	LT	LT	LT	TL
MIL-S-24 645A (SH)	-	690 ~ 860	18 min.	45 min.	-	110 min.	-	82 min.
HSLA-100	814	786	24.8	77.6	278.1	251.1	253.7	240.4

24645A(SH)에서 규정하고 있는 기계적 성질의 값을 나타낸 것이다.

Table에서 나타낸 바와 같이 본 실험의 압연재는 규격에서 정하고 있는 모든 기계적 성질을 만족하며 특히 -18°C와 -85°C의 저온 충격 인성은 각각 251J과 240J로서 규격의 110J, 82J보다 상당히 높은 값을 나타내었다.

Fig. 1은 수냉후 650°C에서 1시간동안 시효한 모재의 조직을 나타낸 것이다. (a)는 광학 현미경 조직을 나타낸 것이며 (b)는 시효할 경우에 생성되는 석출상인 ε-Cu상을 TEM으로 관찰한 것이다. (a)에서 보는 바와 같이 기지는 대부분 뜨임된 마르텐사이트 구조이며 구 γ결정립이 약 7μm로 미세하며 등방성임을 알 수 있다. (b)는 전자 현미경의 암시 야상(dark field image)으로써 ε-Cu상을 나타낸 것이다.

미세한 ε-Cu상이 기지 내에 균일하게 분포하고 있음을 알 수 있다. 따라서 이러한 분포의 ε-Cu상이 탄소량 감소에 의한 강도 감소를 충분히 보상하는 것으로 생각된다.

3. 2 단일 열cycle의 영향

Fig. 2는 $T_{p1}=1,350^{\circ}\text{C}$ 의 단일 열cycle처리한 열영향부의 조직이다. 결정립 크기는 약 80μm로 측정되었으며 모재의 결정립(Fig. 1)보다 조대하였다. 이 조직은 대부분 마르텐사이트와 배이나이트로 구성되어 있으며 구 γ결정내에 package형태로



Fig. 1 Optical (a) and TEM (b) micrographs of HSLA-100 steel aged at 650°C.

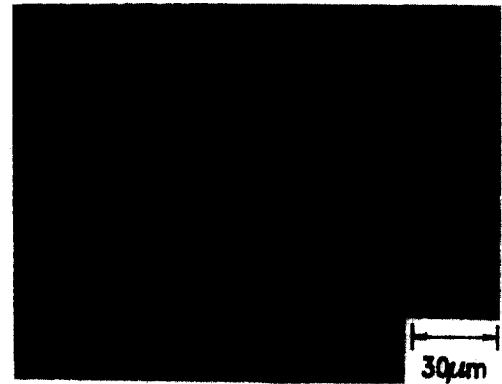


Fig. 2 Optical micrographs of simulated coarse grained HAZ($T_{p1}=1,350^{\circ}\text{C}$).

존재함을 알 수 있다.

Table 4는 단일 열cycle처리한 시험편의 경도값과 충격치를 모재의 것과 비교한 것이다. 모재의 경도 값이 Hv282인데, 이것은 같은 강도 수준으로 사용되고 있는 HY-100강 모재의 경도 값인

Table 4. Hardness and impact energy of base metal and simulated single cycle heat affected zone.

	Hv	CVN E -50°C(J)
Base metal	282	264.1
Simulated single cycle HAZ	298.3	83

Hv260⁶⁾보다 높은 값을 나타냈다. 그러나 HSLA-100강의 열영향부의 경도 값은 Hv298.3으로 같은 열cycle을 부여하였을 때 HY-100강의 Hv440⁶⁾경도 값에 비하여 훨씬 낮게 나타난 점으로 볼 때 HSLA-100강은 용접 경화성이 낮음을 알 수 있다.

이와같이 용접부의 미세 조직이 마르텐사이트가 많음에도 불구하고, HSLA강의 용접 경화성이 현저히 낮은 이유는 탄소(C)함량이 0.035wt%로서 HY-100강의 0.17wt%C에 비해 낮기 때문에 Bowker등⁷⁾이 언급한 바와 같이 인성의 저탄소 마르텐사이트가 생성되기 때문으로 판단된다.

충격치는 모재에 비해 아주 낮은 값으로 나타났다. 그래서 파단된 충격 시험편에 대해 SEM으로 파단면을 관찰해 보았다. Fig. 3은 파단면을 관찰한 결과이다. 파단이 전체적으로 입내 파괴에 의한 벽개 파괴이나 2차 균열을 보면 구 γ 결정입계를 따라 균열이 전파된 입계 파괴의 양상을 보여준다 (Fig. 3.a). 배율을 높여 관찰한 결과(Fig. 3.b), 전형적인 벽개 파면을 보여주며 2차 균열이 입내로 전파되었음을 알 수 있다. 또한 입계 찢어짐(tearing)에 의해 딩플(dimple)이 관찰되며, 벽개 파괴면의 크기는 앞서 관찰한 구 γ 결정립 크기와 거의 유사함을 알 수 있다.

입내의 2차 균열이 어떤 조직을 통하여 용이하게 전파되는지를 조사하기 위하여 파면을 니켈 도금한 후 파면과 수직으로 절단한 면의 조직을 Fig. 4에 나타낸다. Fig. 4에서 보는 바와 같이 2차 균열이 베이나이트를 통해 전파됨을 알 수 있다. 즉,

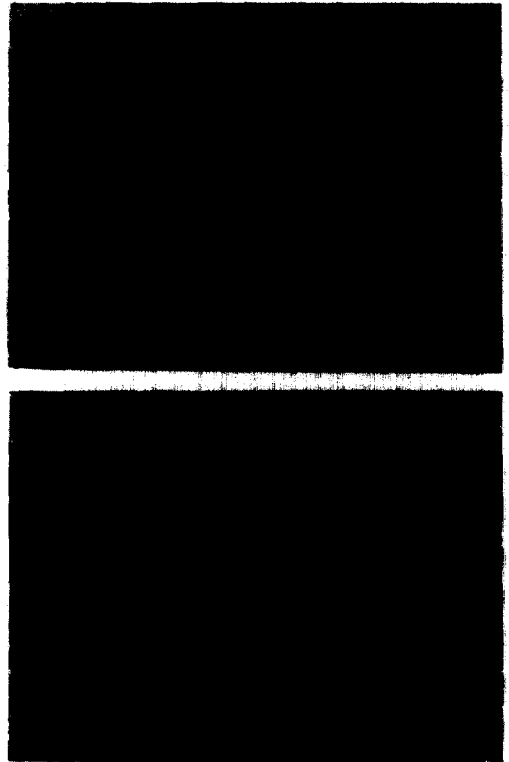


Fig. 3 SEM fractographs of HSLA-100 steel single thermal cycled ($T_p=1,350^\circ\text{C}$).

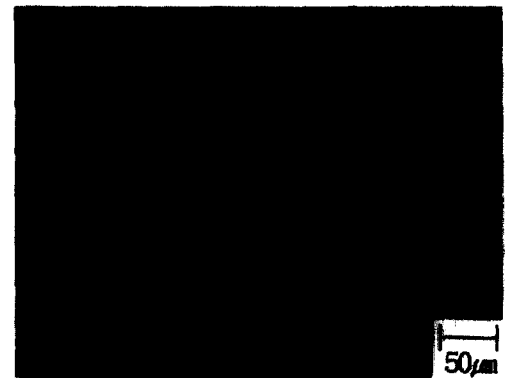


Fig. 4 Optical micrographs showing the crack morphology in obliquely sectioned Charpy specimen single thermal cycled ($T_p=1,350^\circ\text{C}$).

단일 열cycle 재현 시험편의 충격치의 저하는 구 γ 결정립의 조대화화 및 베이나이트조직의 생성에 의한

것으로 보인다. 이것도 용융 온도 부근의 결정립 조대화 영역에서 발생하는 열영향부의 취성은 상부 배이나이트(2상을 함유한 α)나 widmanstatten α , 또는 결정입계 α 와 같은 조직에 의한 것으로 보고 되고 있는 것과 잘 일치한다^{8, 9)}

3.3 2중 열cycle의 영향

Fig. 5는 $T_{p1}=1,350^{\circ}\text{C}$ 까지 단일 열cycle처리한 후, 다시 $1,350^{\circ}\text{C}$, $1,150^{\circ}\text{C}$, 950°C , 800°C , 750°C , 550°C 의 각 온도(= T_{p2})에서 2중 열cycle처리한 시험편의 조직을 나타낸 것이다. T_{p2} 가 $1,350^{\circ}\text{C}$ 일 때보다도 $1,150^{\circ}\text{C}$ 일 때가 구 γ 결정립이 미세하며, 950°C 와 800°C 의 경우에는 결정입계가 불명확하나 $1,150^{\circ}\text{C}$ 일 때보다 더욱 미세한 것으로 보인다. 한편 750°C 의 경우는 부분적으로 미세한 결정립이 관찰되나 $1,350^{\circ}\text{C}$ 의 조직과 거의 유사한 조직을 나타내고 있다. 그러나 550°C 의 조직은 $1,350^{\circ}\text{C}$ 의 조직과 거의 동일하다.

여기서 750°C 와 550°C 에서는 원래 조직과 유사하지만 이 이상의 온도에서는 조직의 변화가 많이 일어나는 것으로 나타났다. 이것은 낮은 온도에서는 γ 변태가 부분적으로 변태가 일어나거나, 아니면 변태가 일어나지 않기 때문이다. 그래서 이 합금의 정확한 750°C 가 A_{C3} 온도보다는 A_{C1} 온도 부근이기 때문에 조직의 변태에 큰 영향을 받지 않는 것으로 판단된다.

그래서 이 합금의 정확한 A_{C1} 와 A_{C3} 온도를 측정하기 위해 DTA분석을 행하여 보았다. 그 결과를 Table 5에 표시한다. Table에서 T_s , T_p , T_F 는 각각 상 변태가 시작하는 온도, 반응의 피크 온도(상 변태가 가장 활발히 일어나는 온도), 반응이 종료하는 온도를 나타낸다. 가열 속도가 증가할 수록 A_{C1} 및 A_{C3} 온도가 고온으로 이동함을 알 수 있다. 재현 열 cycle 실험에서는 가열속도가 $80^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ (T_{p2} 800°C 일 경우)로서 DTA 시험 조건에서보다 매우 빠르므로 열cycle 실험 조건에서의, 실제 A_{C1} , A_{C3} 온도는 Table 5의 온도보다 상당히 고온일

Table 5. Changes of transformation temperatures with heating rate in DTA.

Heating rate ($^{\circ}\text{C}/\text{min}$)	$T_s(A_{C1})$ ($^{\circ}\text{C}$)	T_p ($^{\circ}\text{C}$)	$T_F(A_{C3})$ ($^{\circ}\text{C}$)
10	653	763	824
20	658	766	828
30	664	771	840
40	667	774	853
60	696	782	873
calculated ¹⁰⁾	673		841

것으로 판단된다.

550°C 에서는 변태가 전혀 일어나지 않기 때문에 단일 열cycle 조직과 유사하다. 750°C 에서는 2상 구역 근처에서 일어나기 때문에 부분적으로 조직이 변태된 것으로 추정된다. 한편 850°C , 950°C , $1,150^{\circ}\text{C}$, $1,350^{\circ}\text{C}$ 에서는 γ 변태가 일어나고, 결정립이 성장하는 것으로 생각된다. 이 합금은 결정립의 미세화를 위해서 Nb를 첨가한 합금이므로 결정립의 크기는 Nb석출물(탄, 질화물)의 영향을 받을 것으로 예상된다. 또한 Nb석출물의 고용 온도는 $1,250^{\circ}\text{C}$ 이상인 것으로 알려져 있다¹⁰⁾. 따라서 $1,350^{\circ}\text{C}$ 보다 $1,150^{\circ}\text{C}$, 950°C , 850°C 로 온도가 낮을수록 구 γ 의 결정립이 미세화된 이유는 다음과 같다.

$1,350^{\circ}\text{C}$ 에서는 Nb석출물이 완전 고용하므로 Nb 첨가 영향이 완전히 없어지므로 단일 열cycle 조직과 유사하다. 그러나 $1,150^{\circ}\text{C}$ 에서는 Nb석출물이 존재하고 이것이 결정립 성장을 방해하기 때문에 미세화되는 것으로 생각된다. 또한 온도가 낮을수록 미고용된 탄화물의 양이 증가하기 때문에 결정입계의 이동을 방해하는 효과가 커져 더욱 미세화되는 것으로 생각된다.

Fig. 6은 T_{p2} 온도 변화에 따른 -50°C 에서의 충격 인성 변화를 나타낸 것이다. 350°C 와 550°C 의 경우는 단일 열cycle 처리한 경우와 비슷한 충격치를 나타내고, $750^{\circ}\text{C} \sim 950^{\circ}\text{C}$ 온도 구간에서 $160 \sim 260\text{J}$ 정도의 높은 충격 인성을 나타낸다. 반면에 $1,150$

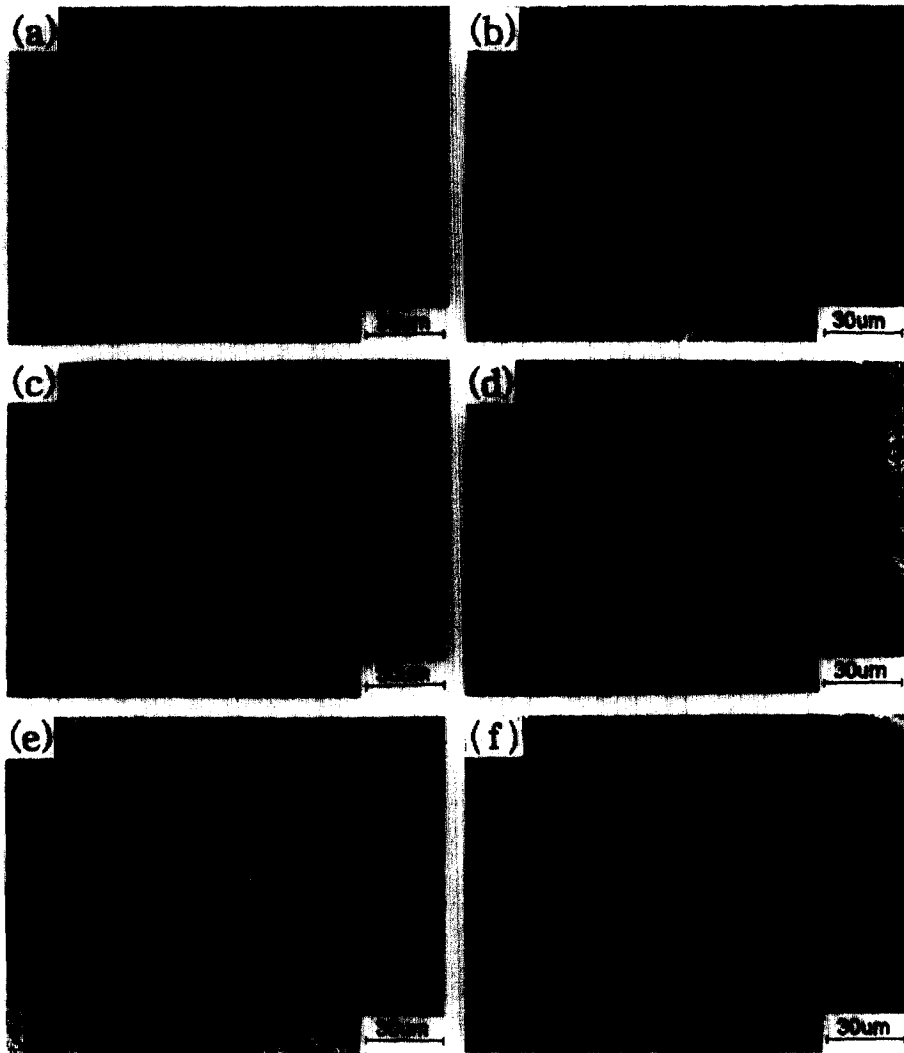


Fig. 5 Optical micrographs with reheating temperature(T_{p_2}) of HSLA-100 steel.

(a) 1,350°C (b) 1,150°C (c) 950°C (d) 850°C (e) 750°C (f) 550°C

계나 마르텐사이트 또는 탄화물이나 석출물에서 우선적으로 핵생성 및 성장함에 따라 탄소(C)가 풍부하게 되고 주위 기지에서는 탄소의 고갈이 일어난다. 이러한 영역이 상온으로 냉각되면 고탄소를 함유한 γ 의 일부는 상온에서 안정하게 존재하고 일부는 고탄소 마르텐사이트로 변태하게 된다. 이러한 조직을 고탄소 마르텐사이트(high carbon mar-

tenite) 및 1,350°C에서 충격치는 약간 저하한다. 이 결과는 일반적으로 HY강에서 나타나는 결과와 상반되는 결과이다. 즉 750°C~850°C의 온도는 2상 영역(intercritical zone)에 해당되며 이 온도 범위에서는 인성이 저하하는 것으로 알려져 있다¹¹⁻¹³⁾. 인성이 저하하는 이유는 다음과 같다.

α/γ_2 상 영역에서 열처리될 경우 γ 가 구 γ 결정입

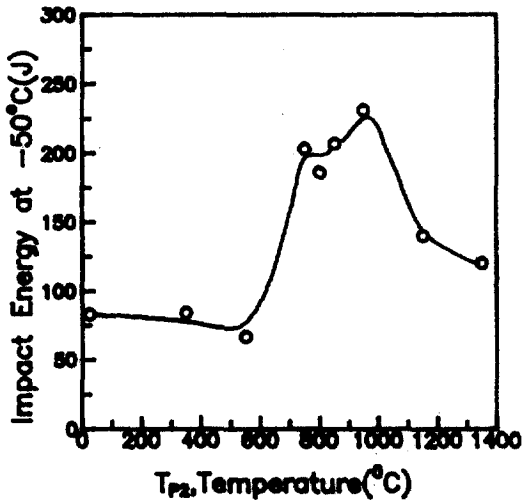


Fig. 6 Variation of impact energy tested at -50°C with reheating temperature (T_{p2}) of HSLA-100steel.

tensite) 또는 martensite-austenite constituents ("M-A")라 한다. 이러한 M-A조직은 인성을 저하시키는 원인이 되는 것으로 알려져 있다. 그러나 본 실험에서는 이 온도 영역에서 충격 인성이 높은 이유는 다음과 같이 생각된다. 본 실험의 HSLA-100강은 "M-A"의 생성에 가장 큰 영향을 미치는 탄소량이 적어 ($-0.035\text{wr}\%$) "M-A"의 생성이 억제되었거나, 각 온도에서의 유지시간 (5초)이 짧고, 상온까지 냉각시간이 약 10초로서, 2상 구간에서의 유지시간이 짧아 충분히 성장하지 못하였기 때문에 인성을 저하시키지 않은 것으로 생각된다. 그래서 "M-A"의 존재 여부와 크기를 조사하기 위하여 투과 전자현미경 관찰을 행하였다. 그 결과를 Fig. 7에 나타낸다. M-A상은 lath형태에서 관찰되며, 그 크기는 약 $0.3\mu\text{m}$ 정도이다. 이 크기는 일반 고장력강에서 나타나는 것보다 아주 작은 편이다. 따라서 M-A가 존재하더라도 아주 작기 때문에 충격 인성을 저하시키지 않은 것으로 판단된다. 반면에 Fig. 4에서 관찰한 바와 같이 결정립이 미세하기 때문에 오히려 충격 인성이 증가하는 것으로 사료된다.



Fig. 7 TEM micrographs showing "M-A" constituents in double thermal cycled HSLA-100 steel. ($T_{p1}=1,350^{\circ}\text{C}$, $T_{p2}=800^{\circ}\text{C}$)

950°C 에서 가장 높은 충격치를 나타내었다가 $1,150^{\circ}\text{C}$, $1,350^{\circ}\text{C}$ 에서 감소하는 이유는 온도가 증가함에 따라 결정립의 크기가 조대화하기 때문이라고 생각된다.

$T_{p2}=1,350^{\circ}\text{C}$, $1,150^{\circ}\text{C}$, 950°C , 550°C 일 때 충격 시험후의 파단면을 Fig. 8에 나타내었다. $T_{p2}=1,350^{\circ}\text{C}$ (Fig. 8.a)에서는 조대한 벽개 파면에 의한 입내 파괴의 양상을 나타내며 결정립이 다소 미세한 $T_{p2}=1,150^{\circ}\text{C}$ (Fig. 8.b)의 경우에는 벽개 파면의 크기가 작아진 것을 알 수 있으며 $T_{p2}=950^{\circ}\text{C}$ (Fig. 8.c)의 경우는 미세한 벽개 파면과 함께 연성의 미세한 딴플(dimple)이 상당량 관찰됨을 알 수 있다. 그리고 $T_{p2}=550^{\circ}\text{C}$ 의 파단면 (Fig. 8.d)은 $1,350^{\circ}\text{C}$ 조건과 비슷한 파면을 나타내고 있다. 이러한 파면의 경향은 Fig. 4의 조직과 아울러 충격 시험 결과와 잘 일치하는 경향을 나타낸다.

3.4 3중 열cycle의 영향

Fig. 9는 $T_{p2}=800^{\circ}\text{C}$ 의 2중 열cycle후의 조직 (a)과 $T_{p2}=800^{\circ}\text{C}$ 의 2중 열cycle후 500°C ($=T_{p3}$)로 3중 열cycle한 후의 조직 (b)을 나타낸 것이다. 두 조직 모두 미세한 결정립을 나타내며 조직상 차이가 거의 없음을 알 수 있다.

Fig. 10은 2중 열cycle후와 3중 열cycle후의 충격 인성을 나타낸 것으로 $T_{p3}=500^{\circ}\text{C}$ 의 열 영향

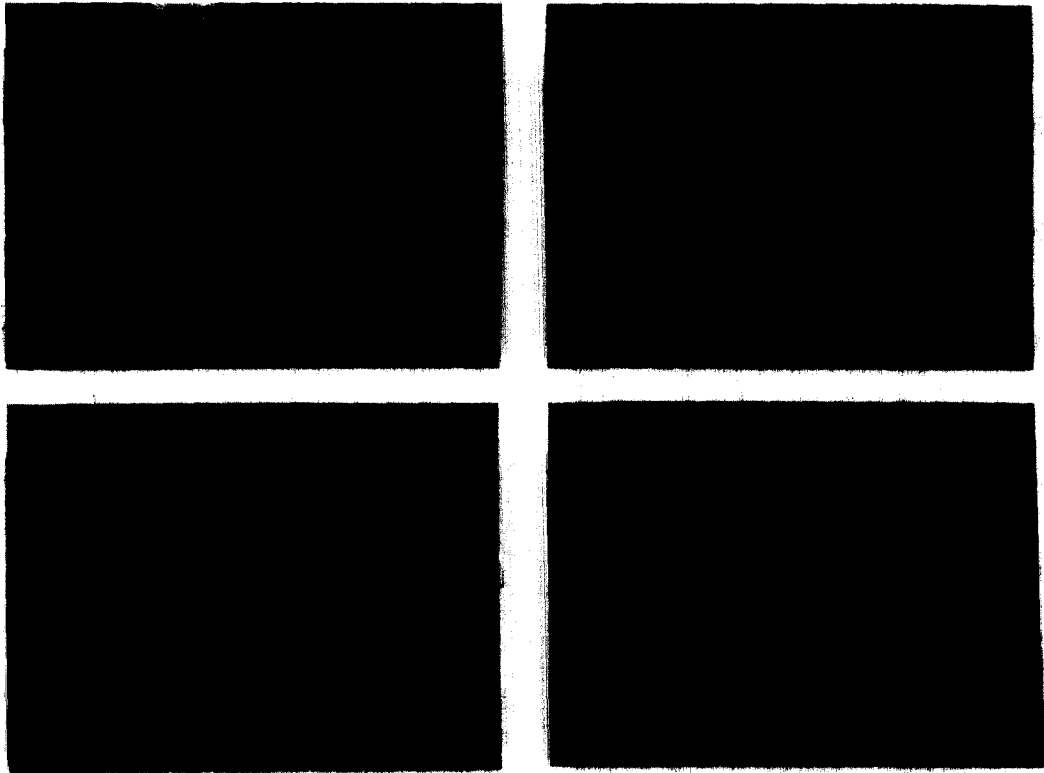


Fig. 8 SEM fractographs with reheating temperatures(T_{p2}) of HSLA-100 steel.

(a) 1,350°C (b) 1,150°C (c) 950°C (d) 550°C

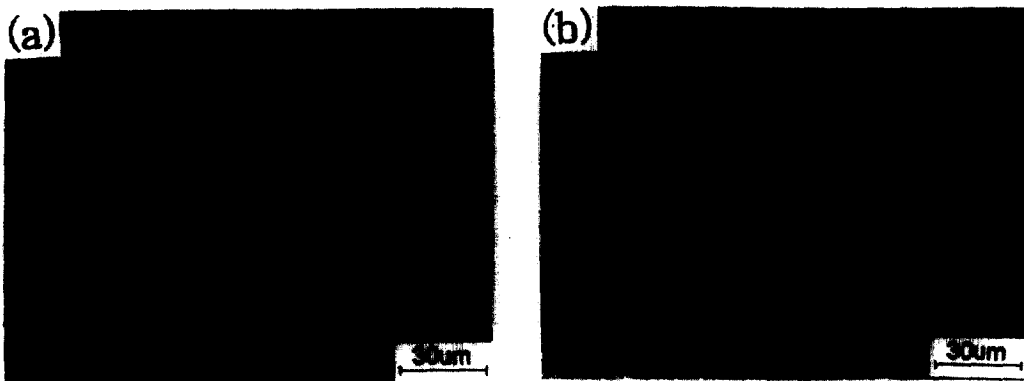


Fig. 9 Optical micrographs of HSLA-100 steel.

(a) Double thermal cycle($T_{p1}=1,350^{\circ}\text{C}$, $T_{p2}=800^{\circ}\text{C}$)

(b) Triple thermal cycle($T_{p1}=1,350^{\circ}\text{C}$, $T_{p2}=800^{\circ}\text{C}$, $T_{p3}=500^{\circ}\text{C}$)

을 받음으로서 충격 인성이 저하함을 알 수 있다. 윤¹⁴⁾은 $T_{p2}=600^{\circ}\text{C}$ 일 때 경도가 상승하는 결과를

나타내면서, 경도 상승은 Cu-rich입자들의 재 석출에 기인하며 이 때 인성은 감소하는 것으로 보고

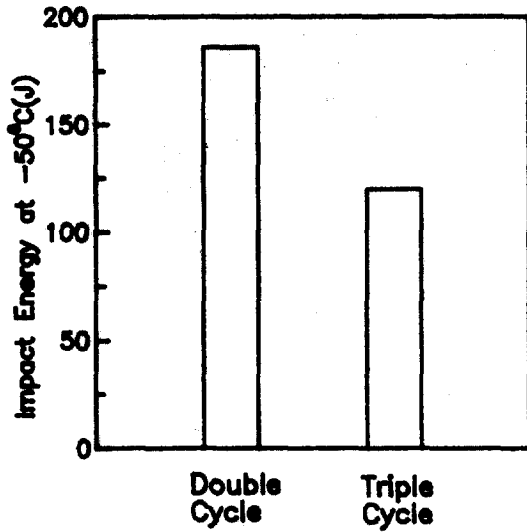


Fig. 10 Impact energy tested at -50°C of HSLA-100 steel.

하였다. 그는 Cu-rich 입자들의 존재를 SEM으로 제시하였는데 실제 아주 짧은 시간에 열 영향을 받는 열영향부에서의 미세한 상의 존재를 SEM으로 규명하는 것은 어려운 것으로 판단된다.

그래서 저자 등¹⁵⁾은 HSLA-100강의 주 강화 원소로 첨가된 Cu와 관련된 석출상을 연구하는데 유용한 방법으로서 DSC분석을 제시한 바가 있는데, 본 실험에서 Cu에 기인한 석출상과 관련하여 인성을 조사하기 위해 DSC분석을 하였다. Fig. 11.a는 900°C 에서 1시간동안 γ 처리하여 수냉한 후 열분석 장치에서 $5^{\circ}\text{C}/\text{min.}$ 의 승온 속도로 열 분석한 곡선이고 Fig. 11.b는 수냉 후 650°C 에서 1시간동안 시효한 후 상온까지 공냉한 시편을 열분석한 것이며 Fig. 11.c는 650°C 에서 시효한 시편을 $T_{p1}=1,350^{\circ}\text{C}$, $T_{p2}=800^{\circ}\text{C}$ 로 2중 열cycle한 후 열분석한 곡선, 그리고 Fig. 11.d는 $T_{p1}=1,350^{\circ}\text{C}$, $T_{p2}=800^{\circ}\text{C}$, $T_{p3}=500^{\circ}\text{C}$ 로 3중 열cycle한 후 열분석한 곡선을 나타낸 것이다.

γ 상태에서 완전히 고용된 용질 원자가 수냉으로 상온에서 과포화 상태로 되는데 과포화 상태에서 열을 가하면 용질 원자의 석출이 일어나며 이 석출은 열분석 곡선에서 발열로 나타난다.

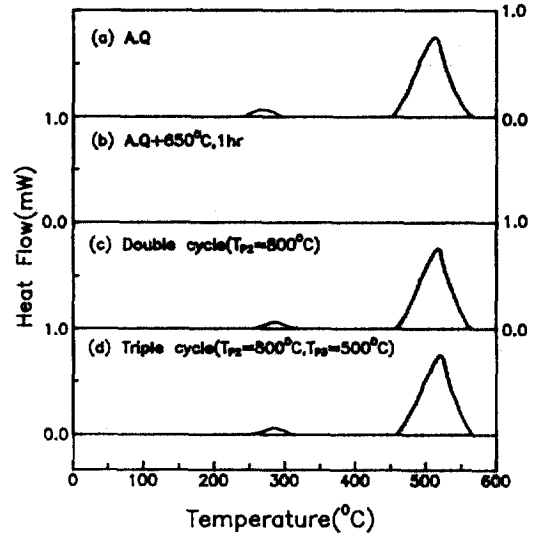


Fig. 11 DSC curves with thermal cycles.

저자 등¹⁵⁾은 Fig. 11.a곡선의 280°C 부근에서 나타나는 발열은 기지와 정합인 bcc구조의 Cu-clusters 생성에 의한 발열 반응이며, 500°C 부근에서 피크를 나타내며 발열량이 $2\text{J}/\text{g}$ 인 발열 반응은 fcc구조의 ϵ -Cu상의 생성에 기인한 것임을 보고한 바 있다. 650°C 에서 시효한 후의 열분석 곡선 (Fig. 11.b)에서는 피크가 나타나지 않는데 이것은 시효로 이미 상의 석출이 완료되었기 때문이다. $T_{p2}=800^{\circ}\text{C}$ 의 2중 열cycle한 후의 곡선 (Fig. 11.c)에는 Fig. 11.a 곡선에서 나타났던 피크와 발열량이 거의 같은 ($2\text{J}/\text{g}$) 피크가 다시 나타나는데, 이것은 $T_{p1}=1,350^{\circ}\text{C}$ 의 단일 열cycle시 석출상이 재고용된 후 $T_{p2}=800^{\circ}\text{C}$ 의 2중 열cycle 조건에서도 석출이 거의 일어나지 않았기 때문에 그 후에 수행된 열분석 측정 가열 중에 Cu-clusters 및 ϵ -Cu상이 석출함으로써 발열을 나타냄을 알 수 있다. 3중 열cycle한 후의 곡선 (Fig. 11.d)도 2중 열cycle한 후의 곡선 (Fig. 11.c)와 같은 모양을 나타내고 있는데 3중 열cycle로도 상의 석출이 일어나지 않았음을 알 수 있다. 이상의 열분석 결과로부터 $T_{p3}=500^{\circ}\text{C}$ 의 3중 열cycle로 인한 인성의 감소는 Cu와 관련된 석출물과는 관계가 없음을 알

수 있다.

Grange등은 Mo, Si, Cr, Ni, Mn등의 미량 원소가 첨가된 Fe-C합금을 260°C와 540°C에서 풀림 처리할 때 합금원소가 첨가되지 않은 Fe-C 2원 합금보다 경도가 훨씬 증가한다고 보고하고 있다¹⁶⁾. 따라서 본 실험에서 3중 열cycle시의 인성 감소는 Cu보다는 2차 경화를 일으키는 Mo, Si, Cr, Ni, Mn 등의 원소와 관련한 것으로 판단된다. 그러나 정확한 미량 합금 원소들의 영향에 대한 규명을 위해서는 2차 경화와 인성에 미치는 이러한 원소들의 영향에 대한 연구를 추가적으로 행하여야 할 것으로 판단된다.

Fig. 12는 3중 열cycle한 시편의 충격 시험 후 파단면을 니켈 도금한 후 파단면과 수직으로 절단한 면의 조직이다. $T_{p1}=1,350^{\circ}\text{C}$ 의 단일 열cycle시와 마찬가지로 2차 균열은 베이나이트를 통해 전파되었음을 알 수 있다.



Fig. 12 Optical micrographs showing the crack morphology in obliquely sectioned Charpy specimen triple thermal cycled. ($T_{p1}=1,350^{\circ}\text{C}$, $T_{p2}=800^{\circ}\text{C}$, $T_{p3}=500^{\circ}\text{C}$)

4. 결 론

Cu를 함유한 저합금 고장력강인 HSLA-100강에 대하여 열cycle재현 장치를 사용하여 다중 용접

시 나타날 수 있는 용접 열영향을 모의적으로 만들어 조직 및 인성에 미치는 열cycle의 영향을 검토한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 1,350°C의 단일 열cycle로 재현한 용접 열영향부의 경도는 모재에 비해 약간 높지만, 충격 인성은 아주 낮았다. 충격 인성의 저하는 결정립의 조대화와 베이나이트 조직의 생성 때문인 것으로 판단된다.

2) 2중 열cycle처리한 재현 열영향부의 경우 2차 cycle온도가 1,350°C~850°C 범위에서는 온도가 낮을수록 결정립이 미세화되고 750°C 및 550°C에서는 단일 열cycle조직과 유사하였다. 온도가 낮을수록 미세화되는 원인은 Nb석출물의 양이 증가하고, 이 석출물들이 결정입계의 이동을 방해하기 때문으로 사료된다. DTA 측정 결과, 750°C는 A_{c1} 온도 근방이므로 조직의 변화가 없는 것으로 판단되었다.

3) 2중 열cycle처리한 재현 열영향부의 충격 인성은 2차 열cycle온도가 350°C, 550°C인 경우 단일 열cycle처리한 것과 비슷하고, 750°C~950°C로 처리한 경우 높은 충격치를 나타내었으나 모재보다 낮았다. 이 이상의 온도에서는 감소하였다.

4) 2중 열cycle온도가 750°C~950°C 범위에서 처리한 것의 충격치가 높은 이유는 M-A가 존재하더라도 그 크기가 아주 작아 인성에 나쁜 영향을 미치지 않고 오히려 결정립이 미세화되어 인성이 증가한 것으로 판단된다.

5) 2중 열cycle($T_{p2}=800^{\circ}\text{C}$)과 3중 열cycle($T_{p2}=800^{\circ}\text{C}$, $T_{p3}=500^{\circ}\text{C}$) 처리한 경우, 미세조직의 차이는 없었으나 3중 열cycle의 경우가 충격 인성이 낮았다. DSC 분석결과 Cu석출물의 석출과는 상관이 없는 것으로 확인되었고 미량 합금원소인 Cr, Ni 등의 영향인 것으로 사료된다.

참 고 문 헌

1. E. F. Nippes, W. F. Savage : Welding Jour-

- nal, 1949, vol. 28, no. 12, Research. Suppl., p. 534s.
2. J. M. Gomez, D. E. Salazer, J. C. Suarez, G. D. E. Diego, A. Urena : *Welding International*, 1992, Vol. 6, no. 11, p. 878.
3. M. Nakamura, T. Enjo, Y. Kikuchi : *idid* 1992, Vol. 6, no. 6, p. 436.
4. C. D. Lundin, K. K. Khan : *WRC*, Oct., 1992, p. 70.
5. R. H. Phillips, W. F. Savage : *Welding Journal, Res, Suppl.*, 1983, p. 12s
6. R. E. Dolby, D. J. Widgery : *Weld. Inst. Report* 1970 M53/70.
7. 松田福久 : *溶接冶金學*, 日刊工業新聞社, 1972, p. 186.
8. 주용용, 이종봉, 유장용, 홍순택, 안상곤, 이창선 : *ADD Report*, ATRC-411-940288, 1994.
9. J. T. Bowker, J. T. McGrath, J. A. Gianetto, M. W. Letts : *MTL Report* 89-6(OP-J).
10. O. Grong, O. M. Akselsen : *Metal Construction*, 1986, Vol. 18, no. 9, p. 557.
11. R. E. Dolby : *Welding Journal*, 1979, Vol. 58, no. 8, p. 225s.
12. E. J. Palmiere, C. I. Garcia, A. J. DeArdo : *Proc. Inter. Conf. on Microstructure and Properties of Microalloyed and Other Modern High Strength Low Alloy Steels*(edited by A. J. DeArdo). 1992, p. 113.
13. K. W. Andrews : *JISI*, Vol. 203, 1965, p. 721.
14. M. R. Krishnadev, W. L. Zhang, J. T. Bowker : *International Trend in Welding Sci. and Tech.* (edited by S. A. David, J. M. Vitek) *ASM*. 1992, p. 599.
15. C. L. Davis, J. E. King : *Mater. Sci. and Tech.*, 1993, Janu. Vol. 9, p. 8.
16. L. Devillers, D. Kaplan, P. Testard : *Welding in the World*, 1993, Vol. 31, no. 4, p. 256.
17. 윤중근 : 제8회 재료 강도 심포지움, Oct., 1994, p. 231.
18. 박태원, 심인옥, 김영우, 강정윤 : 대한 용접학회, '94 춘계 학술발표 개요집, 1994, p. 44.
19. R. A. Grange, C. R. Hribal, L. F. Porter : *Met. Trans. A*, 1977, Vol. 8A, p. 1775.