

研 究 論 文

大韓熔接學會
第4卷 第2號, 1986年 9月
Journal of the Korean
Welding Society
Vol. 4, No. 2, Sept., 1986.

전자비임용접한 175kg/mm²급 박판 Maraging강의 이음강도에 미치는 용접입열 및 열처리의 영향

윤한상* · 정병호** · 배차현**

The Effect of Welding Heat Input and Heat-Treatment on the Strength of the Electron Beam Welded 175 kg/mm² Maraging Steel Sheet

H. S. Yoon*, B. H. Jung**, C. H. Bae**

Key words : 18Ni Maraging Steel(18Ni 마르에이징강), Electron-Beam Welding(전자비임용접), Strength of Weldment(용접이음강도), Welding Heat-Input(용접입열), Aging Heat-Treatment(시효 열처리)

Abstract

The influence of welding heat input variation(600-900J/cm) and heat-treatment condition after welding on tensile strength of butt welded joint in 175Kg/mm² strength level Maraging steel(Co-free and Co-containing) sheets was investigated on the basis of hardness distribution, microstructure of weld metal and fracture surface.

The obtained main results are as follows;

1. The strength of weldment (UTS, NTS), joint efficiency showed a little decreasing tendency with the increase in welding heat input, and the elongation showed a little increasing tendency with the increase in the width of weld metal.

It was considered because of the plastic constraint of the high strength base metal.

2. The strength of weldment was better in the solution treatment and aging than the aging only after welding due to the disappearance of almost dendrite in weld metal.
3. The hardness distribution in weldment after welding and heat-treatment was almost similar to both Co containing and Co free Maraging steel with change in welding heat input.
4. The fracture was occurred at weld metal, and the fracture surface showed a relatively shallow dimples in both Co containing and Co free Maraging steels.

*부산대학교 금속공학과, 정회원

**부산개방대학 금속공학과, 정회원

1. 서 론

Maraging강은 석출경화형의 초고강력강으로 Rocket Motor Case, 심해잠수정, 항공기 부속품, 특수 Bolt, Nut 등의 중요재료로 사용되고 있으며 이중 가장 많이 사용되는 것은 18Ni계 Maraging강이다.

현재까지 개발된 175Kg/mm²급 18 Ni Maraging강을 대별하면 Co배제 Maraging강과 Co함유 Maraging강으로 나눌 수 있으며, 특히 Co배제 Maraging강은 Co원소가 전략적 원소이고 공급상의 문제가 있어 최근(1980년) INCO와 Teledyne VASCO에서 함유 원소량을 조절하여 Co함유 Maraging강과 동일한 강도를 가지도록 개발한 것으로 이에 대한 연구가 일부 진행되고 있다.¹⁾ 이러한 Maraging강들은 고강도, 고인성을 가지며 가공성이 좋고 용접성이 우수하여 각종 용접방법에 적용되어 연구되어 왔다. 이중 TIG나 MIG 용접에 의한 용접시에도 열영향부(Heat Affected Zone; HAZ)의 결정립 조대화 영역에 강도저하가 생기고 $\alpha + \gamma$ 의 2상구역에 가열된 영역에서도 강도저하가 생기며 용접금속에서도 강도저하가 생기는 것으로 알려져 있다.^{2) 3)} 이러한 재료의 열화를 방지하는 용접법으로 용접부의 폭이 좁고 이음효율이 높은 고밀도 저입열 용접법인 전자비입 용접이 실시되어 최근 이음강도에 미치는 용접조건, 시편치수 및 형상 등에 대해 200~300kg/mm²급까지 연구되고 있다.^{4~6)}

Maraging강들은 용접조건뿐 아니라 용접후 열처리 조건 등에 의해서도 최종적인 이음강도가 영향을 받을 수도 있으며 이러한 열처리 조건을 대별하면 용체화처리 → 가공 → 용접 → 시효열처리와 용체화처리 → 가공 → 용접 → 용체화처리 → 시효열처리의 2가지로 나눌 수 있으나 대부분은 전자외의 조건에 의해 최종 이음강도를 얻고 있다. 그러나 후자의 조건을 이용하면 용접후 용체화처리에 의해 용접부에 생기는 연화영역의 감소에 의해 높은 이음강도가 얻어짐과 동시에 수지상 조직이 없어져 인성이 향상되고 용접에 의한 잔류응력도 완전히 제거되어지는 것으로 보나⁷⁾ 이에 대한 강도효과를 보고한 연구는 없다. 따라서 본 연구에서는 실제 175kg/mm²급 18 Ni Maraging강을

Co함유 및 Co배제된 것으로 각각 제조후 이의 박판이 용접구조용으로 사용되는 것을 가정하여 전자비입 용접시 이음강도에 미치는 입열 및 용접후 열처리조건의 영향을 경도분포, 용접금속의 조직 및 파단면을 중심으로 비교 검토한 바를 보고한다.

2. 시험편 및 실험방법

2.1. 시험편

본 실험에 사용된 시료는 진공고주파유도용해로에서 진공용해(10⁻⁵Torr) 후 1150°C에서 4시간 균질화 처리를 하고 열간단조 및 압연을 통해 두께 8mm의 판재로 가공하였으며, 용체화처리 후 실험실용 압연기를 이용, 압하율을 균일하게 하여 두께 1.2mm로 냉간압연 하였다. 시료의 화학조성 및 인장강도는 Table. 1과 같다.

2.2. 용접방법

정격 60KV-100mA의 전자비입용접기를 사용, 7.5 × 10⁻³Torr의 진공 chamber내에서 Fig. 1과 같이 맞대기 용접을 압연방향으로 실시하였으며 용접조건은 가속전압 50KV, 용접속도 1cm/sec에서 전류밀도만 조절하여 용접 입열량을 변화시켰다. 예비실험결과 600J/cm 이하의 입열에서는 이면까지 양호한 용입이 이루어지지 않았으며 입열이 과대했을 시는 이면까지 용락되는 경우가 많아 본 실험에서는 600, 700, 800, 900J/cm의 4가지 입열조건을 정하였다. 특히 용접시 맞대는 변의 판재 간격은 0.1mm 이하로 하였다.

용접시의 변형을 최대한 방지하기 위하여 판재의 끝부분과 중심부에 TIG 용접기로 가접하였고 Focus Condition을 조정하여 비입(Beam)의 쏠집위치가 판 표면에 일정하게 도달하도록 하였다.

2.3. 인장시험 및 열처리 조건

이음강도를 측정하기 위한 인장시험편^{4~5)}은 Fig. 2에 나타낸 바와 같은 평활 및 Notch 시험편을 사용하였으며 용접후 가공된 시험편은 표면과 이면의 첫

Table 1. Chemical composition and tensile strength of alloy.

Specimen	Chemical Composition (wt %)											Tensile Strength	
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Co	Mo	Ti	Al	Cr	UTS Kg/mm ²	NSR
Co-Free	0.01	0.03	0.03	0.007	0.005	18.72	0.02	3.12	1.57	0.12	0.01	174	1.18
Co-Containing	0.01	0.03	0.03	0.008	0.006	18.65	8.16	5.07	0.39	0.12	0.01	175	1.19

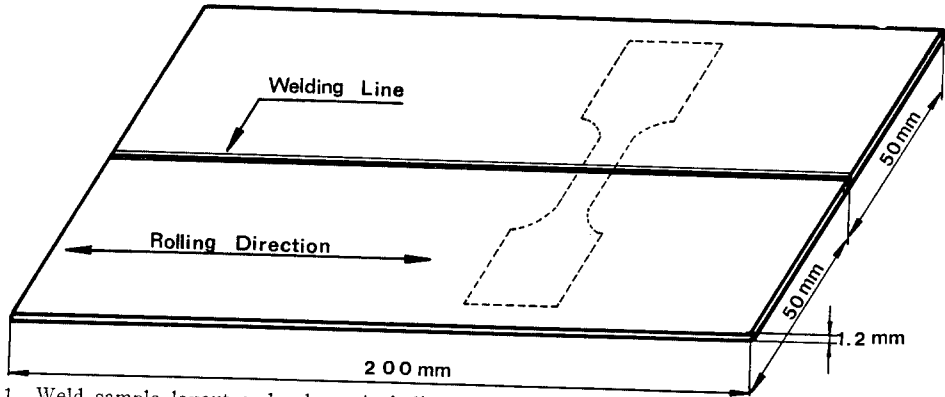


Fig. 1. Weld sample layout and schematic indication of how tensile specimens were cut out from the weld samples.

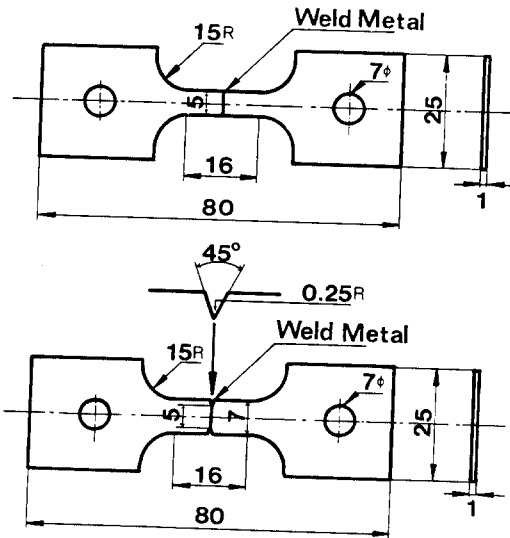


Fig. 2. Dimensions of Smooth and Notched tensile specimens.

살을 제거하여 연삭후 최종 두께 1mm가 되도록 하였다. Notch 부위(weld metal)의 가공은 Profile Grinder를 이용하였으며 가공시의 열영향에 주의하였다. 각 시험편에 대한 열처리 조건은 용접후 시효열처

리 및 용접후 용체화 처리하고 시효열처리 하는 두 가지 조건으로 하였다. 각 시험편에 대한 열처리 온도는 Co계 및 Co함유 Maraging강에서 예비실험 후 결정하였으며 용체화 온도는 각각 860°C, 820°C에서 1시간 유지후 수냉하는 조건으로 하였으며 시효온도는 480°C에서 4시간 유지후 수냉하는 조건으로 하였다.

인장시험시 Cross head speed는 1mm/min로 하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1. 용접부의 Macro조직

photo.1은 용접한 그대로의(As welded 상태) 용접부 횡단면에 대한 Macro 조직을 나타낸다. 중앙에 용접금속과 이의 양측에 열영향부가 있으며 열영향부는 희게 보이는 부분(A영역)과 강하게 부식된 검은 부분(B영역)으로 되어있다.

A영역은 용접열에 의하여 Austenite로 된 부분이고 B영역은 용접열에 의해 일부 시효경화된 부분임을 정도 분포를 통해서도 알 수 있다. 입열이 증가함에 따라 용접 금속폭도 약간씩 증가되었으며 A영역도 약간씩 증가하는 경향을 보였다.

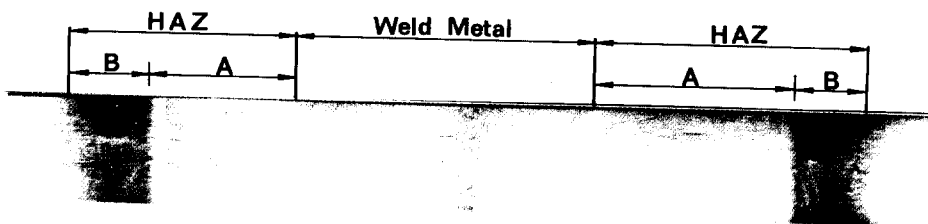


Photo .1. Transverse cross section microstructure of weldment (Etched in Nital. 600J/cm).

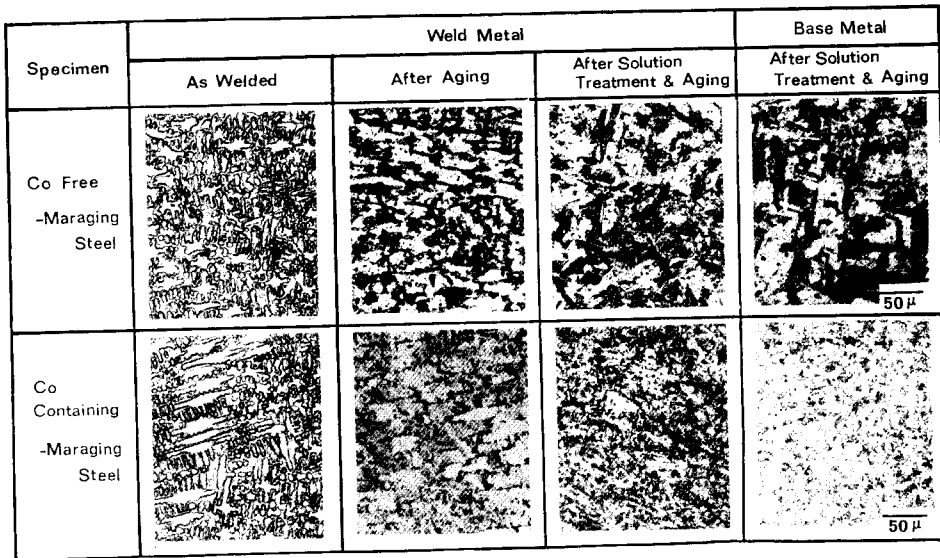


Photo. 2. Transverse cross section microstructure of weld metal and base metal(×100)

3.2. 용접금속의 Micro 조직

18Ni Maraging강의 전자비임 용접시 강도와 인성에 가장 큰 영향을 미치는 것은 열영향부나 모재보다 용접금속의 강도, 폭, 조직 및 편석상태 등으로 생각할 수 있다.

photo.2는 본 실험의 입열범위중 용접금속폭이 가장 작고 용접상태도 양호한 600J/cm의 입열로 용접후 열처리 조건을 달리하였을 때의 용접금속의 횡단면 조직을 광학 현미경으로 관찰한 것이며 용접금속의 응고조직은 Nital 부식액을 사용하였고 용접후 열처리한 조직은 Pry시약을 사용, 부식한 후 100배의 배율로서 관찰한 조직을 비교한 것이다. photo.2에서 알 수 있는 바와 같이 용접한 그대로의 상태에서 용접금속 조직은 응고조직인 수지상정과 이의 경계로 구성되어 있으며 입열의 증가에 따라 수지상정의 성장이 판표면에 평행하게 성장됨이 확인되었다. 이러한 등축 수지상정들은 저입열에 의한 급속한 응고와 성장으로 인하여 서로 무질서한 방향을 취하고 있고 1차 수지상정 가지의 측에 평행한 짧은 수지상정 Colony들이 많이 보이고 있다.

이러한 인접된 수지상정 Colony들 사이의 구역들은 시효처리시 prior Austenite 입체로 존재할 것으로 생각된다.

용접후 시효처리만 한 경우 용접금속의 조직은 시효경화된 Martensite의 수지상정과 이의 경계로 구성된 혼합조직을 보이고 있으며 경계의 체적율도 크

지않아 경계에 존재하는 잔류 Austenite 및 Ti나 Mo의 용질편석정도가 적어져 용접금속의 강도는 수지상정 경계의 강도보다 수지상정의 강도에만 지배된다고 사료된다.⁶⁾

용접후 시효처리만 한 경우 photo에서와 같이 수지상정의 Colony 혼적이 보이고 있으며 Colony의 경계를 따라 희게 보이는 부분이 잔류 Austenite라 할 수 있다. 이러한 잔류 Austenite는 전체적으로 수% 잔류되어 있는 것으로 알려져 있으며, 또 편석상태는 용접입열의 변화에 따라 거의 변하지 않는 것으로 되어 있다.⁴⁾⁶⁾

용접후 용체화처리하고 시효열처리를 실시한 경우 용접금속의 조직은 수지상정이 사라져 거의 보이지 않고 있으며 Co배제 Maraging강에서는 용접금속 및 모재 조직에 전형적인 Lath Martensite 형태가 무질서하게 배열되어 있음을 알 수 있고 Co함유 Maraging강도 검게 부식된 Martensite가 용접금속 및 모재에 나타나 있음을 알 수 있다. 또 용접금속과 열영향부와의 경계도 용접후 용체화처리 및 시효열처리에 의해 거의 소실됨을 알 수 있었으며 광학현미경에 의해 확인할 수 없으나 Fe₃Mo, Ni₃Mo, Ni₃Ti 등의 금속간화합물이 Fe-Ni Martensite 기지내에 균일하게 석출된다는 것이 경도분포 측정에 의해서도 추정될 수 있다.

3.3. 용접부의 경도

Fig. 3.4는 Co배제 및 Co함유 Maraging강 용접부

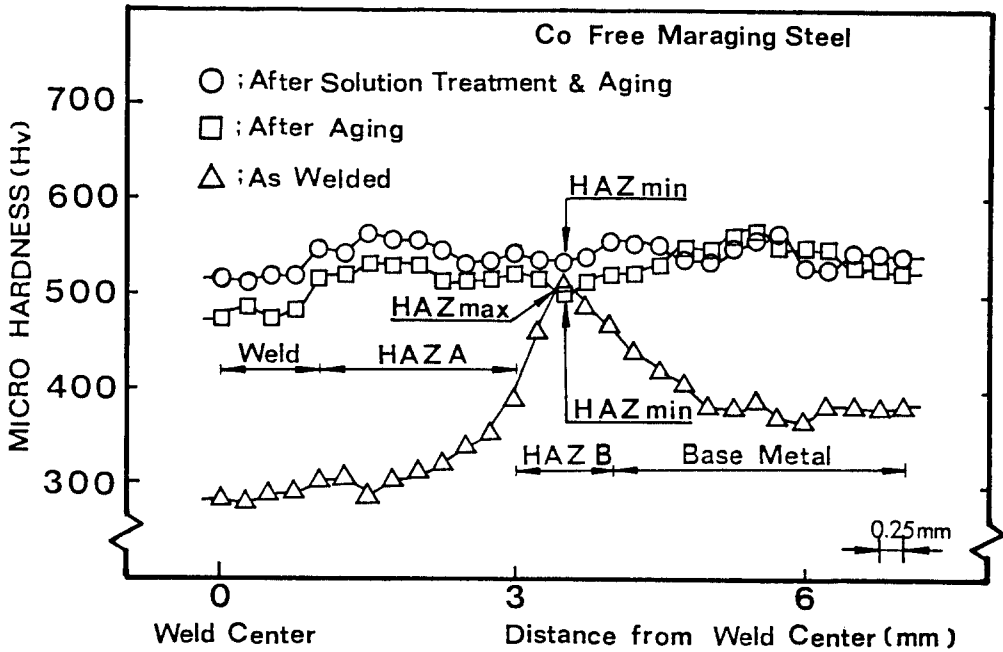


Fig. 3. Transverse microhardness distribution of weldment made at 600J/cm welding heat input (Co-free)

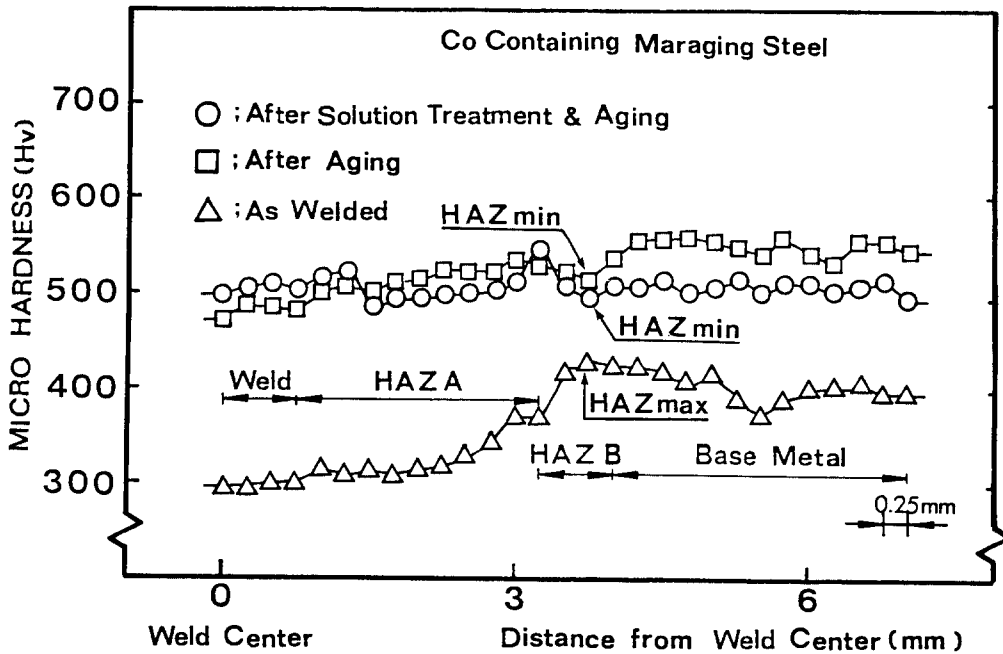


Fig. 4. Transverse micro hardness distribution of weldment made at 600J/cm welding heat input (Co-containing).

의 경도분포를 나타낸 것으로 경도 측정은 Micro-Vickers 경도기를 사용하여 용접중심선에서 모재까지 용접부를 연속 측정하였으며 하중 500g, 시간은 15초로 하였다. Fig. 3과 Fig. 4에서 알 수 있는 바와 같이 용접한 그대로의 상태는 HAZ A와 HAZ B영역의 경계부근에서 경도는 최고값(HAZ_{max})을 나타내고 있으며 이의 경계에서 멀어짐에 따라 모재의 경도까지 저하하고 있다. 실제 HAZ_{max}는 입열에 따라 약간 증가됨이 관찰되었으나 이의 증가는 미소하였고 본 실험의 입열범위에서 입열에 의한 용접부 경도 분포의 영향은 적었다.

용접후 시효처리만 한 경우 용접금속의 경도는 용접부중 제일 낮은 값을 나타내고 있고 HAZ A 영역에서 상승되어 Bond에서 멀어짐에 따라 모재의 경도까지 상승되고 있으며 HAZ B 영역에서는 모재의 경도 분포와 거의 비슷하지만 경도가 낮은 좁은부분(HAZ_{min})이 인정되었으나 본 실험의 입열범위에서 이의 영향은 아주 적었다. HAZ_{min}의 부분은 $\alpha + \gamma$ 의 2상구역에 가열되어 γ 상이 실온에서 일부 잔류하고 α 상은 과시효 상태에 의해 이후의 시효열처리에 의해 경화가 적어진 연화구역으로⁴⁾ 입열이 아주 큰 용접이음부에서는 이 부분의 경도저하가 크게 되어 강도에 영향을 미치리라 생각된다. 본 실험은 저입열의 용접이음으로 HAZ_{min}의 감소폭이 입열증가에 따라 크지않기 때문에 이음강도에 큰 영향을 미치리라고는 생각되지 않으며, 특히 Co배제 Maraging강은 Co함유 Maraging강보다 과시효에 대한 저항성이 크므로 이의 영향은 더욱 적다고 할 수 있다.

용접후 용체화처리 및 시효처리를 한 경우는 용접금속의 경도가 시효처리만 한 경우보다 약간 증가된 것을 알 수 있고 용접부 전체의 경도분포도 더 균일하게 나타나는 것은 앞서 설명한 바와 같이 용접금속내의 수지상정이 거의 사라지고 용접부 전체에 금속간화합물이 상당히 균일하게 석출되기 때문인 것으로 생각된다.

3.4. 용접이음부의 인장성질

Fig. 5는 Co함유 및 Co배제 Maraging강의 이음효율에 대한 입열의 변화 및 열처리 조건과의 관계를 나타낸 것으로 이음효율은 모재의 인장강도와 용접이음부의 인장강도비로 구하였다. 이음효율은 입열이 증가할수록 약간 감소하는 경향을 보이고 있으며 용접후 시효처리만 한 경우 85~91% 정도이고 용접후 용체화처리와 시효처리를 한 경우는 87~96% 정

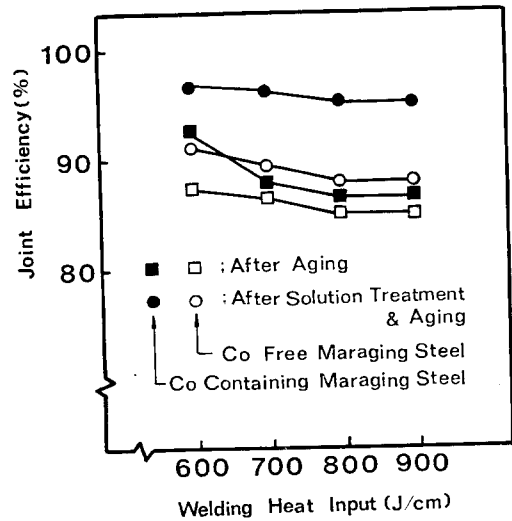


Fig. 5. Relation between joint efficiency and welding heat input under heat-treatment condition.

도로 증가된 것을 알 수 있다.

Fig. 6은 용접이음강도에 대한 입열변화 및 열처리 조건과의 관계를 나타낸 것으로 이음강도는 입열의 증가에 따라 약간 감소되는 경향을 보이고 있으며, 시효처리만 한 경우보다 용체화처리하고 시효처리한

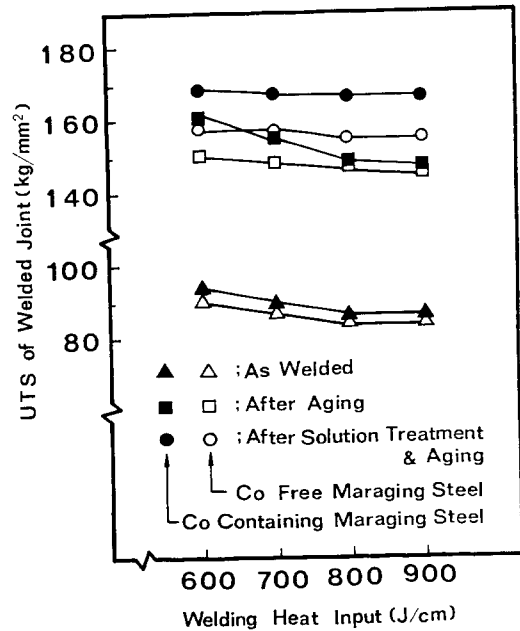


Fig. 6. Relation between ultimate tensile strength of welded joint and welding heat input under heat-treatment condition.

경우가 입열증가에 따른 감소폭이 적고 이음강도의 증가효과도 더 큰 것을 알 수 있다.

Fig. 7은 용접이음부의 파단강도에 대한 입열변화 및 열처리조건과의 관계를 나타낸 것으로 파단강도(FS, σ_f)는 전시편 전부 최고인장강도에 도달후 용접 금속에서 일어났으며 입열의 증가 및 이음강도(UTS, σ_B)가 저하될수록 낮아지는 경향을 보이고 있다.

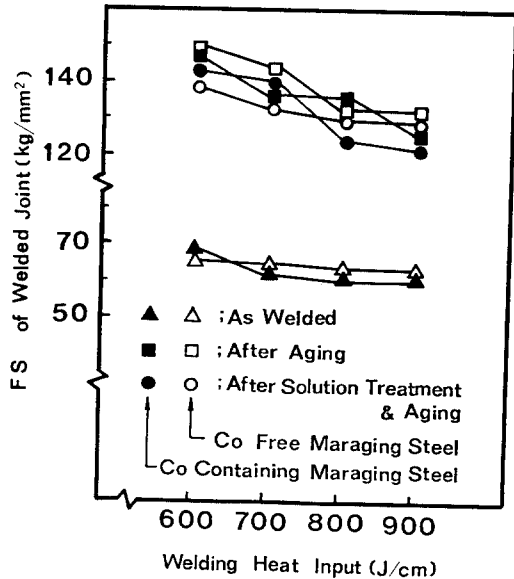


Fig. 7. Relation between fracture strength of welded joint and welding heat input under heat-treatment condition.

입열의 증가에 따라 용접이음부의 인장강도가 약간 감소하는 경향을 보이는 것은 일반적으로 저탄소강에서 나타나는 것과는 달리 용접금속의 폭이 증가되기 때문에 저강도인 용접금속의 변형이 고강도인 열영향부와 모재에 의해 구속되는 정도가 약해지기 때문이며 용접금속의 폭이 작아질수록 모재에 의한 소성구속력이 크져 이음강도(UTS, σ_B)는 증가된다⁴⁾고 본다.

Fig. 6에서 알 수 있는 바와 같이 용접후 열처리를 한 경우 Co배제 Maraging강의 이음강도가 Co함유 Maraging강보다 낮은 값을 나타내고 있으나 큰 차이는 보이고 있지 않다. 이것은 Co가 없는 Maraging강은 강화의 추가되는 Ni₃Mo₂ 화합물의 형성이 적고 Ti 함유량이 많아 Ms 온도를 낮추는 정도가 크지기 때문에 강도가 작은 잔류 Austenite의 안정화가 쉽게 이루어지기 때문이라고 보나⁶⁾ 반면 Mo 원소가 적고 Co가 없기 때문에 Ms를 상승시켜 Austenite 생성에

대한 저항성을 증가시키기 때문인 것으로 생각된다. 이러한 Ms 온도는 모재 및 수지상정 경계에서 200°C 이상이 되는 것이 Maraging강에서 우수한 이음효율

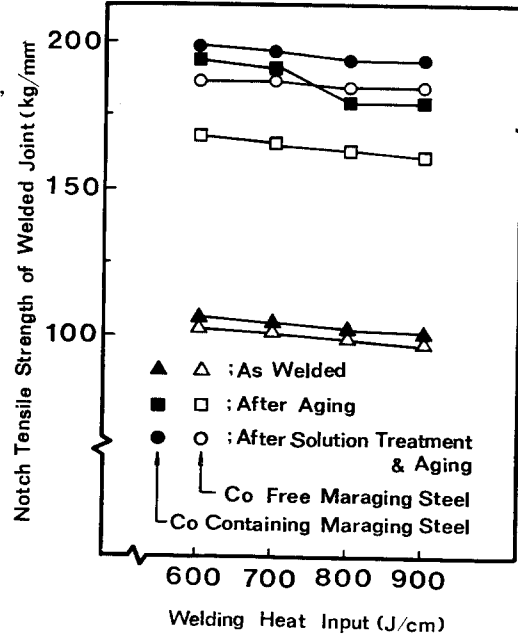


Fig. 8. Relation between notch tensile strength of welded joint and welding heat input under heat-treatment condition.

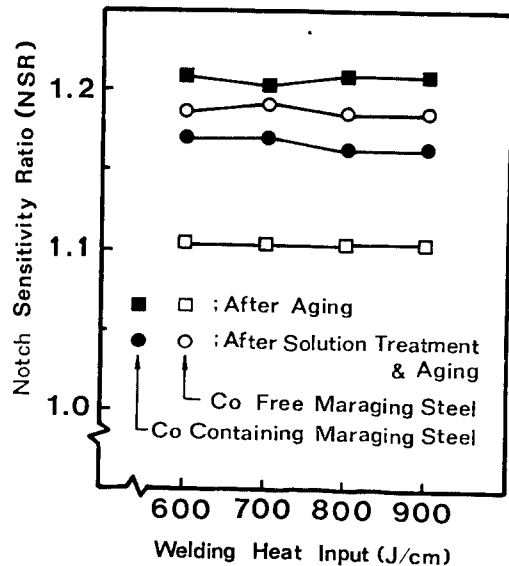


Fig. 9. Relation between notch sensitivity ratio of welded joint and welding heat input under heat-treatment condition.

을 얻는 하나의 목표로 되고 있으며 본 실험에 사용된 시료는 성분원소에 의한 계산식⁴⁾에 의하면 대략 200°C 이상이 되고 있으므로 양호한 이음효율을 나타낸다는 것을 알 수 있다.

Fig. 8, 9는 용접금속의 인성을 파악하기 위해 각각 용접이음부의 Notch 강도와 Notch 강도비를 나타낸 것으로 Notch 강도비는 용접이음부의 인장강도와 Notch 인장강도 비로 구하였다. Notch 강도는 입열의 증가에 따라 약간 감소하는 경향을 보이고 있으며 Notch 강도비는 입열 및 열처리조건에 따라 큰 변화가 없었고 전부 1 이상으로 용접금속은 양호한 인성을 나타낸다고 할 수 있다.

3.5. 용접이음부의 변형과 파면관찰

전자비임용접한 Maraging 강의 용접이음부는 인장 시험시 변형이 저강도의 용접금속에 집중되고 파단도 용접금속에서 일어나며 용접금속의 변형은 모재에 의한 구속정도에 영향을 받게 되어 이 구속이 강하게 작용할 경우 이음강도도 높게 된다고 하였다.⁴⁾

Fig. 10은 용접이음부의 연신률을 입열에 따른 용접금속 폭과 열처리조건과의 관계를 나타낸 것으로 연신률은 평활시편에서 표점간의 거리를 이용하여 백분율로 구하였다.

Fig. 10에서 알 수 있는 바와 같이 용접금속 폭이 증가됨에 따라 연신률은 약간 증가하는 경향을 나타내고 있으며 Co함유 및 Co배제 Maraging 강의 연신률은 큰 차이가 없음을 알 수 있다. 용접후 열처리 조건의 영향은 크지 않았으며 용접금속 폭이 증가됨

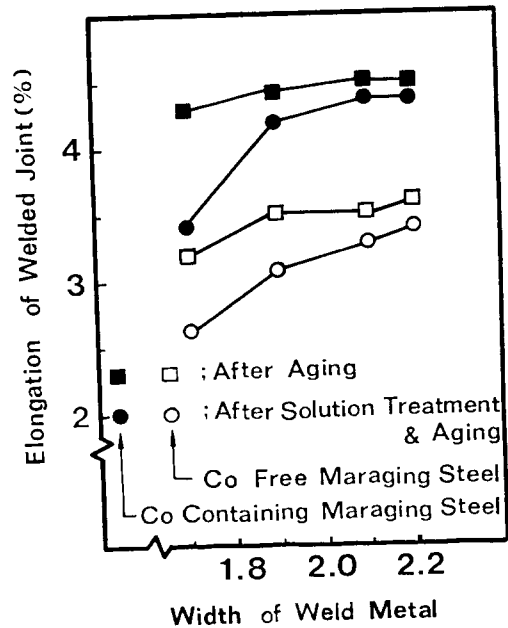


Fig. 10. Relation between elongation in welded joint and width of weld metal.

에 따라 연신률이 약간 증가하는 경향을 나타낸 것은 앞서 설명한 바와 같이 용접금속의 소성변형이 강도가 큰 모재에 의해 구속되는 정도가 적어져 용접금속에 변형이 집중되기 때문인 것으로 생각된다.

photo. 3은 용접이음부의 파단면 형태를 주사전자 현미경으로 관찰한 것이며 실제 파단된 시편을 관찰

Specimen	Fractography of Welded Joint		
	As Welded	After Aging	After Solution Treatment & Aging
Co Free -Maraging Steel			
Co Containing -Maraging Steel			

Photo. 3. Fracture surface of welded joint(×1500).

한 결과 용접금속에서 파단이 일어났으며 Cup-Cone 파괴모양을 보여 주었다.

Cup의 하부는 가장 약한 부분인 용접금속의 중심부가 대부분이 있으며 대칭적인 Shear-lip이 형성되어 있는 것을 알 수 있었다. 파면의 형태는 photo. 3에서와 같이 전 시편에서 연성파면을 보여주는 dimple이 보이고 있으며 파괴거동이 강도 및 연신률에 어떤 영향을 미치리라고는 생각되지 않았다. 용접한 그대로의 파면은 dimple 깊이가 조금 깊고 파면단위 거리도 약간 길었으나 용접후 열처리를 실시한 것은 dimple 깊이가 얇고 일부 약간의 벽개가 혼재된 형태도 보이고 있다.

파단면에서 개재물은 확인할 수 없었으나 주로 Titanium-sulphide나 Titanium Carbonitride 계통으로 존재하는 것이 알려져 있으며⁹⁾ 인장시험시 미세하게 파단되어 빠져나간 흔적들을 볼 수 있다.

4. 결 론

전자비입용접한 175kg/mm²급 18Ni Maraging강 박판의 이음강도에 미치는 입열(600~900J/cm)의 변화와 용접후 열처리조건에 의한 영향을 Co 배제 및 Co 함유 Maraging강에서 비교 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 용접이음부의 강도(UTS, NTS)와 이음효율은 용접입열의 증가에 따라 약간 감소하는 경향을 보였고 연신률은 용접금속 폭의 증가에 따라 약간 증가하는 경향을 보였다. 이것은 용접금속에 작용하는 고강도의 모재에 의한 소성구속 때문이라고 생각되었다.
2. 용접후 시효만 한 경우보다 용체화처리하고 시효처리한 용접이음부의 강도가 더 우수하였다.

이것은 용접금속내의 수지상 조직이 거의 사라졌기 때문이었다.

3. 용접후 열처리한 용접부의 경도분포는 입열의 변화에 관계없이 Co함유 및 Co배제 Maraging강에서 거의 비슷하였다.
4. 파괴는 용접금속에서 발생되었으며 Co함유 및 Co배제 Maraging강에서 비교적 얇은 dimple들이 관찰되었다.

참 고 문 헌

- 1) 崔虎鉉·崔鍾述·梁勳永, 코발트를 함유하지 않은 18Ni Maraging강의 석출경화거동에 미치는 가공도의 영향, 대한금속학회지, 제22권 제5호, (1984), p. 468~473.
- 2) D. A. CANONICO, welding Journal, Vol. 43, No. 10, (1964), p. 433S.
- 3) F. D. DUFFEY and W. SUTAR, Welding Journal Vol. 43, No. 6, (1964), p. 251s.
- 4) 藤田充苗·河部義邦 外2, 鐵と鋼, Vol. 69, No. 8, (1983), p. 990~997.
- 5) 藤田充苗·河部義邦 外2, 鐵と鋼, Vol. 71, No. 2, (1985), p. 274~280.
- 6) 藤田充苗·河部義邦 外2, 鐵と鋼, Vol. 70, No. 14, (1984), p. 1750~1757.
- 7) 鈴木和久·下山仁一·浜田年弘, 日本溶接學會誌, Vol. 36, No. 2, (1967), p. 116~131.
- 8) 岡田康孝·邦武立郎, 鐵と鋼, Vol. 67, No. 6, (1981), p. 791~798.
- 9) T. BONISZEWSKI, D. M. KENYON, British welding Journal, (1966), p. 435.