

J. of the Korean Society for Heat Treatment
Vol. 6, No. 4, December, pp.185~193.

《論 文》

전자비임 용접된 300Grade 18% Ni 마르에이징강 박판의 이음강도에 미치는 열처리의 방향

정병호 · 김한군 · 강순배* · 김우열 · 박홍일**

부산공업대학 금속공학과* 생산가공공학과**

Effect of Heat Treatment on Joint Strength of 300Grade 18% Ni
Maraging Steel Sheet Welded with Electron Beam

B. H. Jung, H. G. Kim, S. B. Kang*, W. Y. Kim, H. I. Park**

Dept. of Metallurgical Eng*, Dept. of Production & Welding Eng**.

Pusan National University of Technology

ABSTRACT

The effect and Condition of heat treatment on the tensile strength of welded joint was investigated in 300 grade 18% Ni-Co-Mo-Ti maraging steel sheets welded with electron beam.

A good tensile strength of welded joint was obtained by following heat treatment cycle ;

At 1100°C the specimen was high temperature solution treated for 1 hour and then it was repeated solution treated at 900°C, 820°C for 1 hour respectively to recrystallize the coarsened γ grain.

These heat treatment cycle was completed by an final aging heat treatment at 480°C for 4 hour.

Moreover, dissolution of dendrite, a significant decrease in segregation of Mo, Ti in weld metal were observed and also the coarsened γ grain formed at 1100°C, 1200°C changed to fine grain due to the effect of recrystallization.

1. 서 론

마르에이징(maraging)강과 같이 로켓트 모타 케이스, 우주항공부품, 삼해잠수정 등 특수용도의 고강도 재료를 이용한 구조물에서는 용접부에 높은 이음효율(joint efficiency)을 요구하는 경우가 많아, 용접시공

실시후 용접부의 성능향상을 높일 필요가 있게 되며, 이 경우 열처리는 용력제거 열처리도 같이되고 용접부의 용고편석의 균질화 및 열영향부(heat affected zone, HAZ)를 포함한 균질화 처리에 의해 조대화된 오스테나이트(γ) 결정립의 미세화 등 용접부와 보재의 강인화를 목표로 하지만 용고편석의 균질화는 Ti(C,

N) 등 탄·질화물의 고용도 수반되어 그후 γ 결정립의 미세화 처리는 이러한 탄·질화물의 고용 및 석출에 대표되는 열취화(thermal embrittlement)^{1), 2)}라는 재료의 강인화에 있어 상반되는 두개의 문제가 동시에 해결되지 않으면 안된다.

또한 18% Ni 마르에이징강 용접부의 기존 열처리로서는 용접후 480°C에서 시효처리만 하는 경우와, 820°C에서 1시간 용체화 처리후 480°C에서 시효처리하는 2가지 경우가 있는데^{3), 4)}, 이 강에 이음효율을 증대시키는 전자비임 용접을 적용한 후 이러한 열처리를 실시하여도 용접금속 내에는 여전히 응고편석이 존재하게 되어 용접시 생기는 결함들과 더불어 용접금속의 인성을 저하시키는 요인중의 하나로 평가되어 왔다^{5), 6)}.

따라서 본 연구에서는 용접과는 별개로 순수 마르에이징강 모재에 대해 높은 강도에서는 우수한 인성 및 연성을 양립시키기 위해 γ 결정립의 미세화 열처리 방법으로 많이 연구 보고되고 있는 ① 고온 용체화 처리 후 냉각과정에서 가공하는 특수가공 열처리^{7), 8)}, ② 냉간가공후 용체화에 의한 재결정 처리^{9), 10)}, ③ 마르텐사이트(α') \leftrightarrow 오스테나이트(γ)의 반복 열처리에 의한 재결정 미세화 처리의^{11), 12)} 방법들중 용접후 적용이 가능한 ③의 열처리 방법을 전자비임 용접된 18% Ni-Co-Mo-Ti마르에이징강(300grade)박판에 적용시켜 기존의 열처리 방법과 비교·평가, 열취화가 발생되지 않으며 응고편석이 감소되고 이음강도가 높게되는 열처리 조건과 이의 영향 등을 검토하였다.

2. 실험방법

본 실험에 사용된 재료는 Teledyne VASCO에서 VAR용해시켜 제조한 300Grade 18% Ni마르에이징강 판재로 Table 1이 이의 화학조성을 나타낸다.

Table 1에서 나타낸 모재의 인장강도 값은 1mm두께의 판재인장시험으로 가공후 820°C에서 1시간 용체화 처리후 480°C에서 4시간 시효시켰을 때의 값이다.

준비된 판재는 박판용접을 위해 약 75%의 냉간압연을 실시, 두께 1.1mm로 한 후 맷대기 용접(butt welding)용으로 정밀절단 하였다.

맷대기 용접은 저전압 형의 전자비임 용접기(60kV-100mA)를 사용, 7.3×10^{-3} Torr의 진공 Chamber 내에서 가속전압 50KV, 비임전류 14mA, 용접속도 1 cm/sec의 용접조건(용접입열량 약 700J/cm)으로 판재의 압연방향으로 실시하였으며, 이면까지 용접이 되도록 하였다.

용접후 판재의 표면과 이면의 비이드(bead)를 연삭 후 용접금속이 인장시험의 중앙에 오도록 Fig. 1과 같은 평활 인장시험편을 제작하였고, 또 용접금속의 인성을 파악하기 위하여 용접금속에 1mm V notch를 가공한 notch인장시험편도 제작하였다.

가공된 인장시험들은 X-Ray투과시험기(Rigaku, 200KvP-5mA)에서 기공 등 결함유무를 검사한 후 소형 진공로에서 Table 2와 같은 4가지 방법의 열처리를 실시하였다.

Table 2의 Heat No.(A)는 18% Ni마르에이징강 용접부의 열처리 중에서도 기본적인 기준의 방법이며, Heat No.(B)는 가장 많이 사용되는 기준의 열처리 방법이다. Heat No.(C)와 (D)는 각각 1100°C와 1200°C에서 1시간 고온 용체화 처리후 1000°C보다 낮고, 본 연구 재료의 재결정온도 이상인 900°C와 820°C에서 각각 반복 용체화처리($\alpha' \leftrightarrow \gamma$ 반복열처리)하고 480°C에서 4시간 시효처리하는 방법이다.

각 열처리의 냉각은 전부 수냉으로 하였으며, 열처리후 용접부의 미세조직은 ferric chloide부식을 실시한 후 광학현미경으로 관찰하였다.

Tabel 1. Chemical composition(wt. %) and tensile strength of alloy used

Comp. Speci.	C	Si	Mn	P	S	Ni	Co	Mo	Ti	Al	Cr	Fe	UTS (kg/mm ²)
18% Ni Maraging -Steel	0.03	0.12	0.007	0.01	0.01	18.04	9.12	4.73	0.505	0.25	0.01	Bal	205

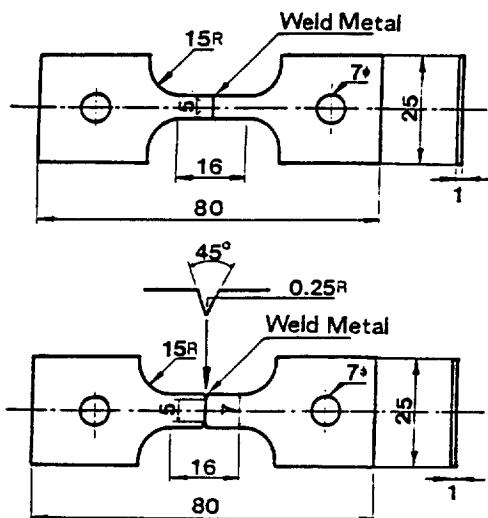


Fig.1. Dimension of smooth and notched tensile specimen

Table 2. Heat treatment cycle after welding

Heat No.	Heat Treatment After Welding
A	480°C 4H, W.Q
B	820°C 1H, W.Q → 480°C 4H, W.Q
C	1100°C 1H, W.Q → 900°C, 1H, W.Q → 820°C 1H, W.Q → 480°C 4H, W.Q
D	1200°C 1H, W.Q → 900°C, 1H, W.Q → 820°C 1H, W.Q → 480°C 4H, W.Q

용접부의 경도 분포는 마이크로 비커스경도기를 사용하여 용접부를 연속측정(하중 500 g, 시간 15sec) 하여 각 열처리 조건별로 비교하였고, 용접금속내의 주요 성분원소(Ni, Co, Mo, Ti)의 편석경향은 파장분산 방식의 SEM-WDS를 사용하여 정성적으로 비교하였다.

인장시험은 cross head speed를 분당 1mm로 일정하게 측정하였으며, 파단부위와 파단면조직은 광학현미경과 SEM을 이용, 확인하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3. 1. 용접부의 조직

Photo. 1은 용접한 상태 그대로(as welded)의 용접

부 횡단면의 macro 조직과 이의 모식도를 나타낸 것으로, 용접부 중앙에 용접금속이 있고 이의 양측에 열영향부가 있다. 열영향부는 용접금속 양측의 HAZ A 영역과 band가져 있는 겹게 부식된 HAZ B영역으로 되어 있는데, A영역은 용접열에 의해 오스테나이트로 된 부분이고 B영역은 용접열에 의해 일부 시효경화된 부분^[3]임을 Fig. 2의 경도 분포를 통해서도 알 수 있다.

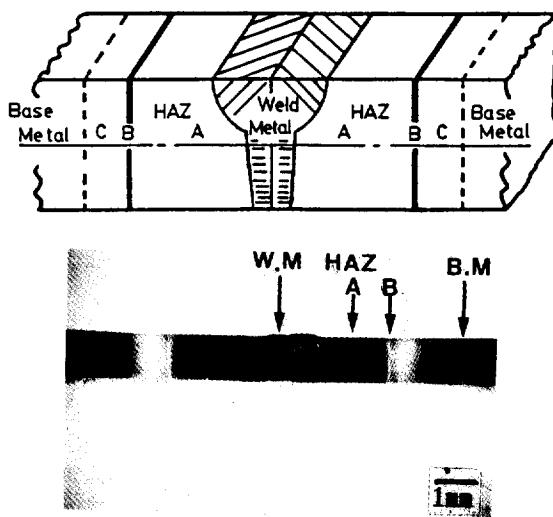


Photo.1. Schematic illustration of structure and transverse cross section of macro-structure of weldment

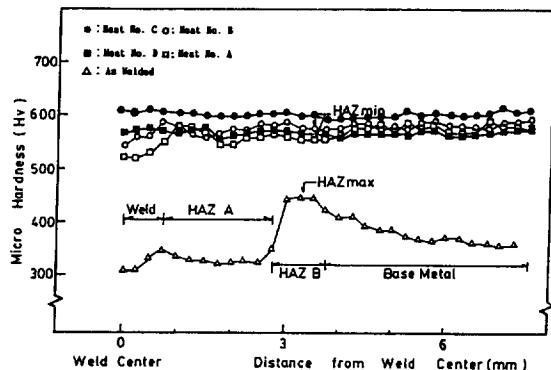


Fig. 2 Transverse micro-hardness distribution of weldment under various heat treatment conditions

Photo. 2는 용접후 열처리조건을 Table 2와 같이 각기 달리했을 때 용접금속 횡단면의 미세조직을 나타낸 것으로, 본 열처리 조건하에서 열취화 현상은 열처리후나 인장시험 후에도 나타나지 않아 1100°C 1시간 또는 1200°C 1시간의 고온 용체화 처리로는 발생하지 않는 것으로 판단되었다.

Photo. 2에서와 같이 시효처리만 실시한 경우의 (A)와 820°C에서 1시간 용체화 처리후 시효처리한 (B)의 경우, 모두 용접금속의 조직은 시효경화된 마르텐사이트의 수지상정과 이의 경계로 구성된 혼합조직을 보이고 있으며, 수지상정들(대부분 cellular dendrite)은 전자비임 용접의 저입열과 금속옹고로 인하여 크게 성장해 있지 못함을 알수있다. 이러한 수지상정들은 (B)의 열처리에서와 같이 820°C에서 1시간 용체화 처리로는 소멸되지 않음을 알 수 있다.

한편 (C)와 (D)의 열처리에서는 Photo.2의 (C), (D)와

같이 용접금속은 시효경화된 마르텐사이트 조직이 잘 나타나고 있다. 또 수지상정들은 (A), (B)열처리의 경우와 달리 고온용체화 및 반복용체화 처리의 효과로 완전히 소멸되어 있음을 알 수 있다. 또한 (C)와 (D)의 경우에는 1100°C 및 1200°C에서 1시간 고온 용체화 처리에 의해 조대화 되었던 γ 입자는 본 재료의 재결정 온도 이상이고 1000°C이하인 900°C와 820°C에서 각각 1시간 반복 용체화($\alpha' \leftrightarrow \gamma$ 반복열처리)로 인해 재결정 현상이 일어나 평균 30~35 μm 의 세립으로 미세화 되었음을 알 수 있다.

이러한 현상은 용접금속뿐 아니라 열영향부를 포함하여 모재조직에서도 동일하게 나타남이 확인되었다.

3. 2. 용접부의 경도분포

Fig. 2는 각 열처리에 따른 용접부 횡단면의 경도분포를 나타낸 것이다.

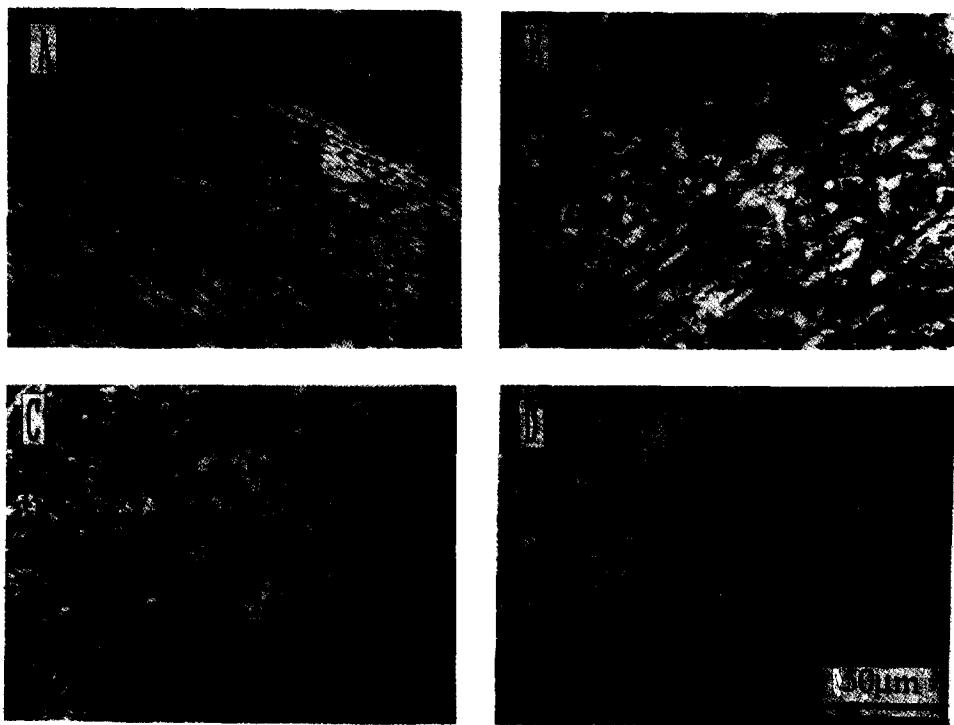


Photo. 2 Transverse cross section microstructure of weld metal under various heat treatment conditions

A ; Heat No. (A) B ; Heat No. (B)

C ; Heat No. (C) D ; Heat No. (D)

용접한 상태 그대로에서는 용접금속이 용접부중 가장 낮은 경도값을 나타내고 있으며 HAZ B영역의 HAZmax현상(용접열에 의해 일부 시효경화된 부분)이 나타나고 있는데, 이러한 현상은 820°C에서 1시간의 용체화 처리만 실시해도 쉽게 소멸될 수 있는 것이 확인되었다. 또한 Fig. 2에서 HAZmin으로 표시된 부분은 용접열에 의해 $\alpha + \gamma$ 의 2상영역에 가열되어 γ 상이 실온에서 일부 잔류하고 α 상은 일부 시효상태로 있다가 그후의 시효처리에 의해 과시효(overaging)되어 경화가 적게 나타나는 연화구역으로 18% Ni마르에이징강에 TIG나 MIG용접시 이음강도를 저하시키는 요인으로 알려져 있다¹³⁾.

그러나 Fig. 2에서 잘 알 수 있듯이 과시효에 의한 연화 현상은 거의 나타나지 않고 있는데, 이것은 전자비임 용접에 의한 저입열의 효과로 생각된다.

용접한 상태 그대로의 경우와 유사하게 (A), (B) 열처리의 경우에서도 용접금속의 평균 경도값이 용접부 전체에서 가장 낮은 값을 보이고 있으나, 용접한 상태 그대로의 경우보다는 경도값이 크게 증가되어 있어 용접금속이 시효경화 되었음을 알 수 있다.

그리고 용접금속의 평균 경도값은 용체화 처리의 효과로 인해 (A) 열처리에 비해 (B) 열처리의 경우가 더 증가되어 있어 이음강도 면에서 (B) 열처리의 경우가 (A) 열처리에 비해 더 우수한 것으로 판단된다.

한편 (C)와 (D) 열처리의 경우는 고온용체화 및 그 후의 반복용체화 처리의 효과로 수지상정의 소멸과 균일한 용접부 조직이 형성되기 때문에 용접금속의 평균 경도값이 용접부중 가장 낮은 경우가 되어 있지 않고 모재까지 거의 동일한 경도분포를 나타내고 있다.

따라서 이상의 결과를 비교해 볼때 용접부 전체에 걸쳐 평균 경도값 및 경도분포가 가장 양호한 경우는 본 연구의 열처리 방법중 (C)의 열처리로 판단된다.

3.3. 용접금속내의 성분편석 경향

마르에이징강의 전자비임 용접시 이음강도를 증가시키기 위해서는 용접시 발생하는 결함들과 미세 성분편석을 감소시킬 수 있는 용접 조건이 중요한 연구과제가 될 것이라고 보고⁶⁾된 아래 용접금속내의 편석은

Ni나 Co원소의 경우는 거의 나타나지 않고 주로 Mo나 Ti원소가 수지상정 경계에 더 크게 나타나는 것으로 보고되고 있다^{13) 14)}.

Fig. 3은 용접한 상태 그대로의 경우와 각 열처리에 따른 용접금속내의 주요성분 원소(Ni, Co, Mo, Ti)에 대한 편석경향을 장범위에 걸쳐 macro적으로 선분석하여 비교한 것이다.

특히 (C)와 (D) 열처리의 경우는 480°C에서 4시간 시효처리하는 과정을 생략하고 용체화 처리들만 실시한 것을 나타내었다.

Fig. 3에서 잘 알 수 있듯이 모든 경우 Ni나 Co원소의 편석경향은 나타나지 않고 있어 편석과는 큰 관계가 없음을 보여주고 있다.

용접한 상태 그대로의 경우는 Mo이나 Ti성분 원소의 편석경향이 Ni이나 Co성분원소 보다 매우 큼을 알 수 있는데, 이것은 Fe-Ni, Fe-Co, Fe-Mo, Fe-Ti의 2성분계 평형상태도¹⁵⁾에서 추정할 수 있는 바와 같이 용고시 Ni이나 Co성분원소의 평형분배계수 K값보다 Mo이나 Ti성분원소의 K값이 훨씬 적기 때문에 Mo이나 Ti성분원소의 편석경향이 더 크게 나타나는 것⁶⁾으로 생각된다.

Mo이나 Ti성분원소는 마르에이징강의 강도와 인성을 지배하는 중요한 석출강화 원소로써 시효처리 후에도 이러한 원소의 편석경향이 크게 나타나면 이음강도에도 영향을 미칠 것으로 생각된다. 이것은 Fig. 3의 (A), (B)에서도 잘 알 수 있듯이 (A), (B) 열처리의 경우는 시효처리를 실시한 후에도 Mo이나 Ti성분원소의 편석경향이 나타나고 있어 편석완화를 겸한 열처리 조건으로는 부적합함을 알 수 있다.

그러나 (C)와 (D)의 경우는 시효처리를 실시하지 않았음에도 불구하고 Mo, Ti성분원소의 편석경향이 용접한 상태 그대로에 비해 크게 감소되었음을 나타내고 있다. 이것은 1100°C(1200°C)에서 1시간의 고온 용체화처리와 그 후의 반복 용체화처리에 의해 성분원소의 확산에 의한 균질화 효과가 나타났기 때문으로 판단된다.

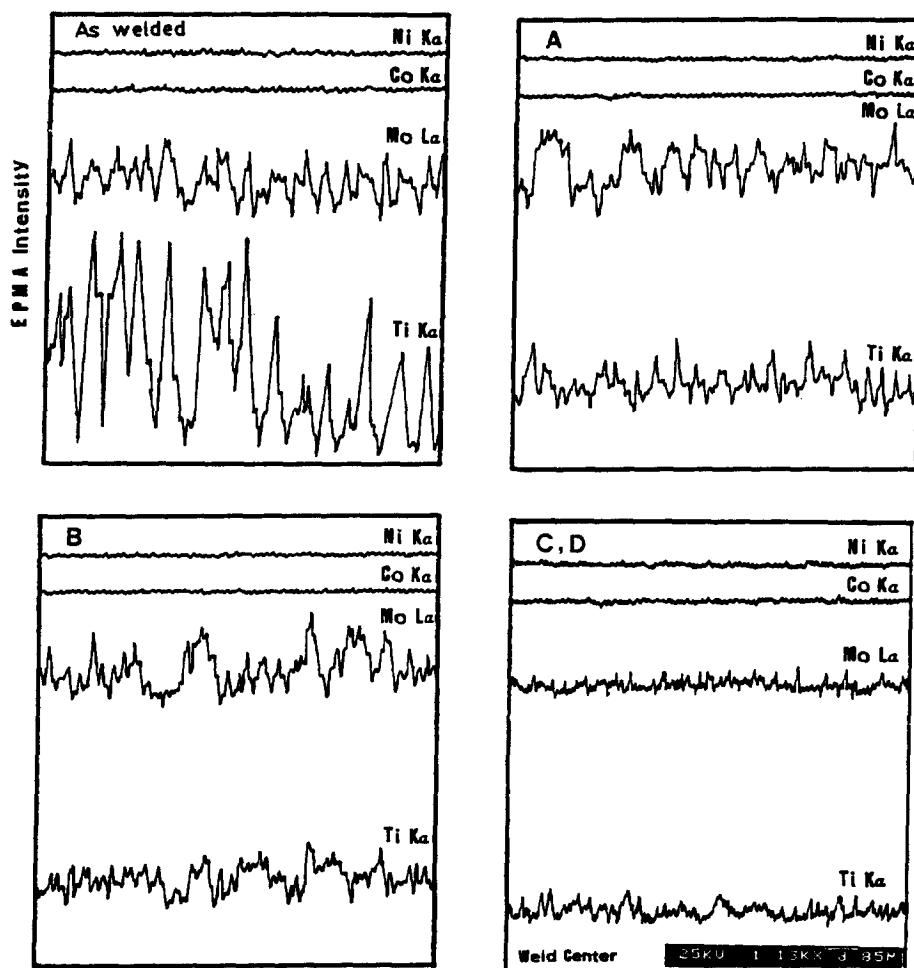


Fig.3. EPMA contour of macro-segregation in weld metal under various heat treatment conditions

A ; Heat No.(A) B ; Heat No.(B)

C ; 1100°C 1hr, W.Q → 900°C 1hr, W.Q → 820°C 1hr, W.Q

D ; 1200°C 1hr, W.Q → 900°C 1hr, W.Q → 820°C 1hr, W.Q

3. 4. 용접부의 이음강도

마르에이징강 전자비임 용접부는 저강도의 용접금속을 고강도의 열영향부와 모재가 둘러싼 구조으로 용접 이음강도는 용접금속의 소성변형을 모재가 구속하는 정도에 의해 의존되며, 모재의 강도비, 인장시험편의 치수 등에 영향을 받는 것으로 보고^{13), 14), 16)}되고 있으나, 실제 용접부의 이음강도는 이러한 요인외에도 용

접후의 열처리가 더 중요한 것으로 판단된다.

Fig. 4는 각 열처리에 따른 용접이음부의 최대 인장강도(UTS)를 나타낸 것으로 열처리 하지 않은 용접한 상태 그대로의 경우는 최대 인장강도 값이 매우 낮게 나타나고 있다.

Fig. 4에서 알 수 있듯이 시효처리만 실시한 (A) 열처리의 경우는 (B), (C), (D) 열처리의 경우보다 최대 인장강도 값이 낮게 나타나 있으며, 이 중 (C)열처리의

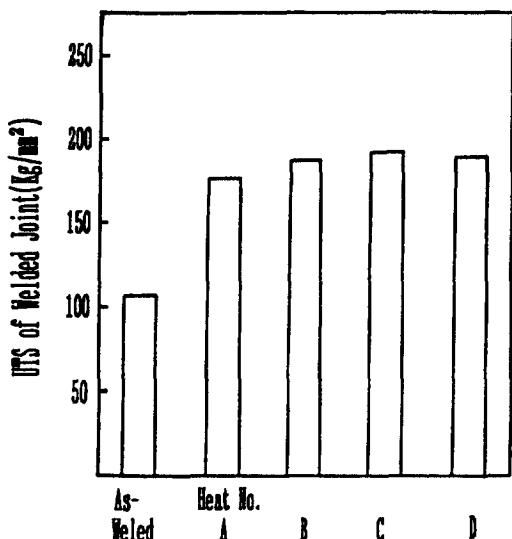


Fig.4. Ultimate tensile strength of welded joint under various heat treatment conditions

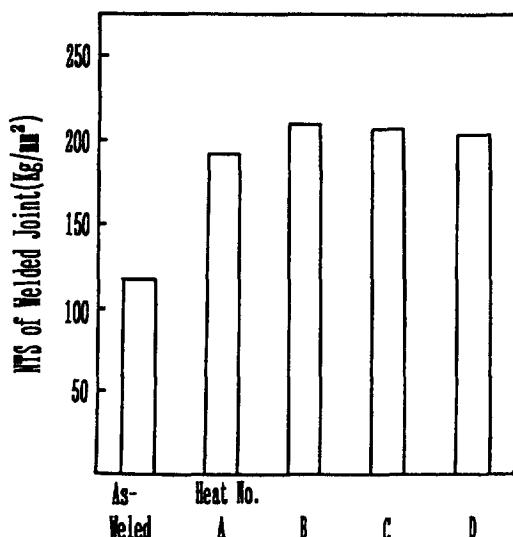


Fig.5. Notch tensile strength of welded joint under various heat treatment conditions

경우가 약 193kg/mm²으로 (D)나 (B) 열처리의 경우보다 약간 증가된 본 연구의 열처리 조건중 가장 양호한 결과를 나타내 주고 있다.

Fig. 5와 Fig. 6은 각 열처리에 따른 notch인장강도 (NTS, notch tensile strength)와 notch민감성비 (NSR, notch sensitivity ratio)^[4]를 각각 나타낸 것이다. 여기서 notch민감성비는 용접이음부의 최대 인장강도에 대한 notch인장강도의 비를 나타낸 것으로, NSR값은 전부 1이상으로 나타나 용접금속의 인성을 양호한 것으로 판단되었다.

Fig. 7은 각 열처리에 따른 용접부의 이음효율(joint efficiency)을 나타낸 것으로, 이음효율을 모재의 최대 인장강도 값과 용접이음부의 최대 인장강도 값과의 비를 %로 나타낸 것이다.

이음효율은 (A) 열처리의 경우를 제외하면 (B), (C), (D) 열처리의 경우 전부 90% 이상으로 나타나고 있으며, 이중 (C) 열처리의 경우가 약 95%로 가장 양호하였다.

따라서 이러한 결과들을 비교해 볼때 용접후 열처리로 가장 많이 이용되는 (B) 열처리의 경우에 비해 이음강도나 이음효율면에서 (C), (D) 열처리의 경우가 크게

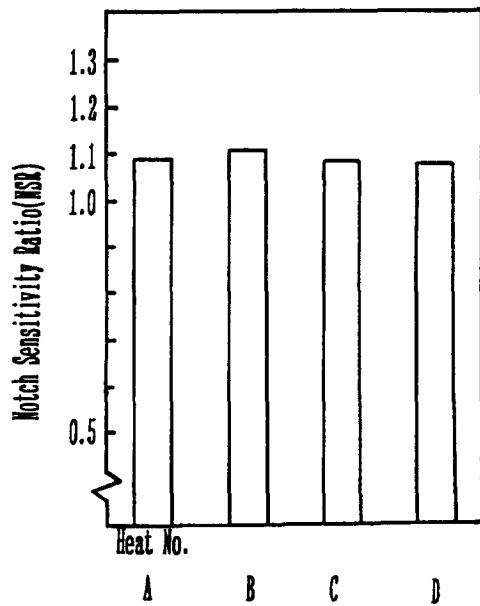


Fig.6. Notch sensitivity ratio of welded joint under various heat treatment conditions

우수하다고 단정지울 수는 없지만, (C)와 (D)의 열처리를 통하여 고온용체화에 의해 증대된 잔류 석출물의 고용과 압연과 직각방향에 생긴 band조직의 소멸^[17],

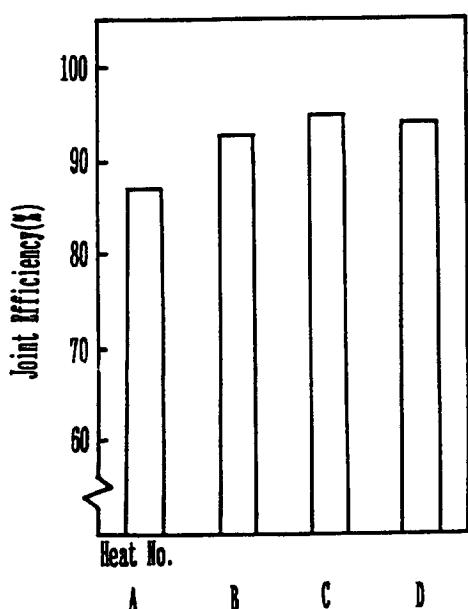


Fig.7. Joint efficiency of welded joint under various heat treatment conditions

용접금속내의 주요 성분원소들의 편석경향 감소 및 수지상정 소멸 등 용접이음부의 파괴인성값 평가^[18]에 있어서는 이러한 현상들이 더욱 우수한 결과를 줄 수 있으리라 생각된다.

인장시험후 파단부위와 파단면의 조직은 나타내지 않았으나 (A), (B) 열처리의 경우는 용접부중 가장 약한 용접금속의 수지상정 경계에서 부터 파단이 발생되었고 파단면은 얇은 딥풀(dimple)들이 주로 나타났다. 한편 (C), (D) 열처리의 경우는 파단이 용접금속과 열영향부에 걸쳐 인장축에 약 45°로 발생되었으나 파단면 조직은 (A), (B) 열처리의 경우와 거의 동일하게 나타나 파괴거동이 이음강도에 어떤 영향을 주지는 않는 것으로 판단되었다.

4. 결 론

실용 300grade 18% Ni-Co-Mo-Ti마르에이징강 박판에 전자비임 용접을 실시한 후, 용접부의 이음강도에 미치는 열처리의 영향을 용접부의 미세조직, 경도 분포, 주요 성분원소의 편석경향, 인장강도 시험등을

통하여 조사, 이음강도가 높게 되는 열처리의 조건 및 이의 영향을 검토하였다.

본 연구에서 얻어진 주요 결론들은 다음과 같다.

- 1) 높은 이음강도를 나타낸 열처리조건은 1100°C에서 1시간 고온용체화 처리후 900°C 1hr, W.Q→820°C 1hr, W.Q의 반복 용체화처리를 하고 480°C에서 4시간 시효처리하는 경우였으며, 이때 이음효율은 약 95%이었다.
- 2) 1100°C(1200°C)에서 1시간 고온용체화 처리후 900°C 1hr, W.Q→820°C 1hr, W.Q의 반복 용체화처리로 용접금속내의 수지상정 소멸, 주요 성분 원소인 Ti, Mo의 편석경향이 크게 감소하였다. 또한 고온 용체화처리시 조대화 되었던 γ 립은 그 후의 반복 용체화 처리에 의한 재결정 효과로 30~35μm의 세립으로 변하였다.

참 고 문 헌

1. W. E. Johnson, D. F. Stein ; Met. Trans, 5, March(1974)549~554
2. E. Nes, G. Thomas ; Met. Trans, 74, July(1976) 967~975
3. 鈴木和久, 下山行一; 浜田年弘; 日本金屬學會誌, 36, 2(1967)116
4. S. Floreen, E. R. F. Decker ; Trans.ASM, 5 (1962)518~530
5. D. A. Corrigan ; W. R. S., July(1964)289s~294s
6. Boniszewski, D. M. Kenyon ; British W. J, July (1966)415~435
7. 宗木政一, 中沢興三, 谷谷治男; 鐵と鋼, 64(1978) 605
8. 宗木政一, 河部義邦; 鐵と鋼, 66(1980)1177
9. 添野浩, 黒田哲郎 外 2人; 鐵と鋼, 62(1976)220
10. 牧正志, 森本啓之, 田村令男; 鐵と鋼, 65(1979) 1598
11. 細見廣次, 声田喜郎 外 2人; 鐵と鋼, 61(1975) 1012

12. 細見廣次, 芦田喜郎 外 2人; 鐵と鋼, 64(1978)48 (1982)
13. 滕田充苗, 河部義邦 外 2人; 鐵と鋼, 69, 8 (1983)990~997
14. 滕田充苗, 河部義邦 外 2人; 鐵と鋼, 70, 14 (1984)1750~1757
15. Ortrud, Kubaschtwski ; Iron-Binary Diagrams
16. 滕田充苗, 河部義邦 外 2人; 鐵と鋼, 71, 2 (1985)274~280
17. 河部義邦; 日本金屬學會會報; 14, 10(1975)767 ~777
18. 栗林一彦, 堀内良; 鐵と鋼, s-1290(1983)236