

CrMoV 터빈로터강에서 모의 열영향부 시험편을 이용한 재열균열 민감도평가

김 광 수*

Evaluation of Reheat Cracking Susceptibility with Simulated Heat Affected Zones in Cr-Mo-V Turbine Rotor Steel

K. S. Kim*

Key Words : CrMoV Turbine Rotor Steel(크롬몰리바나듐 터빈로터강), Reheat Cracking(재열 균열), Peak Temperature(최고온도), Gleeble Weld Simulator(글리블 모의용접기), Single Cycle(단일사이클), Double Cycle(이중 사이클), Charpy Type Notch Opening 3 Point Bend Test(샤르피형태 노치 열림 3점 굽힘 시험)

ABSTRACT

The evaluation of reheat cracking susceptibility in CrMoV turbine rotor steel was performed using thermally simulated heat affected zones. The examinations were carried out in terms of microstructural characterization, microhardness measurement and a Charpy type notch opening three point bend test. It was found that reheat cracking susceptibility increased as the peak temperature increased. This effect was due to the combined effects of the carbide dissolution and unrestricted grain growth at 1350°C peak temperature. Reheat cracking susceptibility was estimated based on microhardness measurement and prior austenite grain size. It was established that for this particular material, reheat cracking in coarse grained heat affected zone can be eliminated if the microhardness is below about 360DPH and the grain size is below about 30 μm. It is evident that reheat cracking susceptibility can be eliminated or reduced by carefully controlling the welding parameters such that a refined structure is produced in the coarse grained heat affected zone.

* 정희원, 순천향대학교 재료공학과

1. 서 론

터빈로터는 발전설비중에서 가장 핵심부분이며, 동시에 심한 고온응력을 받는 부분이다. 현재 발전설비의 터빈로터 재료로는 고온 금속재료로 널리 알려진 Cr-Mo-V강, Ni-Cr-Mo강, Ni-Cr-Mo-V강 등이 사용되고 있으며 근래에 들어서는 용량의 대형화와 효율 향상을 위하여 12Cr-Mo-V강 등도 채택되고 있다¹⁾. 이중에서도 Cr-Mo-V강은 국내 및 국외에서 터빈로터로 가장 많이 사용되고 있는 재료이다.

그러나 우수한 고온재료라 할지라도 장시간 고온에서 사용되는 경우 열적피로, 크립손상, 고온부식 등의 문제점이 단독 혹은 복합적으로 재료에 예기치 못한 손상을 일으켜 중요한 발전설비의 수명을 단축시킬 수 있다²⁾. 이와 같은 갑작스런 고장이 발생할 경우, 전체적 교체를 통하여 설비를 원상대로 복구하기에는 막대한 시간과 경비가 소요된다³⁾. 이러한 경우 용접은 파손된 부분이나 수명연장이 필요한 부분만을 수리, 보완할 수 있는 가장 매력적인 방법으로 채택될 수 있다 하겠다. 그러나 비록 용접에 의한 발전설비의 회복이 주효하다고 하더라도, 만약 불건전한 용접이 채택되었을 경우 오히려 더 많은 손실을 야기할 수 있기 때문에 그 동안 쉽게 시행되지 않았었다. 특히 Cr-Mo-V 터빈로터강은 전통적으로 용접성이 좋지 않은 재료로 알려져 왔다. 구조와 단조에 의해 만들어지는 Cr-Mo-V 터빈로터강은 0.3% 이상의 탄소 함량과 첨가원소들로 인하여 용접중이나 용접후 사용중에 용접열영향부 균열을 일으키는 것으로 알려져 있다⁴⁾. 실제로 Cr-Mo-V강의 용접시 열영향부에서 심각한 균열이 발생한다는 사실을 여러 보고서 등을 통하여 확인할 수 있다⁵⁾. 그 중에서도 재열균열은 용접부가 고온에서 운전되어질 때 열영향부 조대결정립영역에서 미세한 V탄화물이 주로 오스테나이트입내에 석출되고 상대적으로 결정

입계의 결합강도를 약화시켜 결정입계를 따라 파괴가 일어난다고 지적되어져 왔다⁶⁾. 그러나 최근 들어 미국이나 유럽의 몇몇 나라에서는 용접기술에 관한 활발한 연구결과, Cr-Mo-V강 등의 재열균열은 열영향부 조대결정립영역의 결정립 크기를 줄이면서, 고인성을 갖는 조직을 얻을 수 있도록 하는 새로운 공정을 개발하였고, 아울러 상업적으로 발전설비재료의 용접보수 실용화에도 실효를 거두고 있는 것으로 알려져 있다⁷⁾. 따라서 Cr-Mo-V강 등의 용접시에 열영향부에서 재열균열을 방지할 수 있는 조대결정립의 크기나 미소경도값 등을 예측할 수 있다면 용접공정의 선택 및 방법에 있어서 매우 효과적일 것이라 생각된다. 이에 본 연구에서는 Cr-Mo-V 터빈로터강의 용접에서 만들어지는 열영향부, 특히 조대결정립영역에서의 미세조직이 재열균열의 민감도에 미치는 영향을 관찰하기 위하여, 실제용접대신 최고온도를 다르게 선택하여, 다양한 모의열영향부 조대결정립조직을 만들었다. 이렇게 만들어진 열영향부는 조대결정립영역에 한해서 결정립 크기측정, 미세조직검사, 미소경도검사, 그리고 노치 열립 3점 굽힘 시험을 시행하여 상호 연관적으로 재열균열의 민감도를 평가하고자 하였다.

2. 실험방법

2.1 재료

본 연구에 사용된 재료는 보수용접에 그 주안점을 두고자, 약 10년간 고압/중간압력의 운전조건에서 사용되던 중 균열이 발생하여 회수된 1.0Cr-1.0Mo-0.25V 터빈로터강을 사용하였다. Table 1은 사용되어진 재료의 화학조성을 표시하고 있다. 준비된 Cr-Mo-V강은 글리블1500(Gleeble 1500)⁷⁾에 적용될 열영향부 모의시험편으로 하기 위하여 단면이 실제 샤프피 충격시험편 보다 약간 큰 11mm×11mm×55mm 크기로 하고, 이때 V노치는 없이 1차 가공하였다.

Table 1. Chemical Composition of CrMoV Turbine Rotor Steel

C	Si	Mn	Cr	Ni	P	S	Mo	V
0.31	0.18	0.75	1.04	0.11	0.016	0.012	1.14	0.24

2.2 용접열영향부 모의실험

V 노치가 없는 약간 큰 샤르피 시험편들은 Fig. 1과 같이 Gleeble 1500을 사용하여 용접열영향부 생산 모의실험을 하였다. 열영향부의 모의실험은 온도와 시간을 정확히 조절하여 이루어졌으며, 열영향부에서의 온도조절은 시험편의 정중앙부에 점용접에 의해 부착된 백금/13%Rhodium-백금 열전대로 이루어졌다. 동시에 모의 열사이클의 이상 유무를 관찰하기 위하여 디지털 전위차계와 X-Y기록계를 열전대에 연결하여 열사이클을 확인하도록 하였다. 모의 열사이클이 진행되는 동안의 온도오차는 $\pm 3^{\circ}\text{C}$ 정도였다. 모의열영향부는 서브머지드 아아크용접시에 만들어질 수 있는 열영향부중 특히 조대결정립영역만을 고려하여 사이클 중에서 최고온도를 950°C , 1150°C , 그리고 1350°C 로 다르게 설정하였다. 한편 후판용접에서의 다층용접을 고려하여, 이중사이클로서 1차 열사이클에 이어 2차 열사이클이 적용되었다. 2차 열사이클의 최고온도는 열영향부의 겹침현상으로 인한 초기의 조대결정립영역을 미세화 시킬 수 있도록 하기 위하여 1차 사이클의 최고온도 보다 낮은 온도를 채택하였다. 선택된 2차 사이클의 최고온도는 열영향부중 조대결정립영역을 포함하지 않는 온도범위로서 1100°C ⁹⁾ 이하의 온도중 선택하기 위하여 각 조건의 1차 최고온도에서 50°C 씩 감소하면서 열사이클 실험을 하고, 만들어진 미세조직을 비교한 후, 그 결과를 토대로 800°C , 950°C 그리고 1050°C 로 각각

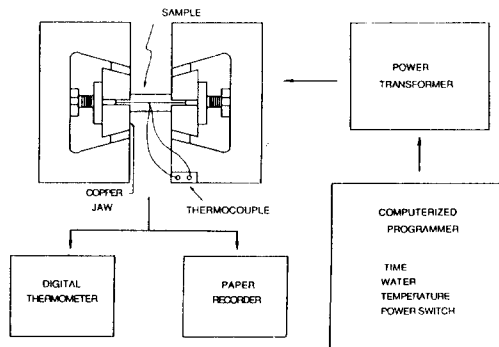


Fig 1. Schematic drawing of the Gleeble weld simulator, showing the subjected oversize blank Charpy specimen and the spot welded thermocouple.

선택하였다. 한편 다층용접을 고려한 예열온도와 중간유지온도는 250°C 로 하였다. 이렇게 모의 열사이클에 의하여 만들어진 열영향부 시험편들은 머플로를 이용하여 최종적으로 677°C 에서 1시간 동안 후 열처리를 행하였으며, 그 예열과 중간온도 그리고 후열처리 온도는 다른 연구보고서등¹⁰⁾으로부터 본 재료의 통상 용접시 행하여지는 온도를 선택하였다. Fig. 2와 Table 2는 모의사이클의 과정과 그 주요 조건들을 보여주고 있다. 예를 들면 최고온도 1150°C 의 경우 단일 열사이클은 단독으로 1150°C 까지 가열후 $\Delta T(800-500)$ 구간에서 40초를 유지하였고, 이때의 냉각속도는 약 8초였다. 반면 이중사이클에서는 1차로 1150°C 까지 가열후 단일 사이클에서와 같이 동일하게, $\Delta T(800-500)$ 구간에서 40초를 유지한 후에 다시 2차 최고온도인 950°C 로 가열하였고, 이후의 사이클과정은 단일 사이클에서와 동일하였다. 참고적으로 통상 글리블을 사용하여 모의열사이클을 만드는 과정에서, 단일 용접열영향부의 각세부지역을 재생하는 경우에

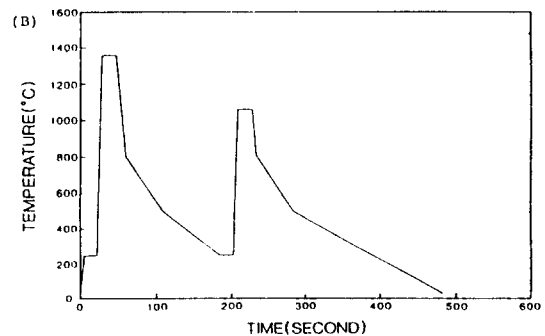
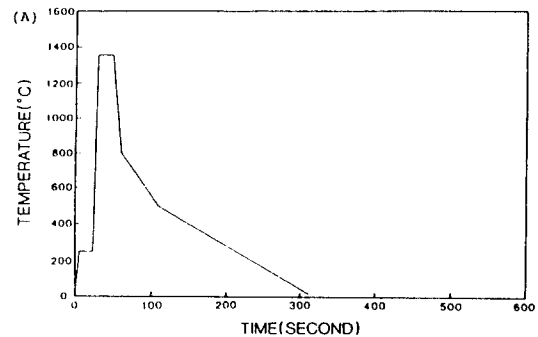


Fig 2. Thermal history for the simulated heat affected zones 1350°C Peak Temperature (A)Single cycle (B)Double cycle.

Table 2. Characterization of Simulated Weld Thermal Cycle

Peak Temperature	: 950°C(800°C), 1150°C(950°C), 1350°C(1050°C)
Cycle	: Single Cycle, Double Cycle
Holding Time at Peak Temp.	: 20 sec.
Preheat Temperature	: 250°C
Heating Rate(Average)	: 200°C/sec.
$\Delta T(800-500)$: 30[950°C], 40[1150°C], 50sec[1350°C]
Cooling Rate(800-500)	: 10°C[950°C], 8°C[1150°C], 6°C[1350°C]/sec.
Interpass Temperature	: 250°C
Postweld Heat Temperature	: 677°C

()안은 2차 사이클의 최고온도, []안은 해당하는 1차 사이클의 최고온도

는 최고온도만을 변화하고 다른 조건들은 동일하게 하여야 하며, 용접공정이나 입열량변화에 따른 열영향부를 재생하는 경우 최고온도는 동일하고 냉각속도등을 변화시키는 것이 일반적이다⁸⁾. 따라서 본 실험에서는 후자의 경우에 가깝지만, 예비 실험의 결과 생산된 열영향부의 조대결정립 미세조직에서 결정립의 크기와 미소경도값의 차이가 큰 변화를 나타내지 않아, 본 연구의 목적상 최고온도와 냉각속도를 동시에 변화시켜 비교적 상이한 미세조직변화를 갖는 열영향부를 만들고자 하였다. 이와 같이 열영향부 모의실험이 완료된 시험편들은 표면에 모의시험 도중 발생한 산화 피막의 제거와 함께 재열균열 민감도를 측정할 목적으로 만들어진 노치 열림 3점 굽힘 시험기에 적합하도록 정상적인 샤프피 시편(V노치 포함한 10 mm × 10 mm × 55 mm)으로 2차 가공하여, 각각의 조건에서 모두 4개씩의 시편이 만들어졌다.

2. 3 모의열영향부 재열균열 민감도 평가

모의사이클에 의해 생산된 열영향부중 각 한 조의 시편들은 노치 열림 3점 굽힘 시험기에 의한 재열균열 민감도를 측정하기 전에 미세조직관찰과 미소경도검사가 이루어졌다. 열영향부의 미세조직검사는 각각 그 형상과 결정립크기를 관찰하였고, 미소경도검사는 재열균열유무에 영향을 미치는 경도 값을 측정하고자 이루어졌다. 나머지 조의(조건별 2개) 시편들은 Fig. 3에서와 같이 특별히 고안된 노치 열림 3점 굽힘 시험기에 적용하여 재열균열의 민감도를 관찰하였다. 초기 노치 열림은 50, 100, 200, 300 μm 의 변위로 다이얼게이지를 이

용하여 적용시켰으며, 변위를 적용시킨 후 다이얼게이지는 제거하였다. 그런 후에 시편이 적용된 노치 열림 3점 시험기를 상자형태로 만들어진 타타늄 용기에 넣어 단열재로 밀봉한 후, 터빈로터의 운전조건과 유사하도록 머플로에서 700°C까지 50°C/hr의 속도로 가열하고 2시간동안 유지한 후에 같은 냉각속도로 서냉하는 재열처리를 시행하였다. 이때 열처리를 하는 동안 온도의 균일성은

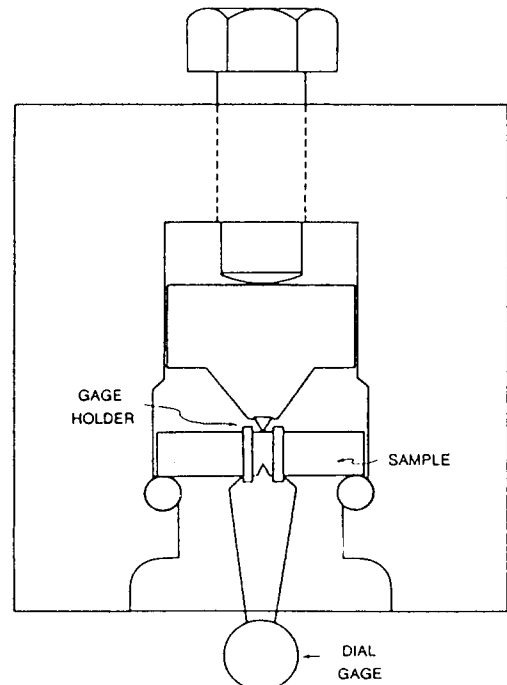


Fig 3. Notch opening 3 point bend test fixture with specimen and displacement dial gage attached.

시험편의 노치 중앙부에 부착된 chromel-alumel 열전대를 이용하여 확인하였다. 한편 재열시험중 시험편의 수소취성 가능성을 제거하기 위하여 아르곤가스를 일정한 유량으로 공급하여 주었다. 재열시험이 완료된 시험편은 광학현미경과 주사전자현미경을 이용하여 균열의 발생여부를 조사하였다. 그리고 마지막 단계로 이렇게 열처리가 완료된 시험편은 균열의 발생여부에 관계없이 액체질소에서 냉각후 즉시 파괴하고 그 파면양상은 주사전자현미경을 이용하여 관찰하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 모재의 미세조직관찰과 경도 검사

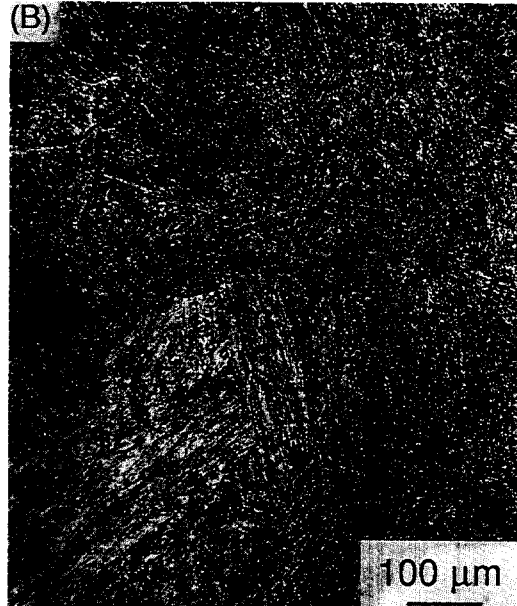
경도 검사 Fig 4(A),(B)는 모의 실험을 하기전 터빈로터 모재의 미세조직을 보여주고 있다. Fig 4(A)는 2%의 질산알코올 용액으로 부식시킨 미세조직으로 베이나이트(질은부분)와 페라이트(연한부분)의 혼합조직인 듯하였으나, 비커스 미소경도 시험(하중 200g)에서 질은 부분은 평균 287DPH, 연한부분은 276DPH로 측정되었다. 이 경도 값들은 0.35%의 탄소를 갖는 강의 미세조직과 비교¹¹⁾하여 본 결과 퍼얼라이트와 마르텐사이트의 중간 경도값을 갖는 것으로 나타났으며, 이는 모재가 장시간 고온에서 노출되어 발생된 뜨임된 베이나이트 조직으로 생각할 수 있다. 한편 모재의 입계만을 선택적으로 부식시키는 것으로 알려진¹²⁾ 피크린산과 황산염벤젠(sodium tridecylbenzine sulfonate)의 혼합용액을 사용하여 부식시킨 시험편으로부터 구오스테나이트(prior austenite) 입자크기를 측정된 결과 평균 직경크기는 약 155 μm (ASTM No.2.5)으로 비교적 조대하고 불균일한 분포를 보여주고 있다.

3.2 모의 열영향부의 미세조직관찰과 미소경도검사

Fig 5(A),(B)는 최고온도 950 $^{\circ}\text{C}$ 로 단일사이클과 이중사이클에서 얻어진 열영향부의 광학현미경 미세조직을 보여주고 있다. 두 사이클에서 모두 그 결정립크기는 모재에 비하여 현저히 조밀하여졌다.



(A) 2% Nital



(B) Sodium tridecylbenzine sulfonate

Fig 4. Microstructures of the base rotor material etched by

Table 3은 그 열영향부 미세조직에서 측정된 결정립의 크기와 미소경도값을 보여주고 있다. 단일사

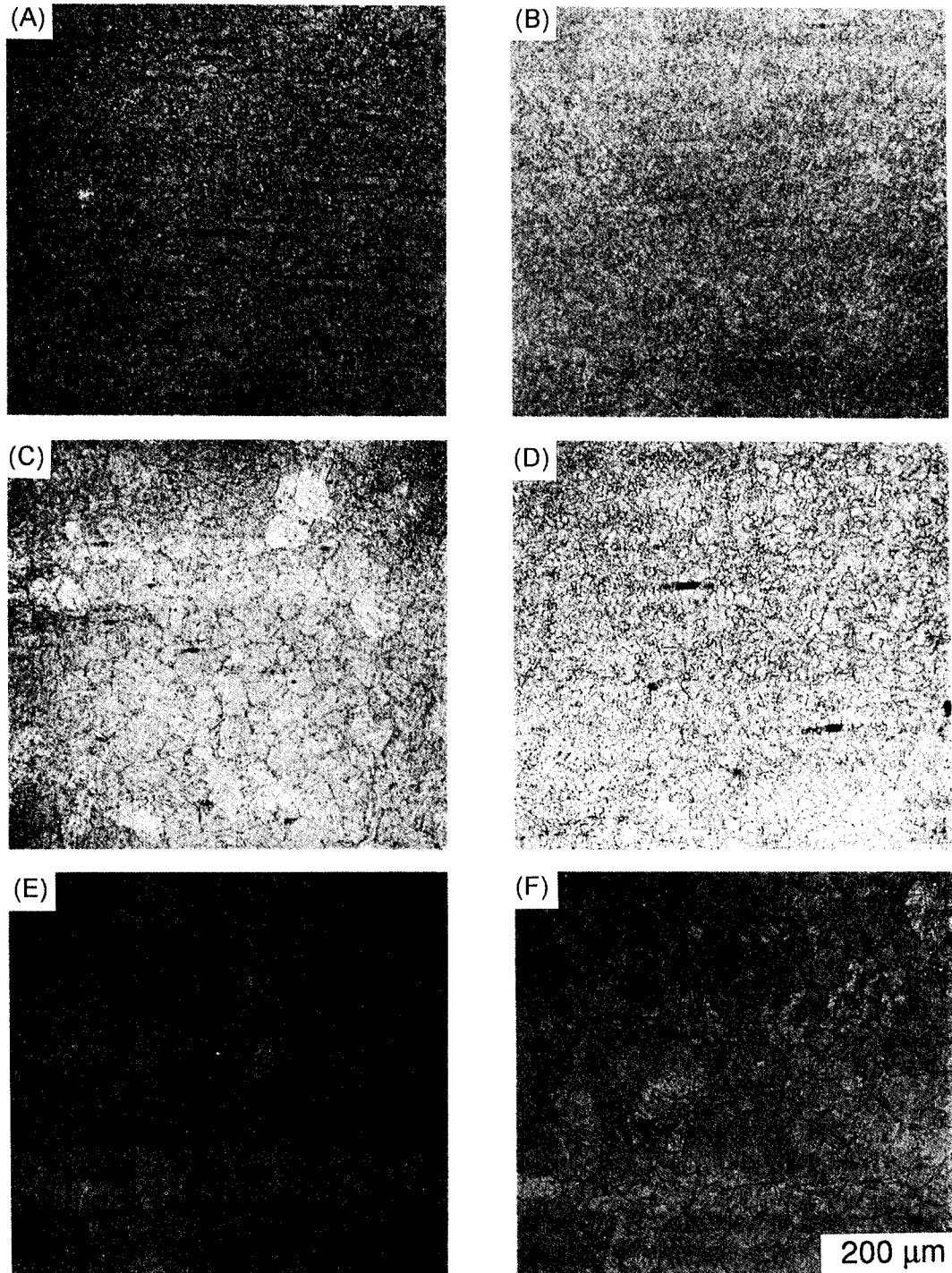


Fig 5. Microstructure of simulated heat affected zones, 950°C : (A)single (B)double cycle, 1150°C : (C)single (D) double cycle, 1350°C : (E)single (F)double cycle.

Table 3. Results of Microhardness and Grain Size Measurement of the Simulated Heat Affected Zones

Peak Temperature	Microhardness (DPH)	Grain size (μm)
950°C Single Cycle	314	28
950°C-800°C Double Cycle	276	<10
1150°C Single Cycle	445	64
1150°C-950°C Double Cycle	359	30
1350°C Single Cycle	462	330
1350°C-1050°C Double Cycle	484	85

이클과 이중사이클에서 얻어진 결정립의 크기는 각각 28 μm 과 10 μm 이하로 모재에 비하여 큰 차이를 보였지만, 미소경도값은 314DPH와 276DPH로 큰 차이는 없었다. 결정립크기에서 현저한 차이를 보이는 것은 열사이클동안 낮은 최고온도에서 짧은 시간동안 유지되어 탄화물이 거의 분해되지 못하고 결정립성장을 방해하였으며 대신에 초기조직이 재오스테나이트화하면서 탄화물을 핵으로 결정립 미세화가 촉진된 것으로 생각된다. 이중사이클에서는 1차 사이클에 이어 최고온도 800°C의 2차 사이클이 이루어지면서 결정립성장 방해와 결정립 미세화과정이 중첩되어 그 결정립의 크기가 더욱 미세화된 것으로 생각된다. 그리고 단일사이클에 비하여 이중사이클에서의 작은 경도값을 보이는 것은 2차 최고온도(800°C)에 기인된 뜨임효과인 것으로 생각할 수 있다. 한편 미세조직의 형상을 관찰하고자 시도하였으나 조직이 너무 미세하여 판별이 어려웠지만 측정된 경도 값을 참고문헌¹³⁾에서 얻은 값과 비교하여 본 결과 베이나이트조직으로 예상되어질 수 있다. Fig 6(A),(B)는 동일한 시험편을 주사전자현미경으로 관찰된 미세조직으로서 단일사이클과 이중사이클에서 모두 다른 최고온도에 비하여 비교적 조대한 탄화물과 그 분포가 균일함을 보여주고 있다.

Fig 5(C),(D)는 1150°C의 최고온도에서 만들어진 열영향부의 미세조직을 보여주고 있다. 단일사이클에서는 최고온도 950°C에서 얻어진 미세조직에 비하여 결정립이 많이 조대화하였으나 이중사이클에서는(1150°C-950°C) 2차 사이클에 의하여 결정립이 다시 미세화 되었음을 보여준다. 결정립의 크기는 단일과 이중사이클에서 각각 64 μm 과 30 μm 으로 측정되었고, 최고온도 950°C에서와 같이 모재에 비하여는 역시 작은 값을 보여주었다. 최

고 온도 950°C에 비하여 단일사이클에서는 최고온도의 상승에 따라서 탄화물의 분해효과가 크기 때문에 결정립의 성장이 용이하였고, 2차 사이클(최고온도 950°C)에서는 역시 1차 사이클에서 고용이 완전하게 이루어지지 않은 탄화물들이 입계이동을 방해하고 재오스테나이트화 하면서 결정립을 미세화 시킨 것으로 생각된다. 미소경도값은(Table 3) 단일과 이중사이클에서 각각 445DPH와 359DPH로 측정되었고, 모재와 최고온도 950°C의 열영향부에 비하여 현저히 증가되었다. 경도값의 상승은 최고온도 950°C에서 보다 용이하게 분해된 탄화물과 열사이클에서의 냉각속도 증가에 기인한 것으로 생각된다. 한편 미세조직의 형상은 미세한 결정립으로 인하여 식별이 용이하지 않았지만, 그 경도값들을 근거로 한 비교관찰¹³⁾로부터 단일사이클(C)에서는 베이나이트기지에 부분적인 마르텐사이트가 혼합된 미세조직으로 예상되고, 이중사이클(D)에서는 그 분해되었던 탄화물이 다시 부분적으로 조대화 하면서 경도값이 감소된 베이나이트화한 것으로 생각할 수 있다. 동일 시험편을 주사전자현미경으로 관찰하여 본 결과[Fig 6(C),(D)], 최고온도 950°C에서와는 다르게 단일사이클에서는 탄화물이 쉽게 식별되지 않을 정도로 분산되어 있으나 2차 사이클을 겪으면서 탄화물이 약간 조대화된 것이 관찰된다.

Fig 5(E),(F)는 최고온도 1350°C에서 만들어진 열영향부의 미세조직으로 마르텐사이트기지에 약간의 베이나이트가 산재한 혼합조직을 보여준다. 단일사이클에서는 매우 조대한 결정립이 관찰되고, 이러한 조대결정립은 역시 이중사이클시에 2차 사이클(1050°C)의 영향으로 결정립의 크기가 감소되었지만 Table 3에서 보여주는 것과 같이 그 크기는 전자의 최고온도 950°C와 1150°C에서 보다는 많이 조대한 것으로 측정되었다. 이러한 조대결정립은 비록 짧은 시간 동안이지만 그 최고온도가 높은 탓으로 탄화물의 분해가 자유롭게 일어나 입계를 고착시킬 수 없었기 때문인 것으로 사료된다. 단일사이클에서는 Fig 6(E))와 같이 자유로운 탄화물의 분해로 인하여 (C),(D)에 비하여 깨끗한 결정입내에 조직을 보여준다. 한편 이중사이클에서는 단일사이클에 비하여 탄화물이 조대화 되고 그 모양도 대략 구상형에서 막대형상으로 변화된 것이 특이하게 관찰된다. 탄화물의 형상변화는 아마도 최고온도가 증가함에 따라 1차 사이클에서는

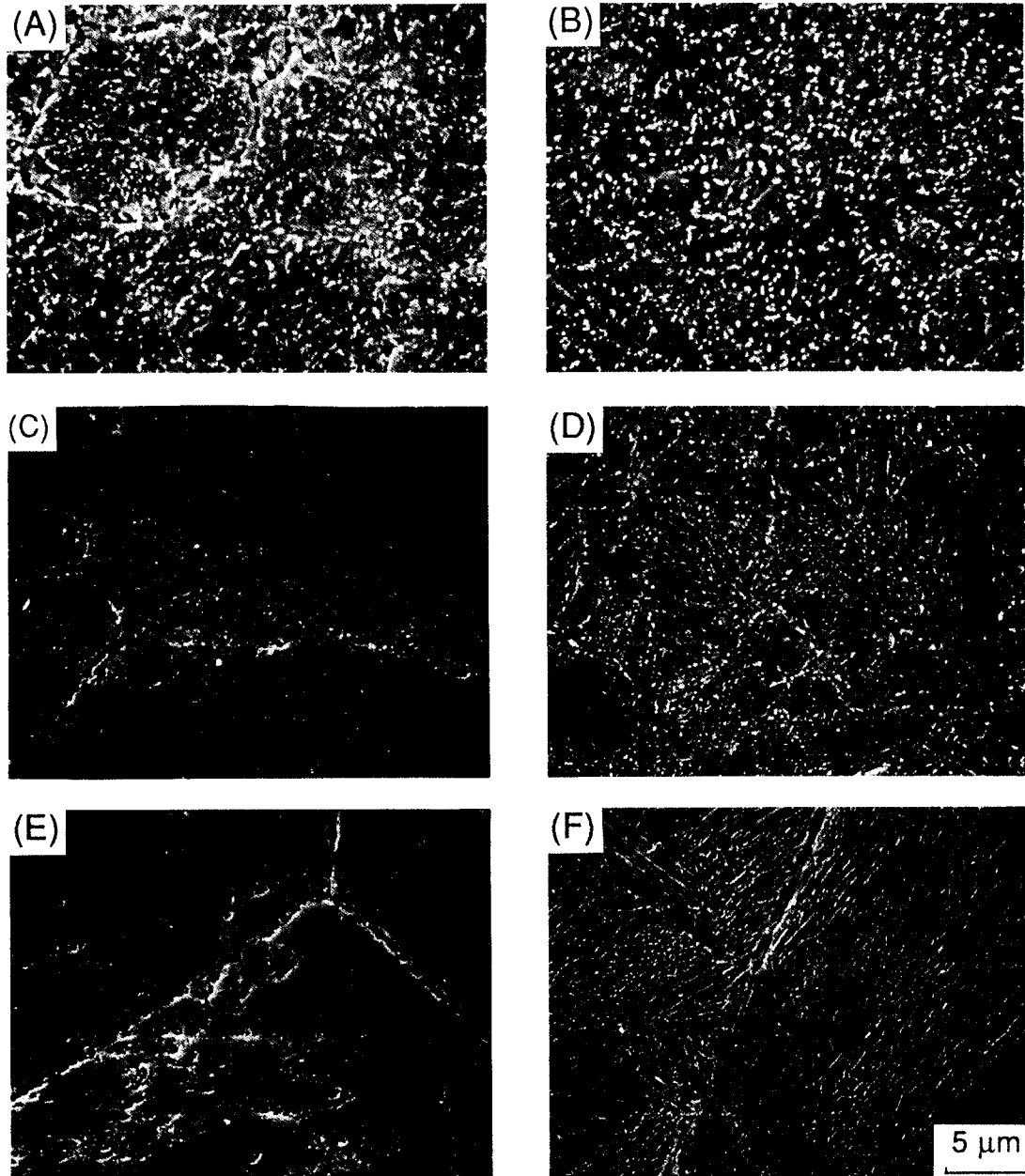


Fig 6. SEM micrographs of simulated heat affected zones, 950°C : (A)single (B)double cycle, 1150°C : (C)single (D)double cycle, 1350°C : (E)single (F)double cycle

관상의 마르텐사이트나 하부베이나이트가 나타날 것으로 예상되며, 2차사이클을 경험하면서 탄화물의 성장이 관상계면에 따라 일어나기 때문에 막대상의 탄화물로 변화된 것으로 사료된다. 이러한 탄

화물의 변화된 형상은 다른 최고온도의 경우와 다르게 2차 사이클을 경험하면서도 그 경도값을 오히려 증가시키지 않았나 생각된다.

이러한 3가지 모의 사이클을 관찰해 본 결과 열

영향부의 모의시험은 베이나이트의 상변태, 그리고 그 변태에 따른 생성물의 경도와 결정립크기는 탄화물의 분해와 입계성장 두 변수의 경쟁적인 효과로부터 설명될 수 있겠다¹³⁾. “가열사이클 동안 재료가 오스테나이트화 되었을 때 비교적 낮은 온도(최고온도 950°C)에서는 분해되지 못한 탄화물로 인하여 입계의 고착현상이 입계성장을 더디게 만들었지만, 최고온도를 어떤 입계온도 이상으로 증가시키면 탄화물은 자유롭게 분해되기 시작하여 결정립성장이 구속되지 못하고 빠른 속도로 진행되는 것으로 생각할 수 있다. 위와 같은 고찰로부터, “재열균열은 열영향부의 조대결정립이 특히 조대 할 경우 발생한다”고 하는 연구보고서¹⁴⁾ 등을 고려할 때, 최고온도 1350°C의 모의 열영향부는 재열균열에 민감할 수 있으므로 실제 용접시 모재를 최고온도에서 짧은 시간 노출시키거나, 냉각속도를 조절하는 방법 등의 용접공정을 적용함으로써 재열균열의 발생률을 감소시킬 수 있을 것으로 사료된다.

3.3 재열균열(Reheat Crack)의 민감도 평가

3.3.1 노치 열림 3점 굽힘 시험

Table 4는 재열균열의 민감도를 측정하기 위하여 노치 열림 3점 굽힘 시험에 적용된 초기변위의 크기 및 균열의 발생 결과를 보여주고 있으며, 각 조건에서는 모두 동일한 결과, 예를 들어 최고온도 1150°C 단일사이클 2개의 시험편에 100 μm의 변위가 적용된 경우 2개시험편 모두 균열이 발생되지 않았음을 나타낸 것이다. 최고온도 950°C의 열

Table 4 Summary of the Reheat Cracking Test in the Simulated HAZs

Thermal Cycle	Initial Notch Opening Displacement(μm)			
	50	100	200	300
950°C single cycle	*	*	SAFE	SAFE
950°C double cycle	*	*	SAFE	SAFE
1150°C single cycle	CRACK	CRACK	*	*
1150°C double cycle	*	SAFE	SAFE	*
1350°C single cycle	CRACK	*	CRACK	*
1350°C double cycle	CRACK	CRACK	*	*

* : 실험이 시행되지 않음., SAFE : 균열이 발생하지 않음.

영향부는 비교적 많은 변위를 적용하였음에도 불구하고 재열균열에 우수한 저항성을 보여준다. 최고온도 1150°C의 영향부에서는 경도가 445DPH, 결정립크기가 64 μm인 단일사이클에서는 소량의 변위에도 균열이 발생하였지만, 경도가 359DPH, 결정립크기가 30 μm인 이중사이클에서는 보다 많은 양의 변위를 적용시켰음에도 균열은 발생하지 않았다. 이와 같이 단일사이클에서만 재열균열이 발생한 것은 Table 5에서 재열균열 시험전과 후의 경도가 많은 차이를 보이고 있는 것과 그 결정립 크기에 기인한 것으로 생각할 수 있다. 단일사이클의 경우에는 모의사이클에서 축적된 잔류응력이 커서 후열처리과정에서 충분히 이완되지 못한 잔류응력이 재열처리동안에 그 결정립이 조대하여 응력을 수용할 수 있는 입계면적이 작아 균열발생 저항력의 약화로 결정입계를 따라서 이완되었기 때문이다. 반면에 이중사이클의 경우는 열영향부에서 1차 사이클에 의해 발생한 잔류응력이 낮은 최고온도인(950°C) 2차 사이클에 의한 1차적인 응력이완과 후열처리에 의한 2차적인 응력이완이 이루어졌으며, 미세한 결정립에 따른 입계면적의 증

Table 5. Results of Hardness Measurement Before and After Reheat Cracking Test

Thermal Cycle	Hardness before 3 P.B. Test	Hardness after 3 P.B. Test	Hardness Deviation	Grain Size(μm)	Crack
Base Metal	263	255	8	155	
950°C (S)	314	279	35	28	safe
950°C (D)	276	251	25	<10	safe
1150°C (S)	445	360	85	64	crack
1150°C (D)	359	326	33	30	safe
1350°C (S)	462	374	88	330	crack
1350°C (D)	484	342	142	85	crack

* (S) : 단일사이클, (D) : 중복사이클

가는 균열발생을 저지할 수 있었던 것으로 생각된다.

최고온도 1350°C의 경우는 미세조직관찰과 미소경도검사에서 예상할 수 있었던 것과 같이 단일, 이중열사이클 모두에서 소량의 초기변위를 적용하였음에도 균열이 발생하였다. 이는 Table 5에서 민감도 재열시험전과 후의 현격한 경도의 차이를 보이는 것으로부터, 모의사이클에서 급속한 가열과 냉각에 따라 축적된 많은 양의 잔류응력 대부분이 재열균열 시험과정중에 결정입계를 따라 이완되었기 때문이라고 사료된다. 재열균열은 일반적으로 열영향부의 조대결정립의 크기에 의존하는 것으로 알려져 왔으나¹⁴⁾, 본 실험의 결과로 볼 때 재열균열은 열영향부의 결정립 크기뿐만 아니라 경도값 또한 중요한 변수인 것으로 나타났다. 본 연구에서 사용된 재료의 경우, 재열균열발생은 열영향부에서 조대결정립의 미소경도를 360DPH, 그리고 결정립크기를 30 μm 이하로 조절할 수 있다면 재열균열을 방지할 수 있을 것으로 생각된다. 한편 Table 5에서 보여주는 바와 같이 재열처리시에 발생하는 응력완화 현상은 재열균열 발생시 갑작스런 소성응력완화를 수반한다고 하는 연구결과¹⁵⁾와 잘 일치하는 것으로 나타났다. 따라서 재열균열은 용접시에 발생된 잔류응력이 사용조건에서 이완되면서 발생하는 것으로서, 이는 용접후 응력이완에 따른 열영향부의 경도변화를 계속적으로 관찰한다면 재열균열의 발생여부를 예측할 수 있을 것으로 사료된다.

3.3.2. 재열균열의 관찰

균열이 발생한 모든 시편에서 입계균열이 관찰되었고, 이는 재열균열의 전형적인 양상과 일치하였다.¹⁶⁾ Fig 7은 최고온도 1350°C의 단일열사이클 시편에 50 μm 의 초기 변위를 주었을 때 발생한 재열균열을 보여주고 있으며, 균열은 노치선단에서 발생하여 시편의 중앙부로 입계를 따라 진전하였다. 어떤 균열의 경우는 Fig 8(최고온도 1350°C 이중사이클 시편에 100 μm 의 초기 변위 적용)과 같이 입계를 따라 탄화물과 같은 석출물이 입계를 장식하고 있는 듯하였으나, 주사전자현미경을 이용하여 관찰하여 본 결과 입계를 따라 광범위한 공동이 관찰되었다. 이러한 공동의 집합은 재열균열의 초기 시작과정에서 발생한다고 알려져 있다¹⁵⁾. 재열균열의 유무가 확인된 시편들은 실험방법에서 설명한 바와 같이 파단표면을 관찰하기 위하여 액체질소에서 냉각후 충격을 주어 파단하였다. 그리고 노치 열림 3점 굽힘 시험에 의한 재열균열 평가의 실효성을 확인하고자 재열균열시험을 하지 않은 시편들(나머지 1조)도 같은 조건하에서 파괴하여 그 파편양상을 비교 관찰해 본 결과가 Fig 9(A)-(D)와 Fig 10(A)-(D)에 나타나 있다. 두 경우의 파괴양상은 현저히 차이가 있었으며 최고온도 1350°C의 열영향부는 Fig 9(A)(B)와 같이 재열균열시험을 경험하지 않은 경우에는 부분적 입계분리와 준벽개 파괴 형태의 입내파괴에서 재열

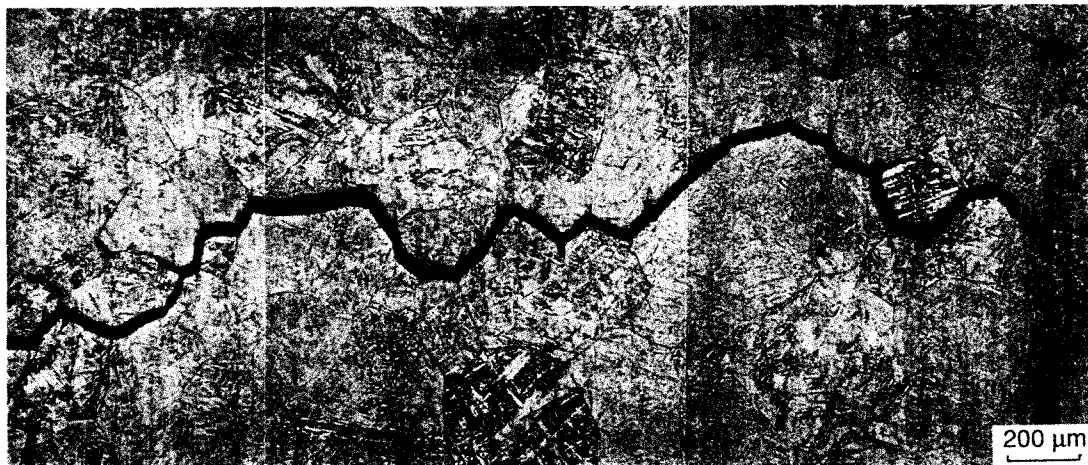


Fig 7. Typical reheating crack on the simulated heat affected zone took from 1350°C peak temperature single cycle

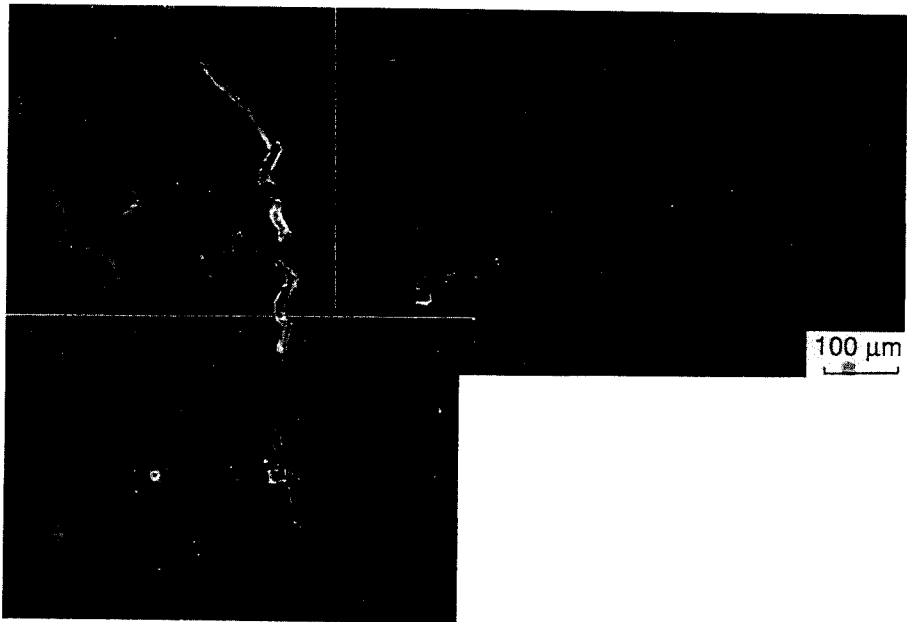


Fig 8. SEM micrograph of reheat crack with extensive cavity formation at subgrain boundaries on the simulated HAZ

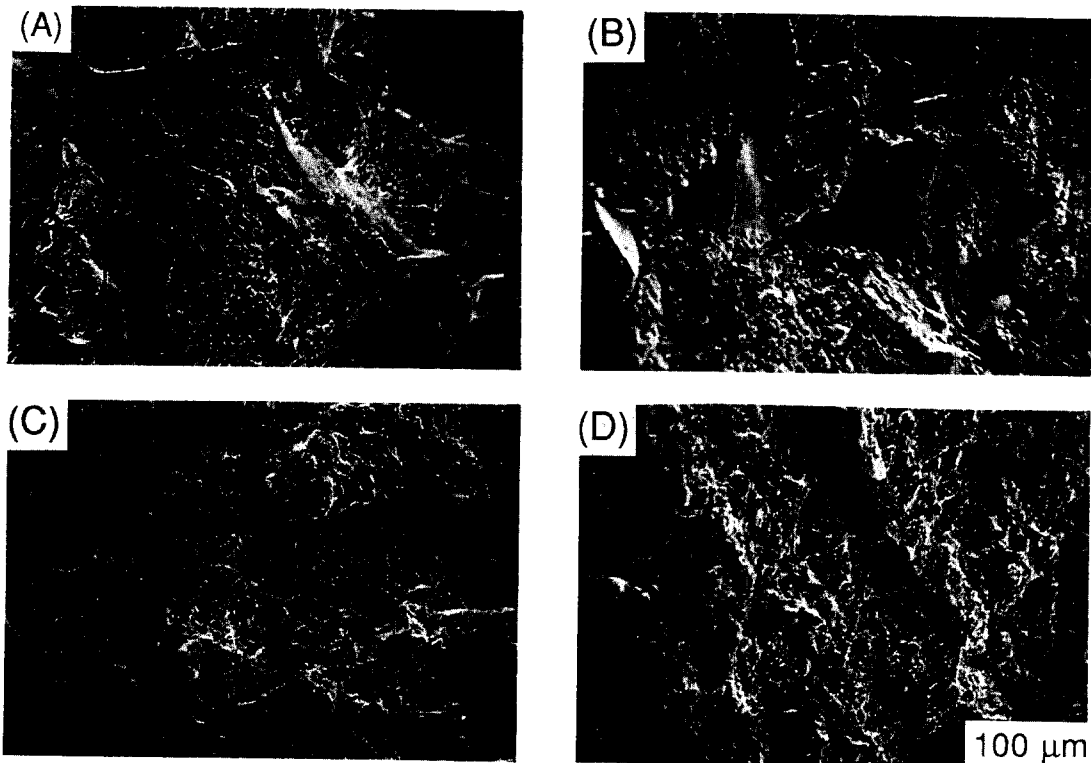


Fig 9. Fracture surfaces of the simulated HAZs before notch opening 3pt. bend test : 1350°C : (A)single (B)double cycle, 950°C : (C)single (D)double cycle

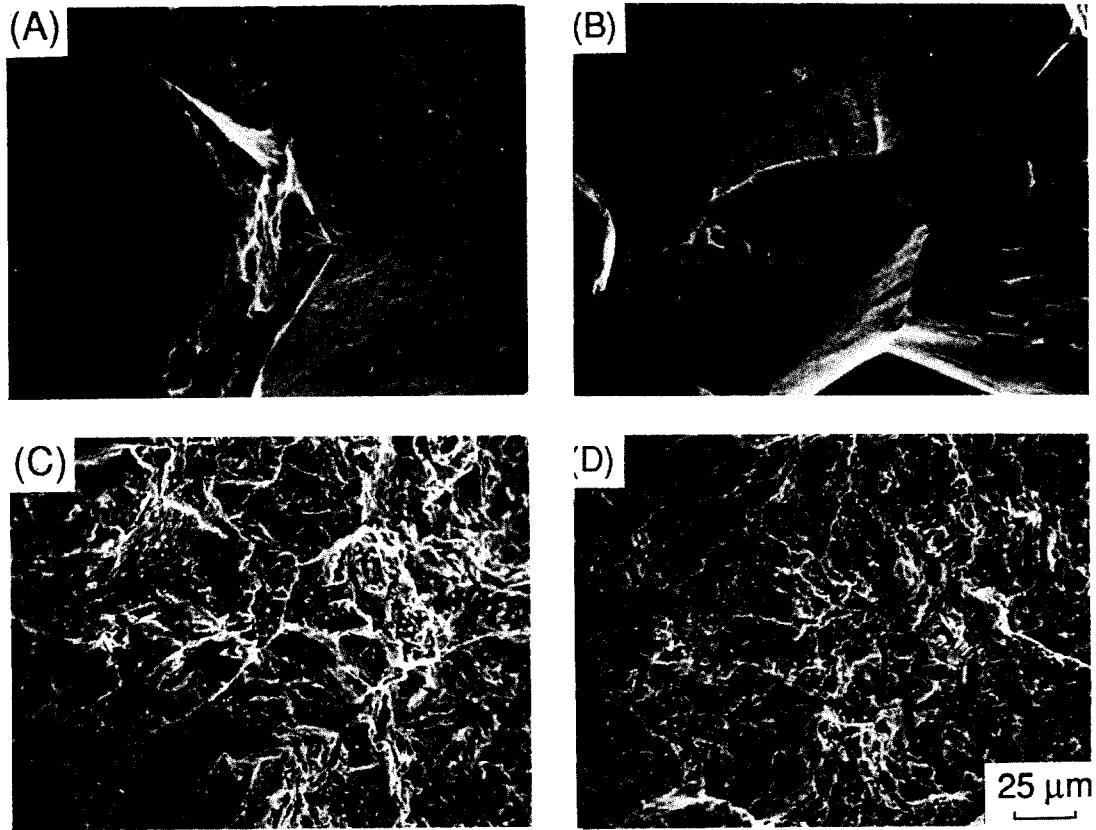


Fig 10. Fracture surfaces of the simulated HAZs after notch opening 3pt. bend test : 1350°C : (A)single (B)double cycle, 950°C : (C)single (D)double cycle



Fig 11. Transition of reheat crack of the heat affected zone flrom 1150°C single cycled

균열 시험이후에는 Fig 10(A)(B)와 같이 완전히 입계균열로 변화되었다. 반면에 최고온도 950°C의 경우에는 Fig 9(C)(D)와 Fig 10(C)(D)에서와 같이 시험전과 후에 유사한 파면양상을 보여준다.

이러한 결과로부터 노치 열림 3점 굽힘 시험은 재열균열을 발생시키는데 효과적인 것으로 확인될 수 있었다. Fig 11은 특히 본 실험에서 재열균열발생의 임계점이라고 할 수 있는 최고온도 1150°C

단일사이클시험편에 50 μm 의 초기 변위를 적용하여 균열이 발생된 열영향부를 단계적으로 관찰해 본 결과로서 재열균열의 발생과정을 알 수 있는 파면 양상을 보여주고 있다. 이 조합사진은 재열균열 선단에는 표면이 깨끗한 입계균열로서, 공동이 확산에 의해 소멸된 지역이었으며, 균열의 진전에 따른 공동의 발생지역 그리고 균열이 진전되지 않은 준벽개 균열의 3단계로 이루어짐을 보여준다. 이러한 관찰은 재열균열 초기에 발생된 공동이 결합을 이룸과 동시에 입계확산에 의해 소멸되고 궁극적으로는 입계의 결합력을 약화시키면서 표면이 미려한 입계균열을 일으키는 것으로 사료된다.

4. 결 언

이상과 같은 실험의 고찰을 통하여 얻어진 결과를 요약하면 다음과 같다.

1. 샤르피시험편을 이용한 노치 열림 3점 굽힘 재열균열시험은 재열균열의 민감도를 평가하는데 효과적인 방법이라 할 수 있다.
2. 최고온도, 950°C로 만들어진 열영향부의 조대 결정립영역은 자유롭게 분해되지 못한 탄 화물로 인하여 오스테나이트의 성장을 저지하여 미세한 결정립을 보여주었으며, 이로 인하여 재열균열은 발생하지 않았다.
3. 최고온도 1150°C의 열영향부 조대결정립영역에서는 950°C의 경우에 비하여 탄화물의 분해가 용이하여 성장된 결정립을 보이면서 재열균열 민감도가 증가되었으나, 이중사이클에서는 2차 열사이클의 영향으로 그 탄화물을 핵으로 결정립을 미세화 시킴으로써 균열의 민감도를 감소시켰다.
4. 최고온도 1350°C의 경우에는 탄화물의 자유로운 분해와 함께 수반되는 결정립성장이 과도하여 조대결정립과 경화된 미세조직을 보여 주었으며, 이는 2차 열사이클에서의 중첩효과에도 불구하고 증가된 미소경도값을 보이면서 대단히 재열균열에 민감한 것으로 나타났다.
5. 재열균열의 발생여부는 열영향부의 미세조직에서 얻어지는 결정립의 크기뿐만 아니라 미소경도측정에 의해서도 간접적으로 예측할 수 있었다.

참 고 문 헌

1. S.C. Lee and S.W. Nam : "A Study on Continuous Low Cycle Fatigue Properties of 1% Cr-Mo-V Steel and 12%Cr-Mo-V Steel Used in Turbine Rotors", J. Kor. Inst. Met., Vol. 28, No. 9, pp. 818-824(1990)
2. S.H. Bush : "Failures in Large Steam Turbine Rotors", Electric Power Research Institute Proceedings, WS-79-235, 1-27, Sept.,(1981)
3. R.E. Munson and N.D. Russell : "Welded Rotor Repair, An Insurer's Perspective" Electrical Power Research Institute Proceedings, Gs-6233, pp.43-54 April, 1989
4. K.P. Bently : "Precipitation during stress relief of welds in CrMoV steels", British welding J., 11, 507(1964)
5. N.T. Burguess : "Some weld failures in power stations", welding and metal fabrication, 30, 105, (1962)
6. R. Thamburaj, W. Wallace and J.A. Goldak : "Postweld heat treatment cracking in superalloys" International Metals Review, Vol.28, pp.1-22,(1983)
7. E.F. Nippes and W.F. Savage : "Test of specimen simulating weld heat affected zone", Welding J., 28(12), pp 599-616(1949)
8. Duffers Scientific Inc. : "Dynamic Thermal, Mechanical Metallurgy using the Gleeble", second edition(1987)
9. P.J. Alberry and W.K.C Jones : "Computer Model for Prediction of Heat Affected Zone Microstructures in Multipass weldmentsns", Metal Technology, Vol.9, pp.419-426, (1982)
10. G.S. Kim and J.E. Indacochea : "Weldability Studies in Cr-Mo-V Turbine Rotor Steel", J. Materials Eng. Vol.10, No.2, pp.117-132,(1988)
11. G. Krauss : Principles of Heat Treatment of Steel, ASM.(1980)
12. M.P. Seah : "Interface Absorption, Embrittlement and Fracture in Metallurgy" Sur. Sci.,

- Vol.53, pp.168,(1975)
13. P.J. Alberry and W.K.C. Jones : "Structure and hardness of 0.5Cr-Mo-V and 2Cr-Mo simulated heat affected zones", Metal Technology, pp.557-564, Dec.,1977
 14. A.G. Glover and W.K.C Jones and A.T Price : "Assessment of resistance of alloy steels to re-heat cracking using Vinickier test" Metal technology, pp.326-332, June,(1977)
 15. C.P. You, A. Hippsley, and J.F. Knott : "Stress Relief Cracking Phenomena in High Strength Structural Steel", Metal Science, Vol.18, pp.387-394, (1984)