

고온용 RS/PM Al-Fe-V-S합금의
마찰용접부의 고온거동에 관한 연구

*구형희
국방과학연구소

1. 서론

최근 개발중인 고온용 Al합금중 가장높은 고온강도와 안정성을 가지고 있는 Al-Fe-V-Si합금의 마찰용접부의 고온거동에 관하여 연구하였다. 모재 및 마찰 용접부의 미세조직, 기계적 강도, 파괴특성에 관한 내용은 저자에 의해 이미 발표된 바 있다 (1, 2, 3, 4).

앞서의 연구결과에서 알 수있는 바와 같이 RS/PM Al-Fe-X 합금의 기계적 강도에 영향을 주는 주요인자는 미세한 디스퍼소이드의 조대화이다. 최적 조건에서 용접된 접합부의 기계적 강도는 우수하나 디스퍼소이드의 분산, 혼합, 마찰용접부 계면에서의 재결정 등에 의해 용접부의 미세조직은 모재와 상당한 차이를 보이고 있어 이러한 미세조직을 가진 용접부의 고온 특성은 모재와 다른 양태를 보일 것으로 판단된다. 이와같은 이유에서 고온 사용을 위해서는 모재와 더불어 용접부에서의 디스퍼소이드의 조대화 및 상변태등을 연구할 필요가 있다. 본 연구에서는 앞서의 AA-8009 (FVS0812) 합금의 관성마찰 용접부의 미세조직 연구에 이어 용접부의 575°C까지의 고온특성을 연구하였다.

2. 실험방법

본 연구에 사용된 모재는 Allied Signal사에서 Planar-Flow Casting and Communiton (PFC/C) Process 및 Vacuum Degassing, Hot Pressing, Extrusion에 의해 제작된 AA8009 (Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si in wt. %)로 25 mm직경의 봉재를 사용하였다. 용접면은 용접직전 건조상태로 가공하였다. 관성마찰용접은 MTI Model 120을 사용하여 관성모먼트 0.17 Kg-m², 최초속도 523.6 rad./s, 압축력 83.7 KN으로 제작하였다. 고온시험 시험은 고온산화등의 영향을 배제하기 위하여 Pyrex 튜브에 10⁻³ torr.로 밀봉한후 425 °C에서 100에서 500시간 그리고 500 °C 및 575 °C에서 100시간 등은 가열하였다. 광학현미경 관찰에는 Keller's 시약으로 에칭하였고 TEM 시험은 HNO₃-Methanol 1:3 용액으로 -30 °C에서 전해연마하여 JEOL 200CX TEM 및 TN-200 EDS system으로 관찰하였다. 미세조직의 정량분석은 Hillard 방법을 이용하여 Diameter Analysis를 행했다.

3. 결과 및 고찰

모재 모재는 TEM 조사결과 미세한 디스퍼소이드 지역과 조대한 디스퍼소이드 지역 및 응집 형태의 미세한 디스퍼소이드 지역의 3 가지 입자로 구성되어 있었고 그 평균직경은 96 nm이었고 결정립의 평균 크기는 0.5 μm이었다.

용접부 용접부의 OM 및 TEM 관찰에서 서로 다른 크기의 디스퍼소이드의 혼합, 분쇄 및 조대화는 용접부 계면 (내부열변형대)에서만 일어남을 알수 있었고 외부열 변형대에서의 혼합 또는 조대화는 관찰되지 않았다.

고온시험 광학현미경에서의 관찰결과 사용가능한 최고온도로 알려진 425 °C에 노출된 모재와 용접부는 현저한 변화를 보이지 않았다. 미소경도 측정결과 그림1 에 보인바와 같이 모재에서는 거의 변화를 보이지 않는데 반해 용접부 계면과 열변형대에서는 약간의 감소를 보였으나 200시간후의 안정된 값에서도 모재보다는 높은 값을 보였다. 이는 모재에 존재하였던 응집형태의 디스퍼소이드의 분산에 의한 분포밀도의 증가로 해석된다. 그림2는 425 °C에서 as-welded 상태와 500시간 시험 후의 용접계면 및 모재의 TEM 사진으로 용접계면은 결정립 크기에 있어 큰변화를 보이지않았고 다만 시험시간에 따라 결정립 내에서의 디스퍼소이드 밀도의 감소 및 약간의 조대화를 보였다. 결정립 성장의 방해요소는 명백히 높은 부피분율의 디스퍼소이드에 의한 pinning효과로 보여진다. 모재의 경우 비슷한 경향을 보였으나 그 증가속도는 낮은 편이었다. 정량적인 전위 밀도의 측정은 안하였으나 모재, 용접계면에서의 변화는 미미하였다. 그림3과 4는 디스퍼소이드 크기분포의 시간에 따른 변화이다. 분포곡선의 정점의 이동과 bimodal분포의 소멸이 보여진다. 이는 200시간이후 분포곡선이 LSW 이론의 정상상태로의 수렴경향에 따른것이다.

보다 높은 온도에서의 조대화현상을 관찰하기위해 500 °C와 575 °C에서 1시간 처리한결과 광학현미경에서도 침상의 디스퍼소이드를 관찰할수 있었으며 575 °C에서

는 그 크기는 훨씬 증가하여 여러개의 결정립에 걸쳐 있을 정도이었다 (그림5). 위와같은 현상은 용접부와 모재 전체에 거의 동일한 현상을 보였다. EDS결과 침상의 디스퍼소이드는 70.6Al-28.5Fe-0.3V-0.5Si at.%였고 자세한 회절 분석은 하지 않았으나 다른 연구결과(5)와 비교하여 C-Centered 단사정인 $Al_3(Fe,V)$ 인것으로 결론지었다. 미소경도 측정결과 1시간 등온시효 결과에서는 500 °C이상에서 조대화에 따라 급격한 감소를 보였다.

등온시효 결과에 대한고찰 일반적인 Ostwald Ripening에 대한 수식은

$$r(t)^n - r(0)^n = Knt$$

여기서 diffusion flux (= $d\sigma C_0$)는 Fe가 최소로서 Fe의 확산이 rate-limiting step이 된다.

$$\text{for VDC, } K_3 = (8/9)(D\sigma C_0 \Omega^2 / kT X_{Fe}) K(\phi) \\ = 4.03 \times 10^{-11} \exp(-1660/T)(C_0/T)$$

$$\text{for GBDC, } K_4 = (9/64)(D_{GB} \sigma \omega C_0 \Omega^2 / XYkT) \\ = 6.13 \times 10^{-24} \exp(-6,976/T)(C_0/T)$$

for Disl. Pipe Diffusion Control,

$$K_5 = (4/5)^5 (5/4\pi) (ZqD_p \sigma C_0 \Omega^2) / kT \\ = 1.46 \times 10^{-30} \exp(-11,659/T)(C_0 Z/T)$$

사용된 기호의 설명은 Ref.6를 참조.

상기의 계산결과 표1에 보인바와 같이 체적확산과 입계확산에 의한 조대화의 비중이 가장 컸으며 작은 결정립 크기를 고려할때 타당하다고 생각된다. 모재의 경우보다 용접계면에서의 초기성장속도가 빠른 주원인은 모재에 존재하는 응집 형태의 디스퍼소이드의 분산에 의한 정상상태 분포보다 넓은 분포에 기인한 것으로 보인다. Voorhes et al (7)에 의한 multi-particle Ostwald Ripening Computer Simulation에서 정상상태보다 좁은 분포의 경우 초기단계에서는 분포곡선은 외부로 확장함으로써 정상상태에 이르며 이경우 입자의 평균크기는 감소하거나 변화가 없다. 모재의 경우 425 °C에서 100시간 시효시 $\langle D_{Fe} \rangle = 38 \mu m$ 이고 균일 디스퍼소이드를 포용하는 지역의 폭이 30 μm 로 위와같은 상황이 발생한다. 이와반대로 용접부 계면에서와 같이 실제분포곡선이 정상상태 분포보다 넓은 경우 Voorhes et al의 결과는 정상상태에 이르기까지의 시간은 훨씬 길고 이기간동안의 예측은 어려운 것으로 보고되었다. 본 실험에서의 실제 측정에서 그림4에서 보인바와같이 초기단계에서 급격한 성장을 보였다. 이는 정상상태 밖의 작은 입자의 용해에 의한 flux가 정상상태 밖의 큰 입자로 흐름으로써 정상상태에 다다르는 것을 간접적으로 시사하며 초기단계에서 모재보다 성장속도가 빠른 현상을 설명해준다. 500 °C이상에서의 $Al_{13}(Fe,V)_3Si$ 의 예측보다 낮은 성장은 Al_3Fe 상의 존재에 기인한 것으로 추정된다. 즉, 높은 Al_3Fe/Al 계면에너지에 의해 대부분의 확산은 Al_3Fe 로 이루어 진다. Al_3Fe 의 취성과 빠른 성장속도에 의해 500 °C이상에서의 실용성은 없을 것으로 판단된다.

4. 결론

- RS/PM AA-8009 관성마찰 용접부의 425 °C 등온시효 결과 500시간 까지의 조대화는 상당히 작았고 용접부 계면에서의 초기의 급격한 성장에도 불구하고 100 시간뒤의 성장속도는 모재와 비슷했으며 높은 디스퍼소이드 분포밀도에 의해 모재보다 높은 경도를 보였다.
- 기계적 특성의 변화는 500 °C이상에서 모재와 용접부 전반에 나타난 $Al_3(Fe,V)$ 의 생성과 함께 급격히 감소하였다.

참고문헌

1. H. Koo et al, in Low Density, High Temperature Powder Metallurgy Alloys, TMS, (1991), 183-195
2. H. Koo et al, Mat. Char., 26 (1991), 123-136
3. H. Koo et al, Weld. J., May 1992, 147-169s
4. H. Koo et al, J. Mat. Sci., 27(1992), 3266-3280
5. P. Franck et al, Scripta Met., 23, (1989), 113-118
6. L. Angers et al, Met. Trans. 18A (1987) 555-562
7. P. Voorhes et al, Acta. Met., 32 (1984) 2001-2011

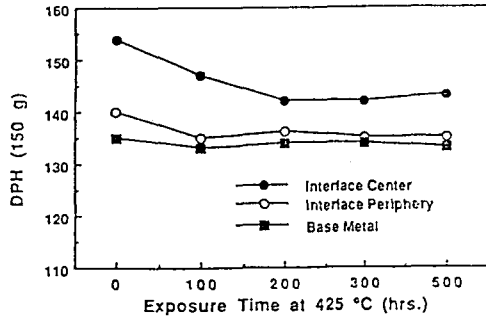


Fig. 1. DPH hardness vs. aging time in the base metal and interface regions of IF welds in FVS0812.

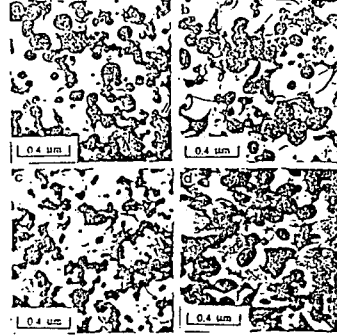


Fig. 2. TEM bright field micrographs of the IHDZ of FVS0812 IF welds aged at 425 °C: (a) as-welded; (b) aged 500 hrs.; (c) fine dispersoid region and (d) coarse dispersoid regions of the BM exposed for 500 hrs.

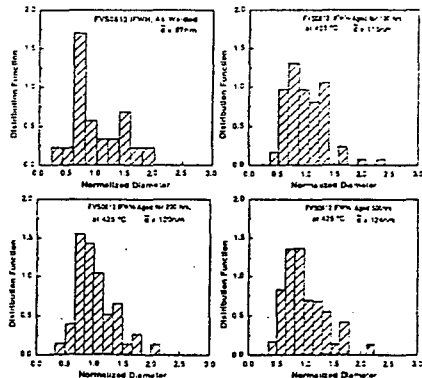


Fig. 3. Normalized distribution curve of dispersoids at the IHDZ for the FVS 0812 IF weld aged at 425 °C.

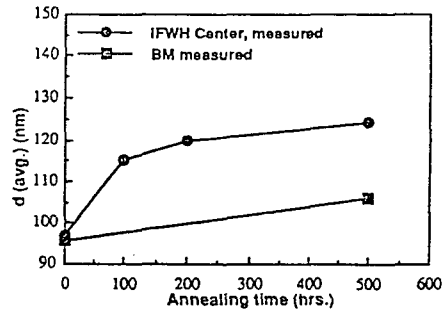


Fig. 4. Average dispersoid size as a function of time at 425 °C for the FVS0812 IF welds.

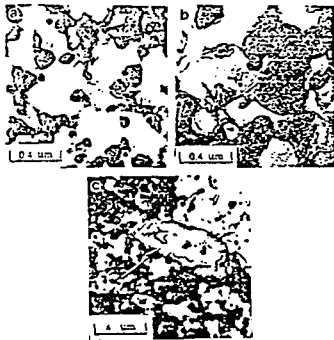


Fig. 5. TEM BF micrographs of the IHDZ for the FVS0812 IF weld exposed for 1 hr. at: (a) 500 °C; (b) 575 °C; (c) acicular dispersoids produced at 575 °C.

Table 1. Comparison of measured and calculated dispersoid size for FVS0812 IFW isothermally exposed at 425°C.

Time (hrs.)	\bar{x} (10^{-3} m)				
	VDC (\bar{x}_1)	gb diffusion (\bar{x}_2)	disl. pipe diffusion (\bar{x}_3)	\bar{x} (calculated)	\bar{x} (measured)
0	4.85	4.85	4.85	4.85	4.85
100	5.08	4.96	4.87	5.21	5.75
200	5.26	5.13	4.88	5.57	6.00
300	5.46	5.26	4.91	5.91	-
500	5.82	5.49	4.92	6.59	6.20

$$\bar{x}(\text{calculated}) = 0.78 (\bar{x}_2 + \bar{x}_3 - \bar{x}_0) + 0.22 \bar{x}_1$$