'2000 춘계학술발표회 논문집
한국원자력학회

가압경수형 원자로 압력용기용 SA 508 Gr.3 Cl.1 강의 피로특성에 미치는 제강공정방법의 영향

The Effect of Steel-Making Practices on Fatigue Properties of SA508 Gr.3 Cl.1 for PWR Reactor Vessel

권희경, 김정태, 정인상*

한국중공업(주)
경상남도 창원시 귀곡동 555
경북대학교
대구광역시 북구 산격동 1370

요 약

한국 표준형 원자력 발전소 건설계획에 따라 가압경수형 원자력 압력용기용 단강 소재를 영광 3/4호기부터 국산화하였다. 원자력 압력용기는 원자력발전소의 주기기로 발전소의 안전성 확보를 위한 핵심설비이다. 특히 원자로는 핵분열시 발생하는 중성자에 의한 조사 취화, 지진 등에 의한 피로와 고온 분위기에 의한 재료 열화가 발생한다. 따라서 원자로 등 원자력 압력용기의 안전성을 확보하기 위해서 사용전 초기 인성과 우수한 피로특성을 확보하는 것은 필수적이다. 소재의 충분한 인성을 확보하기 위하여 제강방법을 진공탄소탈산법(Vacuum Carbon Deoxidation method), 진공탄소탈산후 알루미늄첨가법(VCD+Al), 실리콘탈산법(Si-killing method)로 변경하였으나, 제강방법 변경에 따른 소재의 피로특성평가가 체계적으로 이루어지지 않았다. 이에 본 논문은 제강방법에 따른 소재의 피로특성를 파악하기 위하여 상온과 가공온도에서 저주기 피로시험과 피로균열진전 시험을 실시하였으며, 피로특성에 미치는 제강방법의 영향을 고찰하였다.

Abstract

The low cycle fatigue and fatigue crack growth rate properties of the SA508 Gr.3 Cl.1 steel with steel-making practices were evaluated at various temperatures in this study. The obtained results are compared with the ASME design requirements.

The fatigue properties of the steels were met the required conditions regardless of steel-making practices, however, the properties of steels by the aluminum and / or silicon killing were securer than those of VCD steel. These were resulted from the refining of grain size and the compact shape of precipitated carbide by adding aluminium.

1. 서 론

가압경수형 원자로는 핵분열 반응에 의한 중성자 조사취화와 지진 및 운전온도 천이 등에 의한 피로에 의해 소재가 손상을 받게 된다. 피로손상의 해석을 위하여 ASME Code에 S-N선도 및 피로균열 곡선을 제기하고 있으나, 신뢰성 있는 피로수명 해석을 위해서는 국산 가압경수로의 실

제 소재의 피로특성 데이터가 요구된다. 따라서 국산 가압경수형 원자로 소재 제조에 적용된 VCD, VCD+A, Si-killing 방법을 적용하여 제조한 소재에 대한 상온 및 원자로 가동온도에서의 저주기 피로 및 피로균열진전시험을 실시하였다.

피로특성에 미치는 제강방법의 영향에 대하여 실제품의 소재를 이용하여 시험을 실시하였다. 원자로 소재인 SA508 Gr.3 Cl.1 강은 Mn-Ni-Mo계의 저합금강으로서 가동온도에서 탄소 및 질소원자와 전위의 상호작용에 기인한 동적변형시효를 일으키는 것으로 알려져 있다.[1] 이와 같은 동적변형시효 현상이 저주기 피로수명에 미치는 영향을 고찰하기 위해 시험온도를 400℃까지 변화시키며 시험을 실시하였다. 원자력 압력용기내 균열이 존재할 경우의 피로 수명 해석에서 피로균열성장 속도값이 사용된다. 제강방법에 따른 하한 응력 확대계수와 균열성장 속도의 응력비, R, 와 온도 영향을 알기 위하여 R = 0.1, 0.3, 0.5 및 상온과 가동온도에서 피로균열진전 시험을 실시하였다. 또한 피로특성에 미치는 제강방법의 영향을 고찰하기 위하여 제강방법에 따른 미세조직을 관찰하였다.

이러한 실 소재에 대한 피로특성 데이터 확보는 운전중인 원자로의 안전성 해석과 설계수명 연장을 위한 합금설계 방안 수립 등에 이용될 수 있다.

2. 실험방법

2-1. 시험편 준비 및 미세조직 관찰

본 연구에 사용된 시편은 VCD, VCD+Al, Si-killing 제강방법으로 제조된 가압경수형 원자로 shell 실제품에서 채취하였다. 원자로 shell의 제조방법은 다음과 같다. 제강공정은 전기로를 이용한 산화정련과 진공정련로인 ASEA-SKF에서의 환원정련 후 진공주괴법으로 260ton 조괴를 제작한다. 주괴를 외경 4750mm, 길이 4500mm, 두께 320mm로 shell 단조한 후 미세조직의 균질화 열처리를 900℃에서 7 10 시간 유지 후 공냉한다. 품질 열처리 과정에 냉각능을 높이기 위하여 황삭 가공하고, 품질열처리는 담금질을 870 900℃에서 5 9시간 유지 후 수냉하였다. 소둔 열처리를 650℃에서 실시한다. 용접후열처리(PWHT)를 610℃, 32시간 실시한 후 시험편을 채취하였다. 피로시험용 시험편과 화학성분 시험편은 ASTM 규정에서의 시험채취 위치와 동일하게 shell 두께의 1/4위치에서 채취하였다. 각 제강방법에 따른 시험편의 화학성분을 표1에 나타내었다. 제강방법에 따른 소재의 미세조직은 광학현미경과 투과전자현미경(TEM)을 이용하여 조사하였다.

2-2. 저주기 피로 시험

제강방법에 따른 원자로 소재의 저주기 피로시험은 위하여 게이지 길이 14mm, 직경 7mm의 봉상 시편을 사용하여 10ton 용량의 유압식 시험기를 사용하였다. 게이지 길이 12.5mm, 이동거리 ±2.5mm의 extensometer를 사용하였고, 표면노치의 영향을 최소화하기 위하여 시편 표면을 응력축에 평행한 방향으로 #2000 연마지로 연마하였다. 저주기 피로시험은 ASTM E606[2]에 따라 아래 조건으로 실시하였다.

- Control : Axial strain control
- Temperature : Room temperature 400℃ in air environment
- Wave shape : Triangle
- Strain ratio : R = -1(fully reversed)
- Total strain ranges : 0.6, 0.8, 1.0, 1.4, and 1.8%

피로수명(N_f)은 최대응력의 30%가 감소되는 사이클로 정의하였으며, 소성변형진폭($\Delta\varepsilon_p$)은 피로수명의 50%에 해당하는 사이클에서의 소성변형 진폭을 사용하였다[3]. SA508 Gr.3 Cl.1강의 저주기 피로 수명에 미치

는 동적변형시효의 영향을 살피기 위해 변형률 속도($\dot{\varepsilon}$)는 4 X 10^{-3}/s, 시험온도를 상온에서 400°C범위에서 수행하였다.

2-3. 피로균열진전 시험

원자로 압력용기에 균열이 존재할 경우의 균열성장 특성을 나타내는 피로균열진전 속도를 구하기 위하여 ASTM E647[4] 규정에 따라 CT(compact tension) 시편을 사용하여 10ton 유압식 시험기를 사용하였다. 균열길이는 Direct Current Potential Drop(DCPD)방법으로 측정하였고, 예비균열을 까지 낸 후 하한 응력 확대계수를 구하기 위하여 하중감소법(ΔK-decreasing method)으로 임계응력 확대계수 범위(the value of threshold stress intensity range)까지 하중을 감소시켰다. 이때 하중감소는 $\Delta K=\Delta K_o exp(a-a_o)$에서 C=-0.07874가 유지되게 하였다. 임계응력 확대계수폭값(ΔK_{th})은 10^{-7}mm/cycle의 균열성장속도가 얻어졌을 때의 값으로 정의하였다. 또한 피로균열성장 곡선은 직선영역의 균열성장속도를 구하기 위하여 일정하중시험(ΔK-increasing method)으로 실시하였다. 고온에서의 시험은 온도의 균일하게 하기 위해 설정온도에서 30분 이상 유지한 후 피로시험을 실시하였다.

3. 시험결과 및 고찰

3-1. 저주기 피로 특성

상온과 288°C에서 Si-killing 강에 대해 변형율 속도($\dot{\varepsilon}$)를 4 X 10^{-3}/s, 총 변형진폭을 0.6 1.8%로 제어했을 때 각 사이클에서 걸린 최대응력을 연결한 그래프를 Fig. 1에 나타내었다. 상온에서는 변형진폭 0.6%를 제외하고는 변형진폭에 무관하게 변형초기에만 반복변형 강화거동(cyclic hardening region)을 보이고, 피로변형 전 과정에 걸쳐 반복변형 연화거동(cyclic strain softening region)을 나타내었다. 그러나 원자로 가동온도인 288°C에서는 상온과는 달리 반복변형 연화거동 후 사이클이 증가함에 따라 다시 응력이 증가하는 2차 경화단계(secondary hardening region)를 보인 후 급격하게 하중이 감소하였다. Fig. 2은 2차 경화단계의 온도영향을 자세히 검토하기 위하여 총 변형진폭 1.4%로 제어하고 시험온도를 상온에서 400°C까지 변화시킬 때의 각 사이클에서 걸리는 최대응력의 변화를 나타내었다. 100°C와 400°C에서는 상온과 같이 2차 반복변형 경화현상이 일어나지 않았고, 초기 10cycle 이전에 최대응력이 나타나는 반복변형 강화거동이 나타난 후 나머지 전 구간에서 반복변형 연화현상이 일어났다. 250°C에서부터 2차 변경경화 현상이 나타나기 시작하여 288°C에서 2차 변형경화량이 최대값을 보였다. 288°C와 350°C에서는 피로변형 도중의 최대응력값의 최고값이 다른 시험온도와 달리 2차 변형경화단계에서 나타났다.

이와 같은 피로변형 동안 특정온도구간에서 2차 반복변형 경화현상은 동적변형시효 현상으로 설명될 수 있다. Abdel-Raouf 등은[5] 페라이트조직을 갖는 0.007% 탄소를 함유한 연강에서 동적변형시효 현상에 의한 피로변형시 안정화 단계(steady state region)를 거친 후 2차 변형경화현상이 발생한다고 보고되었으며, Coffin 등은[6] 0.1% 탄소를 함유한 페라이트 펠라이트 혼합조직에서 동적변형시효 현상은 변형초기부터 피로변형 전과정을 거쳐 계속적으로 응력이 증가한다고 보고하였다. SA508Gr.3. Cl.1강의 경우 탄소함유량 0.2%의 bainite조직으로 반복변형 연화를 거친 후 임계사이클 이상에서 2차 반복변형 경화가 발생하였다. 이와 같이 동적변형시효에 의한 반복경화 현상의 형태는 미세조직에 주로 의존하는 것으로 생각된다.

Fig. 3는 제강방법에 따른 상온과 288°C에서의 변형스트레인변화에 따른 피로수명을 나타내었다. 상온과 288°C 모두에서 VCD 강보다 VCD+Al, Si-killing 강의 피로수명이 우수하였다. 이는 Photo. 1에서와 같이 미세조직의 차이 특히 결정립이 VCD+Al, Si-killing강이 VCD강에 비해 미세하고, 표1에서와 같이 S 함유량이 낮고 청정도가 우수하기 때문이다[7]. 비금속개재물은 일반적으로 알려진 것과 같이 균열의 발생와 불균일 균열전파의 사이트로 작용한다. Photo. 2에 제강방법에 따른 강의 TEM 미세조직을 나타내었다. Photo. 2의 TEM 미세조직으로부터 Al첨가한 VCD+Al, Si-killing강의 석출물이 VCD강 보다 미세하고 균질하게 분포하

고 있는데 비해 VCD강은 국부적으로 군집되어 있는 석출물이 피로수명을 줄이는 요인으로 작용할 것으로 생각된다.

Fig. 4은 피로수명과 피로수명의 50% 사이클일 때의 소성변형율을 log-log 좌표에 나타낸 것이다. Manson-Coffin 식으로 알려진 식 (1)과 같이 소성변형율과 피로수명이 직석적인 관계를 나타내고 있다.

$$\frac{\Delta\varepsilon_p}{2} = \varepsilon'_f\,(2N_f)^c \quad (1)$$

ε'_f : 피로연성계수, N_f : 피로수명, $\Delta\varepsilon_p$: 소성변형진폭, c: 피로연성지수

Fig. 5는 제강방법에 따른 피로수명의 50% 사이클에서의 소성 변형율과 응력진폭의 관계를 log-log 좌표에 나타내었다. 고온에서의 응력과 변형율이 상온에 비해 높았는데, 이는 Fig 4와 5에 나타낸 것과 같이 상온에서는 반복변형 연화현상에 의해 응력이 감소하는데 비해 고온에서는 최대 하중이 일정하게 유지되기 때문이다. 이는 앞에서 언급한 것과 같이 동적변형시효에 기인한 것이다[5,6]. Fig.5을 보면 변형율과 응력이 직선적인 관계로 Power law를 만족하고 있으며, Pow law는 다음과 같이 표현된다.

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = K'\left(\frac{\Delta\varepsilon_p}{2}\right)^{n'} \quad (2)$$

$\Delta\sigma$: 응력진폭, $\Delta\varepsilon_p$: 소성변형율, K': 재료상수 혹은 반폭응력계수, n': 반복경화지수

표 2에 식 (1)과 (2)의 계수값을 정리하였다. 표 2에 나타낸 것과 같이 직선관계식의 기울기 값인 피로연성지수와 반복경화지수는 제강방법에 따른 차이가 거의 없었다.

Fig. 6은 ASME Code, Sec. Ⅲ, Appendix Ⅰ[8]에 제시된 저합금강의 S-N 곡선과 저주기 피로시험결과를 비교한 것이다. 세 강종 모두 규정값을 만족하며, 상당한 마진을 가지고 있다.

3-2. 피로균열진전 시험

Fig. 7은 제강방법에 따른 응력비, R=0.1일 때의 피로균열진전 특성을 ASME code, Sec. XI의 규정치와 비교하였다[9]. 제강방법 변화에 따른 피로균열진전 특성은 균열진전곡선의 Ⅱ영역, Paris, 직선구역에서는 거의 차이가 나지 않았다. log(da/dN)과 응력확대계수의 직선 관계식를 식 (3)과 같이 표현된다.

$$\frac{da}{dn} = C(\Delta K)^m \quad (3)$$

이식을 Paris law이라 하고 C와 m은 상수값으로 재료, 응력비, 환경 등에 따라 변화된다. 표3에 상온과 288℃에서의 응력비에 따른 상수값을 나타내었다. 응력비가 증가할수록 직선의 기울기인 m 값이 증가하였다. 이는 응력비가 클수록 피로균열성장 속도가 증가함을 나타낸다. 또한 상온보다 288℃에서의 피로균열진전 속도가 응력확대계수값이 높은 영역에서 증가하는데, 이는 균열선단부의 산화피막층이 형성되고 이것이 쐐기역할을 하여 피로균열성장을 가속시키며 또한 새롭게 노출된 결정을 취화시킴으로써 균열성장을 가속화 시킨 것으로 생각된다[10,11].

균열발생과 관계가 있는 하한응력 확대계수인 임계응력 확대계수폭값(ΔK_{th})을 구하기 위하여 하중감소법(ΔK-decreasing method)으로 상온에서 시험한 결과를 Fig. 8에 나타내었다. 응력비, R=0.1인 경우는 제강방법에 따라 임계응력 확대계수(ΔK_{th})값 차이가 거의 나지 않는데 비해 응력비, R=0.5에서는 VCD+Al강의 임계응력 확대계수(ΔK_{th})값이 VCD, Si-killing 보다 약간 낮은 3.4MPam$^{1/2}$ 이다. 이는 VCD+Al강에서의 피로균열 발생에 필요한 응력확대계수값이 다른 강에 비해 낮다는 것을 의미한다. 상온에서의 R = 0.1, 0.5일 때의제강방법에 따른ΔK_{th} 값을 표3에 나타내었다. 응력비가 0.1에서 0.5로 증가함에 따라 ΔK_{th} 값이 모두 감소하며 이는 피로균열담힘 현상으로 설명된다.[12,13]

4. 결론

제강방법을 VCD, VCD+Al, Si-killing 방법으로 제조한 원자로 소재에 대한 저주기 피로와 피로균열진전 시험결과을 정리하며 다음과 같다.

1. ASME에서 규정하는 피로특성에 대한 규정을 세 강종 모두 만족하였으며, 종합적으로 검토할 때

Si-killing강의 피로특성이 가장 우수한 것으로 생각된다.

2. VCD+Al, Si-killing 강종의 저주기 피로특성이 VCD강종에 비해 우수하였다. 이는 결정립과 석출물 미세화와 균질한 분포에 기인하였다.

3. 고온에서의 저주기 피로시험 중 동적변형시효에 의한 2차 반복변형 경화 현상이 250℃부터 350℃ 범위에서 발생하였다.

4. 피로균열성장 특성은 Paris 영역에서는 세강종 모두 차이가 거의 없으며, 288℃으로 온도가 증가함에 따라, 응력비가 증가할수록 응력확대계수값이 높은 영역에서의 피로균열 성장속도가 증가하였다.

5. 상온에서의 임계응력확대 계수값은 응력비가 증가할수록 감소하였으며, R=0.5일 때 VCD+Al강이 $3.4MPam^{1/2}$으로 가장 낮았다. 이는 균열담힘 현상에 기인한 것으로 생각된다.

참고문헌

[1] J. D. Baird : " The inhomogeneity of plastic deformation", ASM Ohio, (1971) 191.

[2] ASTM E606-92 Standard Practice for Strain-Controlled Fatigue Testing, 1992.

[3] J. A. Bannantine, J.J. Commer, J.J. Handrock : " Fundamentals of Metal Fatigue Analysis", Prentice Hall(1990).

[4] ASTM E647-93 Standard Practice for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates, 1993.

[5] H. Abdel-Raouf, A, Plumtree and T. H. Topper : " Cyclic Stress-Strain Behavior" ASTM Spec. Tech. Publ., 519(1973).

[6] L. F. Coffin Jr : J. Basic Eng. Fatigue at Elevated Temperature, 87(1965) 351.

[7] J.T. Kim, H.K. Kwon, H. S.Chang, and Y. W. Prark, Nuclear Engineering and Design, Vol. 174, 1997, pp. 51-58.

[8] ASME Section III Appendix I, Fig. I-9. 1 Design faigue Curves for Carbon, Low Alloy, and High Tensile Steels for metal Temperatures not Exceeding 700oF, 1995.

[9] ASME Section XI Appendix A, Fig. A-4300-1 Reference Fatigue Crack Growth Curves for Carbon and Low Alloy Ferritic Steels Exposed to Air Environments(Subsurface Flaws), 1995.

[10] L. A. James and B. M. Schwenk : Metall Trans., 2A(1971) 431.

[11] L. A. James : " The effect of frequency upon the fatigue crack growth of type 304 stainless steel at 100°F" ASTM STP513(1972)218.

[12] Ritchie, R. O., International Metals Review, 1979, Vol. 20, pp. 203.

[13] Suresh, S., Zamiski, G. E., and Ritchie, R. O., Metallurgical Transactions, 12A, 1981, pp. 1435.

Table 1. Chemical composition of the SA 508 Gr. 3 Cl.1 steel used in this study

Steel-making Practices	Chemical composition (Percent by weight)									
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Al	Cu
VCD	0.20	0.05	1.43	0.007	0.004	0.79	0.14	0.54	0.002	0.04
VCD+Al	0.19	0.1	1.40	0.006	0.003	0.89	0.15	0.51	0.013	0.03
Si-killing	0.21	0.24	1.28	0.007	0.002	0.88	0.21	0.47	0.008	0.03

Table 2. Coefficient in Manson-Coffins law and Power law of the specimens.

Specimens	temperature	ε_f	c	K'	n'
VCD	Room temp.	0.37	-0.55	431	0.12
	288C	0.33	-0.61	505	0.11
VCD+Al	Room temp.	0.41	-0.54	433	0.13
	288C	0.45	-0.62	486	0.12
Silicon-killing	Room temp.	0.54	-0.57	450	0.13
	288C	0.42	-0.60	507	0.12

Table 3. Coefficient in Paris law of the specimens at room temperature and 288℃.

Specimens	Load Ratio (R)	Room temperature		288℃	
		C	m	C	m
VCD	0.1	1.07×10^{-8}	2.60	1.76×10^{-9}	3.2
	0.3	4.06×10^{-9}	2.91	1.58×10^{-9}	3.10
	0.5	4.09×10^{-9}	2.93	1.65×10^{-9}	3.22
VCD+Al	0.1	9.93×10^{-9}	2.64	4.07×10^{-9}	2.98
	0.3	5.32×10^{-9}	2.74	1.26×10^{-9}	2.66
	0.5	3.77×10^{-9}	2.95	3.87×10^{-9}	2.98
Silicon-killing	0.1	9.35×10^{-9}	2.65	2.35×10^{-9}	3.12
	0.3	7.18×10^{-9}	2.77		
	0.5	2.57×10^{-9}	3.09	8.79x 10-9	2.74

Table 4. The results of ΔK_{th} with steel-making practices at room temperature.

Load Ratio (R)	ΔK_{th} with Steel-making Practices ($MPam^{1/2}$)		
	VCD	VCD+Al	Silicon-killing
0.1	8.3	8.7	8
0.3	6.5	6.1	4.9
0.5	4.3	3.4	4.27

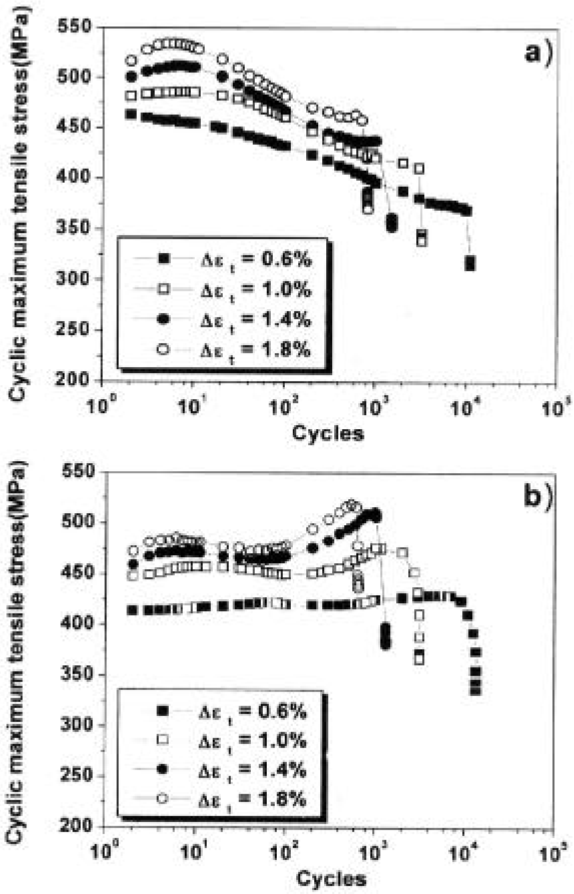

Fig. 1. Maximum cyclic tensile stress change of Si-killing steel.
a) room temperature, b) 288℃

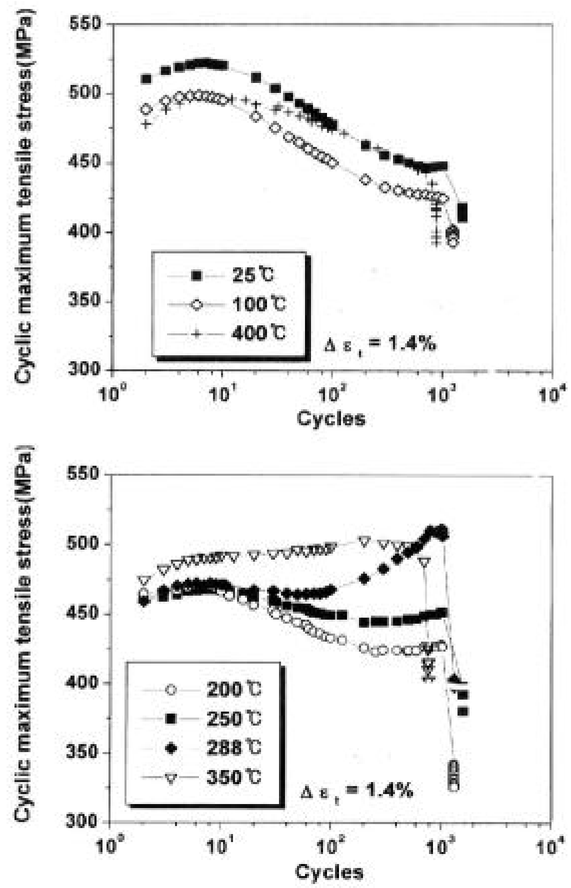

Fig. 2. Maximum cyclic tensile stress change of Si-killing steel as a function of test temperature.

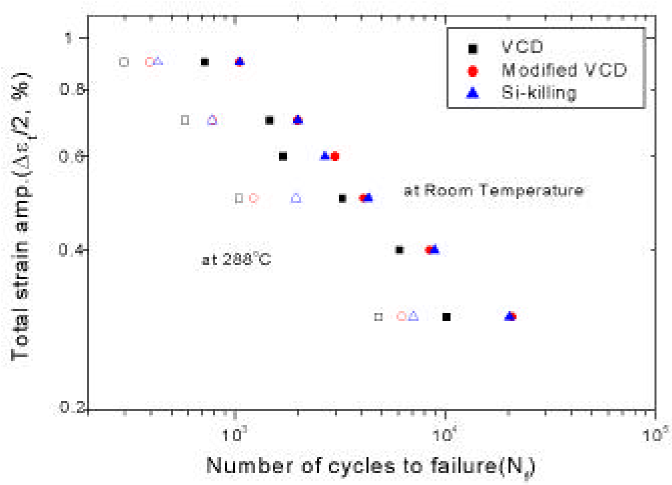

Fig. 3. Relationship between fatigue life and total strain amplitude of SA508 Gr.3 Cl.1 steels with steel-making practices at room temperature and 288℃.

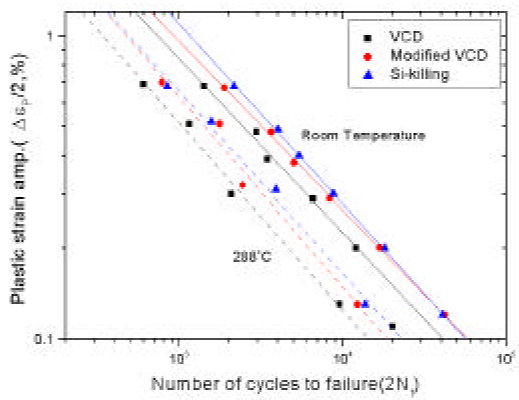

Fig. 4. Relationship between fatigue life and plastic strain amplitude of SA508 Gr.3 Cl.1 steels with steel-making practices at room temperature and 288℃.

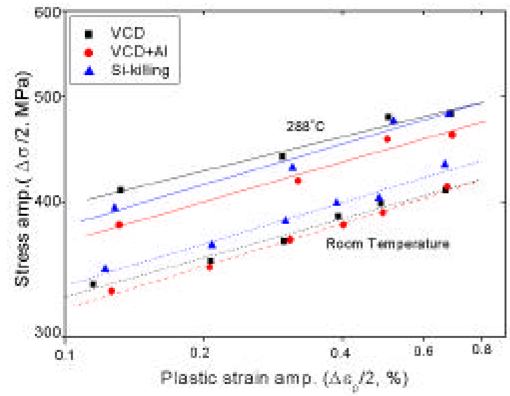

Fig. 5. Cyclic stress-strain curves at room of SA508 Gr.3 Cl.1 steels with steel-making practices at room temperature and 288℃.

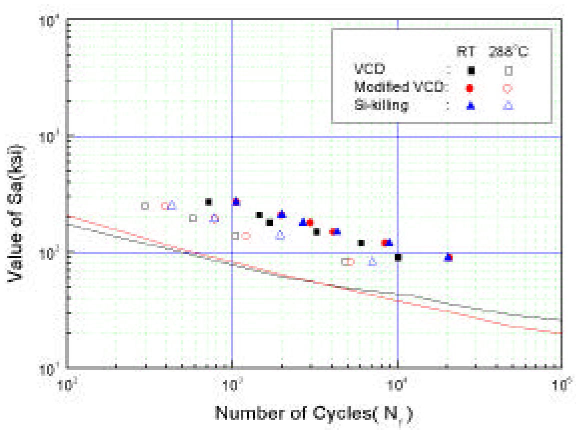

Fig. 6. Comparison of low cycle fatigue properties with design fatigue curves.

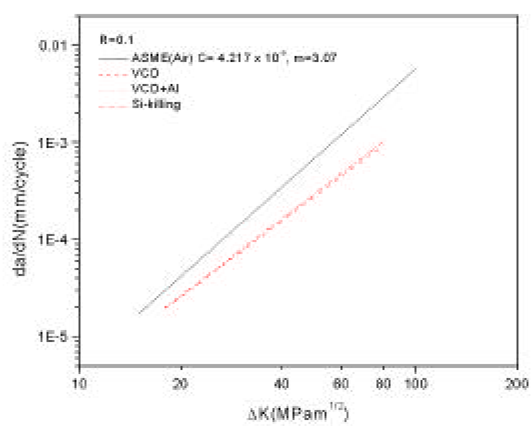

Fig. 7. Comparison of fatigue crack propagation properties with design fatigue curves.

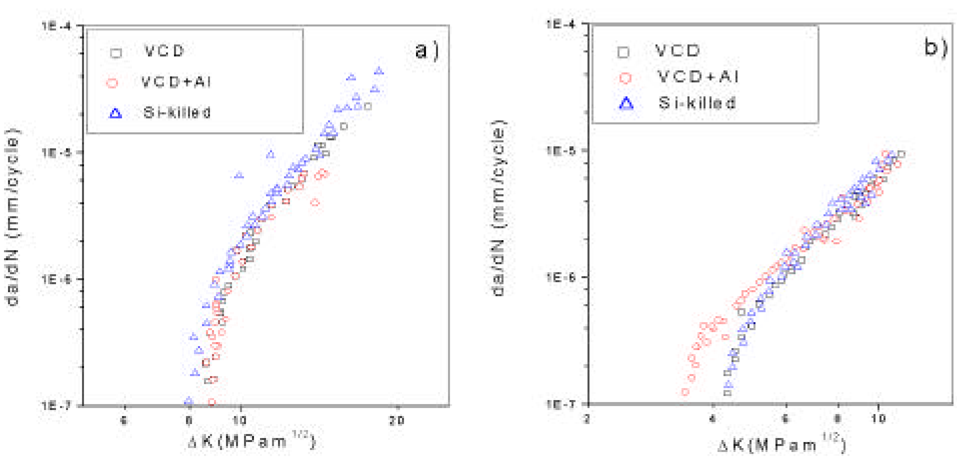

Fig. 8. Comparison of near-threshold fatigue crack growth rate of SA508 Gr.3 Cl.1 steel with steel-making practices obtained by ΔK-decreasing tests a) R=0.1 and b) R=0.5.

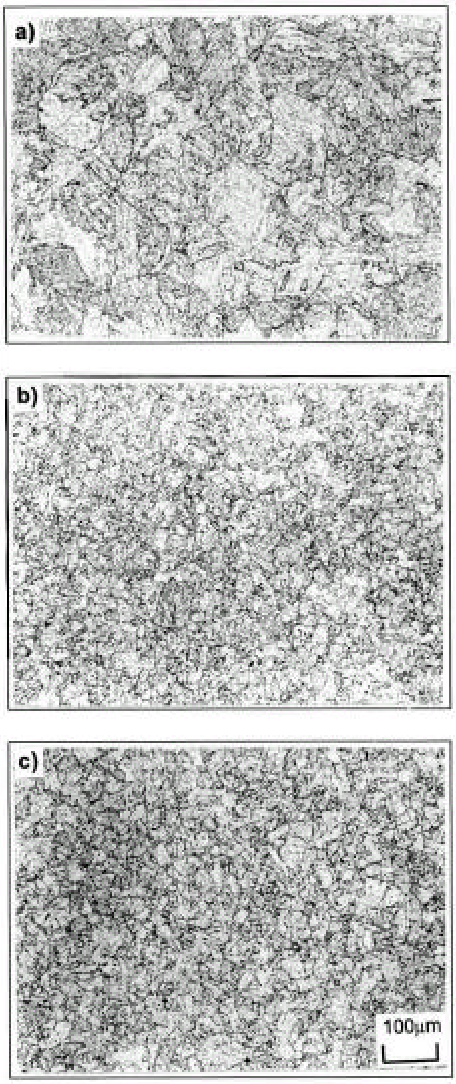

Photo. 1. Optical micrographs of the SA508 Gr.3 Cl.1 steels with steel-making practices. a)VCD , b) VCD+Al, c) Si-killing.

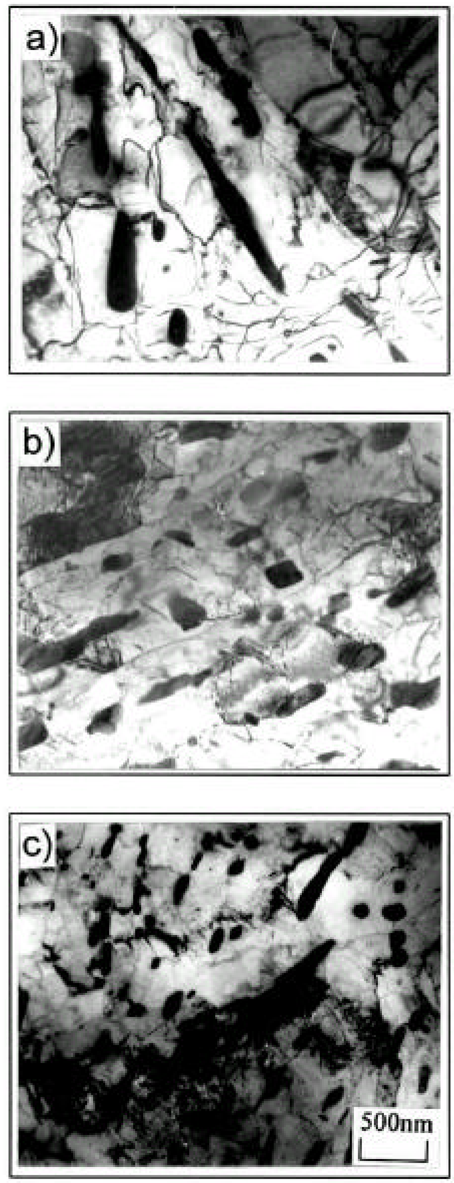

Photo. 2. Transmission electron microscophy of the SA508 Gr.3 Cl.1 steels with steel-making practices.
a) VCD, b) VCD+Al, c) Si-killing.