

주조 스테인레스강의 열취화에 따른 물성변화예측 및 비교

Comparison and Prediction of Mechanical Properties for the Thermally Aged Cast Stainless Steels

조선영 · 장창희 · 정일석

한전 전력연구원

대전광역시 유성구 문지동 103-16

요 약

가압경수로의 일차배관에 사용되는 CF8M과 CF8A같은 주조스테인레스강은 가동환경에서 열취화에 민감하다. 주조스테인레스강은 오스테나이트 기내에 δ -페라이트를 갖는 이상계구조이며, G-상의 석출과 스피노달분해는 열화후 페라이트상을 강화한다. 열취화는 주로 파괴인성과 샤르피 충격에너지변화와 δ -페라이트 함량을 평가하여 특성변화를 확인한다. 이 연구의 목적은 δ -페라이트함량, 샤르피 충격에너지, J-R곡선, 인장성질변화를 평가 및 예측방법을 정리하고, 이를 바탕으로 국내원전에서 사용된 주조스테인레스강 배관의 열취화특성을 평가하였다. 또한 평가방법을 활용하여 보고된 실험결과로부터 샤르피충격에너지, J-R곡선, 인장성질변화와 같은 기계적 특성변화를 예측하였다.

Abstract

Cast duplex stainless steels like CF8M and CF8A for primary piping in pressurized water reactors are susceptible to embrittlement by thermal aging in service. They exhibit a two-phase structure made up of δ -ferrite in austenite matrix. Spinodal decomposition and precipitation of G-phase are known to be responsible for strengthening of the ferrite phase after aging. Thermal aging embrittlement is mainly characterized by δ -ferrite contents and the evolution of Charpy impact property and fracture toughness. The objective of this paper is to summarize the method of estimating δ -ferrite contents, Charpy impact energy, J-R curve and tensile property and to evaluate the thermal embrittlement of the cast stainless steel pipings used in the domestic nuclear power plants. Also, the applicability of the estimation methods is checked using the reported test results.

1. 서 론

PWR 원전설비중 RCS 배관은 290~320°C의 고온과 약 17MPa의 고압의 수화학환경하에서 가동된다. 원전배관으로 주로 사용되는 주조스테인레스강은 CF3/CF3A, CF8/CF8A, CF3M/CF8M등이

사용되며, 일례로 국내원전중 고리 1호기는 CF8M, 고리 2, 3, 4호기, 영광 1, 2호기는 CF8A가 사용되고 있다.¹⁾ 이러한 주조스테인리스강은 경수로 1차 압력경계 내의 주배관, 밸브 및 펌프 케이싱 등에 광범위하게 사용되어 왔다. 그러나 주조스테인리스강이 고온에서 장시간 사용될 경우, 열취화로 인해 심각한 취화가 발생할 수 있다.^{2),3),4)} 영광 3,4호기 이전에 건설된 국내 원전에서는 1차 계통 배관재로 주조스테인리스강을 사용하였으나 그 이후에 건설된 발전소는 소재를 국산화하면서 저합금강에 스테인리스강으로 크래딩하여 사용하게 되었다.⁵⁾ 그러나 밸브 및 펌프 부속품의 경우, 성형 가공상의 문제점으로 인해 여전히 주조스테인리스강이 사용되고 있다.

주조스테인리스강은 페라이트(ferrite)와 오스테나이트(austenite)의 2상(duplex)으로 구성되어 있다. 주조스테인리스강 및 스테인리스강의 용접금속에서 나타나는 페라이트는 고온에서 생성되므로 델타 페라이트(δ -ferrite)라 한다. 페라이트와 오스테나이트의 구성비율은 화학조성에 크게 좌우된다. Cr, Si, Mo, Nb 등은 페라이트 형성을 활성화시키는 원소이며, Ni, Mn, N, C 등은 오스테나이트 형성을 활성화시키는 원소이다. 오스테나이트 기지내에 페라이트의 크기, 분포 및 형상은 주조과정중의 용고상태에 따라 변화한다. δ -Ferrite는 오스테나이트 스테인리스강 용접금속의 고온균열 또는 미세균열 발생을 억제하는데 매우 유익한 것으로 알려져 있고, 응력부식균열에 대한 저항성을 높이며, 용접강도를 증가시키지만 일반적으로 저온환경에서 인성을 저하시킨다.

열취화는 300-400°C 온도범위에서는 선형적으로 증가하지만, 475°C에서는 특히 심각하게 나타난다. 따라서, 가동원전의 주냉각재배관의 운전온도범위가 290-320°C 정도이므로 열취화가 발생할 수 있다. 300~450°C 온도범위에서는 주조스테인리스강 내의 δ -Ferrite상에서 spinodal decomposition에 의한 Cr-rich α' 상의 핵생성과 성장, Ni와 Si-rich G상의 석출, 페라이트와 오스테나이트상 경계에서 $M_{23}C_6$ 같은 탄화물의 석출 등으로 인해 열취화(thermal embrittlement)가 발생한다.⁶⁾ 이상의 내용을 Fig. 1에 정리하였다.⁷⁾

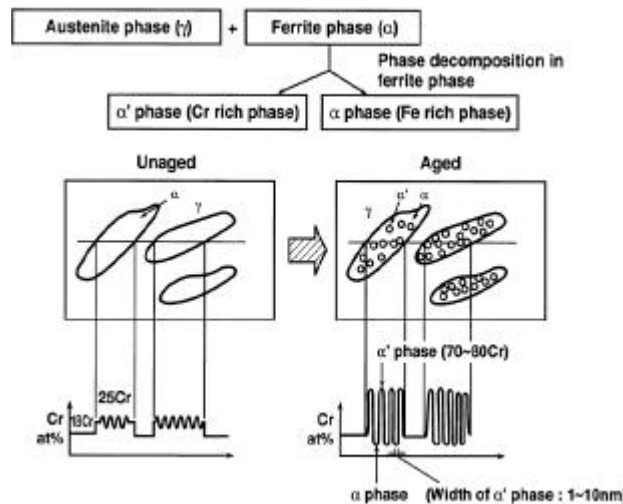


Fig. 1 Mechanism of thermal aging embrittlement for CF8M duplex stainless steels⁷⁾

열취화된 주조스테인리스강은 항복강도와 인장강도가 증가하고, 샤피충격에너지(Charpy impact energy), 파괴인성(fracture toughness), 찢김계수(tearing modulus)는 감소한다. 이러한 재료 특성의 변화는 주조스테인리스강으로 제작된 배관의 건전성에 큰 영향을 미칠 수 있으므로 이를 정확하게 예측하는 것이 매우 중요하다. 따라서 본 연구에서는 열취화된 원전배관용 주조스테인리스강의 기계적 특성변화 예측방법을 소개하고, 가속열취화된 CF8M의 샤피충격에너지, J-R 곡선, 인장특성에 대한 실험결과와 비교 평가하여 예측방법의 정확성을 검토하였다.

2. 열취화로 인한 기계적 특성저하 예측

주조스테인리스강은 열취화로 인해 딴플(dimple)과 같은 파면을 갖는 연성파괴(ductile fracture)에서 벽계파괴(cleavage fracture), 입계파괴(intergranular fracture)와 같은 취성파괴(brittle fracture) 특성을 나타낸다. 열취화 현상은 주로 파괴인성을 감소시키지만 인장응력, 피로응력, 저주기 피로균열 성장에도 다소 영향을 미친다. 그러므로 장기사용을 목표로 할 경우에는 피로 균열 성장에 대한 영향도 고려해야 한다. 이러한 열취화를 발생시키는 현상 중 가장 큰 원인은 spinodal decomposition이다. 페라이트/오스테나이트상 경계에서의 탄화물 석출은 400°C 이상의 온도에서 취화에 주된 역할을 하지만, 350°C 이하의 경우로 운전온도에서는 페라이트내에 형성되는 Cr-rich α' 상과 Ni와 Si-rich G상이 주된 취화 원인이다. 그러나 G상의 형성은 취화에는 직접적인 영향을 주지 않고, 간접적으로 α' 상의 형성을 촉진시키는 효과가 있다고 보고되고 있다. G상의 형성속도는 탄소와 몰리브덴(Mo)이 증가함에 따라 빨라진다.

주조스테인리스강 내에 15%이상의 페라이트상이 존재할 경우에는 취화된 페라이트상이 연속적으로 연결(network)되어 인성을 저하시킨다. 그러나 페라이트의 양이 15%이하이면 페라이트 상 전부가 취화되더라도 주조스테인리스강의 인성은 크게 영향을 받지 않는다. 즉 페라이트 함량이 증가할수록 열취화정도가 심해진다는 것을 확인할 수 있으며,⁸⁾ 이에 따라 열취화정도를 평가하기 위해서는 먼저 페라이트 함량을 결정해야 한다. GALL 보고서에 따르면 배관의 경우, 결정된 페라이트 함량을 이용하여 사피충격에너지와 파괴특성과 인장특성을 예측할 수 있다.⁹⁾

2.1 페라이트 함량 평가법¹⁰⁾

페라이트 함량을 결정하는 방법은 화학조성 또는 미세조직을 이용하거나 자기측정 장비를 이용한다.

화학조성을 이용한 페라이트 함량 결정법은 편리하고 정확하기 때문에 산업계에서 가장 빈번하게 사용하는 방법이다. 우선 재료의 화학조성을 알아야 하며, 습식분석등의 조성분석을 수행하여 재료의 화학조성을 측정 후 페라이트 예측식을 통해 페라이트 함량을 결정한다. 조성분석을 통해 구해진 화학조성은 Aubrey의 (1)식¹¹⁾ 또는 Schoefer Diagram을 이용한 (2)식¹⁰⁾을 사용한다.

▷ Aubrey

$$F = 100.3(Cr_{eq}/Ni)^2 - 170.72(Cr_{eq}/Ni) + 74.22 \quad (1)$$

$$Cr_{eq} = Cr + 1.21Mo + 0.48Si - 4.99$$

$$Ni_{eq} = Ni + 0.11Mn - 0.086Mn^2 + 18.4N + 24.5C + 2.77$$

▷ Schoefer Diagram

$$F = 42.076(Cr_{eq}/Ni_{eq})^2 - 57.186(Cr_{eq}/Ni_{eq}) + 18.46 \quad (1 \leq Cr_{eq}/Ni_{eq} \leq 1.5) \quad (2)$$

$$Cr_{eq} = Cr + 1.4Mo + 1.5Si + Nb - 4.99$$

$$Ni_{eq} = Ni + 0.5Mn + 30C + 26(N - 0.02) + 2.77$$

F: Ferrite content(Vol.%), Cr_{eq} : Cr equivalent content(wt.%), Ni_{eq} : Ni equivalent content(wt.%)

미세조직을 이용한 평가법은 가장 정확하게 페라이트 함량을 결정할 수 있는 방법으로 조직사진을 통해 나타나는 오스테나이트상과 페라이트 상의 면적비율로서 페라이트 함량을 결정한다. 이 방법은 ASTM E562 절차에 따라 수행된다. 하지만 에칭액의 종류 및 에칭시간에 따라 오차가 발생한다는 점과 시편 채취가 용이하지 않은 문제가 있다.

자기측정장비를 이용한 평가법은 자성을 나타내는 페라이트상과 비자성을 갖는 오스테나이트상의 성질을 이용하여 페라이트 함량을 측정한다. 자기측정 장비로 측정시 최소 6회 이상 측정하여 평균치로 페라이트 함량을 결정한다.

2.2 샤프충격에너지 예측¹²⁾

샤프충격에너지 저하예측방법은 화학조성과 미세조직을 확보한 경우, 화학조성은 확보하고 있으나 운전이력은 확보하지 못한 경우, 화학조성과 운전이력을 확보한 경우의 3가지 방법으로 구분한다

화학조성과 미세조직에 대한 자료가 있는 경우, 아래와 같이 열취화에 따른 상온 포화샤프 충격에너지(minimum room-temperature impact energy)를 구할 수 있다.

$$\Phi = \delta_c^2(C+0.4N)(Cr+Mo+Si)L(10^{-3}) \quad (3)$$

$$C_{V_{ss}} = 6.27\Phi^{-0.6112} \quad (4)$$

Φ : Material parameter, δ_c : 페라이트 함량(wt%),

L : 페라이트간의 평균거리(μm),

$C_{V_{ss}}$: 상온 포화충격에너지(J/cm²)

주조스테인리스강의 재료시험보고서(certified material testing report, CMTR)를 확보했을 때, 특정 화학조성 및 페라이트 함량을 통해 상온 포화충격에너지를 예측할 수 있다. 주조스테인리스강종에서 CF3/CF8인 경우에는 아래 식들을 사용한다.

$$\log_{10}C_{V_{ss}} = 1.15 + 1.36 \exp(-0.035\Phi) \quad (5)$$

$$\Phi = \delta_c(Cr+Si)(C+0.4N) \quad (6)$$

$$\log_{10}C_{V_{ss}} = 5.64 - 0.006\delta_c - 0.185Cr + 0.273Mo - 0.204Si + 0.044Ni - 2.12(C+0.4N) \quad (7)$$

이때 식(5)와 (7)중 낮은 값을 상온포화 충격에너지로 선택한다. 그리고, CF8M인 경우에는 아래 식들을 사용한다.

Ni가 10wt% 이하인 경우,

$$\log_{10}C_{V_{ss}} = 1.10 + 2.12 \exp(-0.041\Phi) \quad (8)$$

Ni가 10wt% 초과인 경우,

$$\log_{10}C_{V_{ss}} = 1.10 + 2.64 \exp(-0.064\Phi) \quad (9)$$

$$\Phi = \delta_c(Ni+Si+Mn)^2(C+0.4N)/5 \quad (10)$$

$$\log_{10}C_{V_{ss}} = 7.28 - 0.011\delta_c - 0.185Cr + 0.365Mo - 0.451Si - 0.007Ni - 4.71(C+0.4N) \quad (11)$$

이때 식 (8), (9), (11)을 통해 계산된 값 중 낮은 값을 상온포화충격에너지로 선택한다. 또한 N의 함량을 모를 경우, 0.04wt%로 가정한다.

화학조성과 운전이력에 대한 자료가 있을 때, 상온충격에너지(C_v)는 노화시간 및 온도의 함수이며, 상온 포화충격에너지와 취화 속도론을 통해 예측할 수 있다.

$$\log_{10}C_v = \log_{10}C_{V_{ss}} + \beta(1 - \tanh((P-\theta)/a)) \quad (12)$$

$$P = \log_{10}(t) - \frac{1000Q}{19.143} \left(\frac{1}{T_s + 273} - \frac{1}{673} \right) \quad (13)$$

$$a = -0.585 + 0.795 \log_{10}C_{V_{ss}} \quad (14)$$

$$\beta = (\log_{10}C_{V_{ss}} - \log_{10}C_{V_{ss}})/2 \quad (15)$$

$$Q = 10(74.52 - 7.20\theta - 3.46Si - 1.78Cr - 4.35I_1Mn + (148 - 125I_1)N - 61I_2C) \quad (16)$$

$$\theta = 3.3 : < 280^\circ\text{C} (536^\circ\text{F}) \quad (17)$$

$$= 2.9 : 280 - 330^{\circ}\text{C} (536 - 626^{\circ}\text{F})$$

$$= 2.5 : 330 - 360^{\circ}\text{C} (626 - 680^{\circ}\text{F})$$

P: aging parameter, T_s : service temperature,

Q: activation energy, t : service time,

θ : log of time at 400°C required to achieve a reduction in impact energy equal to β

식(16)의 I_1 및 I_2 는 화학조성에 따라 각각 CF/CF8인 경우 0과 1, CF8M인 경우 1과 0을 사용한다. 한편 Mn의 함량이 1.2wt%이상일 경우 Mn함량을 1.2wt%로 설정하며, 1.2wt%미만일 경우에는 실제 함량을 대입한다. 또한 활성화에너지는 $65\text{kJ/mole} \leq Q \leq 250\text{kJ/mole}$ 범위로 설정하며, 이 범위를 벗어날 경우, 최소값 65kJ/mole, 최대값 250kJ/mole을 사용한다. $C_{V_{\text{Mn}}}$ 관한 자료가 없을 경우, 200J/cm³를 초기값으로 사용한다.

2.3. J-R 곡선 예측¹³⁾

위 절의 식으로부터 확인된 페라이트 함량에 따른 하한계 J-R곡선을 아래 식과 같이 예측할 수 있다.

$$J_d = C(\Delta a)^n \quad (18)$$

J_d : Deformation J (kJ/m²),

Δa : Crack Extension(mm), C, n ; Const

화학조성이 확보된 경우에는 사용온도에 따른 포화 J-R 곡선을 아래식과 Table 1을 통해 예측할 수 있다.

$$J_d = a(C_{V_{\text{Mn}}})^b(\Delta a)^n \quad (19)$$

$$n = c + d(\log_{10} C_{V_{\text{Mn}}}) \quad (20)$$

Table 1 a, b, c and d for the calculated J-R curve

	Static cast				Centrifugally cast			
	R/T()		290		R/T()		290()	
	a	b	a	b	a	b	a	b
CF3/8	49	0.52	102	0.28	57	0.52	134	0.28
CF8M	16	0.67	49	0.41	20	0.67	57	0.41
	Room Temp.()			290				
	c		d	c		d		
CF3	0.15		0.16		0.17		0.12	
CF8	0.20		0.12		0.21		0.09	
CF8M	0.23		0.08		0.23		0.06	

2.4. 인장특성 예측¹³⁾

열취화된 CF8M 스테인레스강의 유동응력(σ_f)은 열화재와 비열화재의 유동응력비(flow stress ratio, R_f) 또는 항복강도비와 정규노화변수(normalized aging parameter, P)의 관계를 통해 예측할 수 있다. CF8M 스테인레스강에 대한 열화재와 비열화재사이의 관계를 유동응력과 항복응력에

관련하여 수식으로 표현하면 다음과 같다.

$$\sigma_f = (0.2\% \text{ offset } \sigma_{YS} + \sigma_{UTS}) / 2 \quad (21)$$

$$(\sigma_f)_{aged} = (\sigma_f)_{unaged} \times R_f \quad (22)$$

$$(\sigma_Y)_{aged} = (\sigma_Y)_{unaged} \times R_Y \quad (23)$$

Table 2 Relation of R_f and R_Y for room temperature and operating temperature

	Room Temp.()		Operating Temp.(290)	
	R_f	R_Y	R_f	R_Y
Equation	$0.77 + 0.1P$	$0.708 + 0.092P$	$0.69 + 0.14P$	$0.635 + 0.129P$
Range	$1.00 \leq R_f \leq 1.19$	$1.00 \leq R_f \leq 1.10$	$1.00 \leq R_f \leq 1.24$	$1.00 \leq R_Y \leq 1.14$

이상의 결과로부터 재료의 응력-변형률관계를 Ramberg-Osgood 식으로 표현하면 다음 식과 같다.

$$\frac{\epsilon}{\epsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} + a_1 \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^{n_1} \quad (24)$$

σ :공칭응력, ϵ :공칭변형률, σ_0 : 기준응력, ϵ_0 : 기준변형률

a_1, n_1 : Ramberg-Osgood constant

이때, $\epsilon = \frac{\sigma_0}{E}$ 이고, $\sigma_0 = \sigma_f$ 라면,

$$\frac{E\epsilon - \sigma}{\sigma_f} = a_1 \left(\frac{\sigma}{\sigma_f} \right)^{n_1} \quad (25)$$

이고, 식(25)에 해당되는 상수는 Table 3과 같다.

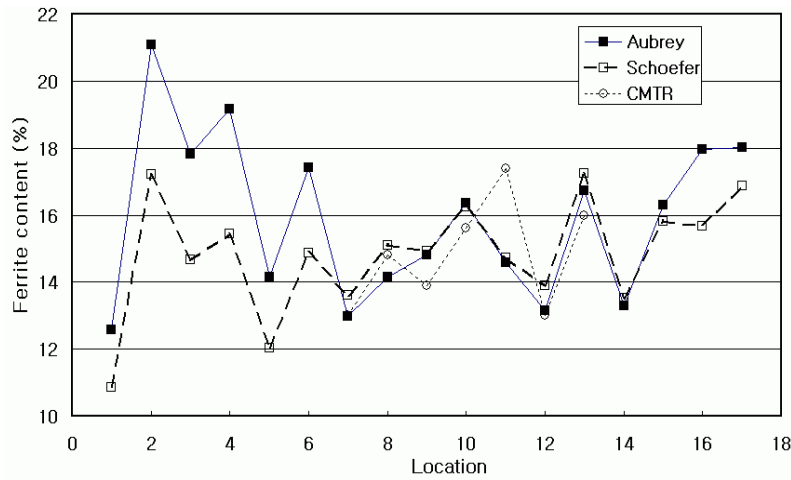
Table 3 a_1 and n_1 constant of Ramberg-Osgood equation

	Room Temp.()		Operating Temp.(290)	
	a_1	n_1	a_1	n_1
Equation	$50.9 - 0.0724\sigma_f$	5.6	$145.9 - 0.314\sigma_f$	6.6

3. 주조스테인리스강의 기계적 특성비교

국내원전배관을 대상으로 2장에서 제시한 절차를 이용하여 열취화에 따른 기계적 특성변화를 평가하였다. 고리 1호기와 영광 1, 2호기 냉각재 배관을 대상으로 화학조성을 이용하여 페라이트 함량을 Aubrey식과 Schoefer식에 의해 예측하였고, 일부 배관의 재료성적서 내용도 함께 Fig. 2에 정리하였다. Aubrey 식과 Schoefer 식을 사용하여 계산한 페라이트 함량에서 대부분 Aubrey 식의 경우가 더 높게 나타남으로써 더 보수적인 결과를 보였다. 이때 N의 함량에 대한 자료가 없는 관계로 N은 0.04wt%로 가정하였다. 일부 배관의 경우, Aubrey 방법에 따라 페라이트 함량을 예측한 결과, 열취화 발생기준인 20vol.%을 초과하나 Schoefer 방법에 따르면 초과하지 않음을 확인할 수 있었다. 또한 고리 1호기 RCS배관의 경우, 일부배관에 CMTR이 제공되어 있어 예측된 페라이트함량과 비교한 결과, 큰 차이를 나타내지 않음을 알 수 있다. 이상의 화학조성과 δ -Ferrite

함량을 기초로 하여 상온 포화사피충격에너지, $C_{V_{sat}}$ 와 J-R곡선을 예측할 수 있다.



No	Location	No	Location
1,2	Hotleg	9,10	90° elbow(1/2)
3,4	Coldleg	11	50' Fitting
5,6	Straight	12,13	35' Elbow
7,8	90° elbow	14-17	-

No.1-13 : Kori 1, No.14-17 : YGN 1&2

Fig. 2 Comparison of δ -Ferrite contents for Kori 1(CF8M) and YGN 1&2(CF8A)

3.1 사피 충격에너지 예측

고리 1호기의 경우, CF8M을 주냉각배관재로 사용하고 있으며, 영광 1,2호기는 CF8A를 사용하고 있다. 2.2장에 설명한 바와 같이 조건에 맞는 수식을 이용하고, 초기 재료충격에너지, $C_{V_{ms}}$ 는 $150\text{J}/\text{cm}^2$ 로 가정한 후, 열취화기간은 150,000시간, 약 17년 정도일 때와 300,000시간, 약34년인 경우에 대해 상온 포화사피충격에너지, $C_{V_{sat}}$ 와 사피충격에너지, C_V 를 예측하였으며, 그 결과를 Fig. 3과 같이 정리하였다.

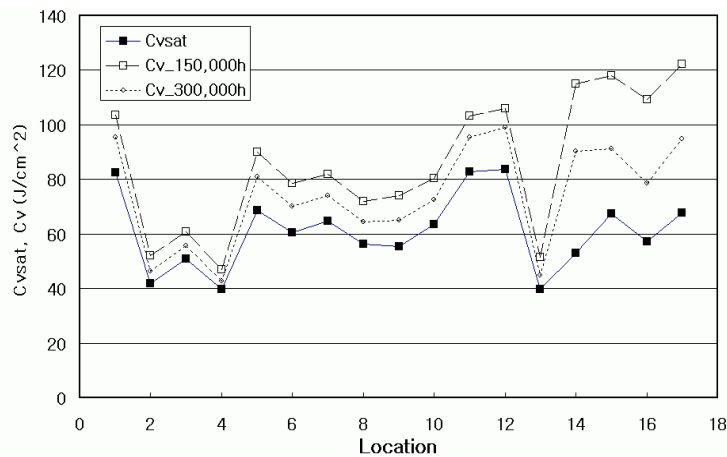


Fig. 3 Comparison of the calculated $C_{V_{sat}}$ and C_V for Kori 1(CF8M) and YGN 1&2(CF8A)

장기간 열취화로 인해 상온 포화 파괴충격에너지가 초기값 150J/cm²보다 상당히 감소하였음을 알 수 있다. 또한 CF8A이 CF8M보다 더 큰 상온 포화 파괴충격에너지를 가지는 반면, 상온 파괴충격에너지의 변화량이 더 크게 나타나 취화특성이 구분됨을 알 수 있다. Fig. 3에서와 같이 가장 심한 취화가 예상된 곳인 No.4는 고리1호기 주냉각배관의 Inlet Pipe부위로 높은 페라이트 함량을 가지고 있다. 150,000시간 열취화된 경우, C_V 가 $C_{V_{max}}$ 값에 대해 갖는 여유는 16%이고, 300,000시간 열취화된 후, 여유는 7%정도로 줄어든다는 것을 확인할 수 있다.

3.2 J-R 곡선 평가

Fig. 4는 이미 평가된 상온포화충격에너지를 이용하여 J-R곡선을 예측한 결과이다. (19), (20)식의 a, b, c, d, n은 재료등급, 구조방식과 재료의 사용온도에 따라 다르다. 이 결과는 상온과 운전 온도에서 재료가 열취화로 인해 저하될 수 있는 최저값을 예측한 결과이다. 그림에서와 같이 CF8M의 경우가 CF8A보다 열취화로 인해 저하되는 정도가 더 크다는 것을 알 수 있으며, 이 결과는 파괴충격에너지가 CF8M보다 CF8A가 더 높게 나타나는 것처럼 CF8M이 열취화에 더 민감하다는 것을 알 수 있다.

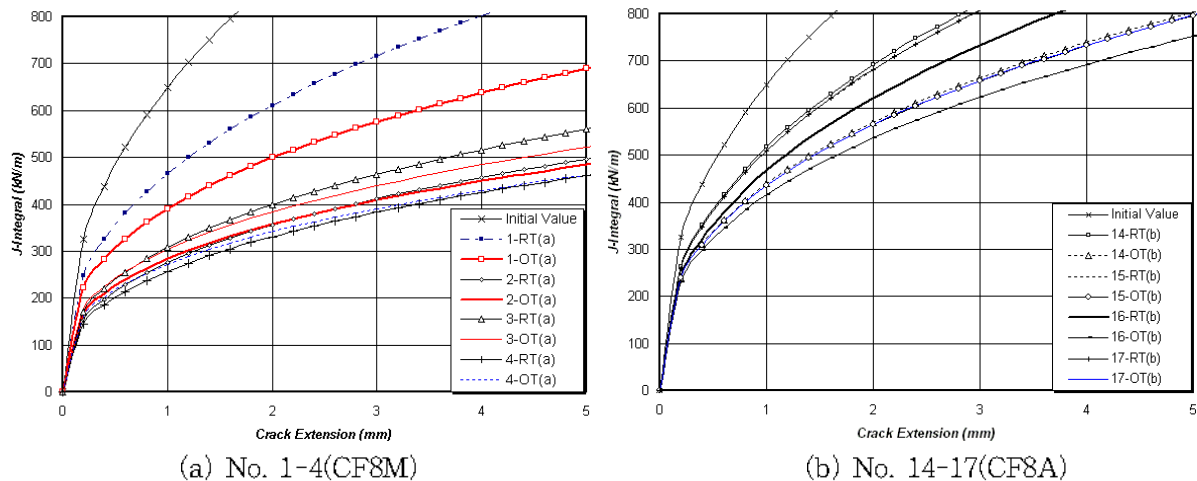


Fig. 4 Comparison of the calculated J-R curves
(a) Kori 1(CF8M) (b) YGN 1&2(CF8A)

3.3 가속열화된 CF8M의 파괴충격에너지와 예측된 파괴충격에너지 비교

가속열화된 CF8M에 대해 실험을 통한 파괴충격에너지와 예측된 파괴충격에너지를 비교하고자 한다. 비교자료는 S.Kawaguchi et al.⁷⁾이 350과 400℃온도에서 300시간, 3,000시간, 10,000시간동안 가속열화한 CF8M(원심주조)에 대해 파괴충격시험한 결과를 이용하였다. 열화시간은 Arrhenius-type식을 이용하여 290℃ 가동온도에서 가동시간을 계산하였으며, 활성화에너지, Q는 S.Kawaguchi et al.이 제시한 100kJ/mole을 사용하였다. 그러나 예측식을 통해 계산된 활성화에너지는 약 130kJ/mole이었다. 활성화에너지가 높다는 것은 열화시간이 증가한다는 것을 의미하므로 활성화에너지 차이에 따른 특성을 확인하기 위해 100과 130kJ/mole의 조건에 대해 예측하였다. 또한 파괴충격에너지를 평가하기 위해 사용되는 δ-Ferrite 함량은 실험적으로 미세조직과 Ferritescope에 의해 조사한 결과, CF8M내에 δ-Ferrite는 15.2%정도로 확인되었다. 그러나 예측식에 의한 평가에서는 12.3%로 δ-Ferrite 함량이 낮게 나타났다. δ-Ferrite이 높은 경우, 열취화에 민감한 특성을 나타내므로 δ-Ferrite함량에 따른 파괴충격에너지를 평가하였다.

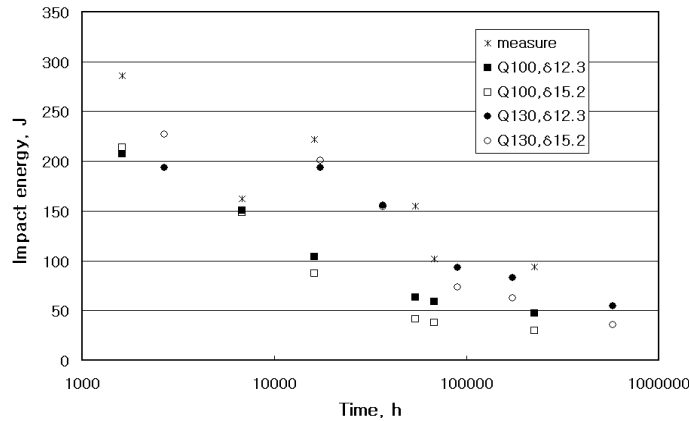


Fig. 5 Comparison of C_V and time about between test data and the calculated data

Fig. 5는 활성화에너지와 δ -Ferrite 함량의 특성관계를 정리하였다. 그림에서와 같이 예측된 사피충격에너지들은 측정된 값보다 낮게 나타났으며, 예측식이 보수성을 가지고 있음을 알 수 있다. 예측결과에서와 같이 동일 활성화에너지에서 δ -Ferrite 함량이 높은 경우, 열화기간이 길어질수록 사피충격에너지는 감소하며, 활성화에너지가 높을수록 사피충격에너지가 높게 나타났으며, 동일 δ -Ferrite 함량에서 활성화에너지가 높은 경우 사피충격에너지가 높게 나타났다.

3.4 가속열화된 CF8M의 J-R곡선과 예측된 J-R곡선 비교

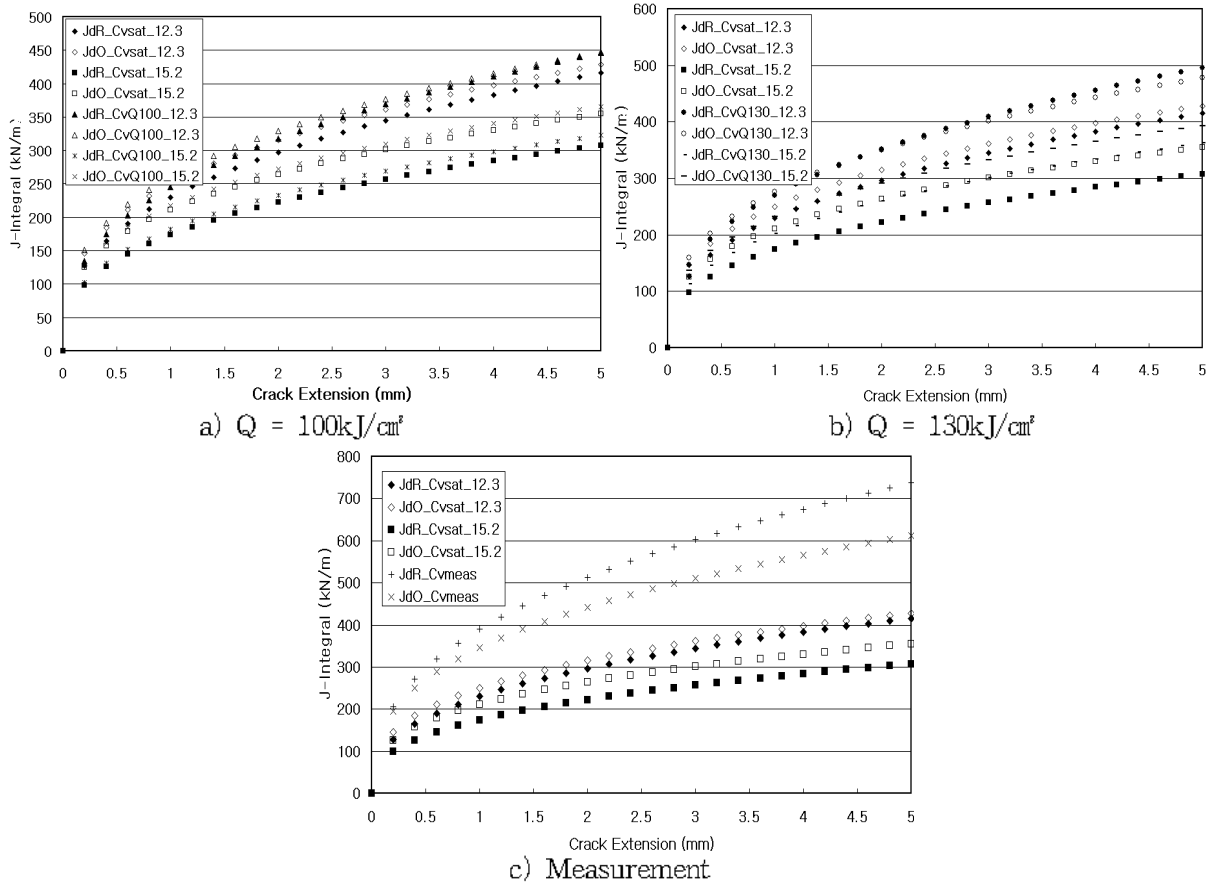


Fig. 6 Comparison of J-R curves about between test data and the calculated data

3.3장에서 결정된 사피충격에너지를 이용하여 활성화에너지가 100kJ/mole, 130kJ/mole인 경우와 δ -Ferrite가 12.3, 15.2%인 경우에 대해 상온, 290°C J-R곡선과 실험으로 측정된 사피충격에너지를 기초로 한 상온과 290°C의 J-R곡선을 Fig. 6과 같이 정리하였다. Fig. 6에서와 같이 동일 활성화에너지에서 δ -Ferrite 함량이 낮을수록 파괴인성이 높게 나타났으며, 동일 δ -Ferrite 함량에 대해 활성화에너지가 높을수록 파괴인성이 높게 나타난다. 즉, 활성화에너지가 높고, δ -Ferrite함량이 낮을수록 파괴인성저항이 증가한다는 것을 의미한다. 사피충격시험을 통해 측정된 결과를 이용한 J-R곡선은 높은 사피충격에너지를 갖고 있어 다른 예측결과보다 높은 파괴인성을 갖는다.

3.5 가속열화된 CF8M의 인장특성 예측

3.4장에서 확인한 바와 같이, 활성화에너지가 130kJ/mole 인 경우, CF8M 스테인레스강의 파괴인성변화가 크게 나타났다. 따라서, 활성화에너지를 130kJ/mole 로 가정하고, 가속열화된 CF8M 스테인레스강의 290°C 가동온도에서 계산된 가동시간에 관련하여 상온과 가동온도(290°C)에서 유동응력과 항복응력을 예측하고, Ramberg-Osgood 식에 의해서 인장특성을 평가하였다. S.Kawaguchi et al.에서 제공된 열화되지않은 CF8M 스테인레스강의 항복강도와 인장강도는 각각 244, 515MPa이며, 유동응력은 379.5MPa 이다.

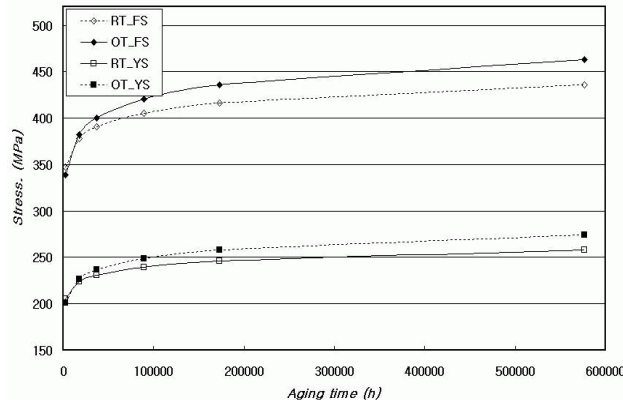


Fig. 7 Expected changes of σ_f and σ_Y with aging time

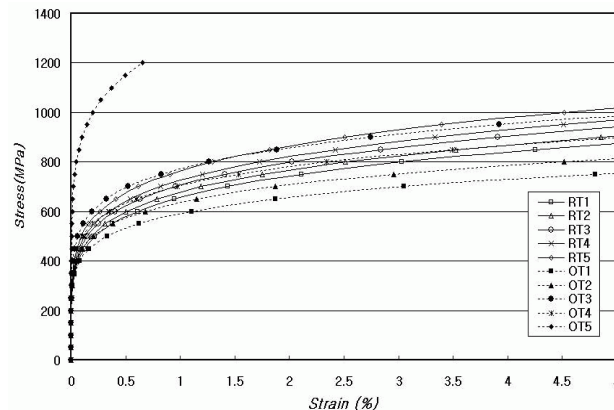


Fig. 8 Relation of σ - ϵ with room temperature and operating temperature

Fig. 7은 예측식에 따라 유동응력과 항복응력은 가동시간이 증가할수록 열취화로 인해 초기에 증가하다가 일정시간이후 각 응력특성이 포화되는 것을 확인할 수 있다. Fig. 8은 열취화시간 증가에 따른 응력-변형률관계를 예측한 것이며, 열취화로 인해 인장특성이 증가하고, 열취화시간이 증가함에 따라 가동온도에서 인장응력특성이 상온에서보다 높게 예측되었다.

4. 결론

본 연구에서는 열화에 의한 원전배관용 주조스테인리스강의 기계적 특성변화에 대한 예측 및 평가와 열화된 주조스테인리스강의 파괴충격에너지와 예측값을 비교하였다.

1) 고리1호기(CF8M)와 영광 1,2호기(CF8A)의 경우, 초기 재료충격에너지, $C_{V_{ini}}$ 는 150J/cm²로 가정했을 때, 열취화기간은 150,000시간, 약 17년 정도일 때와 300,000시간, 약34년인 경우에 대해 상온 포화파괴충격에너지, $C_{V_{\infty}}$ 가 초기값 150J/cm²보다 상당히 감소하였음을 알 수 있다. CF8M이 CF8A보다 낮은 상온포화파괴충격에너지를 갖으며, 대부분이 CF8A보다 낮은 C_V 를 갖는다. J-R 곡선은 CF8M의 경우가 CF8A보다 열취화로 인해 저하되는 정도가 더 크다는 것을 알 수 있다.

2) 가속열화된 CF8M에 대해 실험을 통한 파괴충격에너지, J-R곡선과 예측된 파괴충격에너지와 J-R곡선을 비교한 결과, 예측된 파괴충격에너지들은 측정된 값보다 낮게 나타났으며, 예측식이 보수성을 가지고 있음을 알 수 있다. 예측결과에서 δ -Ferrite 함량이 많을수록, 활성화에너지가 낮을수록 파괴충격에너지와 파괴인성이 저하되는 특성을 나타내었다.

3) 가속열화된 CF8M에 대해 가동온도에서 가동시간이 증가함에 따른 인장특성을 예측한 결과, 유동응력과 항복응력은 일정시간 후, 열취화로 인한 포화단계에 이르러 유동응력과 항복응력의 취화증가율이 둔화된다. 또한, 가동시간이 증가될수록 열취화특성이 크게 나타나고, 가동온도에서 열취화로 인한 인장특성이 높게 나타난다.

참고문헌

- (1) 한국전력기술, "발전설비용 금속재료 지침서", pp. 200~201, 1996.
- (2) Jin Sik Cheon, In Sup Kim, "Evaluation of thermal aging embrittlement in CF8 duplex stainless steel by small punch test", Journal of nuclear materials(278), pp. 96~103, 2000.
- (3) M. Bethmont, Y.Meyzaud, P. Soulat, "Properties of cast austenitic materials for light water reactors", Int J.Pres. Ves. & Piping 65, pp.221~229, 1996.
- (4) Jeado Kwon et al., "Effect of thermal aging on the low cycle fatigue behavior of austenitic-ferritic duplex cast stainless steel", Nuclear Engineering and Design, pp. 35~44, 2001.
- (5) 원자력안전기술원, 원전기기재료 CF8M의 열화거동 및 강도평가, 1999.
- (6) H.M. Chung, "Aging and Life Prediction of Cast Duplex Stainless Steel Components", Int. J of Pressure Vessel & Piping, Vol.50, pp. 179~213, 1992.
- (7) Seiichi Kawaguchi, "Microstructural Changes and Fracture Behavior of CF8M Duplex Stainless Steels after Long-Term Aging", Nuclear Engineering and Design, pp. 273~285, 1997.
- (8) Traurwein and Gysel, "Influence of Long-Time Aging of CF-8 and CF-8M Cast Steel at Temperature Between 300 and 500°C on Impact Toughness and Structural Properties", pp. 165~189, ASTM STP 756.
- (9) NRC, "DRAFT Generic Aging Lessons Learned(GALL) Report, Volume 1 and Volume 2", 2000.
- (10) ASTM A800/A800M-91, "Standard Practice for Steel Casting, Austenitic Alloy, Estimating Ferrite Content Thereof", 1997.
- (11) Aubrey, "Ferrite Measurement and Control in Cast Duplex Stainless Steel", pp. 126~164, ASTM STP 756.
- (12) H.M. Chung, "Initial Assessment of the Process and Significance of Thermal Aging in Cast Stainless Steels", NUREG/CP-097, Vol. 3, 1989
- (13) O.K. Chopra, "Estimation of Fracture Toughness of CASS during Thermal Aging in LWR Systems", NUREG/CR-4513 Rev. 1, 1994.