

Type 316 스테인리스강의 크리프 균열성장 재료물성 데이터 해석

Analysis of Material Properties on Creep Crack Growth of Type 316 Stainless Steels

김우곤, 류우석
한국원자력연구소
대전시 유성구 덕진동 150

김현희, 윤기봉
중앙대학교
서울특별시 동작구 흑석1동 221

요 약

Type 316SS, 316FR, 316LN 스테인리스강의 크리프 균열성장(CCG) 데이터를 다수 수집·해석하여 C^* 파라메타의 수명 평가 식을 제안하였으며, 크리프 물성만으로 CCG 속도를 추론할 수 있는 NSW 모델에 적용하였다. da/dt 와 C^* 관계의 모든 CCG 데이터는 시험 응력, 온도, 시편 형상 등의 시험조건에 관계없이 작은 산포도를 보였으며, 316SS가 316FR 316LN강에 비해 높은 균열성장률을 보였다. 이러한 이유는 재료별 크리프 특성이 다를지라도 C^* 가 크리프 물성 값인 A , n 을 잘 반영하고 있기 때문이다. 316SS는 NSW 모델 예측 결과와 잘 일치함을 보였으며, 3강의 모든 CCG 데이터들은 평면응력 조건에 가깝게 분포하는 경향을 보였다.

Abstract

A number of creep crack growth(CCG) data for type 316SS, 316FR and 316LN stainless steels were collected from literature surveys, and the life assessment equation of C^* -parameter was proposed for each material. Also, NSW model, which CCG rate can be predicted by only creep data, was applied for them. All the CCG data showed a small scattering band regardless of applied stresses, temperatures and specimen configurations, and the CCG rate of 316SS showed higher than that of 316FR and 316LN. The reason for this is because a unique C^* parameter can well reflect creep material constants, A and n . Type 316SS showed good agreement in NSW model compared with 316FR and 316LN, and all the CCG data were closely distributed to plane stress.

1. 서 론

Type 316 스테인리스강은 고온강도 특성이 우수하여 원자력 발전소의 주요 구조재료로 널리 사용되어왔다. 그러나 탄소가 0.04 wt.%이상 첨가되어 있어 고온에서 고용강화 및 탄화물의 석출에 의한 석출강화 효과로 고온 기계적 성질을 향상시키지만 입계부식 저항성의 현저한 저하를 일으키는 문제점이 있었다. 이 문제점을 개선하기 위해 316 스테인리스강에 탄소를 감소시키고 탄소의 고용강화를 대신할 수 있는 질소를 첨가함으로써, 높은 고온강도 및 우수한 고온 입계부식 저항성을 동시에 갖는 316LN 강이 개발되었으며, 이 강은 액체 금속로의 1차계에 적용할 수 있는 고온 재료로 주목받고 있다.^{1~3)}

액체 금속로의 1차계 구조재료는 550°C에 이르는 고온영역에서 사용되므로 장시간의 가동에 의해 발생하는 크리프 손상이 건전성 상실의 주요 원인이 된다. 그리고 재료 내에 미세한 균열이 존재할 경우 크리프 균열성장(creep crack growth, CCG)이 재료의 파손을 주도하게 된다. 따라서 고온 구조재료의 설계 및 안정성 평가에 있어서 보수성을 확보하기 위해서는 크리프 균열성장속도(creep crack growth rate, CCGR)에 의한 수명평가가 반드시 필요하다.^{4,5)} 크리프 조건에서의 균열성장을 최적화하기 위한 공학적 파괴매개 변수에 관한 많은 연구가 이루어왔으며, 균열선단에서의 응력과 변형률 장을 특성화하는 최적 파괴매개변수로 C^* 또는 C_t -파라메타가 사용되고 있다. C^* -파라메타는 정상상태 크리프 조건하에서 균열성장을 특성화하는데 사용되는 반면 C_t -파라메타는 소규모 크리프와 천이 크리프조건 그리고 정상상태 조건의 전 영역을 포함하는 파괴매개변수이다. C_t 가 C^* 보다 정확한 매개변수로 알려져 있지만 두 파라메타는 큰 차이는 없으며, 계산의 복잡성을 고려하면 서로 장단점이 있기 때문에 동시에 널리 사용되고 있다.

Type 316 및 316LN 스테인리스강의 크리프 특성 데이터는 국내·외에서 많은 연구가 이루어지고 있어서 다수의 실험 데이터가 축적되고 있다. 그러나 고온 크리프 균열성장속도를 평가하기 위한 실험 데이터는 미국, 영국, 일본 등 일부 국가에서 주로 이루어지고 있으며, 국내의 경우는 이들 균열성장 자료는 거의 없는 실정이다. 따라서 국내 원전 구조물의 크리프 균열성장에 의한 수명 평가를 하기 위해서는 실험 데이터를 수집 분석하고, 실험 데이터를 생산 추적하는 것이 필요하다.

본 연구에서는 원전 구조재료로 사용되는 type 316 계열의 스테인리스강인 316SS, 일본이 고속증식로용으로 개발한 316FR 강, 당실에서 개발한 316LN 강에 대하여 문헌에서 보고된 CCG 데이터를 다수 수집하여 물성 데이터를 얻고, C^* -파라메타로 각 재료별로 수명 평가식을 제시하였다.

2. 이론 배경

2.1 C^* -파괴 매개변수 및 NSW 모델

C^* -파괴 매개변수는 소성영역에서 파괴를 묘사하기 위해 사용된 J -적분과 같은 것으로 변형률을 변형률 속도로 변위를 변위 변화률로 바꾸어 나타낸 것이다. C^* 는 크리프 영역이 균열체의 비균열부 전체에 퍼질 만큼 충분한 시간동안 하중이 유지되는 크리프 영역에서 2차 크리프가 지배적인 경우에 C^* 는 좋은 고온 파괴매개변수로 사용된다. 크리프 균열성장속도, \dot{a} 와 C^* 의 관계를 나타내는 일반적인 형태는⁶⁾

$$\dot{a} = D [C^*]^q \quad (1)$$

로 표현이 된다. 여기서 D 와 q 는 재료상수이고, q 는 1보다 약간 작은 값으로 많은 재료에서 $q = n/(n+1)$ 값을 가지며, n 은 크리프 지수이다.

Nikbin, Smith, Webster(NSW)^{6,7)}은 균열선단 앞에서 크리프 손상을 2차 크리프가 지배하고 일정한 크리프 파단 변형률 값을 가질 때 크리프 연성(creep ductility)과 CCGR과의 관계를 나타내는 NSW 모델식을 개발하였다. 크리프 변형이 2차 크리프를 따른다면 Norton 크리프 법칙으로부터

$$\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_o} = \left(\frac{\sigma}{\sigma_o} \right)^n \quad (2)$$

이 되고 여기서, ϵ_o, σ_o 는 재료 상수이다.

균열선단 앞의 좌표(r, θ) 에서 변형률속도(strain rate)는 HRR 응력장의 정의⁸⁾로부터

$$\dot{\epsilon}_{ij} = \left(\frac{C^*}{I_n A r} \right)^{1/(n+1)} \widehat{\epsilon}_{ij}(\theta, n) \quad (3)$$

식(3)을 식(2)로 표현하면

$$\frac{\dot{\epsilon}_{ij}}{\dot{\epsilon}_o} = \left(\frac{C^*}{I_n \sigma_o \dot{\epsilon}_o r} \right)^{1/(n+1)} \widehat{\epsilon}_{ij}(\theta, n) \quad (4)$$

이 되고, 균열선단의 크리프 과정영역(creep process zone)동안 축적되는 변형률은

$$\epsilon_{ij} = \int_{r=r_c}^r \dot{\epsilon}_{ij} dt \quad (5)$$

이 된다. r 은 균열선단으로부터 거리이고 t 는 시간이다. 식(4)를 식(5)에 넣고 적분하고, 균열선단 $r = 0$ 에서 $\epsilon_{ij} = \epsilon_f^*$ 이고, 균열선단의 응력상태를 고려하면

$$\dot{a} = \frac{(n+1)}{\epsilon_f^*} (A r_c)^{1/n+1} \left(\frac{C^*}{I_n} \right)^{n/(n+1)} \quad (6)$$

의 크리프 균열성장 속도식을 얻는다. A, n 은 일정 온도에서의 재료상수이고, $\widehat{\epsilon}_{ij}(\theta, n)$ 는 n 과 θ 의 무차원 상수이고, I_n 은 크리프 지수 n 의 함수로서 Hutchinson에 의해 테이블화된 상수로 평면응력에서는 거의 3에 가깝고 평면변형률에서는 4에 가깝다. 그리고 ϵ_f^* 는 균열선단의 응력상태와 잘 맞는 단축 크리프 연성이며, r_c 는 균열선단의 크리프 과정

영역의 크기로서 균열속도에 큰 영향을 주지 않는다. 만약 $q = n/(n+1)$ 이라면 식(6)는 식(1)과 같은 형태를 가짐을 알 수 있다. 따라서 단축 크리프 데이터로부터 물성치 A , n 을 구하고, 균열선단에서의 응력조건과 잘 일치하는 크리프 연신율(creep ductility)을 사용하면 크리프 균열성장 속도를 실험적으로 구할 수 있다.

Nikbin^{6,7)}은 다양한 재료에 대하여 CCG 시험한 결과 크리프 연성과 밀접한 관계가 있음을 확인하였으며, 공학적 관점에서 식(6)을 식(7)로 표현할 수 있음을 보였다.

$$\dot{a} = \frac{3 (C^*)^{0.85}}{\epsilon_f^*} \quad (7)$$

여기서, \dot{a} 는 [mm/h], ϵ_f^* 은 크리프 파단 변형률비[mm/mm], C^* 는 [MJ/m²h]의 단위이다. 크리프 균열성장속도는 크리프 연성이 낮을수록 빨라지게 됨을 보인다.

2.2 C^* 의 계산식

C^* 값의 실험적 측정은 CT시편에서 식(6)으로 계산되고, 해석적으로는 CT 시편인 경우 식(11)과 같고, CCT(center cracked tension)인 경우 식(12)로 구한다.

$$C^* = \frac{P V_c}{B W} \eta \left(\frac{a}{W}, n \right) \quad (8)$$

여기서, P 는 하중, V 는 하중점 변위, B 는 시편 두께, W 는 시편의 폭, a 는 균열길이이다. η 는 균열길이와 크리프 지수를 의존하는 무차원 함수로

$$\eta \left(\frac{a}{W}, n \right) = \frac{1}{(1-a/W)} \frac{n}{n+1} \left(\gamma - \frac{\delta}{n} \right) \quad (9)$$

$$V_c = V - \frac{\dot{a} B}{P} \left(\frac{2 K^2}{E} \right) \quad (10)$$

이며, \dot{a} 는 균열성장속도(da/dt), K 는 응력확대계수, E 는 탄성계수이다.

$$C^* = \frac{A}{(W-a)^n} h_1 \left(\frac{a}{W}, n \right) \left(\frac{P}{1.455 \xi B} \right)^{n+1} \quad (11)$$

$$C^* = A \frac{a}{(1-a/W)^n} h_1 \left(\frac{a}{W}, n \right) \times \left(\frac{P}{2BW} \right)^{n+1} \quad (12)$$

여기서 A , n 은 크리프 상수, a 는 균열크기이며, ξ 는 무차원 함수이다. γ 와 δ 는 균열비(a/W)에 대한 무차원 함수로 문헌에 정의된다.⁶⁾ h_1 함수는 균열크기(a/W)에 따라서 변하는 함수로 EPRI Handbook¹⁰⁾을 사용하여 결정된다. 당실에서 개발한 316LN 강의 C^* 값은 위에서 기술한 식들을 사용하여 실험적으로 구하였으며, 316LN강의 $n = 11.83$ 인 경우에 대하여 식(13)로 계산하였다.

$$h_1\left(\frac{a}{W}, 11.83\right) = 2.343 - 11.778\left(\frac{a}{W}\right) + 21.693\left(\frac{a}{W}\right)^2 - 12.044\left(\frac{a}{W}\right)^4 \quad (13)$$

3. 결과 및 고찰

3.1 재료성분 및 물성 분석

본 연구에서 수집한 316SS, 316FR, 316LN 강의 재료성분, 시편형상, 시험온도 등 각기 다른 조건에서 측정된 데이터를 비교 조사하기 위하여 여러 문헌에 발표된 CCG 결과 그래프를 디지털화(digitizing)하여 각 재료별로 데이터를 파일화하였다. 이들 수집된 데이터를 이용하여 CCGR 식에 사용되는 재료 물성치를 재료별로 C^* 파라메타를 비교 평가하였다. 재료별 CCG 물성 수집 및 해석은 316계 스테인리스강의 모재부에 대해서만 수행하였다. 이들 재료의 화학적 조성은 Table 1에 요약 정리하여 나타내었으며, 고온 인장 및 크리프 물성은 Table 2에 나타내었다. 인장물성 및 크리프 물성은 Table 2에 보는 것처럼 대부분의 연구자들이 문헌에 발표시 구체적으로 제시하지 않고 있음을 볼 수 있다. 일본의 Yagi¹¹⁾의 경우 온도별 크리프 재료상수 A , n 을 온도별로 잘 나타내고 있으나 기계적 특성은 제시하지 않고 있다. 인용된 모든 문헌의 크리프 물성은 재료가 Norton의 식을 따른다고 가정하고 구하였다.

Yagi¹¹⁾가 수행한 재료는 두께 24mm의 316 강의 판재이며, 최종 열처리는 1100°C에서 0.5 시간 용체화 처리한 것이다. 최종 재료의 입자크기는 ASTM 번호로 약 8의 크기를 갖는다. CT 시편의 예비균열은 상온에서 2.5mm를 주었으며, 두께는 12.7mm 이며 측면 홈(side groove)은 시편 두께의 20%로 된 것이다. 균열길이는 직류전위차법(DCPD)을 사용하여 하중선 변위는 시편에 신장계를 부착하여 측정하였다. Merckling¹²⁾의 재료는 ASTM A240 grade 316L 판재로서 두께는 50mm이다. 탄소의 함량은 316L급에 가까운 것으로 1060°C에서 1시간 용체화 처리 후 수냉한 것이다. 평균 입자크기는 120 μm 이며 α -ferrite는 관찰되지 않았다. 이 재료는 Table 1의 조성에서 보듯이 질소가 무시할 수 없을 정도인 0.078 %를 함유한 것으로 거의 316LN 강에 가까운 재료라 할 수 있다. 그러나 문헌에 AISI 316 강으로 발표되어있으므로 본 연구에서도 316SS 강 종으로 포함하여 분류하였다. CT 시편은 시편두께 25mm와 12mm이며, 압연방향으로 시편(L-T)을 취하였다. 예비균열은 피로균열이나 방전가공(EDM)으로 직접 가공한 것이다.

Radharkrishnam¹³⁾의 재료는 탄소의 함량이 0.069%로 다른 시편에 약간 높고 인을 함유하지 않는 얇은 판재를 사용하였다. 길이 150mm, 폭 15mm, 두께 1.0mm의 SENT (single edge notched tension) 시편을 사용하였다. 초기균열은 0.4mm 직경의 와이어 가공으로 시편 중심부에 만들어 일정하중조건으로 시험을 실시하였다. 균열길이 및 하중선 변위 측정은 다이얼 게이지를 사용하여 측정하였고, 크리프 하중선 변위속도는 ASTM 절차로 계산하였다. 시험응력은 30-200MPa 범위로 하였으며, 모든 조건에서 균열성장을 위한 incubation시간이 발생되었으며, 균열성장은 정상상태 조건 이후에서만 일어났다.

Hyde¹⁴⁾의 316 재료는 열간 압연판재로서 1050°C에서 1-2 시간 동안 열처리 후 상온까지 공냉시킨 것이다. CCG 시편은 CT 시편과 thumb-nail crack 시편의 2종이 사용되었다. Thumb-nail crack 판상 인장시편은 게이지 중심에 균열을 만든 것으로 시편의 총 길이는 310mm, 폭은 68mm이고 그리고 게이지 길이는 100mm이며, 게이지 길이의 폭은

30mm 시편을 제작 사용하였다. CT 시편의 폭은 32mm 이고 피로 초기 균열비는 (a/W) 상온에서 약 0.5 정도로 하였다. 균열길이는 직류전위차법(DCPD)으로 측정하였으며, 균열길이를 잘 관찰하기 위해 CT시편이 완전히 파단하기 전에 전기로에서 시편을 분리후 피로시험으로 파단시킨 후 균열길이를 측정하였다. 균열길이는 균열면을 따라서 16점을 택하여 평균값을 취하여 측정하였다.

Table 1 Chemical compositions collected for 316SS, 316FR and 316LN steels(wt. %)

M'TL	Data source	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni	Mo	Ti	B	N	Nb	Co	V	C+N	Ta	
316SS	Yagi (1998) ¹⁾	0.05	0.70	1.10	0.034	0.003	0.31	17.05	12.60	2.24	0.03	0.003	0.017	-	-	-	-	-	
	*Merckling (1998) ⁵⁾	0.042	0.33	1.68	0.002	0.003	0.08	16.67	12.24	2.44	0.007	0.002	0.078	<0.7	0.025	0.43	-	-	
	Radhakrishnan(1990)	0.069	0.66	1.90	-	0.005	-	16.8	11.6	2.10	-	-	-	-	-	-	-	-	-
	Hyde (1998)	0.05	0.54	1.35	0.24	0.18	-	17.2	11.2	2.14	-	-	-	-	-	-	-	-	-
316FR	Nakayama (1998)	0.009	0.57	0.86	0.025	0.005	-	16.85	11.25	2.06	-	-	0.0766	-	-	-	0.172	-	
316LN	Tan (2001)	0.038	0.313	1.83	0.036	0.02	0.27	17.3	11.9	2.46	<0.01	-	0.067	<0.01	-	-	-	-	
	Fookes (1998)	0.2	0.175	1.8	0.022	0.013	0.24	17.43	12.05	2.49	0.005	0.01	0.077	0.009	0.233	-	-	0.005	
	Kim KAERI (2002)	0.022	0.7	1.01	0.029	0.005	-	17.15	12.3	2.35	-	0.003	0.094	-	-	-	-	-	

Note : Fe content is balanced, * : ASTM A240 grade 316L plate (50mm thickness)

Nakayama¹⁵⁾의 재료는 일본에서 고속증식로, FBR(fast breeder reactor) 용으로 개발된 재료로서 화학적 조성은 크리프 강도와 연성을 향상시키기 위해 엄격히 제한한 것이다. 질소가 0.0766% 함유하고 있고 C+N이 0.0856%로 특별히 첨가된 강이다. CCG 시험에 사용된 시편은 CT, CCP(center cracked plate), WCCP(wide center cracked plate)의 3종류 시편을 사용하였다. 대표적으로 CT 시편의 두께(B)는 10.16mm, 측면 홈 두께(B_N)는 7.62mm이고, 시편의 폭(W)은 50.8mm 이다. 3종류의 시편에서 균열길이는 시편 종류나 온도 및 응력과 관계없이 동일한 결과 값을 갖는 것으로 조사되었다.

Fookes¹⁶⁾의 재료는 질소 0.77% 및 그 외 Nb, Co, V, Ta 등의 원소들이 미량 첨가된 것이다. 열간 압연된 재료이며 시편 채취는 하중방향을 압연방향으로 가공하였으며, 시편 형상은 핀 하중방식의 single edge crack 인장시편을 사용하였다. 사용된 시편의 종류는 2종으로서 AR(as receive)시편과 1.6% 변형률로 경화된 시편(CH 1.6%)을 사용하여 두재료의 균열성장속도를 비교한 것이다. Tan¹⁷⁾의 재료는 질소가 0.067%로 다른 316LN 강보다 약간 낮다. CT시편의 폭은 50mm를 사용하였으며 두께는 제시되지 않았으며, CCG 시험은 650°C에서 수행하였다.

Kim⁵⁾이 사용한 316LN 강은 질소가 거의 0.1 wt.%로 첨가된 액체 금속로용(LMR)용 재료로 개발한 강이며 일본의 316FR 강과 유사하다. 시편제조는 진공 유도용해 공정으로 30kg 잉곳을 제조하고, 아르곤 분위기에서 2시간 동안 1270°C의 온도를 유지한 후에 열간 가공으로 15mm로 줄였다. 열처리는 1100°C에서 1시간 동안 아르곤 분위기에서 용체화 처리하여 수냉하였다. 1/2T CT 시편을 사용하였으며 초기 균열비(a/W)가 대략적으로 0.5가 되도록 하였으며, 측면 홈은 시편두께의 약 20%로 하였다. 예비균열은 상온에서 소성 붕괴하중의 40%를 넘지 않는 하중조건으로 하여 형성시켰다. 균열길이는 직류전위

차법을 이용하여 측정하였으며, 균열길이를 용이하게 관찰하기 위해 시편이 완전히 파단이 되기 전에 시험을 종료하여 시편을 액체질소에 넣어 온도를 냉각 후 파단하였다.

Table 2 Tensile and creep properties collected for 316SS, 316FR and 316LN steels

MTL	Data source	Test Temp.(°C)	Secondary creep constants		Tensile properties	
			A (MPa ⁻ⁿ hr ⁻¹)	n	σ_{ys} (MPa)	σ_{uts} (MPa)
316SS	Yagi (1998) ¹⁾	550	2.63×10^{-36}	12.1	-	-
		600	5.47×10^{-44}	16.4	-	-
		650	6.80×10^{-29}	10.7	-	-
		700	3.57×10^{-27}	11.0	-	-
		750	1.87×10^{-25}	11.0	-	-
		800	-	-	-	-
	Merckling (1998) ⁵⁾	550	-	11	-	-
		600	-	12	-	-
		650	-	8	-	-
	Radhakrishnan(1990)	600	-	-	-	-
700		-	-	-	-	
800		-	-	-	-	
Hyde (1998)	600	1.163×10^{-33}	11.8	100	385	
*316FR	Nakayama (1998)	550	-	-	117(258)	402(605)
316LN	Tan (2001)	650	-	-	-	-
	Fookes (1998)	600	-	-	-	-
	Kim KAERI (2002)	600	6.35×10^{-35}	11.83	128.6	419.3

Note : Secondary creep rate, $\dot{\epsilon} = A \cdot \sigma^n$. * Parenthesis values in 316FR indicate tensile stresses at room temperature , and tensile elongation was 45.7%(62.8%) and reduction of area was 73.4%(80.7%) at 550°C.

3.2 C* 계산식 분석

C* 값의 실험적 결정방법들은 연구자들마다 시험목적 및 시편 형상에 따라서 계산식에서 아래에 기술한 것처럼 약간의 차이가 있다. 그러나 모든 식들은 C*의 에너지 정의율에 기초하고 있으며 ASTM E1457의 계산절차들을 준용하였기 때문에 큰 차이가 없었다.

Yagi, Nakayama^{11,15)}의 경우 CT시편에서 C*값은 식(14)로 계산하였으며, δ 는 하중선 변위속도이고, 상수 γ 및 α , β 는 아래 식과 같이 계산하였다.

$$C^* = \frac{n}{n+1} \frac{P\delta}{B_N(W-a)} \left(\gamma - \frac{\beta}{n} \right) \quad (14)$$

$$\gamma = \frac{2(1+a)(1+a/W)/(1+a^2) + \alpha(1-a/W)}{(1+a/W) + \alpha(1-a/W)} \quad (15)$$

$$\beta = \frac{\alpha}{\alpha + (1+a/W)/(1-a/W)} \quad (16)$$

$$\alpha = \sqrt{[2a/(W-a) + 1]^2 + 1} - [2a/(W-a) + 1] \quad (17)$$

Nakayama¹⁵⁾는 CCT 시편에 대해서는 식(18)으로 C* 값을 계산하였다.

$$C^* = \frac{n-1}{n+1} \frac{P\Delta}{2B(W-a)} \quad (18)$$

Radhakrishnam¹³⁾은 SENT 시편에 대하여 C^* 값을 식(19)와 같이 계산하였고, 하중선 변위속도는, \dot{a} 는 식(20)으로 계산하였다.

$$C^* = \frac{n}{n+1} \frac{P \dot{a}}{B_N(W-a)} \quad (19)$$

$$\frac{dA}{dt} = \left(\frac{dA}{dt} \right)_{total} - \frac{\dot{a}B}{P} \frac{2K^2}{E} \quad (20)$$

Hyde¹⁴⁾는 CT 및 thumb-nail crack 시편에 대해 Haper와 Ellison가 제안한 식(19)로 C^* 값을 계산하였다. 여기서 m 은 비균열 시편과 균열시편에 대한 한계 하중비이다.

$$C^* = \frac{-n}{n+1} \frac{P \dot{a}}{BW} \frac{1}{m} \frac{dm}{d(a/W)} \quad (21)$$

Tan¹⁷⁾은 CT시편에 대해 실험식(20)을 사용하여 C^* 를 계산하였으며, 식에서 F 는 응력 지수 n , 균열길이 및 시편형상을 의존하는 무차원 상수이다.

$$C^* = \frac{P \dot{a}}{B_N(W-a)} F \quad (22)$$

위의 모든 식들은 공히 2차 크리프의 Norton의 식을 따른다고 가정하여 계산하고 있다.

Table 3 Creep crack growth property obtained for 316SS, 316FR and 316LN steels

MTL	Data source	Test Temp. (°C)	Material constants of CCG Eq.				Specimen thickness(mm)	Specimen geometry
			D	D_a	q	q_a		
316SS	Yagi (1998) ¹⁾	550-800	4.409x10 ⁻⁸	4.417x10 ⁻⁸	0.851	0.854	12.7	CT
	Merckling (1998) ⁵⁾	550-650	5.275x10 ⁻⁸		0.882		25 19	CT CT
	Radhakrishnan(1990)	600°C-800	1.909x10 ⁻⁸		0.985		1	SENT
	Hyde (1998)	600	4.828x10 ⁻⁸		0.903		16 15	CT Thumb-nail crack
316FR	Nakayama (1998)	550-650	3.800x10 ⁻⁸	5.516x10 ⁻⁸	0.790	0.748	1.5 7.62 5	WCCP CT CCP
316LN	Tan (2001)	650	1.379x10 ⁻⁸		0.865		-	CT
	Fookes (1998)	600	3.839x10 ⁻⁸		0.970		4	SENT
	Kim KAERI (2002)	600	5.369x10 ⁻⁸	0.792	12.7	CT		

Note : Creep crack growth rate(CCGR), $da/dt = D [C]^q$, C^* in MJ/m²hr, and da/dt in mm/hr.

D_a and q_a indicate the values fitted by least square method for all the data points of each material

CT : Compact Tension, SENT : Single Edge Notched Tension, CCP : Center Cracked Plate, WCCP : Wide Center Cracked Plate

3.3 재료별 크리프 균열성장속도 및 수명 평가식

Fig 1은 316SS에 대해 Yagi, Merckling, Radhakrishnan, Hyde등이 보고한 da/dt 와 C^* 의 관계 데이터를 함께 나타낸 것이다. 이들 데이터를 이용하여 CCGR 식(1)로 표현하면 크리프 재료 물성치 D 및 q 값을 얻을 수 있다. 각 연구자별 시험 데이터로의 선형 회귀선으로 얻은 D , q 값의 결과는 Table 3에 요약 정리하여 나타내었다. Table 3의 각 연구자별의 모든 데이터를 보면 시험온도, 응력, 시편형상에 따라서 다를 지라도 C^* 와 da/dt 관계의 기울기, $q = 0.85 \sim 0.90$ 범위로 큰 차이가 없다. 모든 데이터를 중첩할 경우 316SS의 전체 데이터들의 평균 기울기, $q_a = 0.854$ 이고, $D_a = 4.417 \times 10^{-8}$ 로 나타났으며, 모든 데이터들은 일정한 밴드 내에 잘 들어오고 있음을 확인할 수 있다. 크리프 균열성장을 평가할 경우 보수적인 평가를 위해 상부 한계분포선 결과를 사용하거나 통계적인 결과를 사용하여 수명평가를 할 수 있다. C^* 를 사용하여 316SS의 상부 한계분포 회귀선으로 구하면 다음과 같은 수명 평가식을 얻을 수 있다.

$$da/dt = 1.378 \times 10^{-7} [C^*]^{0.854} \quad (23)$$

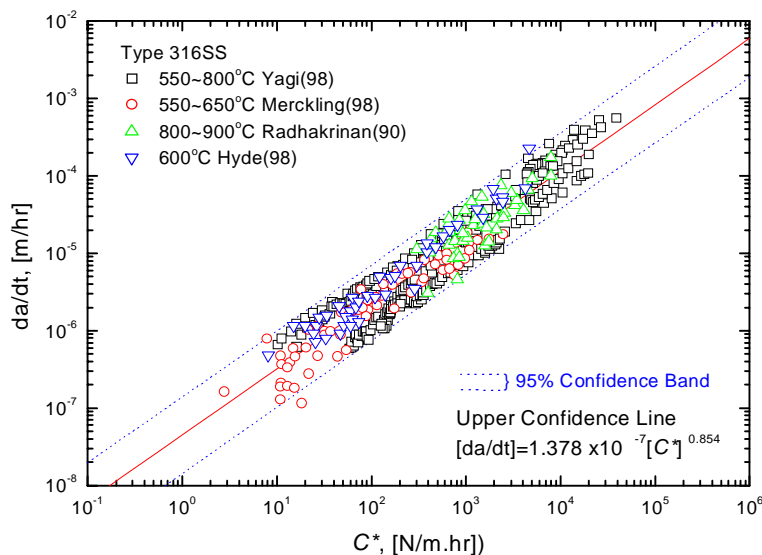


Fig. 1 da/dt vs. C^* relations of type 316 stainless steels

Fig. 2는 316FR 및 316LN강에 대한 것으로 Nakayama, Tan, Fookes 및 본 저자의 결과를 da/dt 와 C^* 관계로 모두 도시한 것이다. Table 3에서 보인 것처럼 각 연구자들의 D , q 값의 결과를 보면 큰 차이가 없음을 볼 수 있다. Fookes의 결과에서 q 값이 0.970으로 다소 높은 값이 관찰되는데, 이러한 원인은 3.1절의 재료 분석에서 기술한 것처럼 사용된 시편이 초기 시험전 1.6% 변형 경화재를 사용하였기 때문으로 판단된다. CCGR은 크리프 연신율과 밀접한 관계를 갖는데 크리프 연신율이 좋은 재료일수록 크리프 균열성장률은 감소한다. 따라서 초기 1.6% 변형의 경화로 연신율이 감소되었기 때문으로 볼 수 있으며, 또한 연성이 좋은 AR(as-received) 시편에서 발생한 초기 꼬리(tail) 부분의 발생으로 기울기가 높아졌던 것으로 관측된다. 그리고 316FR강과 316LN강의 재료 물성

치 결과는 매우 비슷한 결과 값을 보이고 있음을 알 수 있다. 316FR 및 316LN 강의 모든 데이터로부터 재료 물성치의 평균치를 구하면 $q_a = 0.748$ 이고, $D_a = 5.516 \times 10^{-8}$ 로 나타났다. 316LN 및 316FR 강에 대하여 상부 한계분포 회귀선으로 평가식을 구하면 식 (24)를 얻는다.

$$da/dt = 1.540 \times 10^{-7} [C^*]^{0.748} \quad (24)$$

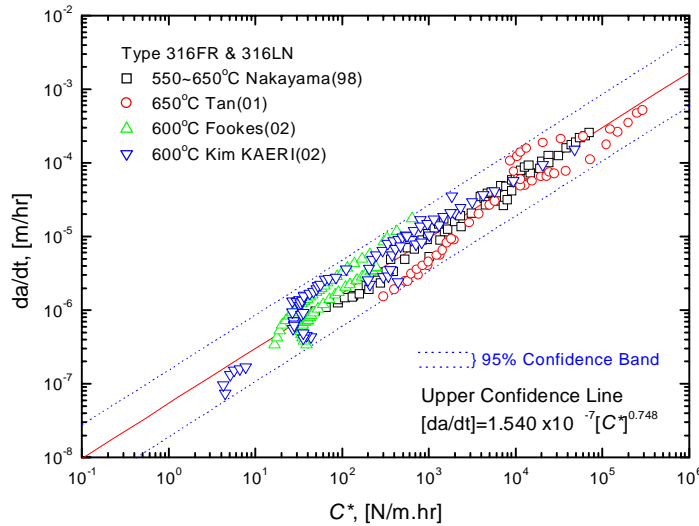


Fig. 2 da/dt vs. C^* relations of type 316FR and 316LN stainless steels

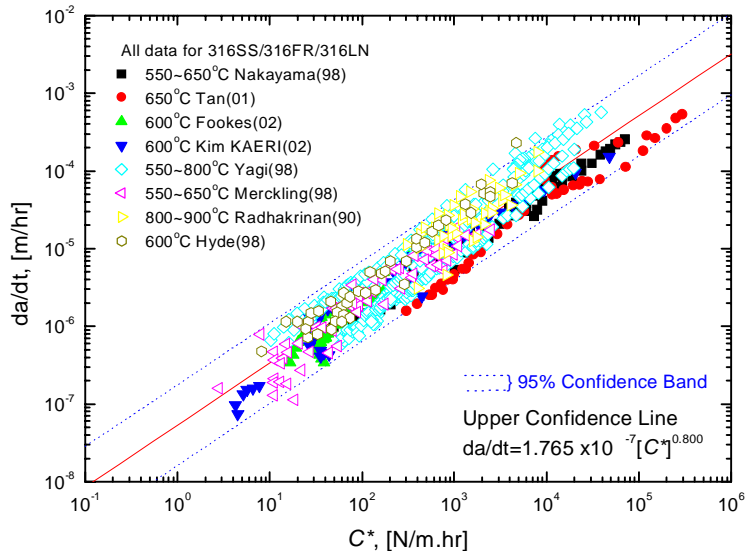


Fig. 3 da/dt vs. C^* relations of type 316SS, 316FR and 316LN stainless steels

Fig. 3은 316SS, 316FR, 316LN의 모든 CCG 데이터를 중첩하여 나타낸 것이다. 그림에서 보인 것처럼 모든 데이터는 재료 및 모든 시험 조건에 관계없이 일정 분포 밴드내에 있음을 확인할 수 있다. 316SS는 316LN 및 316FR강에 비하여 상부 쪽에 많은 데이터들

이 위치하고 있으며, 316FR 및 316LN강은 대체적으로 하부쪽에 분포되어 있어서 316SS에 비해 낮은 속도를 보인다. 3강의 모든 데이터에 대한 수명 평가식은 다음과 같다.

$$da/dt = 1.765 \times 10^{-7} [C^*]^{0.800} \quad (25)$$

이상의 결과에서 알 수 있는 것처럼 결국 모든 데이터들은 재료, 시험온도, 시험응력에 따라서 크리프 특성이 상당히 차이가 있을 지라도 CCG 물성의 산포가 크지 않는 것은 C^* 가 크리프 물성 값인 A , n 을 잘 반영하고 있기 때문이다.

3.4 NSW 모델의 적용

NSW 모델 식(7)을 이용하여 316SS, 316FR, 316LN 강에 대하여 da/dt 와 C^* 와의 관계를 구하였다. ϵ_f^* 값은 크리프 균열선단에서의 응력조건과 잘 맞는 크리프 연성으로서 단면 감소율(reduction of area)이 사용됨을 주목하여야 한다. 단면 감소율은 진 변형률로 환산 사용한다. Yagi, Tabuchi¹¹⁾는 316SS의 단면 감소율은 550C-800°C 범위에서 약 20-75%로 변화됨을 보였으며, 이 값을 진변형률로 환산하면 0.22-1.39의 범위를 갖게 된다. 따라서 본 연구에서의 ϵ_f^* 값은 이들 연신률의 결과를 참고하여 사용하였다.

Fig. 4는 316SS 강의 CCG 데이터로 부터 얻은 95% 신뢰밴드와 NSW 모델식의 예측 결과를 da/dt 와 C^* 관계로 비교하여 나타낸 것이다. 그림에서 나타낸 NSW 모델식의 하부 한계선은 75% 단면감소율(1.39 변형률 비)를 취한 것으로서 평면응력 조건이 된다. 이 예측선이 기준선이 되며, 여기로부터 적절한 연신률의 낮은 값을 취하면 상부 한계선의 평면변형률 조건이 된다. Nikbin, Tan^{6,7,17)} 등은 평면 변형률 조건이 되는 한계의 범위는 크리프 취성재료의 경우는 $\epsilon_f/50$ 로 평면응력의 50배가 되고, 연성재료인 경우는 $\epsilon_f/30$ 로 약 30배가 됨을 보고하였다. 따라서 316계 스테인리스강은 크리프 연성재료에 해당하므로 본 연구에서는 상부 한계선의 범위를 평면응력의 30배를 취하여 계산하여 나타내었다.

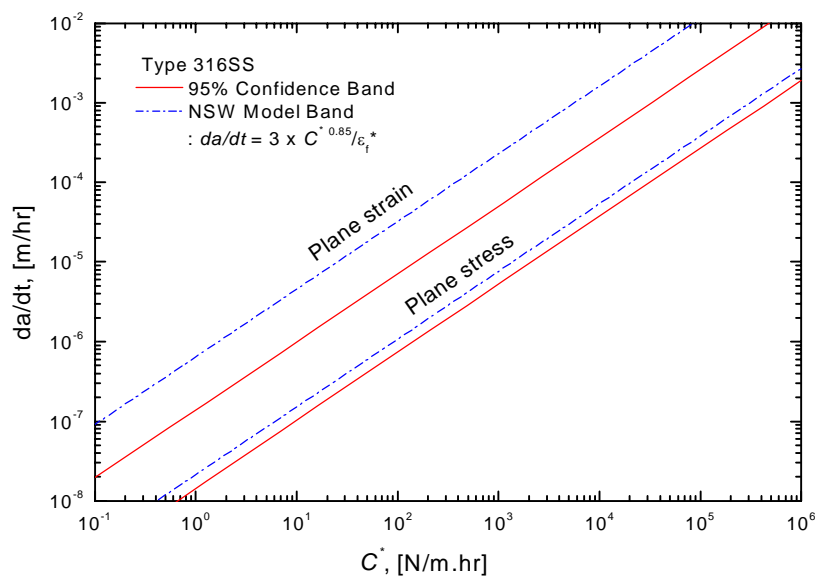


Fig. 4 Application of NSW model for type 316 stainless steels

316SS의 NSW 모델 예측은 시험결과의 95% 신뢰선 기울기와 같으나 상부 예측선은 매우 보수적인 평가를 하고 있음을 알 수 있다. 그래서 평면응력의 10배를 취하면 실험데이터의 상부 신뢰선과 거의 일치되었다. 또한 316SS의 CCG 데이터는 평면응력 조건에 가깝게 분포되고 있음을 볼 수 있다.

Fig. 5는 316FR 및 316LN 강에 대하여 95% 신뢰밴드와 NSW 모델식의 예측 결과를 비교하여 나타낸 것이다. 316SS와 같이 NSW 모델의 상부한계선 범위는 평면응력의 30배를 취하여 나타내었다. NSW 모델의 예측 밴드는 보수적인 예측을 하고 있으며 q 값의 기울기에서 실험치와 다소 차이가 있음을 볼 수 있다. 그러나 평균 예측선으로 평가한다면 거의 NSW 모델 밴드내에 실험 데이터들이 포함되고 있다. 그리고 316FR 및 316LN 강은 평면응력 조건에 가까운 거동을 보이고 있음을 확인할 수 있으며, 당실에서 개발한 316LN강의 데이터들은 평면 응력선에 거의 접근되고 있다.

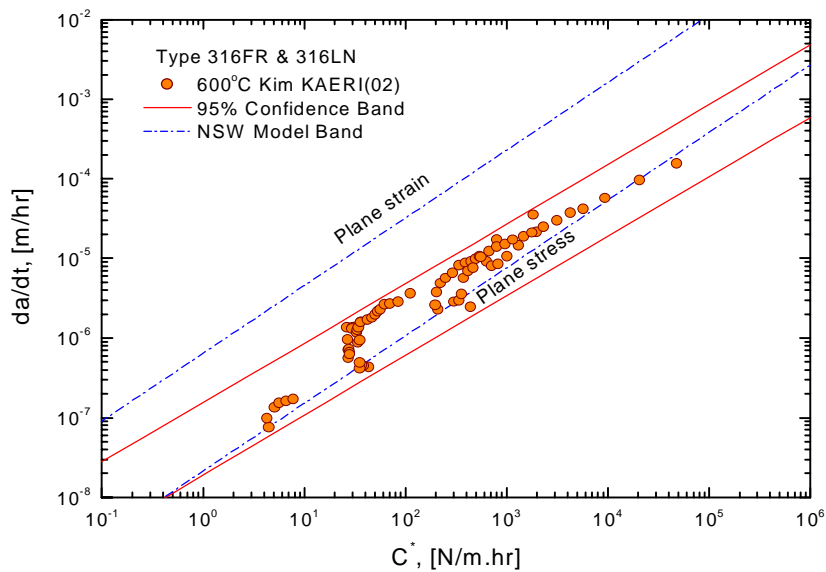


Fig. 5 Application of NSW model for type 316FR and 316LN stainless steels

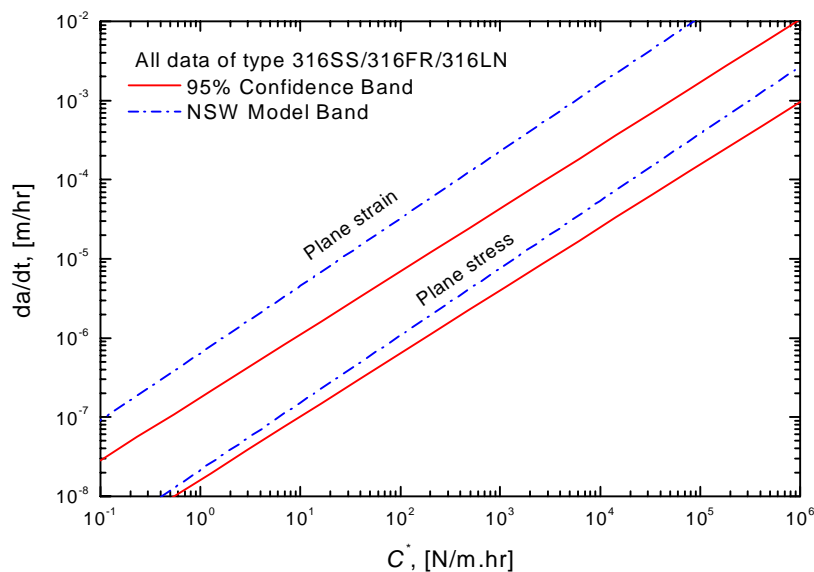


Fig. 6 Application of NSW model for type 316SS, 316FR and 316LN stainless steels

Fig. 6은 316SS, 316FR, 316LN 강의 모든 데이터로부터 구한 95% 신뢰밴드와 NSW 모델식의 예측 결과를 비교하여 나타낸 것이다. 그림에서 보듯이 CCG 시험에서의 재료 조성, 온도, 응력, 시편 등의 각기 다른 조건에 관계없이 3강종의 데이터들은 NSW 모델 예측과 비교적 잘 일치하고 있음을 확인할 수 있다. 또한 3강의 데이터들은 평면응력 조건에 보다 가까움을 알 수 있고, 크리프 연신율은 균열성장 속도와 밀접한 관계를 가짐을 알 수 있다. 따라서 단축 크리프 연신율 데이터를 이용하면 공학적 관점에서 CCGR을 예측하는 것이 가능하다.

4. 결 론

Type 316SS, 316FR, 316LN 스테인리스강의 크리프 균열성장(CCG) 데이터를 다수 수집하고 재료별 크리프 물성을 해석하여 다음과 같은 결론을 얻었다. CCG 물성 D , q 값을 재료별로 확보하였으며, da/dt 와 C^* 관계의 수명 예측 평가식을 얻었다. 316SS는 316LN 및 316FR강에 비하여 높은 크리프 균열성장속도를 보였으며, 3강의 모든 CCG 데이터들은 응력, 온도, 시편 형상 등의 시험조건에 관계없이 일정 분포의 비교적 작은 산포도를 나타내었다. 이러한 결과는 시험조건에 따라서 크리프 특성이 변할 지라도 C^* 가 크리프 물성 값인 A , n 을 잘 반영하고 있기 때문이다. NSW 모델 예측식은 실험치와 비교적 잘 일치하였으며, 3강의 모든 CCG 데이터들은 평면응력 조건에 가깝게 산포되고 있음을 알 수 있었다. NSW 모델에 의한 스테인리스강의 상부한계 수명 평가선은 평면응력의 30배를 취하면 너무 보수적인 평가를 하는 것으로 판단된다.

후 기

본 연구는 과기처에서 시행한 원자력 중장기 연구개발사업 중 원자력재료 내환경특성 평가 및 향상기술 개발과제내의 고온강도 평가 및 신재료기술 개발 세부과제에서 수행한 것입니다.

참고문헌

- [1] W.G Kim, S. H. Kim and W. S. Ryu, "Creep Characterization of Type 316N and HT-9 Stainless Steels by the K-R Creep Damage Model", KSME International Journal, Vol.15 No.11, pp. 1463~1472, (2001).
- [2] W.G Kim, S. H. Kim and W. S. Ryu, "Evaluation of Monkman-Grant Parameters for Type 316L and Modified 9Cr-Mo Stainless Steels", KSME International Journal, Vol. 16, No. 16, pp 1420~1427, (2002).
- [3] W.G Kim, S. H. Kim and W. S. Ryu, "Application of K-R Creep Damage Model for Type 316LN and HT-9 Stainless Steels, Proceeding of the 7th International Conf. on Creep and Fatigue at Elevated Temperatures, CREEP7, SB-03-1(033), pp. 167~172, Japan NMIS, June, (2001).
- [4] K.B. Yoon, "Characterization of Creep-Fatigue Crack Growth Behavior Using

- Ct-Parameter", Ph.D Paper, School of Mechanical Engineering, Georgia Institute of Technology, Atlanta, GA, June (1990).
- [5] W.G. Kim, W.S. Ryu, K.Y. Lee and K.B. Yoon, "Creep Crack Growth Behavior of Type 316LN Stainless Steel", Proc. of 16th Conference on Mechanical Behaviors of Materials, Cheju Korea, Nov. 8, pp. 45-53 (2002).
- [6] K.M. Nikbin, D.J. Smith and G.A. Webster, "Prediction of Creep Crack Growth from Uniaxial Creep Data", Proc. R. Soc. London, A 396-197 (1984).
- [7] K.M. Nikbin, D.J. Smith and G.A. Webster, "An Engineering Approach to the Prediction of Creep Crack Growth", Transitions of the ASME, Vol. 108, pp. 186-191 (1986).
- [8] T.L. Anderson, "Fracture Mechanics", 2nd Edition, CRC press, pp. 225-228 (1995).
- [9] H. A. Ernst, "Unified Solution for J ranging Continuously from Pure Bending to Pure Tension", ASTM STP 791 pp. 499-519 (1983).
- [10] V. Kumar, M. D. German and C. F. Shih, "An Engineering Approach for Elastic-Plastic Fracture Analysis", Tech. Rep. EPRI NP-1931 (1981).
- [11] K. Yagi, M. Tabuchi, K. Kubo, J.J. Kim and Y.H. Huh, "The Influence of Fracture Mechanisms on the Creep Crack Growth Behavior of 316 Stainless Steel", Engineering Fracture Mechanics, Vol. 57, No. 5 pp. 463-473 (1997).
- [12] G. Merckling, C. Guardamagna and L. Villa, "Creep Crack Growth on AISI 316 Base Material, Weld Metal and Heat Affected Zone", Materials at High Temperatures Vol. 15, No. 3/4 pp. 219-224 (1998).
- [13] V.M. Radhakrishnan and M. Kamaraj, "Creep Crack Growth in Type 316 Stainless Steel and Its Weldment", High Temperature Technology, Vol. 8. No. 8, pp. 219-226 (1990).
- [14] T.H. Hyde, Creep Crack Growth in 316 Stainless Steel at 600°C", High Temperature Technology, Vol. 6. No.2, pp. 50-61 (1988).
- [15] Y. Nakayama, N. Miura, Y. Takahashi, T. Shimakawa, S. Date and Y. Toya, "Development of Fatigue and Creep and Creep Crack Propagation Law for 316FR Stainless Steel in Consideration of FBR Operating Condition", ASME PVP Vol. 365, Fatigue, Fracture and High Temperature Design Methods in Pressure Vessel and Piping, pp. 191-198 (1998).
- [16] A.J. Fookes, S.X.Li and D.J. Smith, "Influence of Prior Cyclic Hardening on High Temperature Deformation and Crack Growth in Type 316L(N) Stainless Steel", Materials at High Temperatures, 15(3/4) pp. 187-193 (1998).
- [17] M. Tan, N.J.C. Celard, K.M. Nikbin, G.A. Webster, "Comparison of Creep Crack Initiation and Growth in Four Steels Tested in HIDA", Pressure Vessels and Piping, Vol. 78, pp. 737-747 (2001).