

고온재료의 크립 - 피로 상호작용 및
수명예측에 관한 연구(I)

Investigation of the Creep-Fatigue Interaction and Life
Prediction of the High Temperature Materials

연 구 기 관
한국과학기술원

과 학 기 술 처

제 출 문

과 학 기 술 처 장 관 귀 하

본 보고서를 “고온재료의 크립-피로 상호작용 및 수명예측에 관한 연구” 과제의 1차년도 보고서로 제출합니다.

1994. 12. 9.

주관연구기관명 : 한국과학기술원

총괄연구책임자 : 남 수 우

연 구 원 : 이 수 찬

: 윤 영 철

: 조 한 서

: 최 백 규

: 정 창 렬

: 석 진 익

: 류 석 현

요 약 문

I. 제목

고온재료의 크립-피로상호작용과 수명예측에 관한 연구

II. 연구개발의 목적 및 중요성

발전설비들은 고온에서 복합적인 하중을 받으므로 갑작스럽게 파괴가 발생할 수 있으며 이로 인하여 경제적 손실 및 인명피해가 초래될 수 있다. 따라서 이러한 고온구조물에 대한 수명예측이 중요한 해결과제로 생각되고 있다. 크립-피로시의 정확한 수명예측이 가능하면 고온구조물의 안정성 및 효율성에 크게 기여하게 된다. 따라서 본 연구에서는 고온에서 사용되는 서로 다른 재료들의 손상기구를 규명하고 이를 근거로 기존에 본 연구실에서 제안된 수명예측식에 대한 고찰을 통해 보다 합리적인 수명예측이 가능한 새로운 수명예측식을 제안함을 목적으로 하고 있다.

III. 연구개발의 내용 및 결과

1차년도 연구결과를 다음과 같이 간단히 요약할 수 있다.

1. 문헌연구를 통해 여러가지 고온재료의 크립-피로 실험결과를 정리 분석해 본 결과 그 손상기구에 따라 입계에서의 cavitation이 주된 손상기구인 재료와 균열선단에서의 소성변형이 주된 손상기구인 재료들로 분류할 수 있었다.
2. 오스테나이트계 스테인리스강과 같이 크립-피로 상호작용시 입계 cavity가

주된 손상인 경우에 cavity의 생성, 성장과정에 근거하여 제안된 Hong-Nam의 수명예측식을 실험결과와 비교, 검토해본 결과 cavity의 수를 정량적으로 표현하기 위해 도입한 cavity 생성인자(P)가 재료상수가 아닌 소성 변형량 범위에 의존하는 변수임에 기인함을 알 수 있었다.

3. 이러한 관계로 부터 새로운 cavity 생성인자(P')가 제안되었으며 이를 이용하여 수명예측식을 수정, 제안하였으며 실험결과와 비교, 검토해 본 결과 매우 합리적인 수명예측이 가능함을 알 수 있었다.
4. 1Cr-Mo-V 강의 경우는 균열선단에서의 집중된 변형이 주된 손상기구임을 고려하여 본 연구진에서 제안한 바 있는 연속 저주파 실험시 피로 process 영역내의 변형 특성에 근거한 균열 진전 현상 및 수명 예측에 대한 모델을 실험 결과와 비교, 검토한 결과 이론적 모델의 타당성을 확인할 수 있었다.
5. Oh와 Nam에 의해 제안된 수명예측식에서 균열 선단 반복 소성역의 크기를 정량적으로 표현하기 위해 도입된 상수 α_1 가 본 연구에서 얻은 여러 온도 범위에서의 실험 결과를 이용해 검토해 본 결과 이 값이 온도에 따라서는 그 값이 변하는, 즉 온도에 의존하는 변수임을 발견하였다.

IV. 연구개발결과 및 활용에 대한 건의

본 연구의 결과 크립-피로 상호작용시의 정확한 수명예측이 가능하게 되었으며 실제 구조물의 잔존수명예측과 크립-피로 저항성이 우수한 재료 개발에 본 연구의 결과를 이용하기 위하여 지속적인 연구가 필요하다.

SUMMARY

I . Title

Investigation for creep-fatigue interaction and life prediction of high temperature materials

II. objective of the investigation

Many components operating in power generating plant are subjected to combined creep-fatigue damage at high temperature. Unexpected failures which bring severe disasters can occur by this damage. In study on creep-fatigue interaction, it is very important to investigate this damage mechanism and predict the fatigue life of materials under creep-fatigue interaction condition because accurate life prediction can make the materials used safely and efficiently.

The purposes of this study are to examine the damage mechanism at high temperature closely and propose new life prediction model which is more reasonable than the one proposed previously.

III. Scope of the project

The results of 1st research period can be summarized as follows.

1. Investigating the results of creep-fatigue tests in various high temperature materials, we could divided them into two groups by the damage

mechanism. The fatigue life is reduced severely by the imposition of tensile hold time in austenitic stainless steels due to the cavitation on the grain boundary, however the compressive hold time reduces the fatigue life more severely than the tensile hold time in Cr-Mo-V steels and some superalloys. The more damaging effect of compressive hold times observed for these alloys is mainly attributed to crack tip deformation.

2. A model for life prediction under creep-fatigue condition in terms of the cavity nucleation and growth was proposed. The cavity nucleation factor, P , introduced as a material constant in this previous model is found to be a function of the plastic strain range.
3. Considering this dependency a new cavity nucleation factor, P' , is suggested and it is found to be a real material constant. Using this new factor a modified equation for creep-fatigue life prediction is proposed. The modified equation shows a very good agreement between the predicted and experimental lives.
4. Using the life prediction model based on the fatigue process zone in front of the crack in which the actual degradation of the material is occurred with crack advance, the predicted fatigue life is in good agreement with the experimentally observed one for 1Cr-Mo-V steel.

5. In the previous life prediction model suggested by Oh, α_f which is newly introduced in this model is constant regardless of testing temperature and strain range. But the experimental results for 1Cr-Mo-V steel showed that α_f is dependent on temperature. The value of α_f decreases with increasing temperature.

IV. Conclusion and Suggestions

It is possible to predict the life of materials under creep-fatigue interaction condition using the modified life prediction model. It is necessary to investigate this topic continuously to utilize these results for predicting of the remain lives of structures operated at high temperature and developing new materials which have good high temperature properties.

CONTENTS

1. Introduction	13
2. Literature survey	16
2-1. classification of materials based on the damage mechanism	16
2-1-1. Fracture feature of creep-fatigue interaction	20
2-2. Damage mechanism of grain boundary	23
2-2-1. Nucleation of cavity	23
2-2-2. Growth of cavity	27
2-3. Fatigue process zone	30
2-4. Life prediction model for creep-fatigue interaction	32
2-4-1. Life prediction model from macroscopic point of view	32
1. Linear Damage Summation Rule	32
2. Strain Range Partitioning(SRP) Method	33
3. Ostegren's Damage Function	35
4. Ductility Exhaustion Theory	37
5. Interactive Damage Rate Method	38
2-4-2. Life prediction model from microscopic point of view	39
1. Hong-Nam's Model	39
2. Low cycle fatigue life prediction model based on the crack tip deformation	44
3. Oh-Nam's Model	46

3. Modification of Hong-Nam's model	51
3-1. Investigation of Hong-Nam's model	51
3-2. The strain range dependency of P and modification of the model	55
4. Experimental details	65
4-1. Preparation for specimens	65
4-2. Instrument	68
4-3. Creep-fatigue test	70
4-4. Observation of microstructure and fracture surface	71
4-4-1. Observation using optical microscope	71
4-4-2. Observation using SEM	71
4-4-3. Observation using TEM	72
4-4-4. Measurement of microhardness	72
5. Results and Discussion	73
5-1. Results of AISI 304 stainless steel	73
5-1-1. Results of creep-fatigue tests	73
5-1-2. The hold time dependency of creep-fatigue life	80
5-1-3. Verification of the modified life prediction model	86
5-2. Results of 1Cr-Mo-V steel	100
5-2-1. Observation of microstructure	100
5-2-2. Results of tensile tests	103
5-2-3. Results of fatigue tests	106
1. fatigue softening	106

2. Continuous low cycle fatigue	110
5-2-4. Verification of Oh-Nam's model	113
6. Conclusion	123
7. References	125

목 차

제 1 장. 서 론	13
제 2 장. 문 헌 연 구	16
2-1. 크립-피로 손상기구에 따른 분류	16
2-1-1. 크립-피로 상호작용시 파단양상	20
2-2. 입계 Cavitation 손상 기구	23
2-2-1. Cavity 생성기구	23
2-2-2. Cavity 성장기구	27
2-3. 피로 process영역	30
2-4. 크립-피로 수명예측 모델	32
2-4-1. 거시적 관점의 크립-피로 수명예측 모델	32
1. Linear Damage Summation Rule	32
2. Strain Range Partitioning(SRP) Method	33
3. Ostegren's Damage Function	35
4. Ductility Exhaustion Theory	37
5. Interactive Damage Rate Method	38
2-4-2. 미시적 관점의 크립-피로 수명예측 모델	39
1. Hong-Nam's Model	39
2. 미소 균열선단에 근거한 저주파 피로 수명예측식	44
3. Oh와 Nam에 의해 제안된 수명예측식	46

제 3 장. Hong과 Nam에 의해 제안된 수명예측식의 수정	51
3-1. 기존 수명예측식의 검토	51
3-2. Cavity 생성인자의 변형량 의존성과 수명예측식의 수정	55
제 4 장. 실험방법	65
4-1. 시편 준비	65
4-2. 시험 장치	68
4-3. 크립-피로 시험	70
4-4. 미세조직 및 파면관찰	71
4-4-1. 광학 현미경(OM) 관찰	71
4-4-2. 주사 전자 현미경(SEM) 관찰	71
4-4-3. 투과 전자 현미경(TEM) 관찰	72
4-4-4. 미소 경도 측정	72
제 5 장. 결과 및 고찰	73
5-1. AISI 304 스테인리스강의 결과 및 고찰	73
5-1-1. 크립-피로 실험 결과	73
5-1-2. 크립-피로 수명의 인장 유지시간 의존성	80
5-1-3. 수정 제안한 수명예측식의 검증	86
5-2. 1Cr-Mo-V의 결과 및 고찰	100
5-2-1. 미시구조 관찰	100
5-2-2. 인장 실험 결과	103
5-2-3. 피로 실험 결과	106
1. 피로 연화 현상	106

2. 연속 저주파 피로 실험	110
5-2-4. Oh에 의해 제안된 모델에 대한 검증 및 문제 해결	113
제 6 장. 결론	123
제 7 장. 문헌조사	125

제 1 장. 서 론

최근 발전설비의 압력용기, 열교환장치나 발전용 보일러 등과 같이 고온에서 정적, 동적 혹은 복합적인 하중을 받는 구조물은 갑자기 파괴되기도 한다. 이러한 갑작스런 파괴는 막대한 경제적 손실뿐만 아니라 인명피해까지 초래하게 되므로 이에 대한 관심이 집중되고 있다. 특히 최근 산업의 급성장에 따른 고온 구조물의 대형화와 가혹한 조업조건, 그리고 극도의 안정성이 요구되는 원자력 발전소의 급증으로 인하여 이러한 고온 구조물의 안정성 확립을 위한 고온용 소재의 파손 원인 규명 및 수명예측에 많은 연구가 집중되고 있다. 이러한 연구는 새로운 재료개발의 기술적 자료 제공뿐만 아니라 인류의 생명과 재산의 보호 관점에서 수행되고 있다.

재료가 고온에서 정적, 동적 하중을 받으며 사용될때 재료는 크리프손상, 피로손상 또는 복합적인 손상을 받아 피로균열 및 크리프 cavity의 생성 및 성장에 의해 파괴되며 이러한 경우 현재까지 복합된 크리프-피로 손상에 대하여 크리프와 피로가 서로 독립적이라고 가정하고 각각의 손상에 대해 linear cumulative damage rule[1]을 적용하여 실제 고온 구조물의 수명예측 및 설계에 사용하고 있으나, 실제로 이러한 손상들은 서로 상호작용하여 정확한 수명예측이 힘든 실정이다[2~4]. 이러한 문제점을 해결하기 위해 많은 연구자들이 손상기구 규명 및 이를 응용한 수명예측 모델을 제안한 바 있으나[5~11], 몇몇의 모델들은 정확한 손상기구의 이해없이 단순히 현상학적이며, 경험적인 결과식을 보고하고 있고, 그외 것들은 실제적으로 사용하기에 너무 많은 실험적 상수를 포함하고 있다는 단점을 갖고 있다.

한편 최근에 본 연구실에서는 크리프-피로 상호작용시 각기 다른 손상기구를 갖는 두 부류의 고온재료에 대하여 각기 다른 수명예측식을 제안한 바 있

다. Hong과 Nam 등[12]은 크립-피로 상호작용시 재료에 가해지는 주된 손상이 표면에서 생성, 성장하는 피로균열보다는 입계에서 생성, 성장하는 cavity인 재료들에 대하여 손상의 축적을 정량적으로 표현한 수명예측식을 제안하였는데 그들은 제안한 수명예측식과 타연구자들의 실험결과를 이용하여 AISI 304 스테인리스강 등에 대하여 합리적인 수명예측이 가능함을 검증한 바 있다. 그러나 이때 검증을 위해 사용한 실험적 자료가 매우 제한된 범위의 실험 변수에 대해서 이루어 졌음을 감안하면 이에 대한 광범위한 검증은 이루어지지 않았음을 지적할 수 있다.

또, Oh와 Nam[13]은 1Cr-Mo-V강 및 304L 스테인레스강의 경우는 크립-피로 상호작용시 cavitation damage와 무관한 수명감소 현상을 보이며 균열진전에 따라 집중적인 전단 변형이 발생하는 균열선단의 국부적인 영역인 피로 process영역내에서 인장유지동안에 일어나는 크립변형에 의한 이완(relaxation)현상을 수명감소의 주 원인으로 간주하고 연속 및 인장유지 저주파 피로시의 균열진전 현상에 대한 모델을 제시하고 이 모델을 이용하여 합리적인 피로 수명예측이 가능함을 보고하였다. 또한 이 수명예측식에 새롭게 도입된 α_f 값이 작은 온도 범위(823K 및 865K)와 변형량 범위에 무관한 상수임을 실험적 검증을 통해 확인하였다. 그러나 기존의 연구는 실험 온도 범위(823K 및 865K)가 작아서 α_f 가 정확히 온도에 무관한 상수인지를 결정하는데 충분하지 않다고 판단된다.

따라서 본 연구에서는 입계 cavity 손상이 주된 손상으로 여겨지는 재료로 알려져 있는[14] 오스테나이트계 스테인리스강에 대한 타 연구자의 실험결과와 본 연구에서 AISI 304 스테인리스강을 이용해 변형량 범위, 인장 유지시간 및 온도 등을 변화시키며 행한 실험 결과를 사용하여 Hong등에 의해 제안된 수명예측식에 대하여 고찰하고 새로 수정된 수명예측식을 제안하고자 한

다.

또, 1Cr-Mo-V강을 토대로 상온 및 고온(700K,823K)에서 연속 피로실험을 실시하여 Oh 등에 의해 제시된 균열진전 현상과 수명예측에 대한 모델을 실험적으로 검증하고, 제안된 모델에서 a_f 의 온도 및 변형량 범위 의존성과 물리적 의미를 고찰하고자 한다. 또한 재료가 피로 손상을 받기전과 연속 저주파 피로 손상을 받은 후의 미시구조를 관찰함으로써 피로 효과가 재료의 미시구조에 미치는 영향을 고찰하고자 한다.

제 2 장. 문 헌 연 구

2-1. 크립-피로 손상기구에 따른 분류

일반적으로 크립과 피로손상이 복합적으로 가해질 경우 둘 사이의 상호작용에 의해 재료의 수명이 급격히 감소되는데, 이러한 상호작용은 크게 두 범주로 나뉜다. 첫째가 오스테나이트계 스테인리스강 종이며, 둘째가 Cr-Mo(-V)계 강과 superalloy 등을 포함하는 부류이다.

본 연구실에서는 최근 Table 1에 나타낸 바와 같이 크립-피로 상호작용시 유지시간을 가하는 mode, 즉 인장, 압축 또는 인장-압축 유지시간의 변화에 따른 피로수명 감소의 경향에 따라 재료를 크게 두가지로 분류하였다. 첫째, 인장 유지시간을 가하는 경우, 압축 또는 인장-압축 유지시간을 가하는 경우 보다 수명감소가 현저한 재료들로 오스테나이트계 스테인리스강이 이에 속한다. 둘째는 인장 유지시간 보다는 압축 유지시간의 효과가 오히려 재료의 수명에 치명적인 영향을 미치는 재료들로 Cr-Mo(-V)계 rotor 재료나 superalloy 등이 이에 속한다. 한편 Ostegren[8]도 이와 유사한 분류를 제안한 바 있는데 위의 것과 마찬가지로 두종류의 재료가 유지시간이 가해진 경우에 각기 다른 거동을 보임을 보고한 바 있다.

이상과 같은 분류는 재료의 미세조직적 측면과 크립-피로시 도입되는 손상기구의 종류에 따라 다음과 같은 두가지 요인에 근거한다.

첫째, 유지시간 동안에 도입되는 시간 의존적 손상이 상이함에 기인한다. 일반적으로 오스테나이트계 스테인리스강은 크립-피로 상호작용시 입계에서 생성, 성장하는 cavity에 의한 손상이 수명을 감소시키는 주 요인으로 여겨지

Table 1. Summary of hold time effects for various materials.

Material	Temp (°C)	$\Delta \epsilon_t$ (%)	Hold time (min)	Continuous cycling life (%)	Tension hold life (%)	Tension & compression hold life (%)	Compression hold life (%)	Ref.
304	550	2.0	10	-	Ncr=556 (I)			
	625			-	Ncr=189 (I)			
304	600	1.5	10	100 (T)	33.3 (I)			
304	593	1.0	10	100 (T)	20 (I)	$20 < \frac{N_{TC}}{N_f} < 100$ (T)	$20 < \frac{N_c}{N_f} < 100$ (T)	
304	593	1.0	1	100 (T)	69.3 (I)	65.8	62.8	
			10	100 (T)	41.7 (I)		60.0	
304	593	1.0	60	100	21.6			
304	593	1.0	1	100 (T)	44.5 (I)	59.0 (T)	89.4 (T)	
304	649	2.0	30	100	35	80	95	
304	593	1.0	10	100 (T)	4.3 (I)			
			2	100 (T)			58.6 (T)	
304	593	2.0		100 (T)	54 (I)			
316	593	2.0	60	100	10.6			
316	593	2.0	6	100	35			
316	593	2.0	6	100	71.7		78.9	
316	600	0.5	30	100 (T)	13 (I)			
316	625	1.45	30	100 (T)	31.5 (I)			
316	600	3.5	10	100	27.7			

※ (T) : Transgranular fracture, (I) : Intergranular fracture

Table 1. Continued.

Material	Temp. (°C)	$\Delta \epsilon_t$ (%)	Hold time (min)	Continuous cycling life (%)	Tension hold life (%)	Tension & compression hold life (%)	Compression hold life (%)	Ref.
13Cr-Mo44	560	1.5	1	100 (T)	70 (no cavity)			
			30	100 (T)	35.7 (cavity)			
13Cr-Mo44	560	2.0	10	100 (T)	21.2 (I)			
Incoloy 800	649	2.3	10	100	37.5	95	72.5	
2¼Cr-1Mo	482	0.5	6	100 (T)	46.2 (T)		16.2 (T)	
		2.0		100 (T)	83.3	66.7	97.8	
2¼Cr-1Mo	550		30	100	80			
2¼Cr-1Mo	482	0.5	6	100 (T)	39 (T)	6.6 (T)	11.8 (T)	
2¼Cr-1Mo	593	0.85	10		100 (T)		<75 (T)	
2¼Cr-1Mo	482	0.5	6	100 (T)	48 (T)	10 (T)	17 (T)	
1Cr-Mo-V	500	1.3	10	100	76			
1Cr-Mo-V	550	1.0	30	100 (T)	20 (T)	18.5 (T)	29.6 (T)	
12Cr-Mo-V	600	2.0	10	100 (T)	39.4 (M)	98 (T)	47.9 (T)	
IN738	871	0.5	2	100	58		19.4 (T)	
Rene 80	871		5	100 (T)	98 (T)	57.4 (T)	27.9 (T)	

※(T) : Transgranular fracture, (I) : Intergranular fracture, (M) : Mixed fracture

는데, 이때 인장 유지시간은 cavity를 성장시키는 작용을 하며 압축 유지시간은 cavity를 소멸시키는 역할을 한다[15]는 점을 고려하면 재료의 수명에 가장 치명적인 것이 인장 유지시간임을 알 수 있다. 이러한 점을 고려하여 Hong과 Nam[12]은 피로변형 중에 생성된 cavity가 인장 유지시간 동안 성장하여 재료가 파단에 이른다는 생각을 기초로 수명예측식을 제안한 바 있으며 이에 대해서는 다음절에 상세히 기술하고자 한다. 반면에 Cr-Mo(-V)계 rotor 재료 등의 손상기구는 연구자에 따라 견해차가 있는데, Ostegren[8]은 고온에서 유지시간 동안에 발생하는 산화 효과가 주된 손상임을 주장하였으나 최근 Oh와 Nam[13]은 균열선단의 실질적인 손상영역인 process zone에서 유지시간 동안에 발생하는 응력이완에 기인한 크립변형과 재료의 유동응력 감소에 따른 균열진전의 가속화가 크립-피로 수명을 감소시키는 주된 손상기구임을 제안한 바 있으며 이에 기초한 수명예측식을 제안한 바 있다. 이러한 보고들을 고려할 때 Cr-Mo(-V)계 강은 균열선단의 집중된 변형이 주된 손상기구이며 단지 산화효과는 균열진전을 추가적으로 가속화시키는 역할을 하는 것으로 생각된다. 여하튼 Cr-Mo(-V)계 rotor 재료와 같이 cavity가 주된 손상기구로 작용하지 않는 경우는 인장 보다는 오히려 압축 유지시간이 수명에 더 치명적이다 [16]. 따라서 Table 1과 같은 분류는 크립-피로 상호작용시에 재료가 받는 주된 손상기구의 차이에 기인하는 결과임을 확인할 수 있다.

둘째, 두 부류의 재료가 가지는 미세조직적 측면의 차이를 고려할 수 있다. 우선 오스테나이트계 스테인리스강은 기지가 안정상인 γ 단상으로 입내 석출물이 존재하지 않거나 미량이며 뚜렷한 입계가 존재한다는 점이 특징이며, Cr-Mo(-V)계 강은 기지가 다종, 다량의 복잡한 석출물이 존재하는 tempered martensite 또는 bainite의 준안정상으로 된 조직으로 PAGB(prior

austenite grain boundary)와 같이 입계가 뚜렷하게 관찰되지 않는다는 특징을 갖고 있다.

따라서 위에서 고려한 손상기구와 미세조직적인 면을 고려하면 재료의 기지가 단상이며 안정상인 경우 대부분의 석출물이 입계에 생성되며 뚜렷한 입계 형상이 관찰되는 경우는 입내에서의 damage 형성보다는 입계 cavitation 이 주된 손상기구인 것에 반하여, 준안정상인 tempered martensite 또는 bainite 조직으로 입내와 입계에 많은 석출물이 존재하며 입계의 형상이 뚜렷하지 않는 경우는 불안정한 준안정상이 안정상으로 변태하려는 경향 때문에 입내가 약화되는 경향의 영향으로 균열선단에서의 손상이 주된 손상기구임을 알 수 있다.

이상에서 언급한 것처럼 재료에 따라 크리프-피로 상호작용시 수명감소에 주된 영향을 미치는 손상기구가 다른 점을 고려한다면 특정 재료의 수명예측을 위한 모델을 정립하기 위해서는 반드시 그 재료의 손상기구에 대한 고찰이 선행되어야 하며 이에 기초한 수명예측이 그 물리적 의미를 내포한다고 할 수 있다.

2-1-1. 크리프-피로 상호작용시 파단양상

크리프-피로 상호작용시 나타날 수 있는 파단양상은 재료가 시험중에 받는 손상의 종류와 그 손상들 상호간의 작용 등에 의해 크게 3 또는 4 가지로 분류되고 있다. Hales[17]는 파단양상이 Fig. 1에 나타낸 바와 같이 4 가지로 분류될 수 있다고 보고하였다. Fig.1-(a)는 pure fatigue와 동일한 양상으로 cavity와 같은 입계손상이 일어나기 전에 표면에서 피로균열이 생성, 성장하여

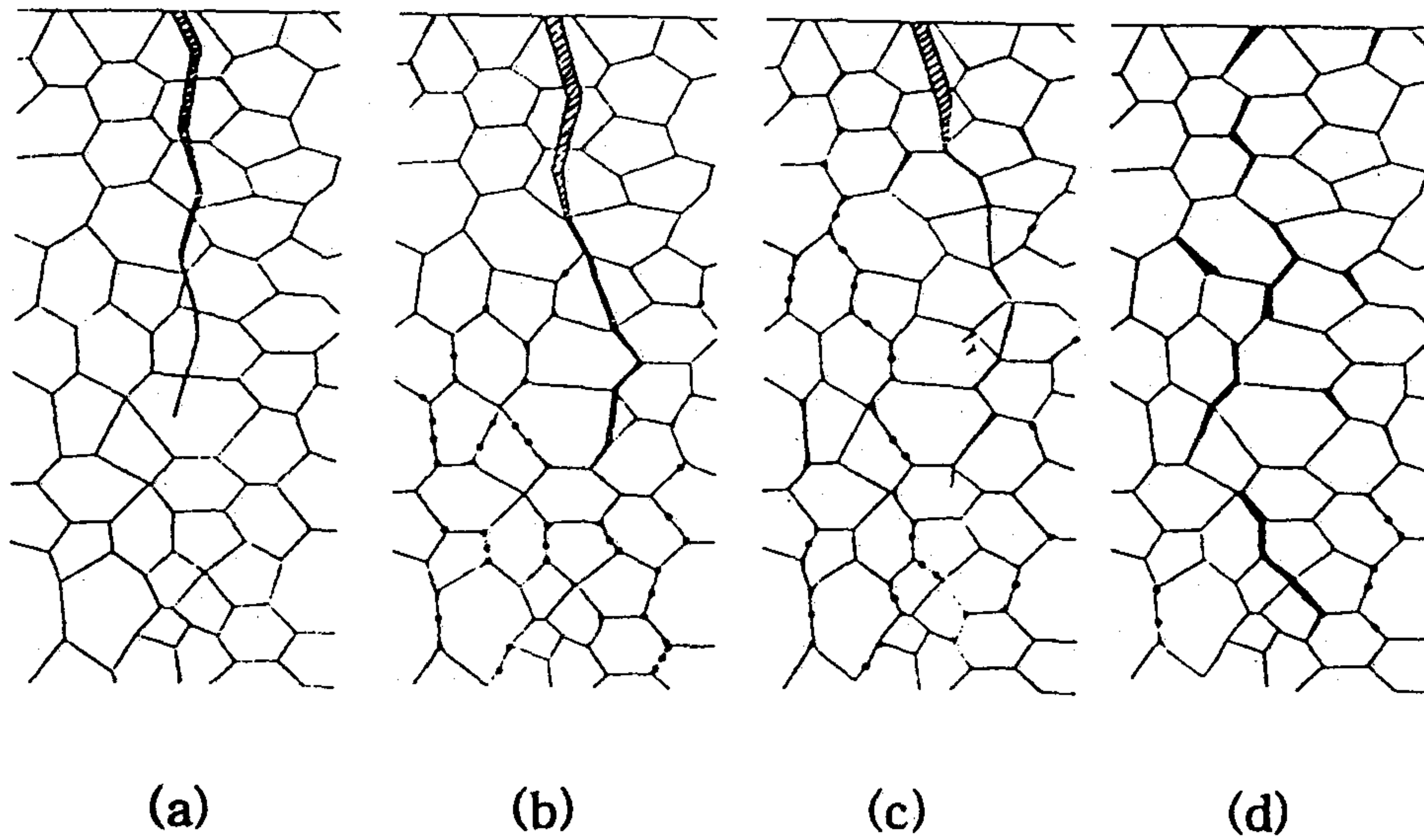


Fig. 1. Schematic representation of four possible modes of failure in creep-fatigue cycling.

입내 파단이 일어나는 경우이다. (b)와 (c)는 표면에서 피로균열이 생성, 성장하고, 내부에서는 입계 cavity의 생성, 성장이 서로 독립적으로 일어나다가 입계의 입계 조건에서 크립과 피로손상이 상호작용을 하는 경우로 실험조건 또는 재료 등에 따라 두가지를 세분할 수 있다. 우선 (b)의 경우는 재료 내부에 축적되는 입계손상의 정도가 충분하지 못하여 피로균열의 진전경로가 입계손상에 의해 결정되지 않는 상태로, 단지 균열이 creep damaged boundary를 따르는 동안만 균열 진전속도가 증가하여 수명에 영향을 미친다. 이는 주로 인장 유지시간이 매우 짧은 경우에 해당되며 전체적인 파단양상은 mixed-granular 경향을 나타내는 것으로 알려져 있다. (c)의 경우는 충분한 입계손상의 축적이 피로균열의 진전경로를 지배하는 상태로, 표면에서 생성된 피로균열이 cavity 등의 입계손상에 의해 입계를 따라 진전하는 형태이다. 이러한 형태는 인장 유지시간이 비교적 긴 경우에 해당되는데 표면 근처에는 입내 파단을 보이며 내부에서는 입계 파단양상을 나타낸다. (d)는 표면에서의 피로균열은 거의 영향을 주지 않고 입계 cavity 생성, 성장에 의해서만 파단이 일어나는, 즉 creep-dominated failure인 경우의 파단양상이다. 이러한 파단양상은 인장 유지시간이 길고 가해진 변형량이 작은 경우에 주로 나타난다.

한편, 앞절에서 서술한 두 부류의 재료에 대해 인장 유지시간을 가한 경우의 파단양상을 Fig. 1의 도식적인 그림들과 비교해보면, 일반적으로 Cr-Mo (-V)계 강은 Fig. 1-(a)와 같은 입내 파단양상을 보이는 것으로 보고되어 있으며[13], 오스테나이트계 강은 변형량이 크고 유지시간이 매우 짧은 경우는 (b)와 같은 mixed-granular 양상을, 변형량이 감소하고 유지시간이 증가함에 따라 파단양상은 점차적으로 (c), (d)와 같은 입계 파단양상을 나타내는 것으로 보고되어 있다[18].

2-2. 입계 Cavitation 손상 기구

오스트나이트계 스테인리스강의 경우는 크립-피로 상호작용시 입계에서 cavity가 생성되고 성장하여 파단양상이 입내파단에서 입계파단으로 바뀌는데 이 재료의 경우 인장 유지시간이 피로수명에 영향을 미치는 주된 원인은 cavitation이라는 것이 일반적으로 받아들여지고 있다[14]. 따라서 그 손상과정의 정확한 이해를 위해서는 cavity의 생성 및 성장기구에 대한 고찰은 필수적이다.

2-2-1. Cavity 생성기구

Cavity 생성 장소는 입계의 제2상, 삼중점(triple point), ledge 등과 같이 기하학적으로 불규칙적인 부분으로[19], Argon[20]에 의하면 삼중점에서는 $\sigma_n / \sigma(\infty) = 2 \sim 5$ 이며 입계의 제2상에서는 $\sigma_n / \sigma(\infty) = 10 \sim 20$ 정도의 높은 응력집중이 생긴다고 하였다. 여기서 $\sigma(\infty)$ 는 외부에서 가한 응력이며 σ_n 은 cavity에 수직으로 작용하는 응력이다. 이와 같은 곳에서의 cavity 생성에 대한 기구로는 특정한 상황에 적합한 여러가지가 제안되어 있으나, 크게 분류하면 공공의 응집(condensation)과 같은 열적과정(thermal process)과 계면에서의 기계적 decohesion에 의한 비열적과정(athermal process)으로 나눌 수 있다 [21]. 이들중 본 연구의 주 관심사인 고온($0.4 \sim 0.7T_m$) 및 중간정도의 응력 ($10^{-4} \sim 10^{-3}G$)이 작용할때 입계의 제2상에서 공공의 응집에 의해 cavity가 생성될 경우에 대한 기구를 살펴보면 다음과 같다.

재료에 가해진 인장응력에 의해 공공이 입계의 응력집중부에 응집되어

cavity가 형성된다는 기구에 대해 Raj와 Ashby[22,23]는 처음으로 고전 열역학 개념을 도입하여 생성된 cavity를 하나의 상(phase)으로 고려하여 그 생성 과정을 고찰하였다.

a) 'void phase' 불균일 생성의 열역학

응력을 받고 있지 않은 bulk 내부의 공공의 평형 농도는 다음과 같다.

$$C_0 = n \exp\left(\frac{-\Delta F_f}{kT}\right)$$

위식에서 n 은 단위 부피당의 원자수이며 ΔF_f 는 standard state pure bulk에서의 공공 형성 자유에너지이다. 응력을 받는 bulk 내부의 공공 평형 농도는 다음과 같다.

$$C = C_0 \exp\left(\frac{\sigma_n \Omega}{kT}\right)$$

위식에서 σ_n 은 외부에서 가해진 인장응력, 혹은 응력 집중 지역을 고려할 때는 외부에서 가해진 인장응력과 집중응력이 합해진 값이며, Ω 는 원자 부피이다. 이와 같은 높은 공공의 농도가 void phase 생성의 근원이 되며, void는 에너지적으로 유리한 입계 석출물 등에 생성된다. 이러한 void phase가 생성될 때 자유 에너지 변화의 총량은 다음과 같이 표현된다.

$$\Delta F = -F_v r^3 \sigma_n \Omega + F_s \gamma_s r^2 - F_i \gamma_i r^2$$

위식에서 r 은 void phase embryo의 곡률반경이며, F_v , F_s , F_i 는 여러 embryo 모양에 대해 Raj 등[22]에 의해 주어진 각각 부피, 표면과 계면 인자이며 γ_s 는 표면 자유에너지, γ_i 는 계면 자유에너지이다. 입계 입자가 없는 경우의 void phase 생성시에는 γ_i 는 입계 자유에너지 γ_b 로 대체된다. 입계 석출물이 있는 경우, cavity는 입계 석출물과 입계가 맞닿는 정점에서 생성되며(Fig. 2) 이때 위식의 마지막 항은 다음과 같이 표현되어야 한다.

$$(F_{p/m} \gamma_s^p - F_{p/m} \gamma_m - F_b \gamma_b) r^2$$

이때 F_b 와 $F_{p/m}$ 은 각각 입계 및 계면 면적 인자이며 γ_s^p 와 $\gamma_{p/m}$ 은 각각 입자의 표면 자유에너지와 입계 석출물과 기지 사이의 계면 자유에너지이다.

모든 에너지 항이 등방성을 갖는다고 가정하고, ΔF 에 탄성변형이 기여하는 2차적 에너지를 무시하면 cavity 임계 핵 크기는 다음 식으로부터 얻어진다.

$$\frac{d\Delta F}{dr} = 0$$

산술적인 계산으로 부터 임계 핵 크기는 cavity의 모양에 따라 크게 변화하지 않으므로, 임계 핵의 크기는 다음과 같은 식으로 쓸 수 있으며,

$$r_c = \frac{2\gamma_s}{\sigma_n}$$

cavity 생성의 활성화에너지는 다음과 같이 표현된다.

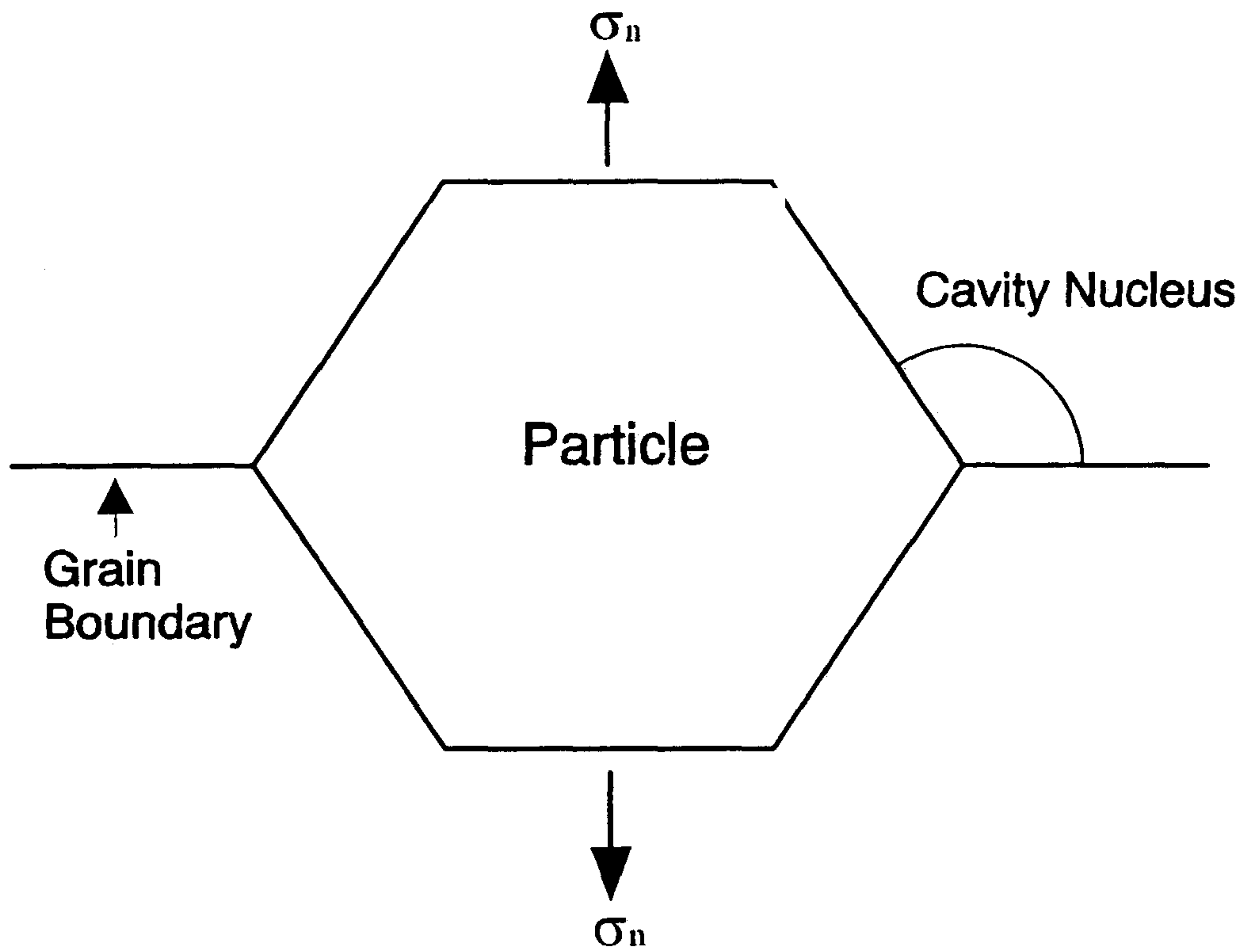


Fig. 2. Schematic geometry of cavity nucleation at a grain boundary particle.

$$\Delta F_c = \frac{1}{2} F_v r_c^3 \sigma_n$$

b) 불균일 핵 생성의 kinetics

앞절에서 논하였듯이 입계에서 cavity의 생성은 void phase의 생성으로 간주되고 있다. 이러한 경우 cavity 생성의 문제는 상변태시의 일반적 핵 생성 kinetics[24] 이론을 적용할 수 있다. 이때 핵 생성 속도는

$$J_o = n^* \omega Z$$

로 표현되며 위식의 n^* 는 현재의 핵 수, Z 는 Zeldovich factor라 불리는 비평형 보정 인자이며 ω 는 입계 핵에 더해지는 공공의 이동속도, 즉 핵 주위의 forward jump와 backward jump 속도의 차이이며 다음 식들로 표현된다.

$$n^* = n_0 \exp\left(\frac{-\Delta F_c}{kT}\right), \quad Z = \left(\frac{\sigma_n \Omega}{\pi k T F_v r_c}\right)^{1/2}, \quad \omega = \frac{4C_{i0} \delta D_b}{\Omega}$$

이때 n_0 는 입계의 핵 생성 site 수이다.

2-2-2. Cavity 성장기구

생성된 cavity의 성장기구로는 다음과 같은 것들이 제안되었다. Hull과 Rimmer[25]는 공공의 입계확산에 의해 cavity가 성장한다는 이론을 제시하였고, 이는 Weertman[26], Speight 등[27]에 의해 수정되었다. Hancock[28]은 크

크리프변형에 의해 cavity의 모양이 응력방향으로 늘어나고 평형모양을 유지하기 위해 성장한다는 이론을 제시하였고, Beere 등[29]은 크리프에 의해 소성변형을 받기 때문에 입계주위에 균일하게 공공이 생성되기보다 cavity주위에 더 많이 생성되어 이로 인해 cavity가 성장한다는 확산과 변형이 복합적으로 작용하는 상황에서의 cavity 성장기구를 보고하였다. 한편, Dyson[30]은 공공확산에 의한 cavity 성장은 주위 크리프변형 속도와 인접 입계에서의 공공 공급 속도에 의해 구속받음을 고려하여 새로운 성장식을 제시하기도 하였다.

이러한 여러가지 cavity 성장기구중에 본 연구의 관심대상인 Hong과 Nam의 수명예측식[12]에 직접적으로 적용되는 공공의 확산에 의한 성장기구에 대해 살펴보면 다음과 같다.

Hull과 Rimmer[25]는 Fig. 3에서 나타내는 것과 같은 공공의 확산에 의한 cavity의 성장에 대하여 cavity표면을 따른 확산이 입계확산보다 빨라 cavity는 성장시 평형모양을 유지하며 성장하고, 결정립이 rigid하고, cavity성장은 입계확산에 의해 지배되며, 공공이 무한한 공급원인 입계 전체에서 동일하게 생성된다고 가정하였다. 이러한 가정을 기초로 cavity의 성장은 입계에서의 chemical potential 차이에 의해 결정된다고 생각하였다. 이런 chemical potential 차이에 기인한 diffusion flux는 다음과 같다.

$$j = -\frac{D_g}{kT\Omega} \nabla f$$

여기서 D_g 는 입계 확산계수, Ω 는 원자부피, ∇f 는 chemical potential의 차이를 의미하며 입계가 받는 수직응력과 cavity의 표면에서의 에너지를 고려하면

$$\nabla f \sim -\frac{\Omega}{l} \left(\sigma_n - \frac{2\gamma}{\rho} \right)$$

QUASI EQUILIBRIUM CAVITY GROWTH HULL-RIMMER MODEL

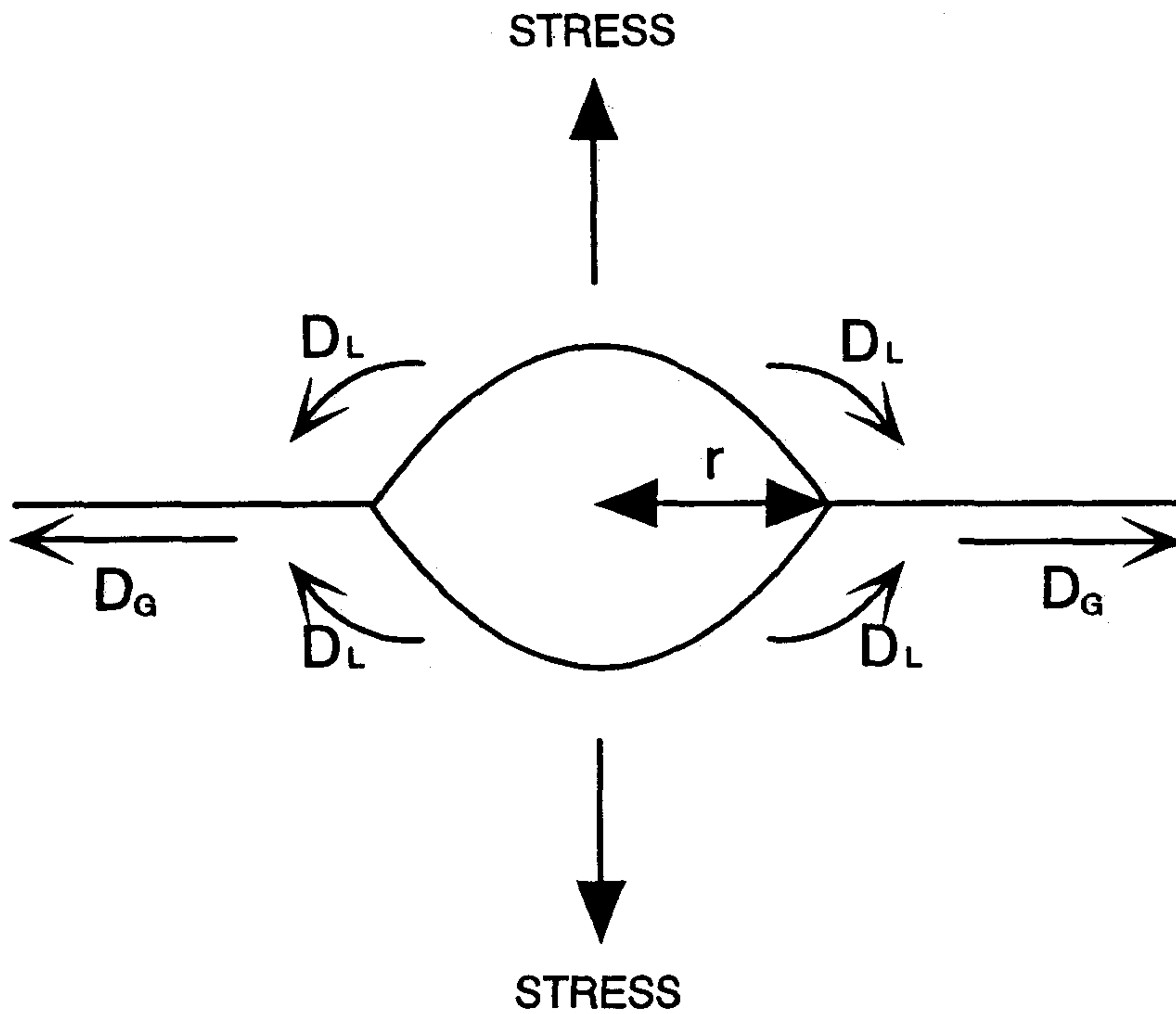


Fig. 3. Illustration of quasi-equilibrium growth wherein vacancy transport occurs along the grain boundary and through the lattice

의 식으로 표현된다. 여기서 σ_n 은 입계에 수직방향으로 작용하는 응력이고, l 은 cavity간의 간격이며, ρ 는 cavity 반경을 나타낸다. 이 식을 이용하면 cavity 성장속도는 다음과 같이 표시될 수 있다고 하였다.

$$\begin{aligned}\frac{dV}{dt} &= j \times 2\pi \rho \delta \times \Omega \\ &= \frac{2\pi \delta D_g \sigma \rho \Omega}{kTl}\end{aligned}$$

여기서 V 는 cavity의 부피이다. 이렇게 제안된 성장속도식에 대해 Weertman [26]과 Speight[27] 등은 각각 확산식의 경계조건을 수정하여 성장속도식을 제안한 바도 있으나 그 결과는 거의 비슷한 형태이다.

2-3. 피로 process영역

저주파 피로 균열진전 현상에 대한 연구는 필수적으로 균열선단 영역에서 발생하는 구체적인 손상기구에 대한 고찰을 필요로 한다. 피로 균열선단 영역에는 피로 균열진전에 따라 재료의 실질적인 손상이 진행되는 국부적인 영역인 피로 process영역이 존재하며 비록 명칭은 다를지라도 이와 같은 영역에 대한 실험적이며 이론적인 많은 보고가 있어 왔다[31~33]. 균열진전 현상에 대한 미시적 연구는, 대부분의 경우 피로 process영역에 근거하고 있는데 구체적인 파괴기구에 대한 그러한 영역의 기여는 재료에 따라 다른 양상을 보이고 있는 것으로 알려지고 있다.

Tomkins[33]는 피로 수명예측을 위한 균열선단의 process영역의 크기를

제안하였는데 process영역은 재료가 거의 파괴에 도달한 영역으로 그 유동응력이 반복 인장강도, σ_f (cyclic tensile strength)에 도달한다고 간주하여 Dugdale의 소성역에 대한 모델에서 항복응력(σ_{ys})대신 σ_f 을 대입하여 다음과 같은 식으로 제안하였다.

$$D_p = \left[\sec \left(\frac{\pi \sigma_T}{2 \sigma_f} \right) - 1 \right] a$$

여기에서 σ_T 는 반복 인장 최고응력(cyclic tensile peak stress)을, 그리고 a 는 균열길이를 나타낸다.

Jaske[34]는 크립-피로 상호작용에 대한 연구에서 피로 process영역의 크기, D_p 는 monotonic 소성역에 대한 Irwin의 모델과 유사한 방법으로 다음과 같이 제안하였다.

$$D_p = \frac{1}{4\pi} \left(\frac{\Delta K}{\sigma_f} \right)^2$$

여기에서 ΔK 는 응력 확대 계수(stress intensity factor)를 나타낸다.

이와 같은 이론적인 process영역의 크기는 거의 소성역에 대한 단순한 근사(approximation)에 근거하여 제안된 경우 이외에는 뚜렷한 연구 결과가 보고된 것이 없는데, 그 이유는 이러한 영역 자체가 파괴가 진행되는 영역으로 continuum mechanics에 의한 응력 및 변형 분포 해석 자체가 불가능하기 때문인 것으로 사료된다.

2-4. 크립-피로 수명예측 모델

2-4-1. 거시적 관점의 크립-피로 수명예측 모델

1. Linear Damage Summation Rule

고온에서 피로하중이 가해지는 cycle의 인장 혹은 압축 최대 변형율에서 유지시간이 가해질때 피로수명이 일반적으로 감소된다는 사실이 stainless steels, Cr-Mo steels, superalloys 등[35,36]에서 관찰된 바 있다. 이와 같은 현상에 대해 피로손상 뿐만아니라 유지시간시 야기되는 creep 손상이 유효하여 재료는 복합된 크립-피로 손상을 받게되어 수명이 감소되었다고 설명하고 있다. ASME Code Case 1592에서는 복합된 크립-피로 손상하에서의 재료의 수명에 대하여 피로손상과 크립손상이 독립적으로 작용하여 각 손상의 독립적인 합이 어느 임계치에 도달될때 그 재료는 파괴된다는 가정에 근거하여 다음과 같은 “linear damage summation rule”이 제안되었다[1].

$$\sum_{i=1}^p \left(\frac{N}{N_f} \right)_i + \sum_{j=1}^q \left(\frac{t}{t_f} \right)_j \leq Q$$

여기서 N 은 i 상태의 하중이 가해진 cycle 수 이며

N_f 는 i 상태의 하중이 가해질때 피로 파괴되는 cycle 수이며

t 는 j 상태의 하중이 가해지는 시간이며

t_f 는 j 상태의 하중이 가해질때 크립 파단되는 시간이며

Q는 허용되는 누적손상의 한계로서 cycle이나 시간의 함수이다. 이식에서 첫항은 Miner rule[37]을 근거로 한 피로손상을, 둘째항은 크립손상을 뜻하고 있다. 또한 이 linear damage summation rule은 피로손상과 크립손상이 독립적으로 작용한다고 가정한 식이나 실제 대부분의 경우는 피로손상과 크립손상이 서로 상호작용하므로 이를 고려하여 사용하여야 한다. 이 rule을 304 및 316 스테인리스강, 2.25Cr-Mo 강 그리고 Incoloy 500에 적용해본 결과 크립과 피로가 비선형적으로 상호 영향을 끼치게 되어 이식은 수명예측에 부적합하다고 보고된 바 있다[2~4]. 따라서 크립-피로 간의 상호작용을 고려하여 주어야 한다고 사료된다.

2. Strain Range Partitioning(SRP) Method

Manson[5,6]은 1973년 고온 LCF시 형성되는 hysteresis loop의 total inelastic strain을 변형의 방향(인장 또는 압축)과 축적되는 변형의 형태(크립 또는 시간 독립적 변형)로 세분하여 각각의 변형량에 대해 Coffin-Manson relation을 적용시켜, 그 변형량에서의 손상분율을 구한 후 그들의 합을 총 손상으로 간주하여 수명예측을 시도한 결과 304 및 316 스테인리스강, 2.25Cr-Mo 강 그리고 Rene 80 등 여러 고온재료에서 예측치가 실험치에 비교적 잘 부합됨을 보였다. 이 방법은 $\Delta \epsilon_{ij}(i,j=p,c)$ 로 전체 소성변형량을 분류하는 방법으로 이들 $\Delta \epsilon_{ij}$ 의 각 요소를 기술하면 다음과 같다.

$\Delta \epsilon_{pp}$; tensile plastic strain reversed by compressive plastic strain.

$\Delta \epsilon_{cp}$; tensile creep strain reversed by compressive plastic strain.

$\Delta \varepsilon_{pc}$; tensile plastic strain reversed by compressive creep strain.

$\Delta \varepsilon_{cc}$; tensile creep strain reversed by compressive creep strain.

이들 $\Delta \varepsilon_{ij}$ 각각에 대해 Coffin-Manson relation에 적용시켜

$$\Delta \varepsilon_{ij} \cdot (N_{ij})^{a_{ij}} = constant$$

N_{ij} 를 구한 후 다음과 같은 식을 이용해 예측되는 피로수명을 구한다.

$$\frac{1}{N_f} = \sum \frac{f_{ij}}{N_{ij}}$$

$$\text{where, } f_{ij} = \Delta \varepsilon_{ij} / \Delta \varepsilon_{in}$$

SRP 방법은 온도에 무관한 식으로 표현된다는 것이 장점이라고 Halford 등 [38]은 지적하였으며 이는 곧 다만 strain range의 특성에 의하여서만 수명이 좌우된다는 것을 의미한다. 그러나 이는 분할된 부분들의 선형누적(linear summation)이라는 주된 결점을 지니고 있고, thermal aging, strain aging, strain rate 등으로 부터 유인되는 변화 등 금속 조직학적 변화를 고려하지 않은 한계점을 지니고 있으며 실제로 복잡한 loop들은 분할하기 어렵다는 문제점이 있다.

3. Ostegren's Damage Function

Ostegren[7]은 재료의 파단은 내부에 축적되는 에너지와 밀접한 관련이 있다는 관점에서 “damage function”을 hysteresis energy 값을 이용하여 제안하였다. 그들에 의해 제안된 손상함수(damage function)는 저주기 피로손상의 척도가 net tensile hysteretic energy로 대변된다는 개념하에 피로수명과는 다음과 같은 관계를 갖는다고 보고하였다.

$$\sigma_{\max} \Delta \varepsilon_p N_f^a = \text{constant}$$

여기서 $\sigma_{\max} = \sigma_m + \Delta \sigma / 2$ 를 나타내는 것으로, 평균응력의 영향을 내포하고 있으며 만약 평균응력의 효과가 없을 경우는 Coffin-Manson relation과 같은 형태가 된다.

한편 변형속도의 변화, 유지시간의 도입과 같은 시간 의존성 손상기구 (time-dependent damage mechanism)가 중요한 요인으로 작용될 경우 위의 관계식은 다음과 같은 “frequency-modified damage function”을 포함하는 형태로 변화되어야 한다고 제안하였다[8].

$$\sigma_{\max} \Delta \varepsilon_p N_f^a \nu^{a(k-1)} = \text{constant}$$

여기서 k 는 재료상수이다. 그는 이식에서 고온 저주기 피로에 유지시간이 도입될 경우 재료의 고온 피로수명을 급격히 감소시키는 손상의 요인을 세가지로 분류하였다. 첫째가 유지시간 동안에 발생하는 응력이완에 의해 추가적으

로 도입되는 소성변형으로 위식에서는 $\Delta \varepsilon_p$ 가 이를 고려한 항이다. 둘째는 수명에 영향을 주는 손상과 평균응력의 관계로서, 인장 유지시간이 가해질때는 평균응력이 감소하며, 압축 유지시간이 가해질때는 평균응력이 증가하는 현상을 말하는 것으로 이러한 효과는 σ_{max} 항에 내포되어 있다. 셋째는 시간 의존성 손상으로, 크랙 cavity 또는 분위기의 효과로 대별되는 손상을 말한다. 위식에서 이러한 시간 의존성 손상을 내포하는 항인 ν 를 정의함에 있어 그 손상정도가 파형(wave shape)에의 의존성 여부를 고려하여 크게 두가지로 분류하였다. 우선적으로 시간 의존성 손상이 파형에 독립적인 경우, 즉 분위기의 효과가 주된 손상으로 작용된다고 생각한 재료로 Cr-Mo-V, Rene 80 그리고 IN 738 등이 이에 해당되며 이때 ν 는 다음과 같은 식으로 표현된다.

$$\nu = \frac{1}{\tau} = \frac{1}{\tau_o + \tau_t + \tau_c}$$

여기서 τ_o 는 연속 피로시 한 cycle에 걸리는 시간, τ_t 는 인장 유지시간, τ_c 는 압축 유지시간을 나타낸다. 또 한가지의 부류는 시간 의존성 손상이 파형에 의존적인 경우, 즉, cavitation의 효과가 주된 손상으로 작용되는 재료로 AISI 316, 304 스테인리스강 등이 해당되며 이때 ν 는 다음과 같은 식으로 표현된다.

$$\nu = \frac{1}{\tau} = \frac{1}{\tau_o + \tau_t - \tau_c} \quad \text{for } t_t \geq t_c$$

그리고

$$\nu = \frac{1}{\tau} = \frac{1}{\tau_0} \quad \text{for } t_i < t_c$$

이상과 같은 방법을 이용해 Ostegren은 여러가지 재료에 대해 적용이 가능함과 변형속도 및 유지시간의 효과가 손상함수로 잘 표현됨을 보였다. 그러나 이 모델의 단점은 재료를 시간 의존성 손상의 관점에서 두가지 범주로 분류하기 위해 많은 조건에서의 실험 data가 필요하며, 재료 내부에서 일어나는 미세구조적 현상의 이해없이 단순한 curve fitting에 의해 재료상수로 고려한 k 값을 구해야 한다는 문제점을 가지고 있다. 그리고 이들에 의해 분류된 두가지 재료의 범주중 분위기 효과가 주된 손상임을 고려한 Cr-Mo-V 등의 재료는 최근 Oh와 Nam[13]에 의해 제안된 모델에서 분위기 효과보다는 피로 균열선단의 실질적인 손상영역인 process zone에서 유지시간 동안에 균열선단에서 발생하는 응력이완 (stress relaxation)에 기인한 크립변형과 응력이완에 따른 재료의 유동응력 감소가 균열진전을 가속화하는 주요 원인이 밝혀졌음을 고려하면 Ostegren의 손상에 대한 분류는 재료내부에서 일어나는 손상과정의 정확한 이해가 부족한 모순을 갖고 있다. 또한 온도의 변화에 따라 재료상수로 취급되고 있는 k 값이 상당한 변화를 보이고 있으며, 온도 변화에 대한 normalization은 곤란하다는 한계를 갖고 있다.

4. Ductility Exhaustion Theory

Ductility exhaustion 이론은 Manson[9]에 의해 처음으로 제안된 것으로 피로변형시 재료의 파단조건인 연성이 점차적으로 감소하여 피로시험의 연성치에 이르면 재료가 파괴된다는 설명이다. 이 이론을 Priest 등[39]이 크립-피

로 상호작용 조건에 적용하여 제안한 것에 따르면, 피로손상과 크립손상이 각각에 해당하는 변형량 분율을 각각의 손상으로 고려하여 그 합으로 부터 수명을 예측하는 단순히 strain-based life-fraction rule로 다음과 같은 식으로 표현하였다.

$$\frac{1}{N_f} = \frac{\Delta \epsilon_p}{D_p} + \frac{\Delta \epsilon_c}{D_c}$$

여기서 $\Delta \epsilon_p$ 는 $N_f/2$ 에서의 소성변형량 범위이며, D_p 는 순수 피로시험으로 부터 얻을 수 있는 fatigue ductility로서 Coffin-Manson 관계식의 연장선상의 결과인 1 cycle에 해당하는 재료의 연성치를 의미하며, $\Delta \epsilon_c$ 는 유지시간 동안에 추가적으로 부가되는 크립변형이며, D_c 는 creep-rupture ductility를 나타낸다. 이러한 방법을 이용하여 페라이트계 강과 오스테나이트계 스테인리스강에 대해 합리적인 수명예측이 가능함을 보인 바 있다[40,41]. 이 방법의 단점으로 지적되는 것은 식에 사용된 creep-rupture ductility, D_c 값을 정확히 정의하기 힘들다는 것이다. 그 이유는 D_c 는 상수가 아니라 변형속도의 함수이기 때문에 유지시간 동안에 발생하는 응력이완시 변형속도가 변화하는 관계로 정확한 값을 정의하기 곤란하다.

5. Interactive Damage Rate Method

Majumdar와 Maiya[10]는 재료에 가해지는 총 손상을 균열에 의한 피로손상과 cavity에 의한 크립손상으로 간주하여 각 손상의 상호작용으로 재료의 수명이 지배를 받는다는 관점이다. 즉, 균열 성장식(da/dN)과 cavity의 성장식

(dc/dN)을 각각 생각하여 다음과 같이 표현하였다.

$$\frac{1}{a} \frac{da}{dN} = \{T \text{ or } C\} \left(1 + \alpha \ln \frac{c}{c_0}\right) |\Delta \varepsilon_p|^s |\varepsilon_p|^{k_2}$$

$$\frac{1}{c} \frac{dc}{dN} = \{G \text{ or } -G\} |\Delta \varepsilon_p|^s |\varepsilon_p|^{k_3}$$

where, T and G for tension

C and -G for compression

수명예측은 위식을 적분하여 사용한다. 이 모델은 유지시간, 파형 또는 주기의 효과도 동시에 고려할 수 있는 장점이 있으나, 단순한 creep-rupture 시험과 curve fitting에 의한 방법으로 계수를 얻어야 하며, 또한 실제 사용시 너무 많은 계수를 얻어내야 한다는 문제점이 있다.

2-4-2. 미시적 관점의 크립-피로 수명예측 모델

1. Hong-Nam's Model

최근 Hong과 Nam 등[12]에 의해 제안된 크립-피로 상호작용시의 수명 예측식의 기본 개념은 입계에서 생성, 성장하는 cavity가 주된 손상임을 고려하여 cycle 진행에 따른 손상의 축적을 정량적으로 표현한 것이다. 이 모델은 반복피로 변형시에 기계적으로 생성된 공공의 응집에 의해 입계에서 cavity가 생성되며(피로효과), 생성된 cavity는 인장 유지시간 동안에 공공의 입계 확산에 의해 성장한다(크립효과)는 점을 기본 가정으로 하고 있다.

제안된 모델에 의하면 한 cycle 동안의 피로변형시에 기계적으로 생성된 공공의 응집에 의해 입계의 단위면적당 생성되는 cavity의 수는 가해진 소성 변형량 범위에 비례하며, 그 값은 정량적으로 다음과 같은 식으로 표현하였다.

$$n = P \Delta \varepsilon_p N \text{ -----(1)}$$

여기서 P는 cavity 생성인자, $\Delta \varepsilon_p$ 는 소성변형량 범위, N은 cycle 수를 나타낸다.

위와 같이 생성된 cavity는 인장 최대 변형율에서 가해진 유지시간 동안에 입계를 통한 공공의 확산에 의해 성장한다는 가정하에 입계 확산 주도의 cavity 성장식으로 흔히 적용되는 Hull-Rimmer의 성장식[25]을 적용하였다. 이때 cavity 성장식에 포함된 응력항을 인장 유지시간 동안에 발생하는 응력 이완(stress relaxation) 현상을 고려하여 시간에 따라 감소하는 응력의 항으로 수정하여 적용하였다.

$$\frac{dA}{dt} = \frac{2\pi \Omega \delta D_g \sigma(t)}{k T l} \text{ -----(2)}$$

여기서 A는 한개의 cavity에 의한 cavitated area를 나타내며, l은 cavity 간의 거리, D_g 는 입계 확산계수, δ 는 입계의 두께, Ω 는 원자 부피, $\sigma(t)$ 는 이완되는 응력 항을 각각 나타낸다.

특정한 cavity가 한 cycle의 인장 유지시간 동안 성장한 cavity의 면적 증가량을 dA/dN 이라 하면 (2)식은 다음과 같이 표현될 수 있다.

$$\frac{dA}{dN} = \frac{2\pi\Omega\delta D_g}{kTl} \int_0^t \sigma(t)dt \text{ -----(3)}$$

이식에서 매 cycle마다 cavity가 생성된다는 가정을 고려하면 l 값은 매 cycle마다 변화하게 된다. Cavity 간격 l 은 $n^{-1/2}$ 으로 표시할 수 있으므로 다음과 같은 관계식을 얻을 수 있다.

$$l = \left(\frac{1}{n}\right)^{0.5} = \left(\frac{1}{P\Delta\epsilon_p N}\right)^{0.5} \text{ -----(4)}$$

여기에서 첫 cycle에서 생성된 특정한 cavity가 N cycle까지 성장된 cavity 면적증가량(A_N)은 식(4)를 식(3)에 대입하여 N cycle까지 적분하면

$$A_N = \frac{2}{3} P^{\frac{1}{2}} \Delta\epsilon_p^{\frac{1}{2}} N^{\frac{3}{2}} \frac{2\pi\Omega\delta D_g}{kT} \int_0^t \sigma(t)dt \text{ -----(5)}$$

이상과 같은 cavity 생성, 성장 과정이 cycle 진행에 따라 계속적으로 일어남을 고려하여 입계 단위 면적당 생성된 cavity가 N cycle 까지 성장된 면적의 합을 구하면 다음과 같은 식으로 표현된다.

$$\begin{aligned} A_t &= P\Delta\epsilon_p(A_N + A_{N-1} + \text{-----} + A_1) \\ &= \frac{2}{5} P^{3/2} \Delta\epsilon_p^{3/2} N^{5/2} \frac{2\pi\Omega\delta D_g}{kT} \int_0^t \sigma(t)dt \text{ -----(6)} \end{aligned}$$

식(6)과 같이 유도된 식에서 A_t 값이 임계값에 도달하면 불안정 파단이 시작되게 되는데, 이때를 앞에서 설명한 cavity 생성과 성장과정이 더이상 적용되지 않는 시점으로 가정하여 재료의 임계수명으로 간주하면 수명은 다음과 같은 식으로 표현된다.

$$N_{cr} = C \Delta \varepsilon_p^{-3/5} \left\{ \frac{\exp(-Q_g/RT) \int_0^t \sigma(t) dt}{T} \right\}^{-2/5} \text{-----}(7)$$

$$\text{where } C = \left(\frac{4\pi \Omega \delta D_0}{5k} \right)^{-2/5} A_t^{2/5} P^{-3/5}$$

여기서 C는 cavity 생성인자를 포함하는 상수이다. 이식을 이용한 수명예측 방법은 크립-피로 시험으로 부터 얻은 특정조건에 대한 실험적인 값들을 (7) 식에 대입한 후 그조건에서 실험적으로 얻은 수명과 계산으로 얻은 수명이 같아지는 C 값을 계산한 후, 이값을 이용하여 다른 조건에 대한 이론적으로 계산된 수명을 얻어 실험적으로 얻은 수명을 비교하는 것이다.

Hong 등[12]은 식(7)을 이용하여 AISI 304 및 316 스테인리스강 등에 대해 예측수명과 실험수명을 비교해 본 결과, Fig. 4에서 보여주는 바와 같이 비교적 정확한 수명예측이 가능함을 피력하며 위의 model이 크립-피로시 파단이 cavity 생성, 성장에 의해 주도되는 입계파단일 경우 적용할 수 있다고 제안하였다. 그러나 Fig. 4에서 알 수 있듯이 수명예측식의 검증에 위해 적용한 실험결과가 제한된 변형량 범위에서 인장 유지시간만 변화하는 경우로 국한되

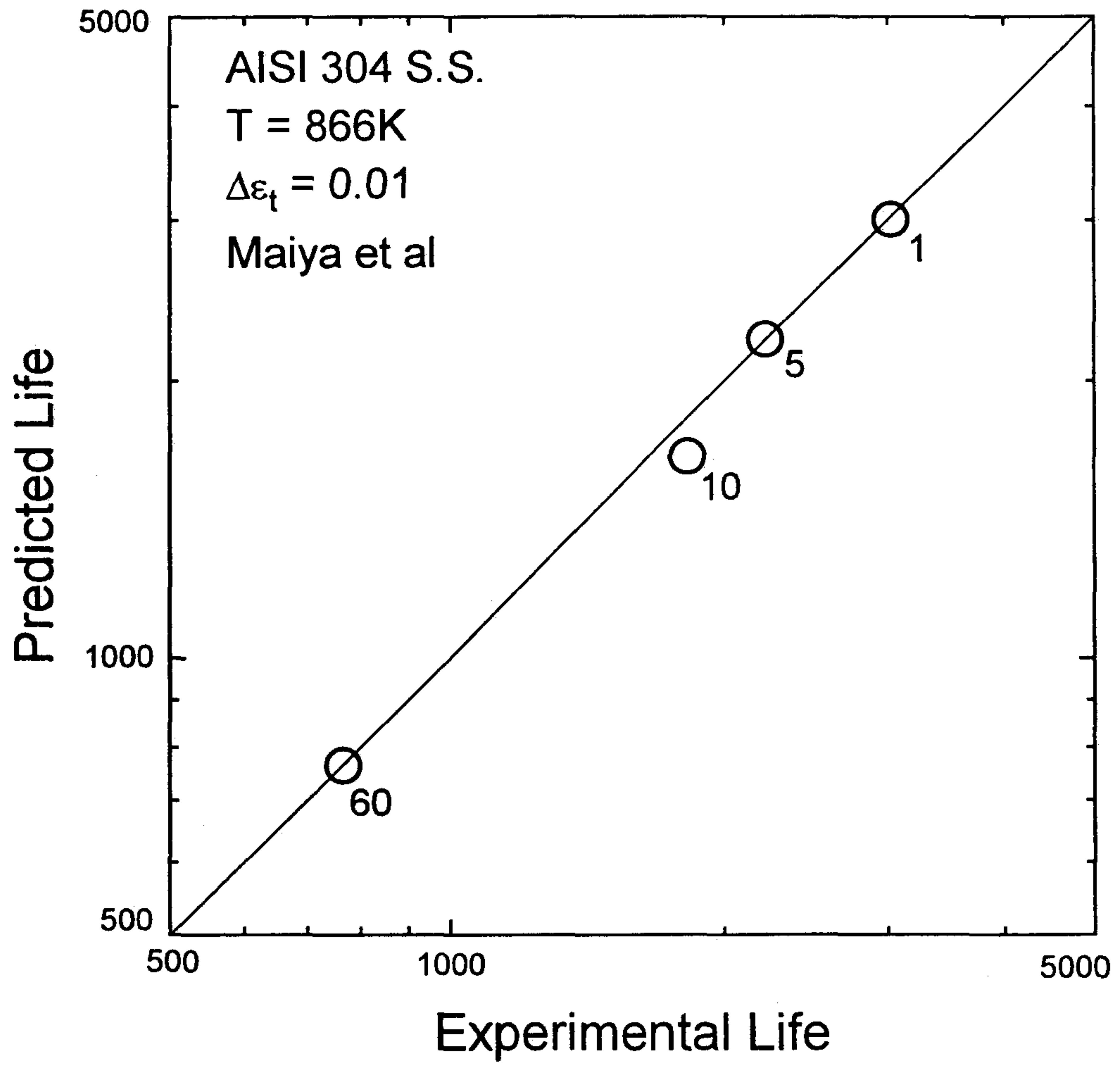


Fig. 4. Comparison between predicted life and experimental life of AISI 304 stainless steel[12].

어 있다. 위식의 정확한 검증을 위해서는 여러 실험조건(변형량 범위, 실험 온도 등)의 변화에 대한 적용 가능 여부를 검토하여야 하므로 본 연구에서는 타 연구자들의 실험결과와 본 연구의 결과를 이용하여 이를 고찰하고자 하였다.

2. 미소 균열선단에 근거한 저주파 피로 수명예측식

지금까지 제안된 저주파 피로 수명예측 모델들의 중요한 관점은 반복 변형동안 균열선단의 작은 영역에서 축적된 손상이 피로 균열진전의 주요한 원인이 된다는 것이다. 축적된 손상이 어떤 임계값에 도달하면 균열은 어떤 거리만큼 진전하며 그 영역에서 미소 저주파 피로과정이 진행된다는 것으로 간주하여 process영역이라는 개념을 도입하였다.

Tomkins와 Wareing[42,43]은 한 주기당 피로 균열은 균열선단의 process 영역에서 일어나는 전단 변형량만큼 진행한다고 하였다. 이때 전단 변형이 일어나는 process영역의 크기는 앞에서 언급한 바와 같이 Dugdale의 소성역 크기를 수정한 식으로 제안하였고 process영역내에서 발생하는 전단 변형량은 외부에서 가해진 소성 변형량과 같다고 가정함으로써 한 주기당 피로 균열진전량을 다음과 같이 표현하였다.

$$\frac{da}{dN} = \epsilon_p \cdot D_p$$

위의 식에서 process영역의 크기는 단순히 근사하고 피로 균열전파 과정이 피로수명의 대부분을 차지한다고 가정하고 위의 식을 적분하여 다음과 같은 피로 수명예측식을 제안하였다. 이때 Coffin-Manson 지수, α 는 $1/(2n'+1)$ 과 같다고 제시하였다.

$$\Delta \epsilon_p N_f^a = \left[\ln \left(\frac{a_f}{a_i} \right) \frac{8\sigma_f^2}{\pi^2 k'^2} (2n' + 1) \right]^a$$

여기에서 k' 은 power law coefficient를, 그리고 n' 은 반복 응력-변형 지수를 나타낸다.

한편 인장유지가 주어질 경우 피로 수명감소는 진전하는 피로 균열선단에서 발생하는 크립효과에 기인한다는 관점에서 Saxena[44,45]는 인장유지 동안에 발생하는 크립변형에 의한 균열선단 영역에서의 응력이완 현상이 인장유지 동안 균열성장 거동의 원인이 된다고 보았다. 고온에서 하중을 받고 있는 균열선단에서의 응력 및 변형 분포는 Riedel과 Rice[46]의 결과에 의해 다음과 같은 식으로 표현된다.

$$\sigma(r) \propto \left(\frac{K^2}{Ert} \right)^{\frac{1}{(k+1)}}$$

$$\epsilon(r) \propto \left(\frac{K^2}{Er} \right)^{\frac{k}{(k+1)}} t^{\frac{1}{(k+1)}}$$

이때 r 은 균열선단으로부터의 거리를 나타내고 t 는 시간을 나타낸다. Saxena는 위의 식으로부터 균열선단에서 일정한 거리에 있는 한점에서의 응력의 시간 의존성은 K^2/t 의 특성과 관련된다고 해석하여 인장유지 동안의 균열진전을 다음과 같은 식으로 표현하였다.

$$\frac{da}{dN} = b \left(\frac{K^2}{t} \right)^p$$

이때 b 와 p 는 상수이고 인장유지 시간을 포함하는 한 주기당 균열진전을 다음과 같이 나타내었다.

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_h = \left(\frac{da}{dN}\right)_o + \int_0^{t_h} \left(\frac{da}{dt}\right) dt$$

한주기 동안의 균열진전에 대한 경험식과 앞에서 제안하였던 인장유지 동안의 균열진전 속도식을 위의 식에 대입하면 균열진전 속도식은 다음과 같이 표현될 수 있다고 하였다.

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_h = B(\Delta K)^m + A'(\Delta K)^2 pt_h^{(1-p)}$$

위의 식은 포함된 상수들-B, m, A' 그리고 p-을 실험적인 결과로부터 구해내야 하는 경험식이다.

3. Oh와 Nam에 의해 제안된 수명예측식

(연속 저주파 피로 균열진전 모델 및 수명예측식)

최근 Oh 등은 continuum mechanics에 근거하여 균열선단에 재료의 실제적인 파괴가 소성전단 과정으로 발생하는 피로 process영역의 개념을 도입하여 균열진전 및 수명예측에 대한 모델을 제시하였는데, 제시된 모델의 개념은 다음과 같다.

많은 실험적인 조사는 피로 균열선단에 3개의 영역, 즉, 균열선단의 응력장과 무관하게 반복적인 변형으로 hardening되어 균일한 유동응력을 유지하는 monotonic영역, 균열선단의 응력 및 변형 집중으로 인해 균열선단으로 접근할수록 급격히 증가하는 유동응력의 분포를 가지는 반복 소성역(cyclic plastic zone), 그리고 재료의 실질적인 파괴가 소성전단 과정으로 발생하는 균열선단에 아주 근접한 피로 process영역이 존재함을 밝혀주고 있다. Irwin[47]은 균열선단의 반복 소성역의 크기(r_f)는 다음과 같은 관계를 가짐을 제안하였고 이

후에 실험적인 관찰을 통한 검증으로 이러한 관계의 타당성을 확인하였다.

$$r_f = \frac{1}{6\pi} \left(\frac{\Delta K}{\sigma_{yc}} \right)^2 \quad (8)$$

한편 본 연구의 대상인 저주파 피로의 경우 시편전체가 소성변형을 받게 되는데 이러한 경우에도 균열선단 반복 소성역의 크기가 $(\Delta K/\sigma_{yc})^2$ 특성과 비례한다고 가정하면 위의 식(8)은 다음과 같이 표현될 수 있다고 하였다.

$$r_f = a' \left(\frac{\Delta K}{2\sigma_{yc}} \right)^2 = a_f \left(\frac{\sigma_T}{\sigma_{yc}} \right)^2 a \quad (9)$$

이때 a' 과 a_f 는 상수이며 σ_T 와 σ_{yc} 는 각각 인장 최대응력 그리고 반복 항복응력(cyclic yield stress)을, 그리고 a 는 균열길이를 나타낸다.

한편 small scale yielding 조건에서 Rice[48]에 의해 제시된 피로 균열선단의 응력 및 변형의 분포는 다음과 같은 잘 알려진 HRR 분포를 갖는 것으로 알려져 있다.

$$\sigma(r) \propto \left(\frac{1}{r} \right)^{\frac{n'}{n'+1}} \quad (10)$$

$$\epsilon(r) \propto \left(\frac{1}{r} \right)^{\frac{1}{n'+1}} \quad (11)$$

여기서 n' 은 반복 응력-변형 지수(cyclic stress-strain exponent)이고 r 은 균열선단으로부터의 거리를 나타낸다. 그런데 위에서 언급한 바와 같이 고변형 저주파 피로의 경우 피로변형동안 재료 전체가 소성 변형을 받게 되는데 항복점 이상으로 변형시키면 균열선단 영역을 포함하는 시편 전체가 $\sigma_T = k' \Delta \epsilon_p^{n'}$ 의 관계를 유지하면서 변형될 것이고, 이 경우에도 위의 HRR field는 반복 소

성 영역내에서 유효하다고 가정하였다. 한편 균열선단의 응력장과 무관한 bulk에서의 유동응력은 가공경화로 인해 피로 주기시의 인장 최고응력, σ_T 에 도달할 것이므로 위의 식(10)은 다음과 같은 관계식으로 표현될 수 있다고 하였다.

$$\sigma(r) = \sigma_T \left(\frac{r_f}{r}\right)^{\frac{n'}{n'+1}} \quad (12)$$

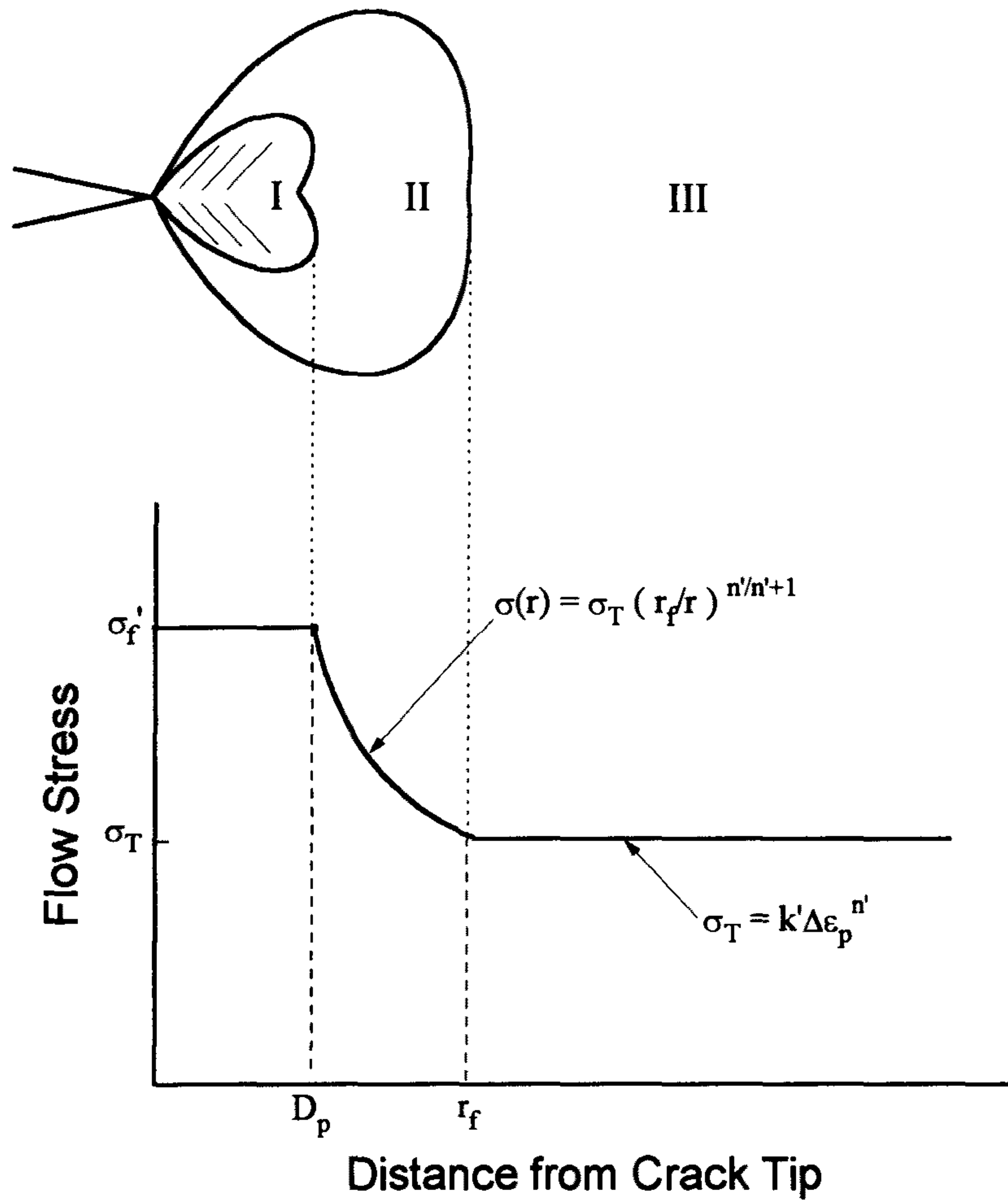
이러한 유동응력 분포는 Fig. 5에서 보는 바와 같이 나타낼 수 있다. 또한 균열선단의 아주 근접한 영역, 즉 피로 process영역(D_p)에서는 심한 국부변형으로 인해 유동응력이 반복 피로된 재료의 인장강도에 도달하게 됨으로 위의 식(12)에서 $\sigma(r)$ 은 $r=D_p$ 에서 반복 인장강도, σ_f' 와 같게 되고 process영역의 크기는 다음과 같은 관계로 제시될 수 있다고 하였다.

$$D_p = a_f \left(\frac{\sigma_T}{\sigma_f'}\right)^{\frac{n'+1}{n'}} \left(\frac{\sigma_T}{\sigma_{yc}}\right)^2 a \quad (13)$$

또한 Rice에 의해 제안된 식(11)의 변형분포가 반복 소성역에 연속하여 피로 process영역내에서도 유효하다고 가정하고 반복 소성역 경계($r=r_f$)에서 $\epsilon_p(r) = \Delta \epsilon_p$ ($\Delta \epsilon_p$: 외부에서 작용한 소성변형량)가 된다는 것을 고려하면 인장 ramp동안 균열선단으로부터 거리 r 에 있는 한 요소에서의 변형은 다음과 같이 표현될 수 있다.

$$\epsilon_p(r) = \Delta \epsilon_p \left(\frac{r_f}{r}\right)^{\frac{1}{(n'+1)}} \quad (14)$$

따라서 인장 반주기동안 process영역내에 축적되는 평균 변형량의 크기는 위의 식으로부터 다음과 같이 얻어질 수 있다.



- Region I : fatigue process zone
- Region II : cyclic plastic zone
- Region III : monotonic plastic zone

Fig. 5. Idealized depiction of fatigue crack-tip region and its flow stress distribution.

$$\begin{aligned}\epsilon_p^{avg} &= \frac{\int_0^{D_p} \epsilon_p(r) dr}{D_p} \\ &= \Delta\epsilon_p \frac{n'+1}{n'} \alpha_f^{\frac{1}{(n'+1)}} \left(\frac{\sigma_T}{\sigma_{yc}}\right)^{\frac{2}{(n'+1)}} a^{\frac{1}{(n'+1)}} D_p^{\frac{-1}{(n'+1)}}\end{aligned}\quad (15)$$

피로 균열은 한 주기 동안 process영역에서 발생한 평균 전단 변형량만큼 진전한다고 보았고 Tomkins에 의해 제안되었던 식과 유사한 다음과 같은 피로 균열진전 속도식을 제시하였다.

$$\frac{da}{dN} = \epsilon_p^{avg} D_p = \alpha_f \frac{n'+1}{n'} \Delta\epsilon_p \left(\frac{\sigma_T}{\sigma_{yc}}\right)^2 \left(\frac{\sigma_T}{\sigma_f}\right) a \quad (16)$$

위의 균열진전 속도식으로부터 다음과 같은 Coffin-Manson 형태의 최종 수명 예측식을 제안하였다.

$$N_f^{\frac{1}{(3n'+1)}} \Delta\epsilon_p = \left[\frac{\ln(a_f/a_i)}{\alpha_f} \frac{n'}{n'+1} \frac{\sigma_{yc}^2 \sigma_f'}{k'^3} \right]^{\frac{1}{(3n'+1)}} \quad (17)$$

Oh는 새롭게 Coffin-Manson 지수, α 를 $1/(3n'+1)$ 로 제시하였고, α_f 는 실험조건, 즉 온도 및 변형량 범위에 무관한 상수로서 재료에 따라 고유한 값을 가진다고 하였다. 따라서 본 연구에서는 제안된 연속 저주파 수명예측식의 타당성 검증 및 α_f 의 온도와 변형량 의존성을 고찰하고자 한다.

제 3 장. Hong과 Nam에 의해 제안된 수명예측식의 수정

3-1. 기존 수명예측식의 검토

본절에서는 앞절의 (7)식을 우선 타 연구자들이 AISI 316[49] 및 304[50] 스테인리스강으로 부터 얻은 크립-피로 상호작용 실험결과를 이용해서 그 타당성을 검토하고자 한다. 지금까지 보고된 크립-피로 상호작용에 대한 실험결과는 매우 많지만 이중에서 단지 몇몇의 연구 결과만이 본 연구에서 이용할 수 있었는데, 이는 식(7)의 예측수명을 계산하기 위해서는 유지시간 동안의 응력이완에 대한 data가 필요하나 보고된 대부분의 실험결과는 이를 나타내고 있지 않기 때문이다. 그 이유는 많은 연구자들이 크립-피로 거동을 해석하기 위한 실험적 자료로서 Fig. 6에 나타낸 hysteresis loop과 같이 연속피로에 대해 유지시간을 가할 경우 추가적으로 도입되는 소성변형량($\Delta \epsilon_{pr}$)에 초점을 두고[11] 응력이완에 대한 data의 중요성은 간과한 것에 기인하는 것으로서, 실제적으로는 유지시간이 어느정도 길어지면 그 응력이 포화됨에 따라 추가적인 소성 변형량의 증가는 거의 없지만 재료의 수명 감소는 이에 비해 상당한 수준이므로 소성 변형량의 변화만으로는 이를 해석할 수 없다. 또한 본 연구의 목적상 여러 실험변수에 대한 실험결과가 요구되는 바, 지금까지 보고된 결과 중 이에 부합되는 것을 취하여 이용하였다. 본 연구에서 이용한 실험결과들의 중요한 내용에 대한 것은 제 5 장에 서술하였다.

Figure 7은 Brinkman 등[49]이 866K에서 AISI 316 스테인리스강에 대해 행한 크립-피로 실험결과를 (7)식에 적용해 얻은 예측수명과 실험수명을 비교하여 보여준 것이다. 이때 상수 C를 얻기위해 기준점으로 사용한 조건은 총변

HOLD TIME WITH RELAXATION

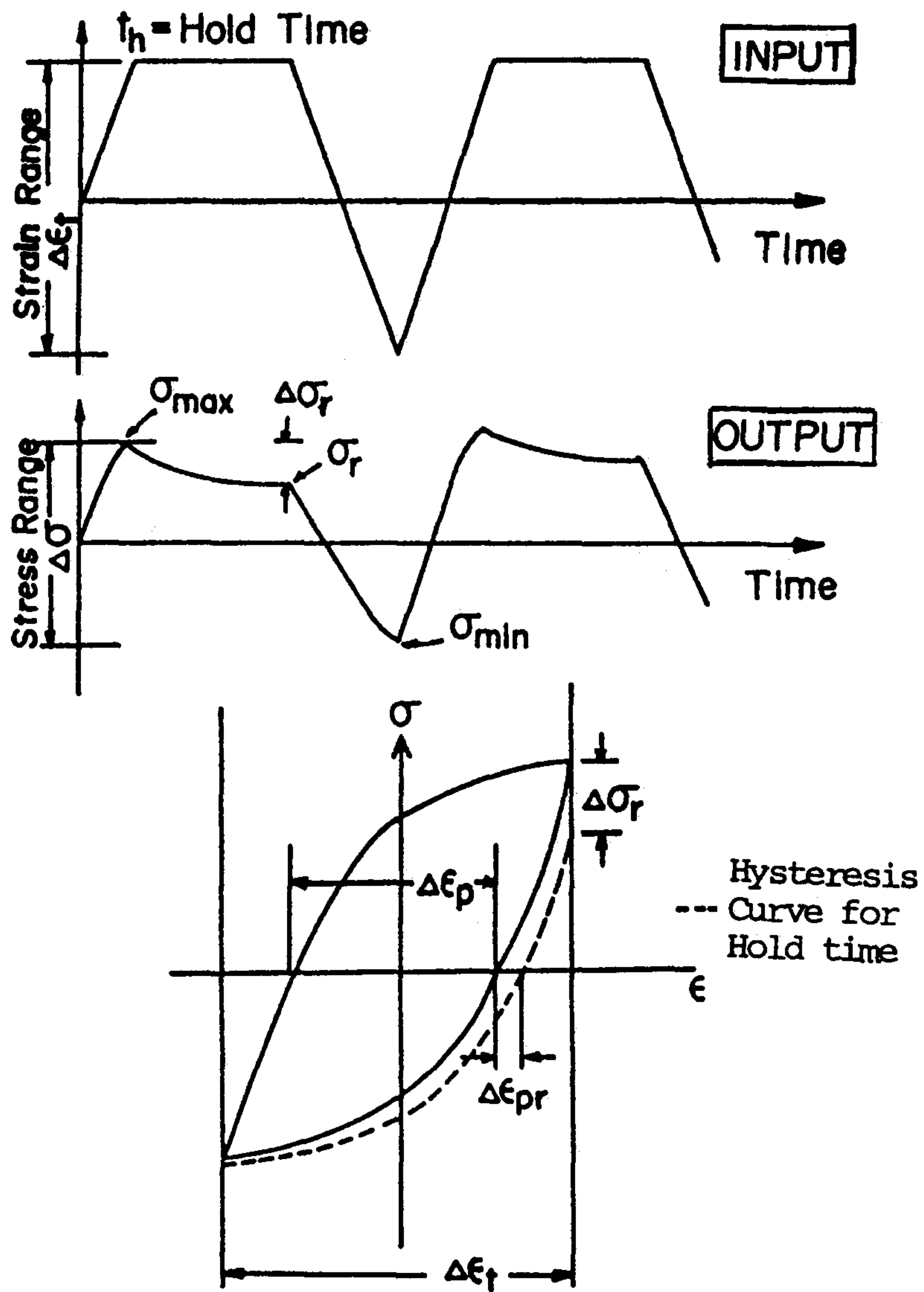


Fig. 6. Representation of a strain-controlled tensile dwell creep-fatigue test.

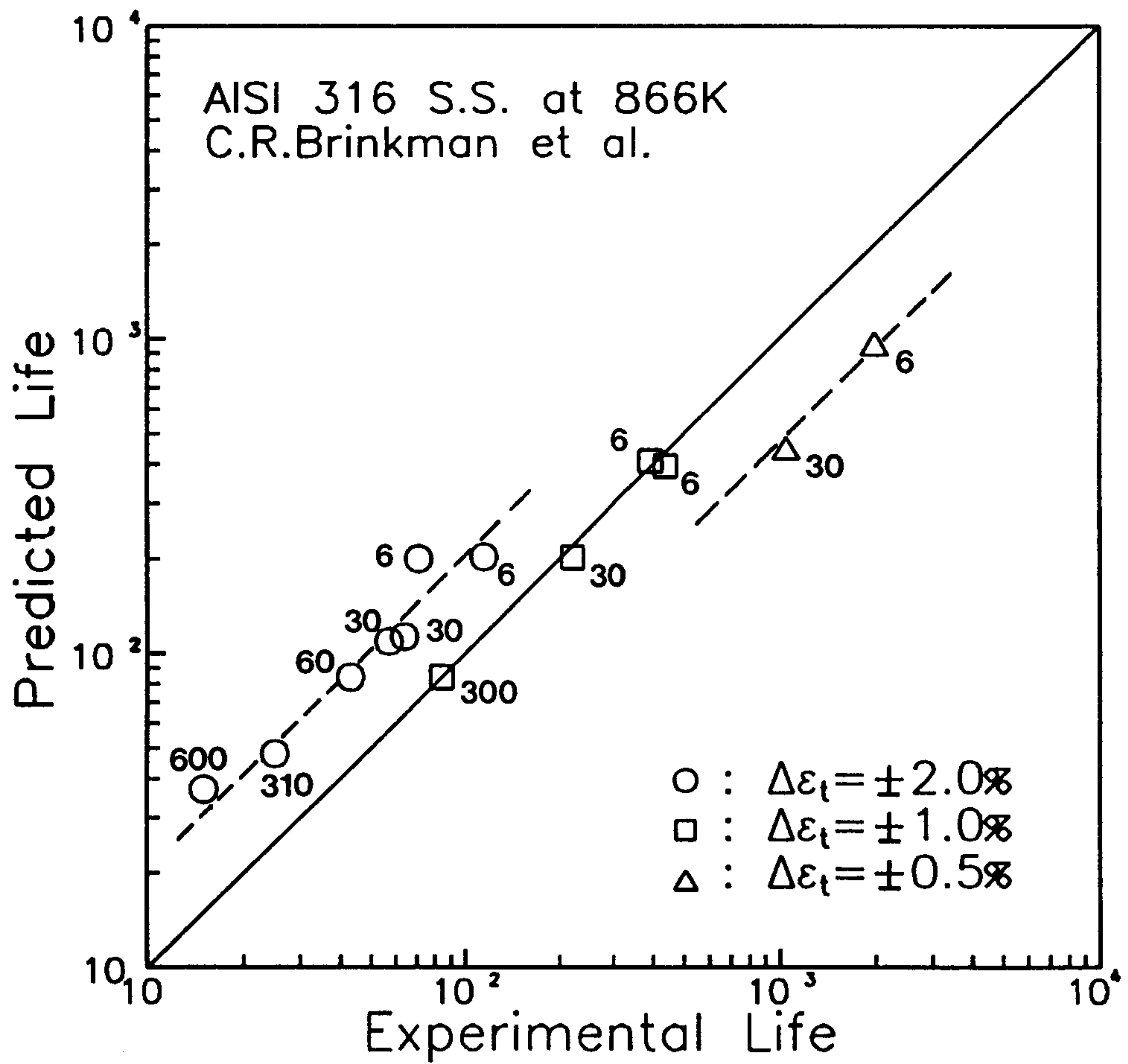


Fig. 7. Comparison between predicted lives calculated from Eq.(7) and experimental lives for AISI 316 stainless steel[49].

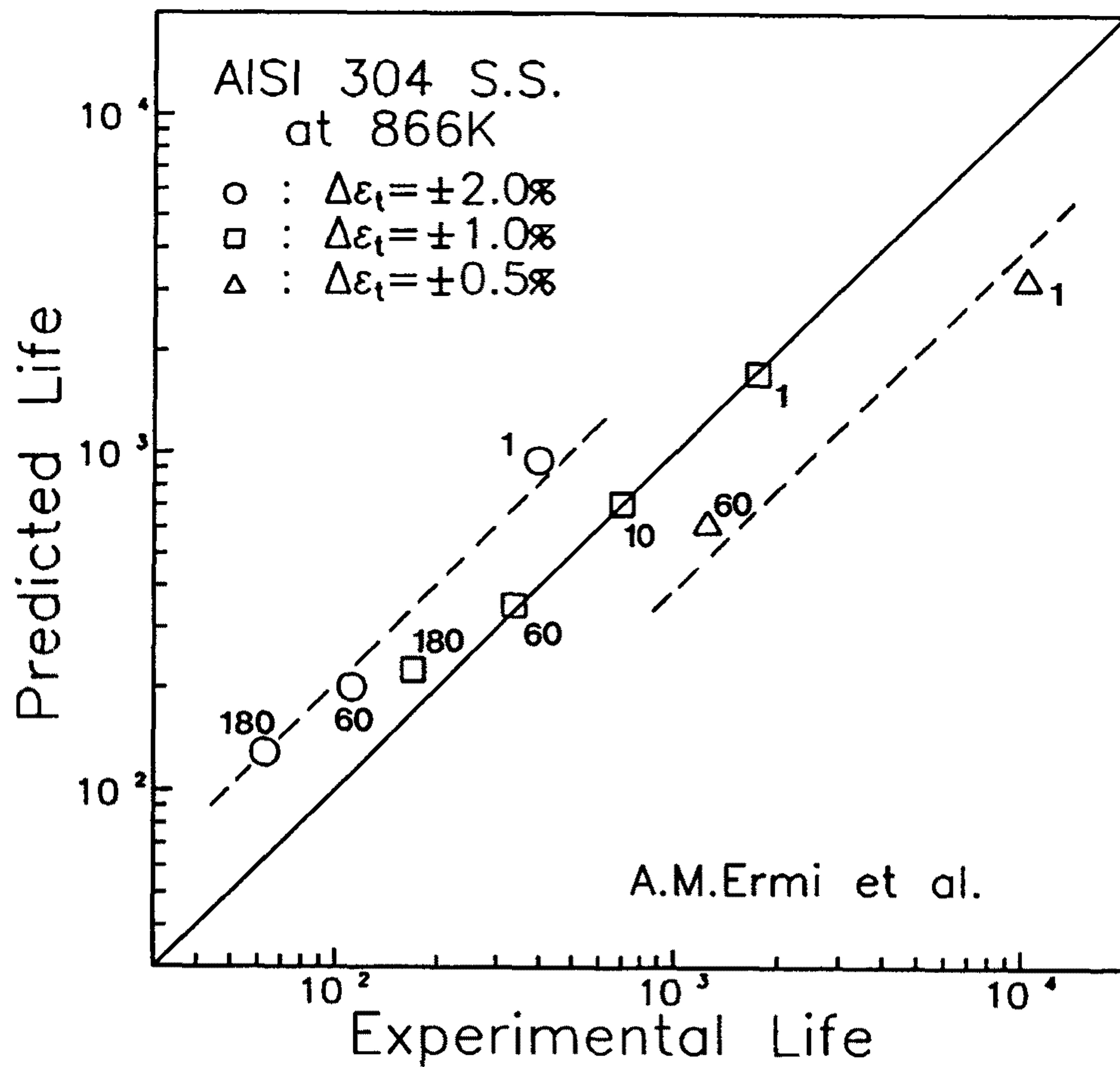


Fig. 8. Comparison between predicted lives calculated from Eq.(7) and experimental lives for AISI 304 stainless steel[50].

형량 $\pm 1.0\%$, 인장 유지시간 6분이다. 그림(Fig. 7)에서 나타난 바와 같이 예측 수명이 실험수명에 대해 deviation을 보이는데, 여기서 특징적으로 나타난 중요한 사항은 상수 C를 얻기위해 기준으로 사용한 조건과 동일한 변형량 범위에서 유지시간만 변화한 경우는 거의 정확한 수명예측이 가능한 반면, 점선으로 표시한 것과 같이 상수 C를 얻기위해 기준으로 사용한 조건에 비해 변형량이 큰 경우는 과대평가되며, 작은 경우는 과소평가되는데 그 경향이 직선적으로 거의 평행한 관계가 유지된다는 현상이다. 이와같은 현상의 일관성을 확인하기 위해 Ermi 등[50]이 866K에서 AISI 304 스테인리스강에 대해 행한 실험결과를 이용하여 위의 경우와 동일한 과정을 거쳐 얻은 것이 Fig. 8이다. 이때 상수 C를 얻기위해 기준으로 사용한 조건은 총변형량 $\pm 1.0\%$, 인장 유지시간 10분인데, 이 경우도 마찬가지로 변형량 범위에 대해 위와 동일한 경향의 deviation을 나타내고 있다. 따라서 이러한 현상은 cavity 손상이 수명감소의 원인이 되는 재료의 경우 항상 나타나는 것으로 생각할 수 있으며 (7)식으로 표현되는 기존 수명예측식의 근본적인 문제점으로 지적할 수 있다. 따라서 본 연구의 최종적인 목표로 설정한 손상함수의 제안을 위해서는 우선적으로 합리적인 수명예측이 가능한 수식이 필요하므로, 기존의 수명예측식에 대한 고찰을 통하여 위의 문제점을 해결하고자 한다.

3-2. Cavity 생성인자의 변형량 의존성과 수명예측식의 수정

예측수명이 변형량 범위에 따라 일정한 deviation이 일어나는 원인을 알기 위해서는 예측식에 포함된 각 항들의 변형량 의존성을 고려하여 고찰하여야 한다. 식(7)에서 실험적으로 얻을 수 있는 값들($\Delta \epsilon_p$, $\int \sigma(t)dt$)은 실험값 그 자체를 이용하므로 그 원인이 될 수 없는 항이며, 그외에 재료상수(Q_g), 실험

온도(T)와 기체상수(R) 항을 제외하면 상수로 고려한 C가 남게된다. 결국 예측수명의 deviation 현상이 기준으로 선정된 변형량 범위에서 유지시간만 변화할 경우는 나타나지 않으므로 C 값이 유지시간에는 의존하지 않지만, 변형량 범위는 의존하는 항임을 유추할 수 있다. 이러한 거동을 확인하는 방법은 식(7)과 실험결과를 이용하여 모든 경우에 대해 실험수명과 예측수명이 같게 되는 상수 C를 구한 후 이 값들과 변형량 범위와의 관계를 도출하는 것이다. 이러한 과정은 결국 Fig. 7과 8에서 점선으로 표시된 각 변형량에 따른 고유 평행선들이 모두 일치하게 되는 직선의 평행이동 개념을 의미한다.

Figure 9와 10은 각각 AISI 316과 304 스테인리스강의 경우 상수 C와 소성변형량 범위의 관계를 나타낸 것으로 두 재료 모두 변형량이 증가할수록 상수 값이 감소하는 경향을 보이고 있으며, 그 경향은 log-log plot에서 직선성을 유지하는 관계임을 알 수 있다. 이로부터 결국 수명예측식에서 상수로 고려한 C는 변형량 범위에 의존하는 값을 확인할 수 있으며 이러한 문제가 Fig. 7과 8에서 보여준 바와 같은 변형량 범위에 따른 일정한 경향의 예측수명 deviation을 야기하게 된다. 따라서 수명예측식의 신뢰성을 높이기 위해서는 이상의 문제점을 해결하여 수정하는 것이 필수적인 사항이며 이를 위해서 C에 포함된 각항을 고려해 해결하고자 하였다.

식(7)에 포함된 C를 그에 포함된 각 항들로 표현하면 다음과 같다.

$$C = \left(\frac{4\pi \Omega \delta D_0}{5k} \right)^{-2/5} A_t^{2/5} P^{-3/5} \text{-----} (18)$$

여기서 괄호 속의 항들은 모두 상수이므로 이를 제외하면 A_t 와 P 가 남게된다. 기존에 제안된 수명예측식은 cavity에 의한 손상만을 고려하고 있으며 모든

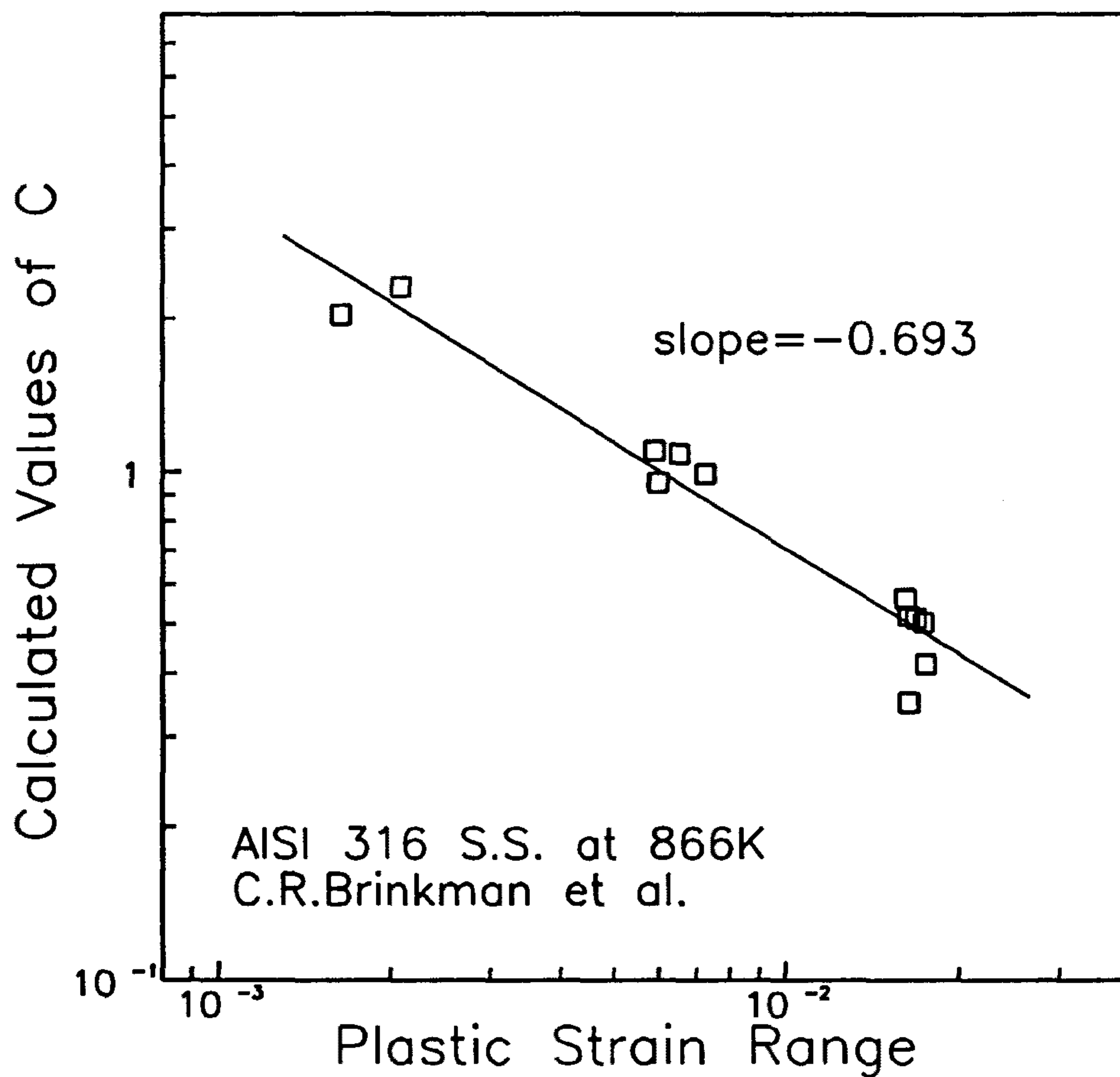


Fig. 9. Variation of constant "C" in Eq.7 with plastic strain range for AISI 316 stainless steel[49].

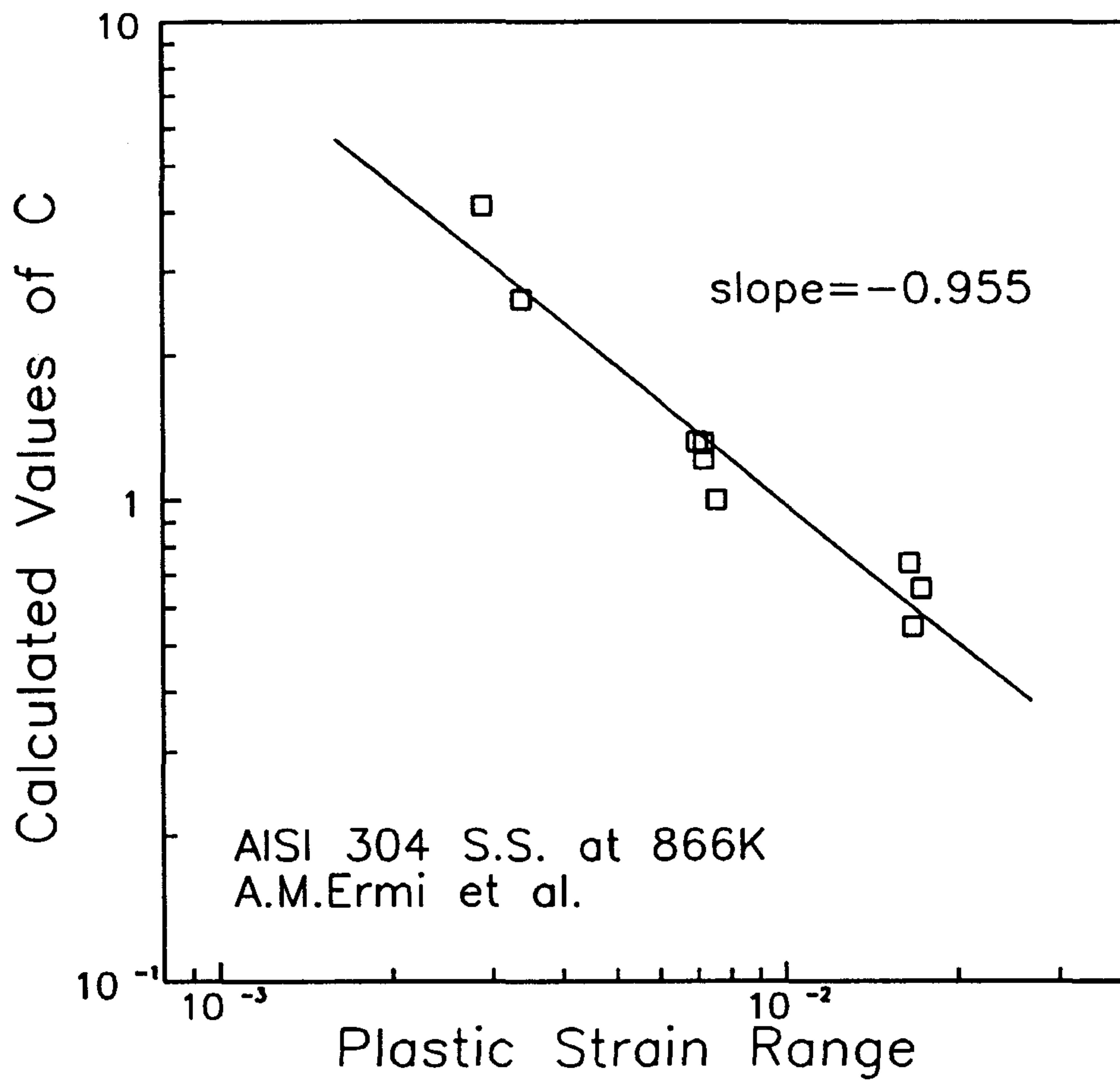


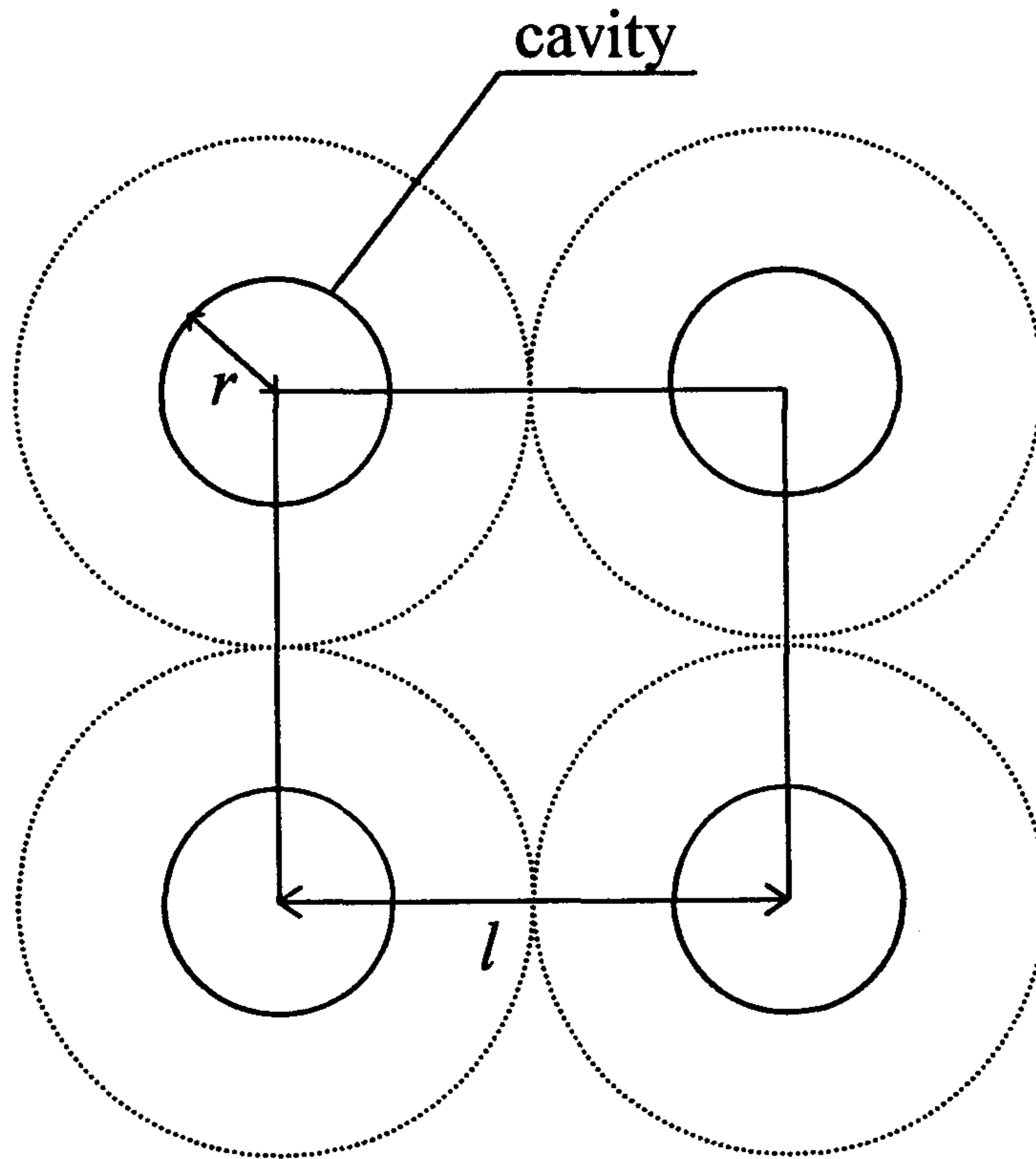
Fig. 10. Variation of constant "C" in Eq.7 with plastic strain range for AISI 304 stainless steel[50].

조건에서 total cavitated area, A_t , 가 일정한 임계값에 도달했을때 파단이 일어난다고 가정하고 있으므로, 이러한 failure criterion을 따르면 A_t 또한 상수로 취급할 수 있다. 결과적으로 남는 항은 수명예측식에서 재료상수로 취급하고 있는 cavity 생성인자(P)로서 이값의 변형량 의존성을 알게되면 C의 변형량 의존성으로부터 야기되는 예측수명의 deviation을 수정할 수 있을 것으로 생각된다.

식(18)에서 P 값을 얻기 위해서는 먼저 A_t 값을 결정하여야 한다. A_t 는 입계 단위 면적당 total cavitated area를 나타내는 값으로, 식의 유도과정에서 cavity에 의한 손상의 축적을 고려하고 있으므로 cavity 손상에 의한 재료의 최종파단에 대한 failure criterion으로 흔히 적용되는 cavity 간의 합체[51,52]를 본 연구에서도 적용하고자 한다. 즉, cavity의 반경(r)이 cavity 간 거리의 반($l/2$)과 같아지는 이러한 failure criterion을 적용함에 있어서 cavity의 배열에 따라 여러가지로 분류될 수 있으나, 대표적으로 Raj 등[53]이 적용한 periodic array와 Weertman 등[54]이 적용한 hexagonal array를 들 수 있다. 이때 cavity의 배열에 따라 본 수명예측식에 포함된 A_t 값 자체는 변화하지만 본 연구에서 최종적으로 얻고자 하는 P 값의 변형량 범위 의존성에는 영향을 미치지 않으므로 본 연구에서는 Raj 등에 의해 제안된 periodic array를 가정하였다. 이상으로 부터 본 수명예측식에 적용한 failure criterion을 도식적으로 표현하여 Fig. 11에 나타내었으며 결과적으로 얻은 A_t 값은 다음과 같다.

$$A_t = \frac{\pi r^2}{l^2} = 0.7854 \quad , \quad \text{when } r = \frac{l}{2}$$

위에서 서술한 바와 같이 수명예측식에 포함된 상수 C의 변형량 범위



failure criterion : $r = l/2$

Fig. 11. Schematic representation for a periodic array of cavities in a grain boundary.

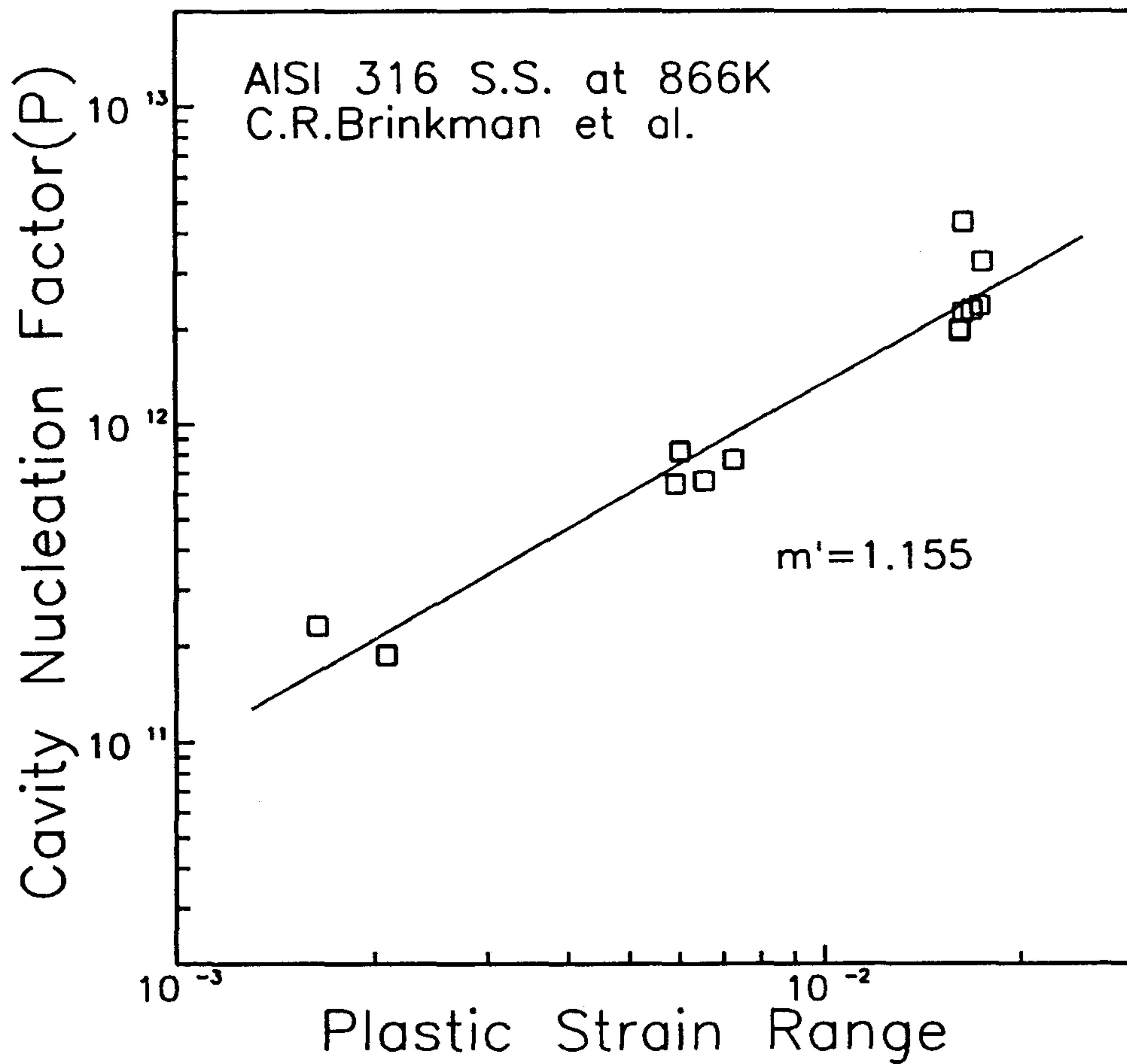


Fig. 12. Variation of cavity nucleation factor with plastic strain range for AISI 316 stainless steel[49].

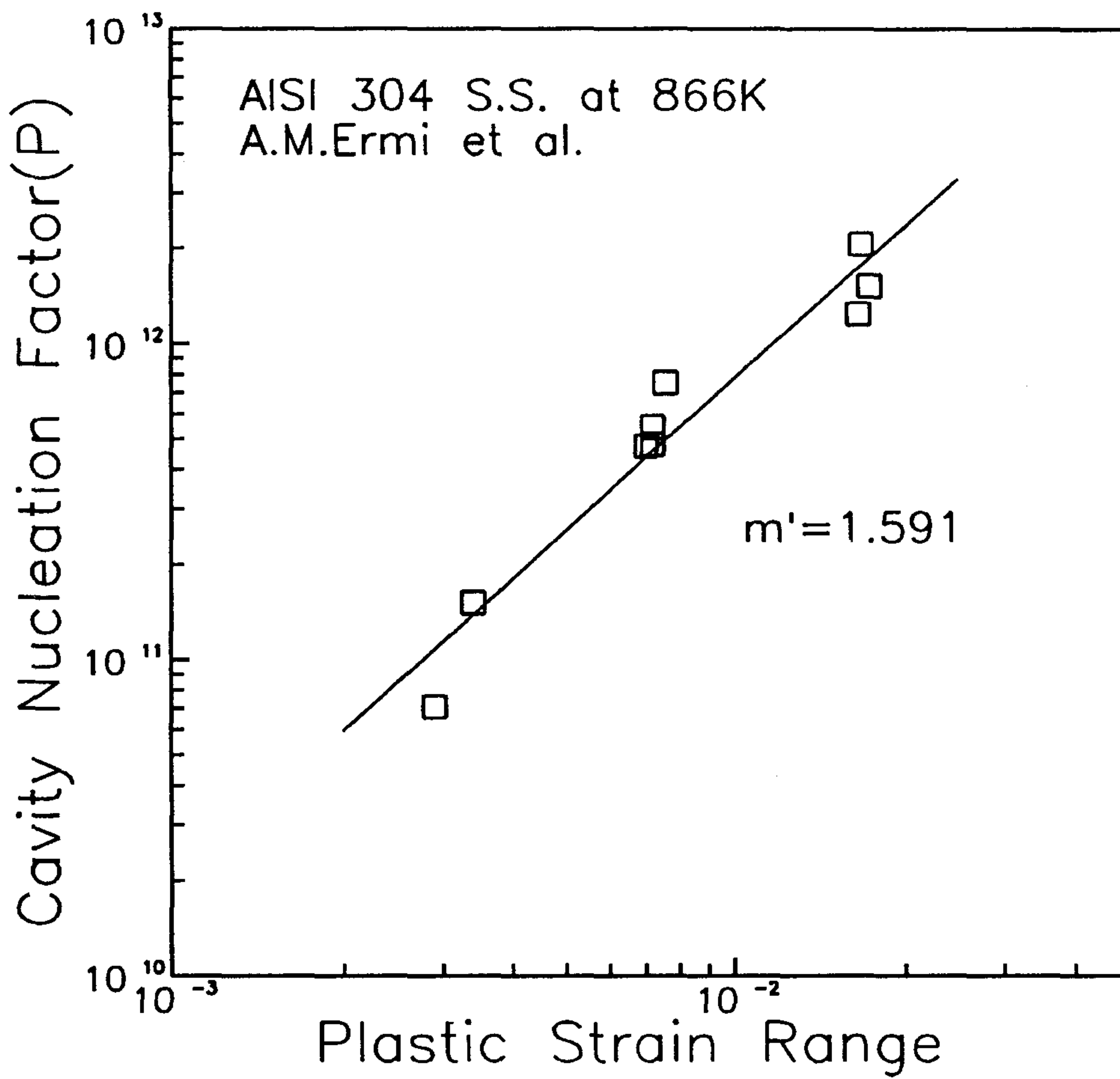


Fig. 13. Variation of cavity nucleation factor with plastic strain range for AISI 304 stainless steel[50].

의존성은 cavity 생성인자(P)의 변화에 기인한 현상으로 생각되는 바, C의 변형량 범위 의존성을 확인하는 것과 동일한 방법으로 모든 실험수명과 예측수명이 같게 되는 P를 계산하여 각 경우의 소성변형량 범위에 대한 변화 경향을 나타낸 것이 Fig. 12와 13이다. 식(8)에서 P는 상수 C와 반비례 관계를 가지는 것과 일치하는 경향으로 변형량이 증가할수록 P는 증가하는 경향을 보이며, Fig. 9와 10에서 나타난 것과 마찬가지로 직선적인 관계를 만족하는 거동을 보여주고 있다. 타 연구자들[52,55]에 의하면 크립시험시 cavity 생성인자가 가해진 응력에 의존하며 그 의존성은 직선적 또는 지수함수적 관계를 갖는다고 보고한 바 있다. 특히 Miller 등[52]은 α -iron을 이용하여 크립시험 data와 cavity 생성, 성장을 고려한 파단시간 예측식을 비교하여 검토해 본 결과, cavity 생성인자가 응력에 따라 지수함수적으로 증가한다고 보고하였다. 이러한 거동은 본 연구가 변형율 제어 크립-피로 시험임을 고려하면 그 경향이 유사함을 알 수 있으며, 따라서 수명예측식에 사용된 cavity 생성인자는 변형량의 함수로 수정하여 식의 도출과정에 적용되어야 한다.

이상에서 서술한 점을 수식적으로 표현하면 cavity 생성인자(P)를 소성 변형량의 함수로 다음과 같이 나타낼 수 있다.

$$P = P' \Delta \epsilon_p^{m'} \text{ ----- (19)}$$

여기서 P'은 상수로 취급될 수 있는 값으로 Fig. 12와 13에서 $\Delta \epsilon_p=1$ 일때의 P 값을 나타내며, m'은 그 그림에서 직선의 기울기를 나타내는 값으로 그 의미는 P의 소성변형량 의존성을 대변하는 값으로 생각할 수 있다. 따라서 본 절에서 얻을 수 있는 결론은 cavity 생성인자가 유지시간에는 독립적이지만 변형량에는 의존한다는 점으로 이는 식(19)의 형태로 수명예측식의 유도과정

에서 재검토되어 수정된 수명예측식이 도출되어야 한다.

즉, 위에서 논한 바와 같이 cavity 생성인자는 변형량의 함수로 취급될 수 있으므로 수정된 수명예측식을 얻기 위해서는 식(19)를 수명예측식에 적용하여야만 한다. 따라서 이 관계를 수명예측식을 유도하기 위해 도입하였던 식(1)에 대입하면 다음과 같은 식을 얻을 수 있다.

$$n = P' \Delta \epsilon_p^m N \text{ ----- (1)'}$$

여기서 $m=m'+1$ 이다. 식(1)'을 이용하여 동일한 과정을 거쳐 최종적인 수명예측식을 유도하면 다음과 같이 표현된다.

$$N_{cr} = C' \Delta \epsilon_p^{-3m/5} \left\{ \frac{\exp(-Q_g/RT) \int_0^t \sigma(t) dt}{T} \right\}^{-2/5} \text{ ----- (7)'}$$

$$\text{where } C' = \left(\frac{4\pi \Omega \delta D_o}{5k} \right)^{-2/5} A_t^{2/5} P^{-3/5}$$

여기서 C' 은 상수만을 포함하는 항이다. 이 식은 P 의 변형량 의존성을 대변하는 m 값을 포함하고 있으므로 변형량에 따른 deviation을 보정해줄 수 있을 것으로 사료되며, 따라서 모든 소성 변형량 범위의 실험조건에 대해서 합리적인 수명예측이 가능할 것으로 생각된다.

제 4 장. 실험방법

4-1. 시편 준비

본 연구에 사용된 재료는 AISI 304 스테인리스강과 증기 터빈의 로타에 주로 사용되는 1Cr-Mo-V강으로 각각의 화학조성과 열처리과정은 Table 2에 나타나 있다.

AISI 304 스테인리스강의 경우 열처리시 시편의 변형을 방지하기 위해 시편 가공전 용체화처리를 하였으며 그 후 시효처리를 행하였는데, 그 조건 및 과정은 다음과 같다. 1373K에서 1 시간 용체화처리한 후 수냉하여 입계 및 입내에 석출물이 없는 오스테나이트 단상을 얻었으며, 압연방향이 피로시험시 응력이 작용하는 방향과 같도록 하여 피로 시험편을 제작하였다. 피로 시험편의 형태는 게이지 길이 8 mm, 직경 7 mm 인 봉상 형태의 평활 시험편이며 Fig. 14에 개략적으로 나타내었다. 가공된 시편을 열처리하기 전에 아세톤에 담가 약 1 분간 초음파 세척하여 유기물을 제거하였고 시편의 표면 산화를 방지하기 위해서 진공로를 사용하여 열처리하였다. 고온에서 장시간 실험도중 발생할 수 있는 결정립의 성장 및 입계 탄화물의 석출과 같은 조직의 불안정성을 배제하기 위해서 실험온도(823K~898K) 보다 다소 높은 1033K에서 50 시간 시효처리 후 즉시 수냉하였다. 열처리 완료 후 시편 표면에 생긴 얇은 산화막 및 수명에 영향을 주는 기계 가공 흠 및 연마 흠과 같은 표면 조도 효과[56]를 배제하기 위해 #220-1500 emery paper로 매번 응력 축에 수직 및 수평 방향으로 연마하여 경면을 얻었다.

1Cr-Mo-V강의 경우 시료는 실제 단조(forging)한 로타에서 길이 방향에

Table 2. Chemical compositions and heat treatments of AISI 304 stainless steel (a), and 1Cr-Mo-V steel (b) (all in wt%).

(a)

Cr	Ni	Mn	Mo	Si	P	S	C
18.2	8.3	1.5	0.2	0.5	0.02	0.016	0.077
Heat treatment							
Solution treatment : 1373K/1hr --> water quenching							
Aging treatment : 1033K/50hr --> water quenching							

(b)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Ti	Co	W	Nb
0.272	0.278	0.710	0.0162	0.0068	0.534	1.189	1.263	0.265	0.004	0.015	0.012	0.012
Heat treatment												
Austenitizing : 1241K/26hr --> forced air cooling												
Tempering : 948K/37hr --> 643K/forced air cooling --> air cooling												

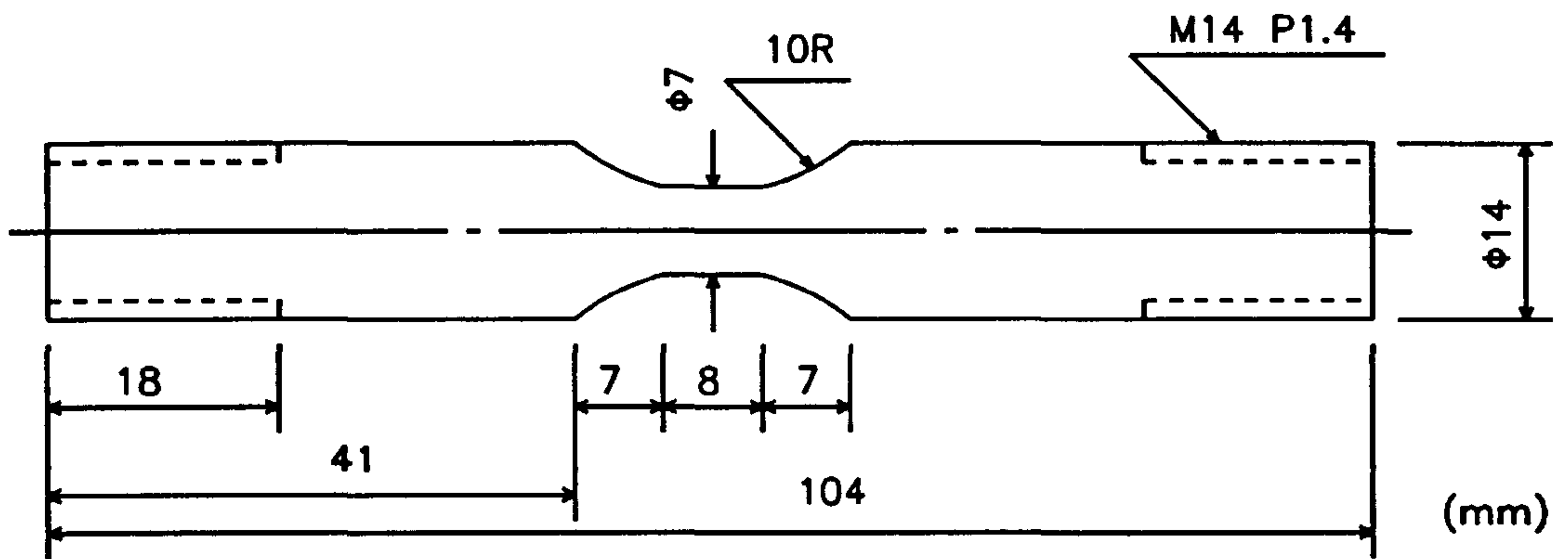


Fig. 14. Creep-fatigue test specimen.

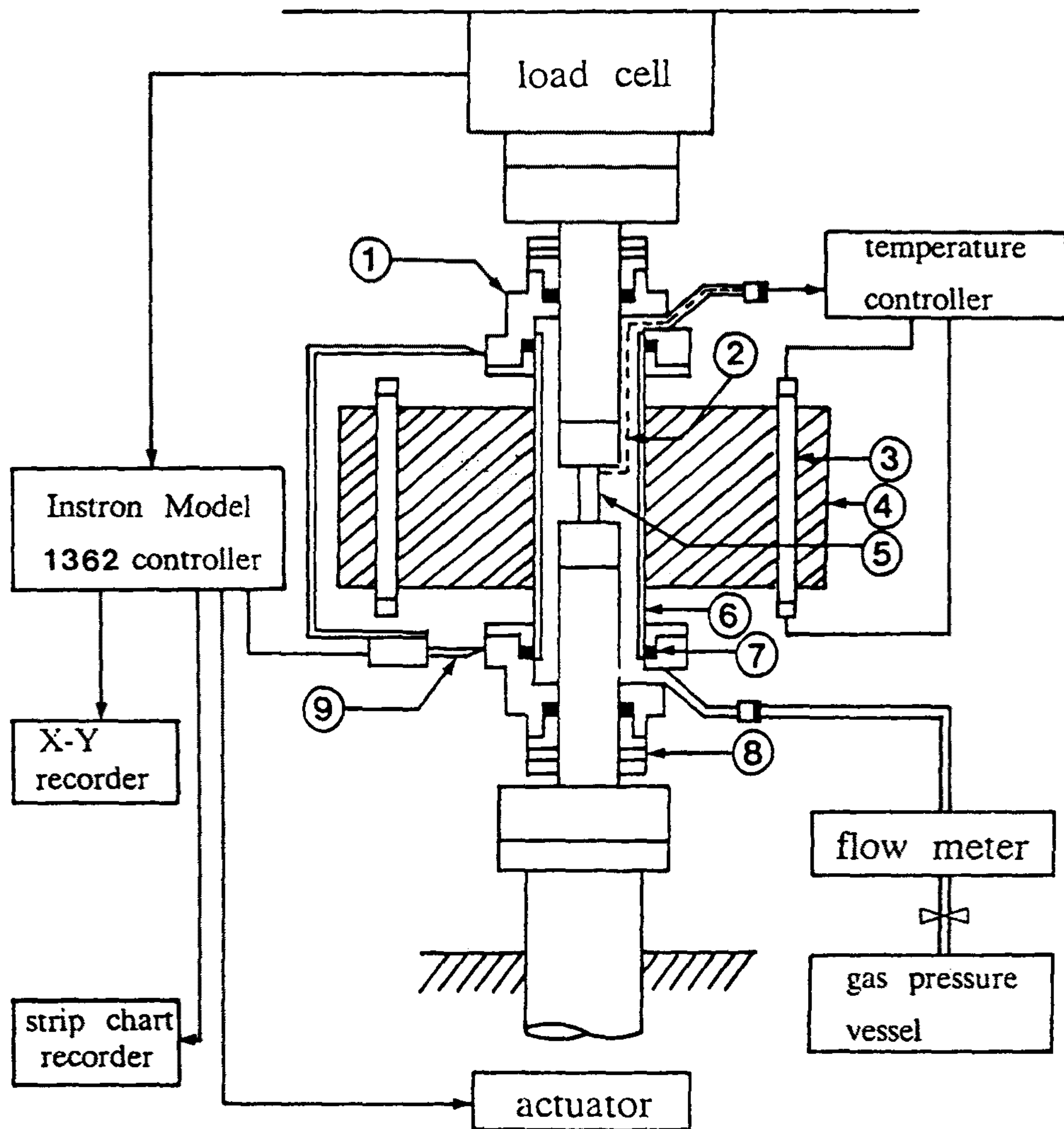
수직인 방향으로 채취하였고 시편은 로타의 radial-방향으로 시편을 기계가공하였으며 실험에 들어가기 전에 역시 #220에서 #2000까지의 연마지를 사용하여 시편의 길이방향으로 연마하였다.

4-2. 시험 장치

본 실험은 10 ton 용량의 electro-mechanically driven closed loop 의 INSTRON Model 1362를 사용하였으며, 고온 실험을 위한 가열장치와 분위기 유지를 위한 장치를 자체 제작, 부착시켜 실험을 행하였다. Fig. 15에 본 실험 장치의 개략도를 나타내었다.

실험온도는 반사로(2-point radiation furnace)를 사용하여 유지하였고, 온도 조절 및 측정은 시편 shoulder 부위에 K-type인 chromel-alumel 열전대를 직접 spot 용접하여 조절하였으며, 게이지 길이 내의 온도 편차는 실험전 온도보정을 통하여 $\pm 2.5K$ 이내로 균일한 온도를 얻었다. 시편을 가열하기 전에 자체 제작한 분위기 chamber에 고순도 Argon 기체(99.998%)를 충분히 채워 시편의 산화를 최대한 방지하였고, grip과 분위기 chamber 등 system이 열적 안정을 이룰 수 있도록 가열 시작 후 1 시간 이상 경과한 다음 피로시험을 실시하였다. 그리고 측정된 변위 및 하중의 변화를 Soltec X-Y recoder, Strip chart recorder 및 PCL-812 Enhanced Multi-Lab Card가 장착된 computer로 기록하였고, 또한 매 cycle당 hysteresis loop energy의 변화를 computer로 기록하여 이를 비교 분석하였다.

고온에서 변형제어 저주기 피로시험을 위한 변형량 제어 및 측정은 extensometer를 개조하여 분위기 chamber 바깥인 시편 shoulder 부위의 변형



- | | | |
|------------------------|---------------------|-----------------|
| 1) Environment Chamber | 2) Thermocouple | 3) Heating Lamp |
| 4) Infrared Furnace | 5) Specimen | 6) Quartz Tube |
| 7) O-Ring | 8) Screw for Fixing | 9) Strain Gauge |

Fig. 15. The schematic drawing of the fatigue test system.

량으로 조절하였다.

4-3. 크립-피로 시험

AISI 304 스테인리스강과 1Cr-Mo-V강에 대하여 피로 특성을 고찰하고 제안된 수명예측식의 타당성을 검증하기 위해 다음과 같은 조건에서 총 변형량 제어 저주기 피로 실험을 행하였다.

분 위 기 : Ar 가스 (99.99%)

온 도 : 823, 873, 898K (304 스테인리스강)

상온, 700K, 823K (1Cr-Mo-V강)

변형 범위 : $\pm 1.0 \sim \pm 2.5\%$

파 형 : Push-Pull 삼각파

변형 속도 : $4 \times 10^{-3}/\text{sec}$

인장유지시간 : 10분, 30분, 60분 (304 스테인리스강)

유지시간 가하지 않은 연속피로실험 (1Cr-Mo-V강)

이상의 실험 조건하에서 실험을 행한 후 모든 data의 해석은 $N_{cr}/2$ 에서의 응력-변위 이력곡선(hysteresis loop)을 이용하였다. Data 분석조건으로는 재료의 응력거동이 불안정해지고 유효수명이 다하였다고 생각되는 Rie 등[57]의 임계 피로수명(N_{cr})의 개념이 합리적이라 생각하여 이를 이용하였다. 이는 본 연구의 관심 대상인 수명예측식에서는 크립-피로 상호작용시 재료내에서 cavitation area가 임계값에 도달하면 파단에 이른다고 가정하고 있으므로, 인장 최대응력이 급격하게 감소하기 시작하여 재료내의 손상이 임계값에 도달

함을 나타내는 임계수명이 그 취지에 적합하다고 생각되기 때문이다.

4-4. 미세조직 및 파면관찰

4-4-1. 광학 현미경(OM) 관찰

광학 현미경을 사용하여 재료의 미세조직, 결정립 크기 및 균열의 전파 양상등을 관찰하기 위해 mount한 시편을 미세한 산화 알루미늄 분말 0.05 μm 의 크기까지 기계적인 연마를 행한 후 etching시켰다. 부식방법은 304스테인리스강의 경우는 60% HNO_3 + 40% H_2O 용액을 사용하여 전해 etching시켰는데 음극으로 304L 스테인리스강 시편을 이용하였고 전류밀도는 20-30mA/cm²로 하여 10-20초간 유지 시켰다. 1Cr-Mo-V강의 경우는 picral산(4%picric acid + 96%알콜 + 소량 sodiumtridecyl benzene sulfonate + drops of HCl)를 etching용액으로 하여 etching한 후 관찰하였다.

4-4-2. 주사 전자 현미경(SEM) 관찰

주사 전자 현미경을 사용하여 균열길이, 균열모양, 파단양상 및 striation spacing등을 관찰하였다. 파단양상은 N_f 에서 실험을 중단한 후 액체질소(77 K)에서 5분 정도 유지시킨 후 저온 충격 파단시켜 파단면을 관찰하였다.

4-4-3. 투과 전자 현미경(TEM) 관찰

재료 내부의 전위 구조, 탄화물 분포 및 종류를 관찰하기 위해 연속 및 인장유지로 최종 파단 직전까지 피로 실험된 시편으로 TEM 및 EDAX 관찰을 하였다. 시편의 표점부분에서 시료를 얻은 후 두께가 약 $60\mu\text{m}$ 정도가 될 때까지 기계연마하고 5% perchloric + 95% acetic산의 전해액을 사용하여 50V 및 5°C 의 조건에서 twin jet 연마법으로 박막을 얻어 TEM으로 관찰하였다.

4-4-4. 미소 경도 측정

1Cr-Mo-V강에 대하여 피로 균열선단의 유동 응력 분포를 조사하기 위하여 미소 경도 측정을 하였다. 상온 및 823K에서 각각 총변형량이 $\pm 2.0\%$ 인 피로 실험을 행한 시편을 응력축에 수직하게 metallographic sectioning 후 광학 현미경 관찰의 경우와 동일한 방법으로 연마하였다. 인접한 indent의 영향을 받지 않도록 하기 위해 indent간의 거리를 indent 크기의 최소 4배로 유지하였다. 경도 측정은 하중 10g의 Vickers 경도계를 사용하였으며 균열선단으로부터 균열진전 방향에 대해 약 $\pm 45^{\circ}$ 방향으로 측정하였다.

제 5 장. 결과 및 고찰

5-1. AISI 304 스테인리스강의 결과 및 고찰

5-1-1. 크립-피로 실험 결과

본 연구에 사용된 AISI 304 스테인리스강의 최종 열처리가 끝난 시편에 대한 미세조직적 특성은 Fig. 16에 나타낸 바와같이 결정립 크기가 약 $50\mu m$ 인 등방성이며 입계에는 거의 연속적으로 형성된 석출물이 존재함을 관찰하였다. 이 석출물의 종류는 오스테나이트계 스테인리스강에서 흔히 관찰되는 FCC 구조를 갖는 Cr-rich $M_{23}C_6$ 형 탄화물임이 전자 회절 패턴(SADP)으로부터 확인되었다.

Figure 17은 총 변형량 $\pm 2.0\%$, 인장 유지시간 10분을 부여한 경우 cycle 진행에 따른 인장 최대응력의 변화를 나타낸 것으로, 실험온도가 증가할수록 인장 포화응력은 감소하는 경향이며 각 조건에서 모두 오스테나이트계 스테인리스강에서 전형적으로 나타나는 초기 반복경화 현상을 보이며 이후 응력이 거의 일정한 값에 포화되었다가 임계수명 이후에 급격한 감소 현상이 관찰된다. 임계수명 이후의 5~6 cycle 동안에 나타나는 급격한 응력 감소 양상은 크립-피로 파단 기구 해석의 중요한 단서로서 이는 크립-피로시 수명이 피로균열의 점진적인 진전에 의한 것 보다는 cavity가 입계에 생성, 성장되는 과정이 수명 전체를 지배하고 결국 피로 말기에 이들 cavity의 연결에 의한 불안정 파단이 발생되기 때문[58]인 것으로 생각된다. 이러한 입계 cavity의 생성과 성장 여부를 알아보기 위해 $N_{cr}/3$, $2N_{cr}/3$ 그리고 N_{cr} 에서 실험을 중단하고 액

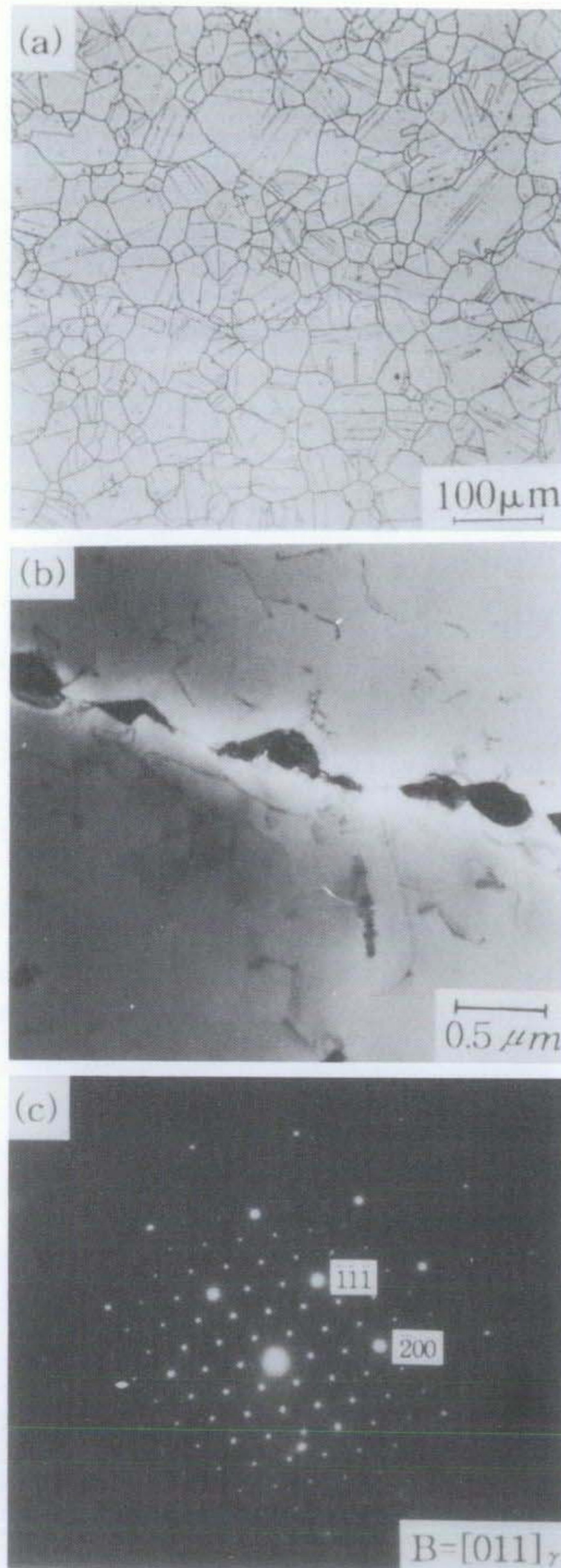


Fig. 16. (a) Optical micrograph showing grain morphology (b) TEM micrograph showing grain boundary carbides morphology (c) SADP of grain boundary carbide in AISI 304 stainless steel.

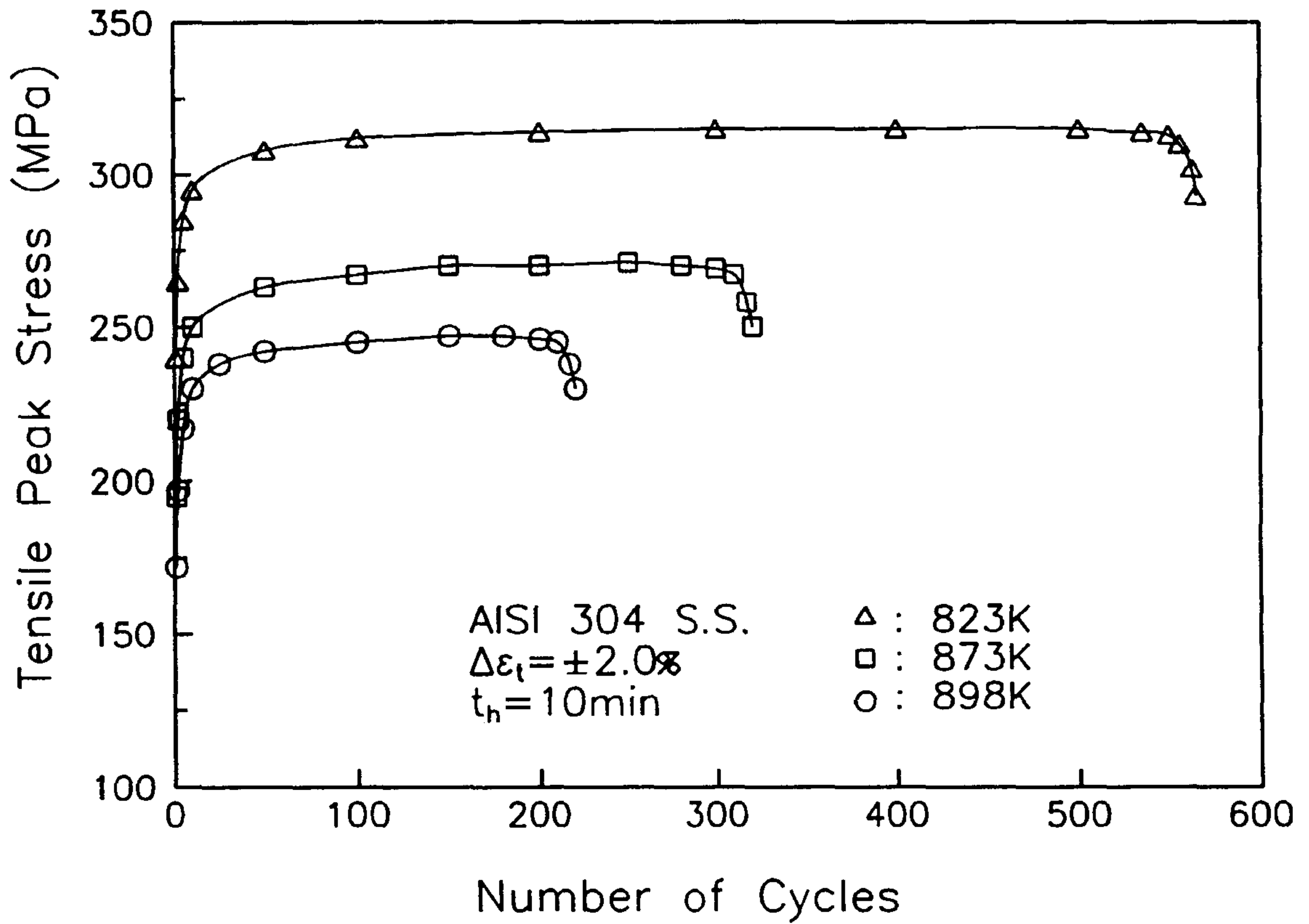


Fig. 17. Variation of tensile peak stress with cycle for AISI 304 stainless steel ($\Delta \epsilon_t = \pm 2.0\%$, $t_h = 10 \text{ min}$).

체질소 온도에서 충격파단 시킨 후 충격파단면을 SEM으로 관찰한 결과를 Fig. 18에 나타내었다. 일반적으로 cavity가 응력축에 수직인 입계에서 형성됨을 고려하여 얻은 것인데, 사진에서 알 수 있듯이 cycle 진행에 따라 cavity가 연속적으로 생성, 성장되며 입계수명에 도달하면 충분히 성장한 cavity가 거의 합체에 이르고 있음을 관찰할 수 있다. 이는 본 연구에서 이용한 수명예측 모델의 타당성을 입증해주는 것으로 cavity에 의한 손상만을 고려한 점을 뒷받침해줄 수 있는 근거이다.

이상에서 설명한 특징을 보이는 재료를 이용하여 행한 크립-피로 실험 결과를 정리하여 Table 3에 나타내었다. 본 연구에서 제안한 수정된 수명예측식의 실험변수에 대한 적용성을 검토하기 위해 변형량 범위, 인장 유지시간 그리고 온도의 변화에 대한 결과를 얻었다. 그 결과는 지금까지 보고된 바 [59,60]와 일치하는 것으로 변형량 범위가 증가할수록, 유지시간이 길어질수록, 실험 온도가 높을수록 크립-피로 수명은 감소하였다.

지금까지는 본 연구에서 얻은 실험결과에 대해 논하였다. 한편 제 3 장에서 제안한 바 있는 수정된 수명예측식을 검증하기 위해 여러 타 연구자들의 실험 결과도 이용하였는데 아래에서 이 결과들에 대한 정리와 특징에 대해 언급하고자 한다. 본 연구에 이용된 크립-피로 실험 결과 중 Brinkman 등의 AISI 316[49], Ermi 등의 304[50] 그리고 Jaske 등의 Incoloy 800[51] 스테인리스강에 대한 결과는 Table 4에 정리하여 나타낸 바와 같이 대체적으로 여러 변형량 범위, 인장 유지시간 및 온도 등에 대한 자료를 포함하고 있으므로 본 연구에서 수정된 수명예측식을 검증하기에 적합하다고 판단되어 인용하였다.

Brinkman 등[49]은 AISI 316 스테인리스강(Fe-17Cr-12Ni-2.5Mo-0.06C)에 대해 크립-피로 실험을 행하여 Table 5에 제시된 것과 같은 결과를 얻었다. 이러한 결과를 선형 손상 누적 법칙(linear damage summation rule)에 적

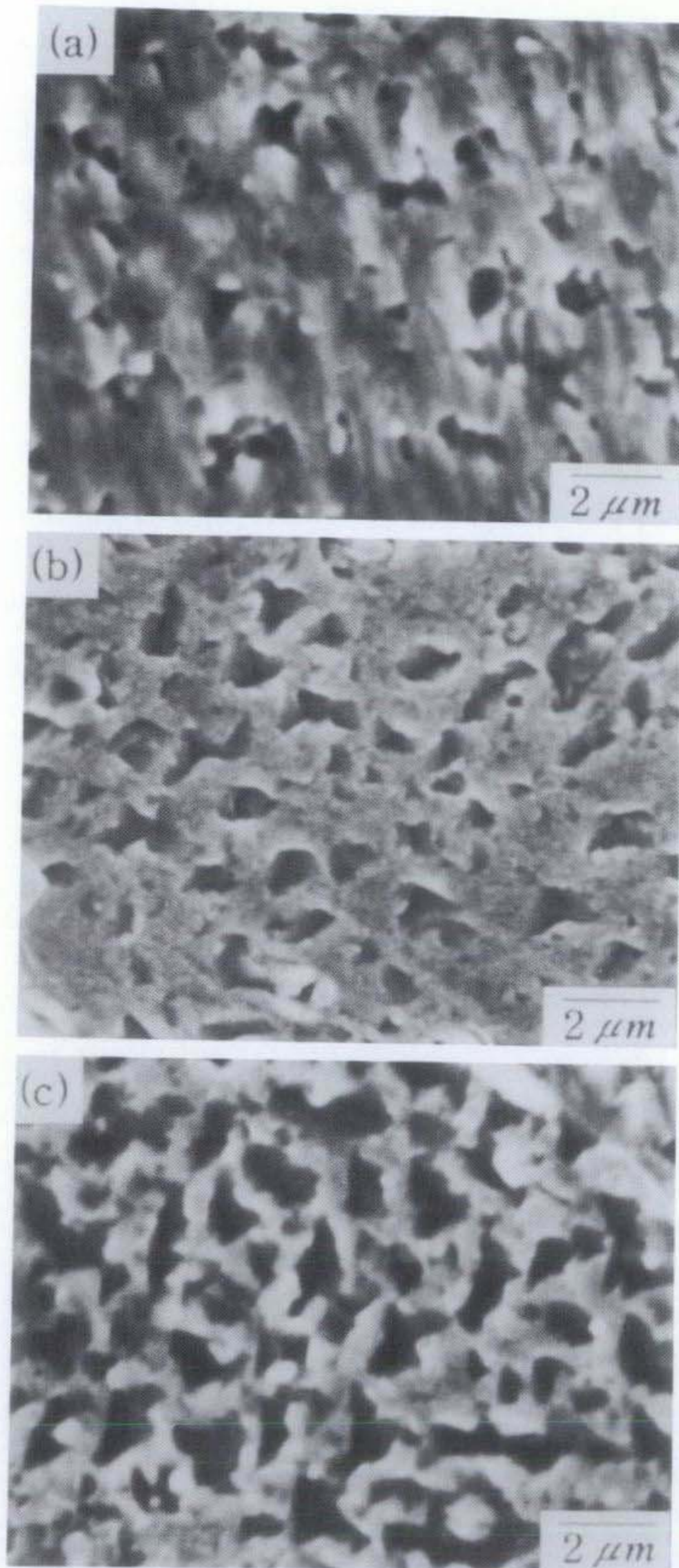


Fig. 18. SEM micrographs showing the cavities on the grain boundary fractured by impact at LNT after creep-fatigue test in AISI 304 stainless steel (873K, $\Delta \epsilon_t = \pm 2.0\%$, $t_h = 10\text{min}$) ;
(a) $N_{cr}/3$ (b) $2N_{cr}/3$ (c) N_{cr} .

Table 3. Creep-fatigue test data for AISI 304 stainless steel

Temp.	$\Delta \epsilon_t$ (%)	$\Delta \epsilon_p$ (%)	t_h (min)	$\int \sigma dt$ (MPa·sec)	N_{exp}
823K	±2.0	1.641	10	180040	556
	±2.0	1.688	30	566080	357
	±2.0	1.714	60	1167200	261
873K	±2.0	2.03	10	127530	310
	±1.5	1.14	10	98875	600
	±1.5	0.89	10	90955	700
	±1.0	0.63	10	81009	1100
	±2.0	2.05	30	388010	174
	±1.5	0.98	30	217100	498
	±1.0	0.68	30	208700	796
	±2.0	2.06	60	899957	140
898K	±2.0	2.226	10	101180	222
	±2.0	2.310	30	318600	145
	±2.0	2.330	60	792500	97
$Q_g=195\text{kJ/mol}[66]$					

Table 4. Summary of Creep-fatigue test condition for various materials.

Materials	Type	Temp.(K)	Strain Range(%)	Tensile Hold Time(min)	Ref.
AISI 304 S.S.	Austenitic Stainless Steel	823~898	$\pm 1.0 \sim 2.0$	10~60	this Study
AISI 316 S.S.		866	$\pm 0.5 \sim 2.0$	6~600	[49]
AISI 304 S.S.		866	$\pm 0.5 \sim 2.0$	1~180	[50]
Incoloy 800		811~922	$\pm 0.5 \sim 2.4$	10~300	[61]

용해 본 결과 크립과 피로손상의 선형적인 합으로는 그 거동을 정확히 설명할 수 없음을 보였다.

Ermi 등[50]은 AISI 304 스테인리스강(Fe-18.5Cr-9.6Ni-0.047C)에 대한 크립-피로 실험을 행하여 Table 6에 제시된 것과 같은 결과를 얻었다. 그들은 주로 전위구조의 특성에 대한 고찰을 시행하여 크립-피로 실험 중에 형성되는 전위 cell의 크기가 이완된 인장응력에 반비례함을 제시하였는데, 이때 얻은 응력이완 data를 본 연구에서 이용하였다. 이들이 사용한 재료의 크립-피로 수명은 인장 유지시간이 증가할수록 감소하였으며, 압축 유지시간 보다는 인장 유지시간을 가했을때 수명 감소가 많음을 보고하였다.

Jaske 등[51]은 고 Ni 함유 오스테나이트계 스테인리스강인 Incoloy 800 (Fe-21.61Cr-31.41Ni-0.05C)에 대한 크립-피로 실험을 행하여 Table 7에 기록한 것과 같은 결과를 얻었다. 그 결과 이 재료의 경우도 AISI 304, 316 스테인리스강들과 마찬가지로 인장 유지시간이 수명에 가장 치명적이며 이는 입계 cavitation에 기인한다고 보고하였다.

5-1-2. 크립-피로 수명의 인장 유지시간 의존성

본절에서는 수명예측식을 응용해 크립-피로 수명과 인장 유지시간의 관계를 밝히고자 한다. 지금까지 많은 연구자들이 크립-피로 상호작용에 대한 연구를 수행하며 그 손상기구 고찰 및 수명예측 모델 정립 등을 위해 노력하고 있지만 대부분의 연구 결과는 인장 유지시간의 증가에 따른 수명의 감소를 정량적으로 나타내지 못하고 있으며 단순히 정성적으로 지수함수적인 감소를 서술하고 있는 실정이다. 그러나 본 연구에서 적용한 Hong-Nam의 수명예측식은 이러한 관계를 얻을 수 있는 가능성을 내포하고 있기에 이에 대한 고찰

Table 5. Creep-fatigue test data for AISI 316 stainless steel tested at 593°C.

$\Delta \epsilon_t$ (%)	$\Delta \epsilon_p$ (%)	t_h (min)	$\int \sigma dt$ (MPa·sec)	N_{exp}
±2.0	1.641	6	134011	71
±2.0	1.623	6	131282	115
±1.99	1.641	30	619147	57
±2.0	1.621	30	576966	64
±2.0	1.741	60	1063870	43
±2.0	1.691	309.6	4620900	25
±2.0	1.755	600	8514160	15
±1.0	0.602	6	101683	393
±1.0	0.592	6	114032	438
±0.98	0.655	30	523763	221
±1.0	0.727	300	3998340	84
±0.5	0.164	6	83430.5	1985
±0.5	0.209	30	390828	1050
$Q_g=187\text{kJ/mol}[66]$				

Table 6. Creep-fatigue test data for AISI 304 stainless steel tested at 593°C[50].

$\Delta \epsilon_t$ (%)	$\Delta \epsilon_p$ (%)	t_h (min)	$\int \sigma dt$ (MPa · sec)	N_{exp}
±2.05	1.68	1	15674.6	398
±1.98	1.66	60	777846	112
±2.02	1.74	180	2164900	63
±1.00	0.70	1	13228.4	1748
±1.00	0.72	10	117107	706
±0.99	0.72	60	671346	338
±1.02	0.76	180	1871670	170
±0.50	0.29	1	9820.1	10406
±0.55	0.34	60	487171	1253
$Q_g=195\text{kJ/mol}[66]$				

Table 7. Creep-fatigue test data for Incoloy800 stainless steel[61]

Temp.	$\Delta \epsilon_t$ (%)	$\Delta \epsilon_p$ (%)	t_h (min)	$\int \sigma dt$ (MPa·sec)	N_{exp}
811K	±2.26	1.59	10	222367	464
	±2.24	1.71	10	205410	412
	±0.53	0.19	10	186168	5400
	±2.39	1.80	60	1738230	202
	±2.38	1.82	60	1430840	205
	±2.38	1.90	300	8096740	66
922K	±2.00	1.55	10	129837	128
	±0.54	0.29	10	137777	980
	±0.54	0.34	10	137114	850
	±2.39	1.98	60	1010240	49
	±2.43	2.01	60	869830	50
	±0.53	0.38	60	584115	310
	±2.37	1.96	300	4262140	40
$Q_g=179.9\text{kJ/mol}$ [66]					

을 시도하였다.

우선 제 3 장에서 지적한 바와 같이 Hong-Nam의 수명예측식은 변형량 범위의 변화에 대해서만 예측수명의 deviation 현상을 보인다. 그러나 본질에서 얻고자 하는 인장 유지시간과 수명의 관계는 일정한 변형량 범위 조건, 즉 변형량 범위의 변화가 없는 경우이므로 아래와 같은 Hong-Nam의 수명예측식을 그대로 이용하였다.

$$N_{cr} = C \Delta \varepsilon_p^{-3/5} \left\{ \frac{\exp(-Q_g/RT) \int_0^t \sigma(t) dt}{T} \right\}^{-2/5} \quad (7)$$

위의 식(7)을 인장 유지시간에 의존하는 항만을 고려하여 다시 재배열하면 다음과 같은 단순한 식을 얻을 수 있다.

$$N_{cr} = C' \left\{ \Delta \varepsilon_p^{3/2} \int_0^t \sigma(t) dt \right\}^{-0.4} \quad (20)$$

식(20)에서 유지시간과 크립-피로 수명의 관계를 얻기 위해서는 오른쪽 항의 유지시간 의존성을 알아야 한다. 그러나 유지시간 동안에 일어나는 응력이완 현상, 즉 시간에 따른 응력의 지수 함수적인 감소를 고려하면[62] 수명예측식(7)에서의 적분항은 error function type이 되기 때문에 식(20)의 오른쪽 항에 대한 유지시간 의존성을 수학적으로 해석하기는 곤란하다. 따라서 그 의존성은 실험적으로 얻은 값들을 이용하였다. 실험적으로 얻은 소성변형량 범위와 응력이완 곡선의 면적으로 부터 얻은 적분값을 이용하여 식(20)의 오른쪽항과 인장 유지시간의 관계에 대해 나타낸 것이 Fig. 19이다. Figure 19에서 사용한 값들은 본 연구에서 얻은 AISI 304와 316L[63] 스테인리스 강에 대한 타 연구

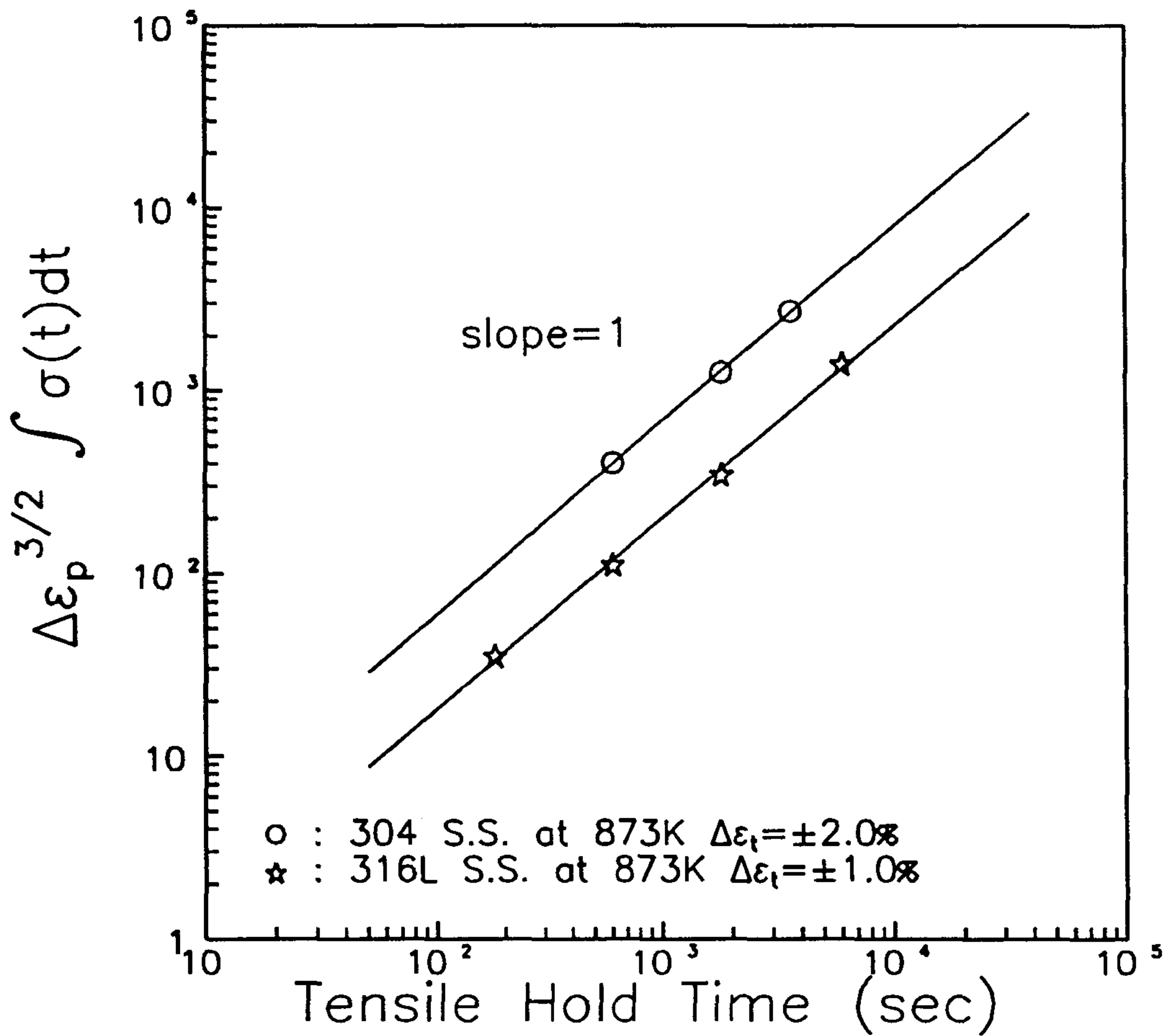


Fig. 19. Relationship between the tensile hold time and plastic strain range modified by integration of stress relaxation term.

자들의 실험결과로서 그림에서 알 수 있듯이 두항은 서로 직선적인 관계를 잘 만족하는데 이들의 관계는 다음과 같이 쓸 수 있다.

$$\Delta \varepsilon_p^{3/2} \int_0^t \sigma(t) dt \propto t_h^1 \quad (21)$$

식(21)를 식(20)에 대입하여 정리하면 최종적으로 다음과 같은 관계식을 얻을 수 있다.

$$N_{cr} = const \cdot t_h^{-0.4} \quad (22)$$

식(15)는 인장 유지시간과 크립-피로 수명 간에 지수가 -0.4인 power-law type의 관계가 만족됨을 보여주는 단순화된 식으로, 입계 cavity가 주된 손상인 경우에 적용하는 것이 합리적인 적용범위이다. 따라서 이와 같이 이론적으로 전개된 식의 유효성을 검토하기 위해 여러 실험결과를 이용해 검증하였다.

위에서 전개된 식의 유효성에 대한 검토는 수명예측식의 유도시에 도입된 개념에 합당한 범위내에서 이루어져야 한다. 즉, 오스테나이트계 스테인리스 강과 같이 크립-피로시 입계 cavity 손상이 지배적인 경우이며 약 1~5분 이상의 유지시간이 가해져 입계 cavity-dominated failure가 일어나는 경우를 그 적용범위로 설정하였다.

5-1-3. 수정 제안한 수명예측식의 검증

본절에서는 제 3 장에서 수정 제안한 수명예측식의 타당성을 본 연구와 타 연구자에 의해 얻어진 실험결과를 이용해 검토하였다. 그 과정은 먼저

Hong-Nam의 수명예측식(식(7))을 이용하여 얻은 예측수명을 실험수명과 비교하여 예측수명의 deviation 여부를 확인하고, 이로부터 cavity nucleation factor, P의 소성 변형량 의존성을 검토한 후 최종적으로 아래와 같이 수정 제안된 수명예측식(식(7'))의 합리성을 검증하고자 한다.

$$N_{cr} = C' \Delta \epsilon_p^{-3m/5} \left\{ \frac{\exp(-Q_g/RT) \int_0^t \sigma(t) dt}{T} \right\}^{-2/5} \quad (7')$$

Figure 20은 AISI 304 스테인리스강에 대한 식(7)을 이용해 계산한 예측수명과 실험수명을 비교하여 나타낸 것으로 이때 P 값을 계산하기 위해 적용한 실험조건은 변형량 범위 $\pm 2.0\%$, 인장 유지시간 10분, 실험온도 873K 이다. 그림에서 알 수 있듯이 앞에서 언급한 바 있는 변형량 범위에 따른 수명의 deviation 현상이 본 연구에서 행한 실험결과에서도 역시 나타나고 있다. 이러한 현상은 이미 제 3 장에서 확인된 것이지만 이의 일반성을 보다 광범위하게 검토하기 위해 타 연구자의 결과를 이용하였다. Figure 21은 Jaske 등의 Incoloy 800 강[61]에 대한 결과로 P 값을 얻기위한 실험조건은 변형량 범위 $\pm 2.38\%$, 인장 유지시간 60분, 실험온도 811K 이다. 두 결과에서도 마찬가지로 수명의 deviation이 나타나므로 이상의 결과를 종합해 볼때 Hong-Nam에 의해 제안된 수명예측식에서 온도에는 무관하지만 변형량 범위에 따른 수명의 deviation 현상은 일반적으로 나타나는 것임을 알 수 있으며 이에 대한 수정이 필수적이다.

제 3 장에서 이미 예측수명의 deviation 현상이 cavity nucleation factor, P의 소성 변형량 의존성에 기인함을 논한 바 있으며 이를 여러 실험결과에

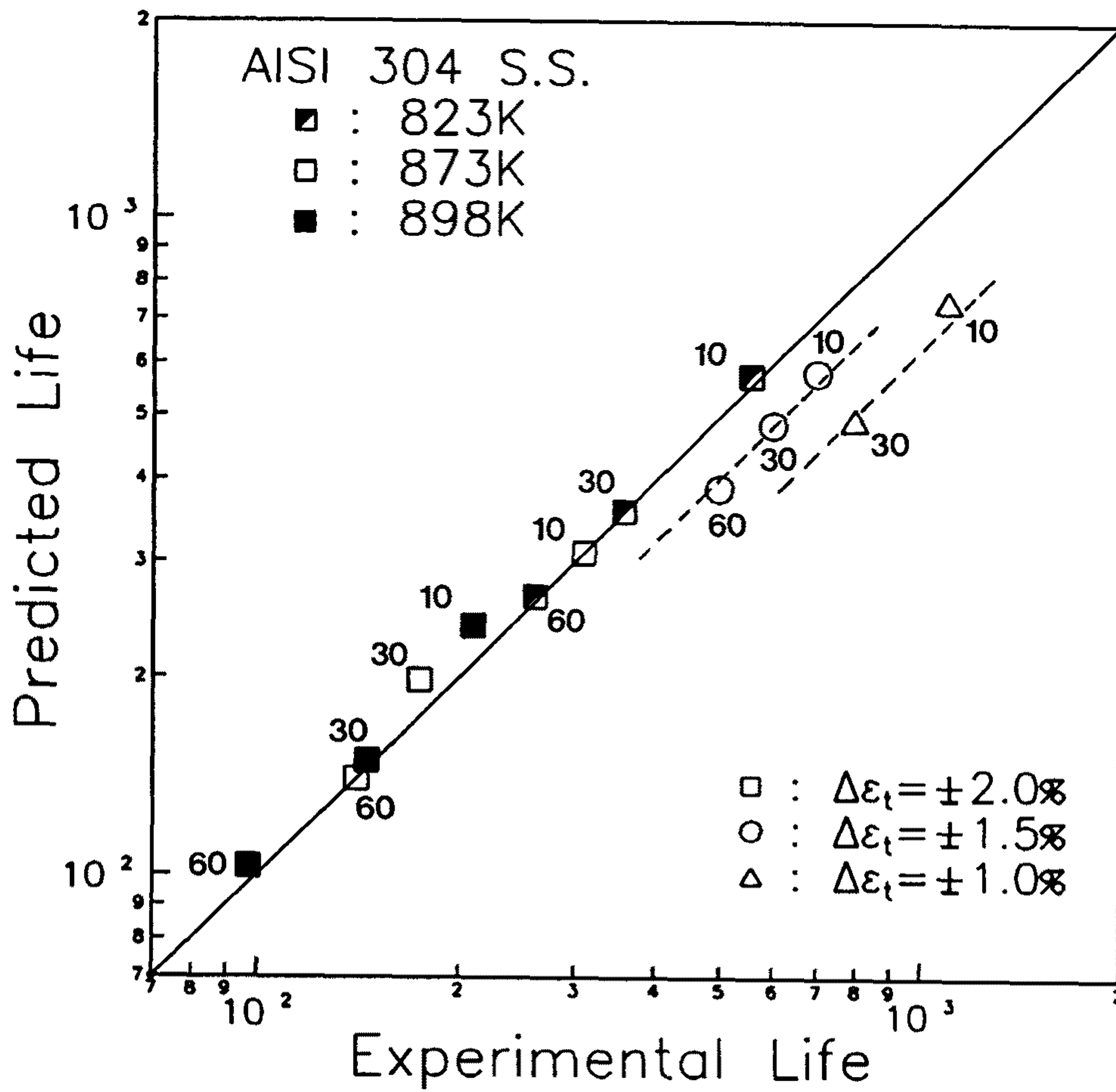


Fig. 20. Comparison between predicted lives calculated from Eq.(7) and experimental lives for AISI 304 stainless steel.

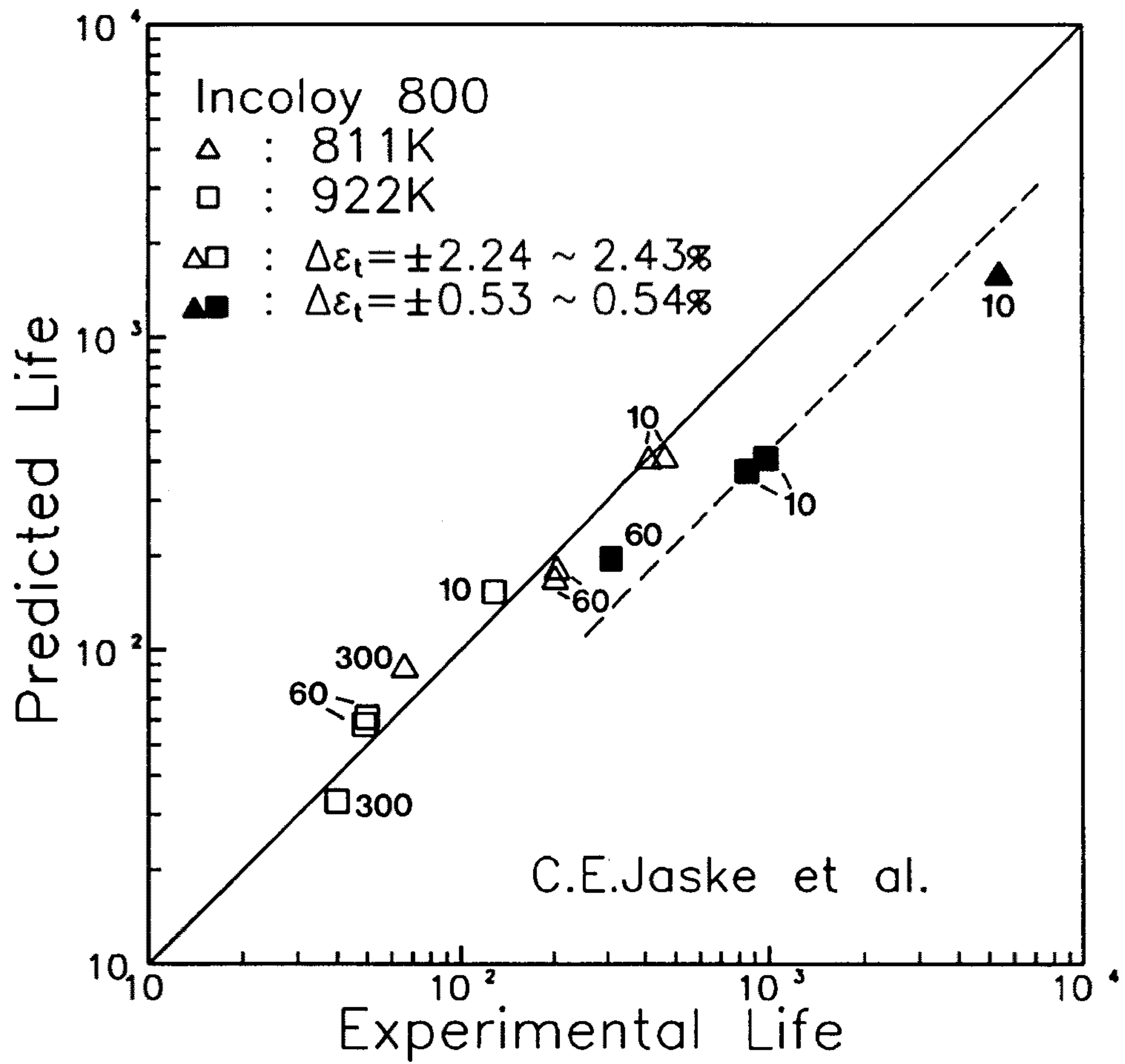


Fig. 21. Comparison between predicted lives calculated from Eq.(7) and experimental lives for Incoloy 800 stainless steel[61].

대해 확인하고자 한다. Figure 22는 Fig. 20에서 보여준 AISI 304 스테인리스강 실험결과의 모든 조건에 대해 예측수명과 실험수명이 같게 되는 P 값을 얻은 후 그 값과 소성 변형량의 관계를 나타낸 것이며, Figure 23은 Incoloy 800[61]에서의 그 관계를 보여주는 것이다. 지금까지 언급한 모든 실험결과, 즉, 본 연구에서 행한 AISI 304 강 그리고 타 연구자들의 여러 스테인리스강 [49,50,61,62]에 대한 P와 소성 변형량 관계를 종합하여 나타낸 것이 Fig. 23인데 여기서 몇가지 결론을 얻을 수 있다. 첫째가 지금까지 재료상수로 취급되어 왔던 cavity nucleation factor, P는 상수가 아니고 변형량의 함수로 표시되어야 하는 값을 발견하였으며 많은 실험결과의 분석으로 부터 이를 확인하였다. 둘째가 P는 인장 유지시간 뿐만 아니라 실험온도에는 의존하지 않는다는 사실이다. 이는 매우 중요한 사실로서 만약 실험온도에 의존하게 되면 P가 두가지 실험변수와 함수관계를 갖게 되므로 현실적인 수명예측식의 수정은 매우 곤란하게 된다. 그러나 실험온도에는 의존하지 않으므로 수정이 가능하며 Fig. 22에서 알 수 있듯이 단지 온도의 증감에 따른 소성 변형량의 변화는 전반적인 변형량의 변화 경향에 속하여 실제적으로 P의 온도 자체에 대한 의존성은 없다. 결론적으로 P는 단지 변형량 만의 함수임을 알 수 있으며 인장 유지시간이나 실험온도에는 의존하지 않음을 확인할 수 있다.

많은 실험결과를 분석하여 얻은 Fig. 24의 plot으로 부터 최종적으로 다음과 같이 제안한 식(19)의 타당성을 확신할 수 있다.

$$P = P' \Delta \varepsilon_p^{m'} \quad (19)$$

여기서 P'과 m'은 각각 Fig. 31에서 직선의 절편과 기울기를 나타내는 값으로

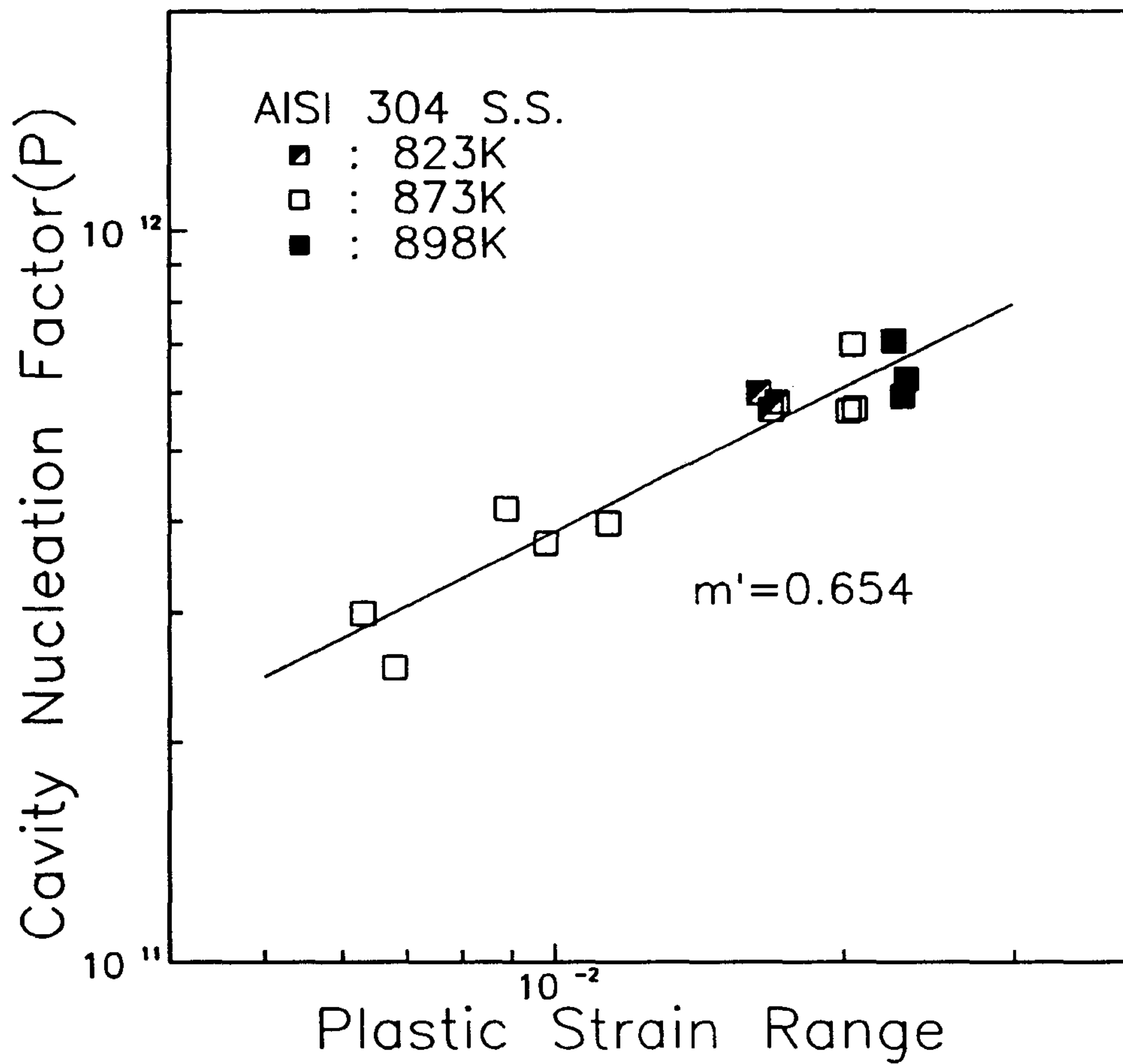


Fig. 22. Variation of the cavity nucleation factor with plastic strain range for AISI 304 stainless steel.

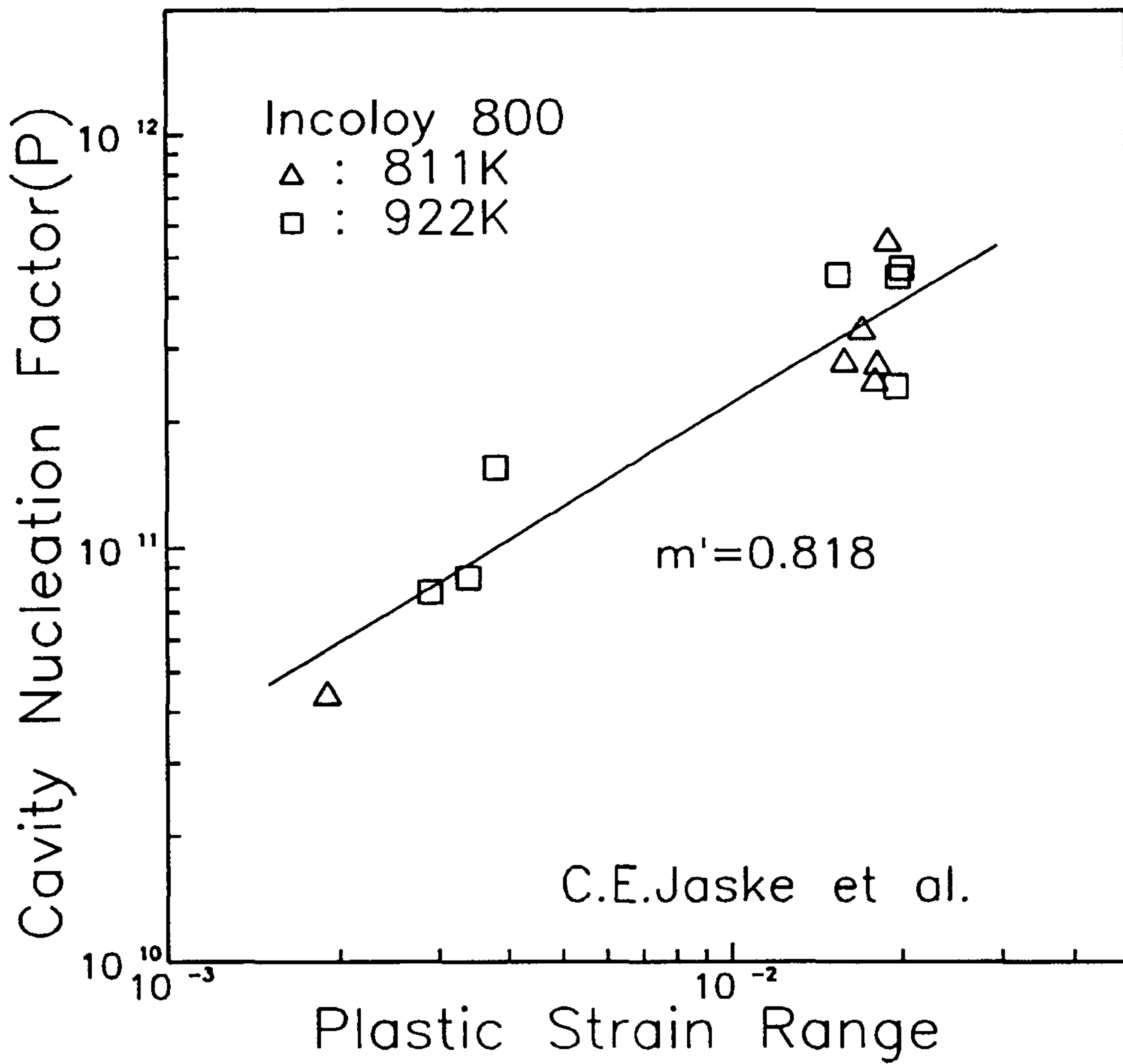


Fig. 23. Variation of the cavity nucleation factor with plastic strain range for Incoloy 800 stainless steel[61].

- (1) AISI 304 S.S. $m'=0.654$
- (2) AISI 316 S.S. $m'=1.155$ [49]
- (3) AISI 304 S.S. $m'=1.591$ [50]
- (4) Incoloy 800 $m'=0.654$ [61]

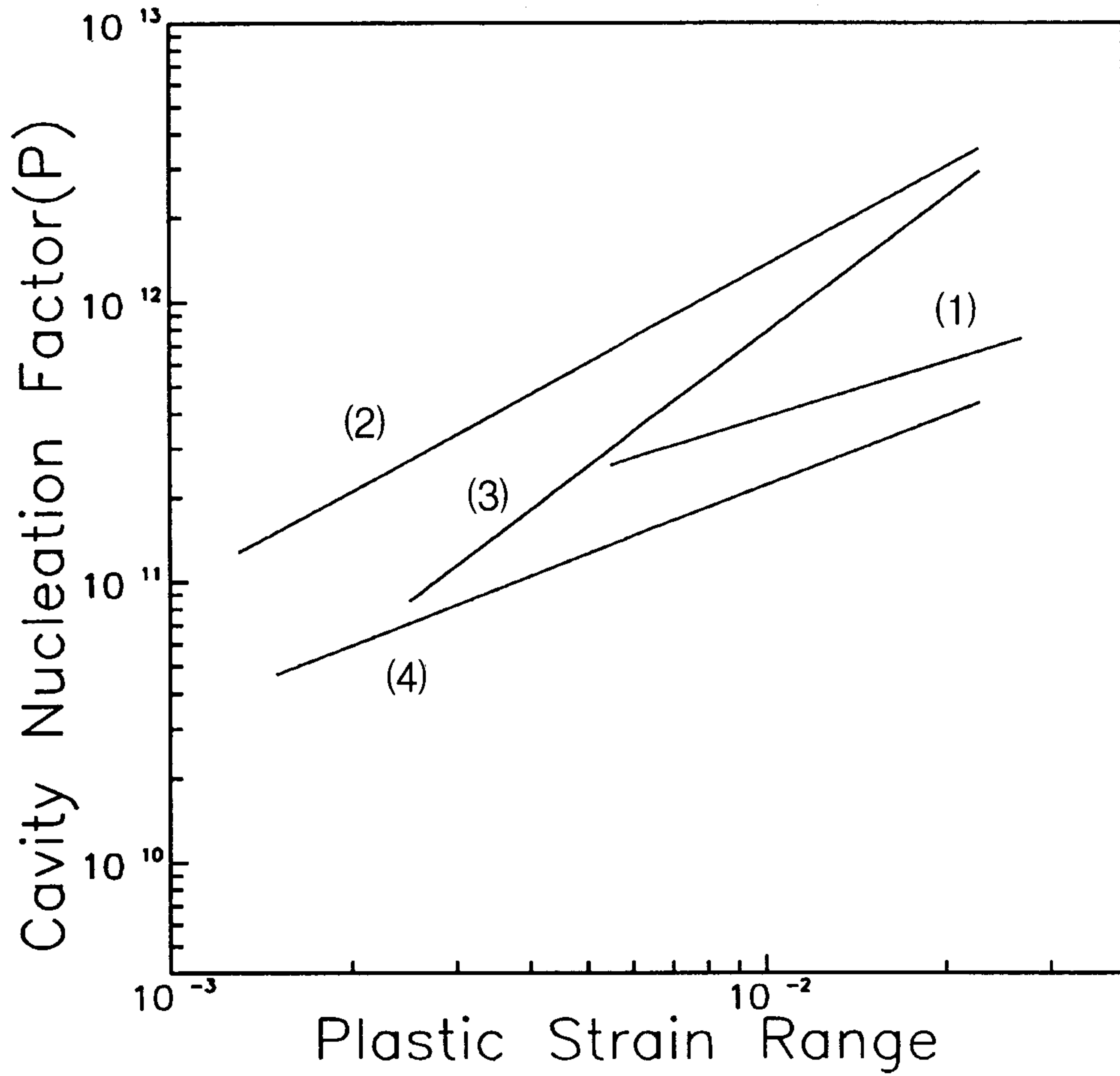


Fig. 24. Variation of the cavity nucleation factor with plastic strain range for various creep-fatigue results.

Table 8에 정리하여 보였는데, 본 연구에서는 P'을 입계 석출물의 분포와 밀접한 관계가 있는 재료상수로 규정하고 있으며 m'은 0.5~2의 범위값을 갖는 engineering constant로 취급하고 있는데 이에 대한 상세한 고찰은 다음절에서 행하였다.

위에서 언급한 P의 변형량 의존성을 고려하여 아래와 같이 수정, 제안한 수명예측식의 검증은 여러 실험결과들과 Table 8에 제시한 상수값들을 이용하였다.

$$N_{cr} = C' \Delta \epsilon_p^{-3m/5} \left\{ \frac{\exp(-Q_g/RT) \int_0^t \sigma(t) dt}{T} \right\}^{-2/5} \text{----- (7)'}$$

Figure 25~28은 본 연구에서 적용한 각각의 실험결과에 대해 수정된 수명예측식을 이용하여 계산한 예측수명과 실험수명을 비교하여 나타낸 것으로 모든 경우에 거의 정확한 합리적인 수명예측이 가능함을 보여주고 있다. 이러한 결과는 본 연구에서 제안한 수명예측식이 크립-피로 cycling 중에 도입되는 입계 cavitation 손상의 축적을 정량적으로 잘 표현하고 있으며 또한 cavity가 주된 손상인 재료에 대해 일반적으로 적용될 수 있는 식임을 의미한다.

Table 8. Summay of the calculated parameters for various materials

Material	P'	m'	Ref.
AISI 304	7.864×10^{12}	0.654	this study
AISI 316	2.738×10^{14}	1.155	[49]
AISI 304	1.176×10^{15}	1.591	[50]
Incoloy 800	9.527×10^{12}	0.818	[61]

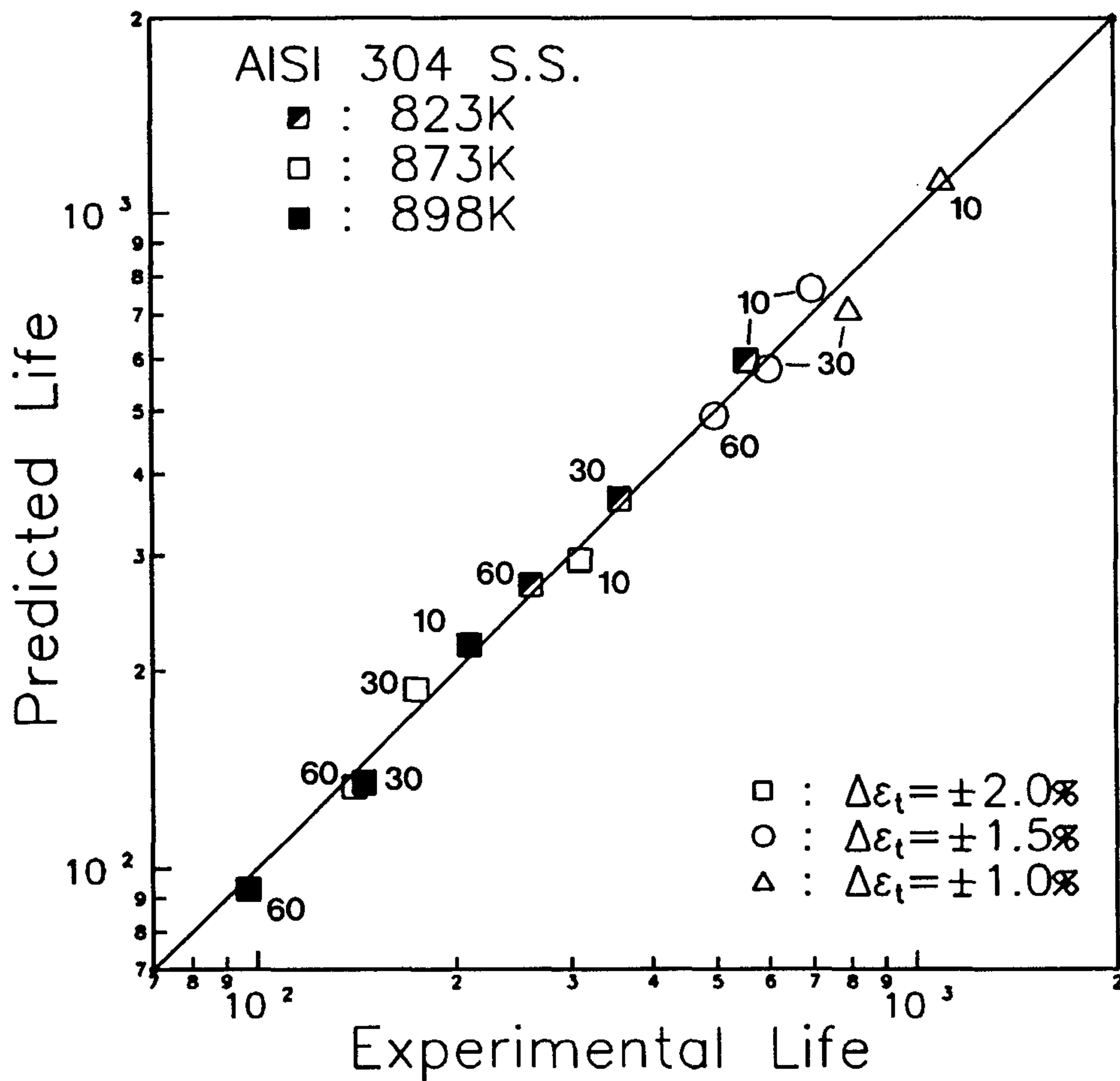


Fig. 25. Comparison between predicted lives calculated from Eq.(7)' and experimental lives for AISI 304 stainless steel.

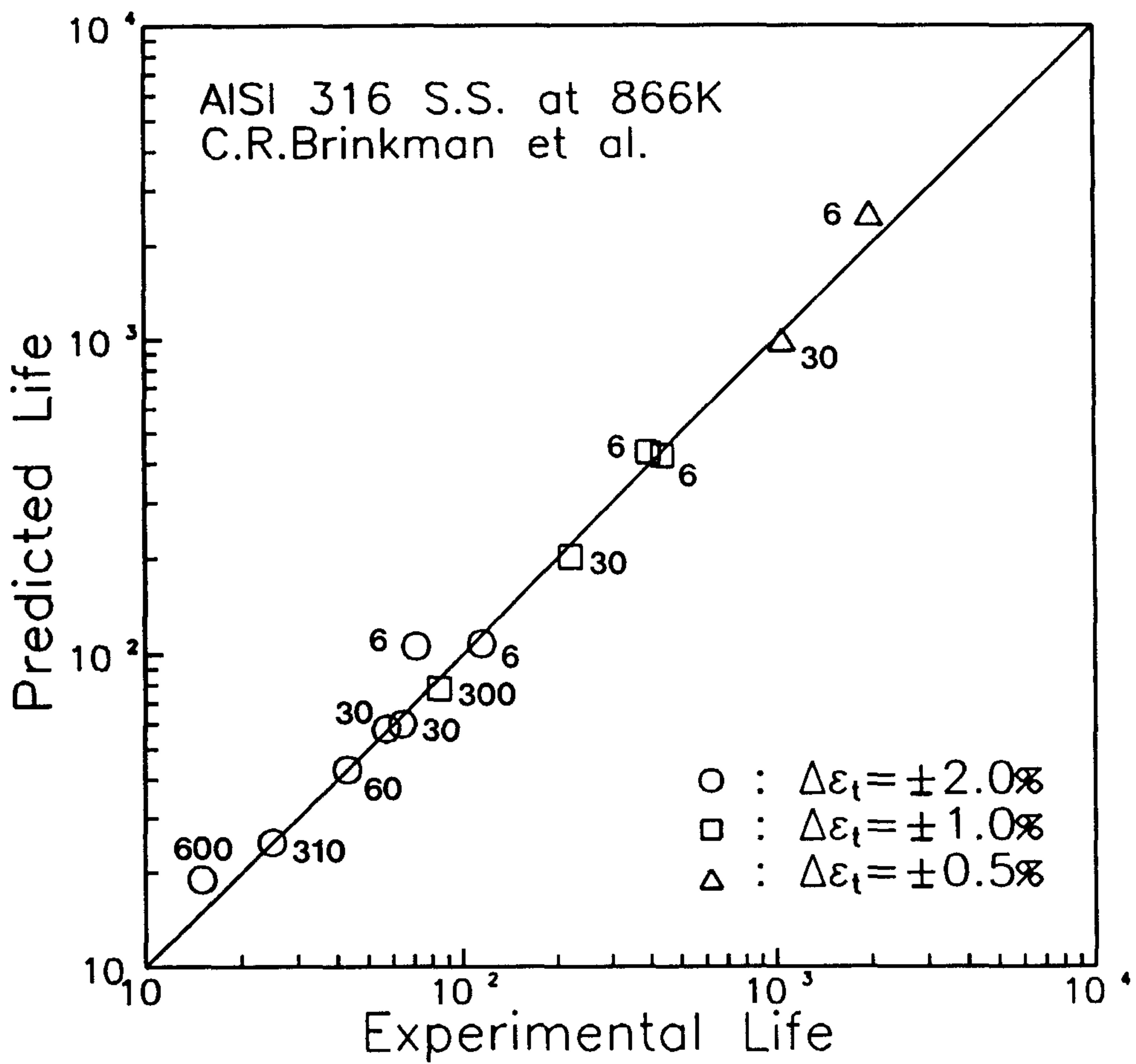


Fig. 26. Comparison between predicted lives calculated from Eq.(7)' and experimental lives for AISI 316 stainless steel[49].

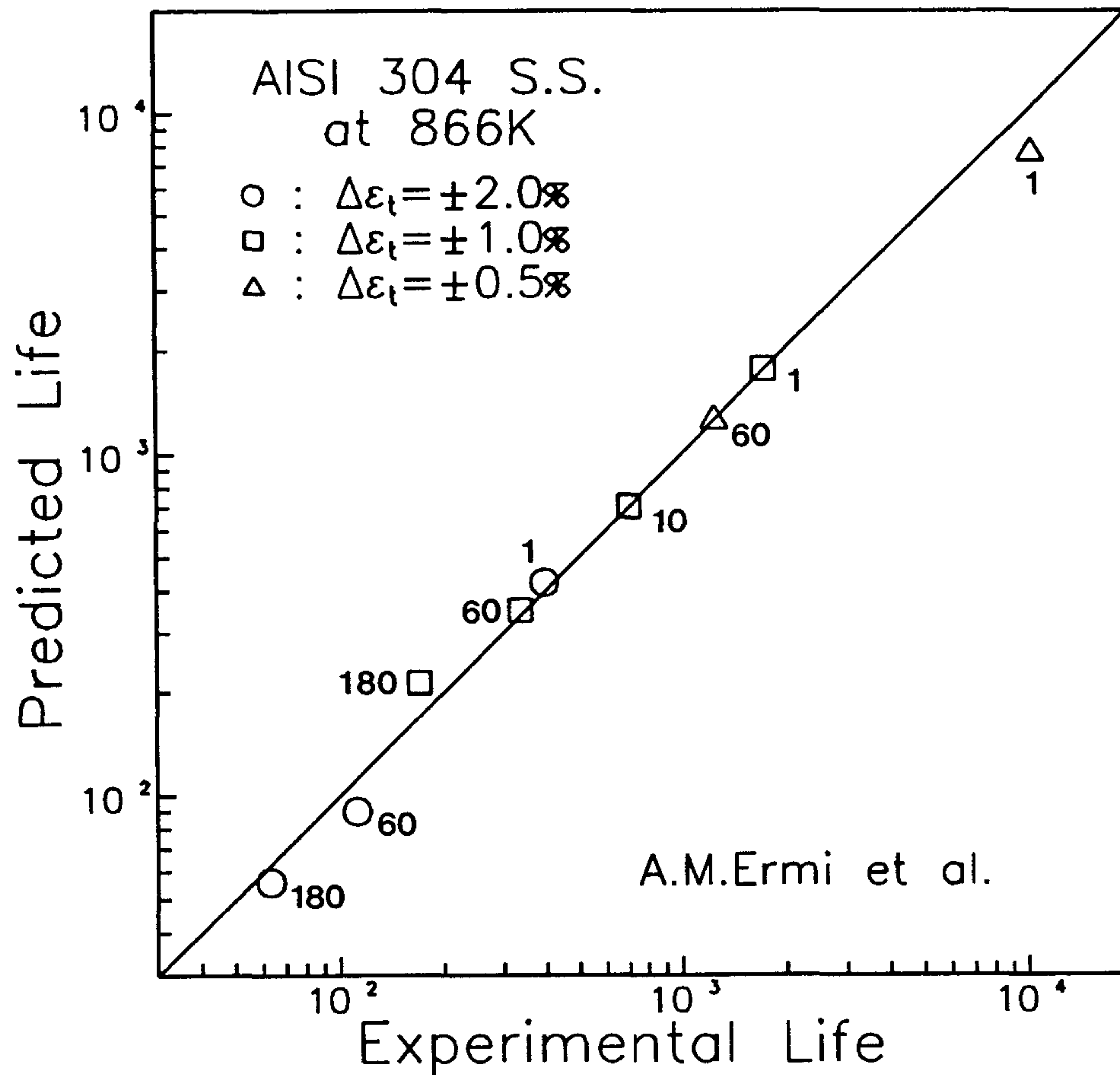


Fig. 27. Comparison between predicted lives calculated from Eq.(7)' and experimental lives for AISI 304 stainless steel[50].

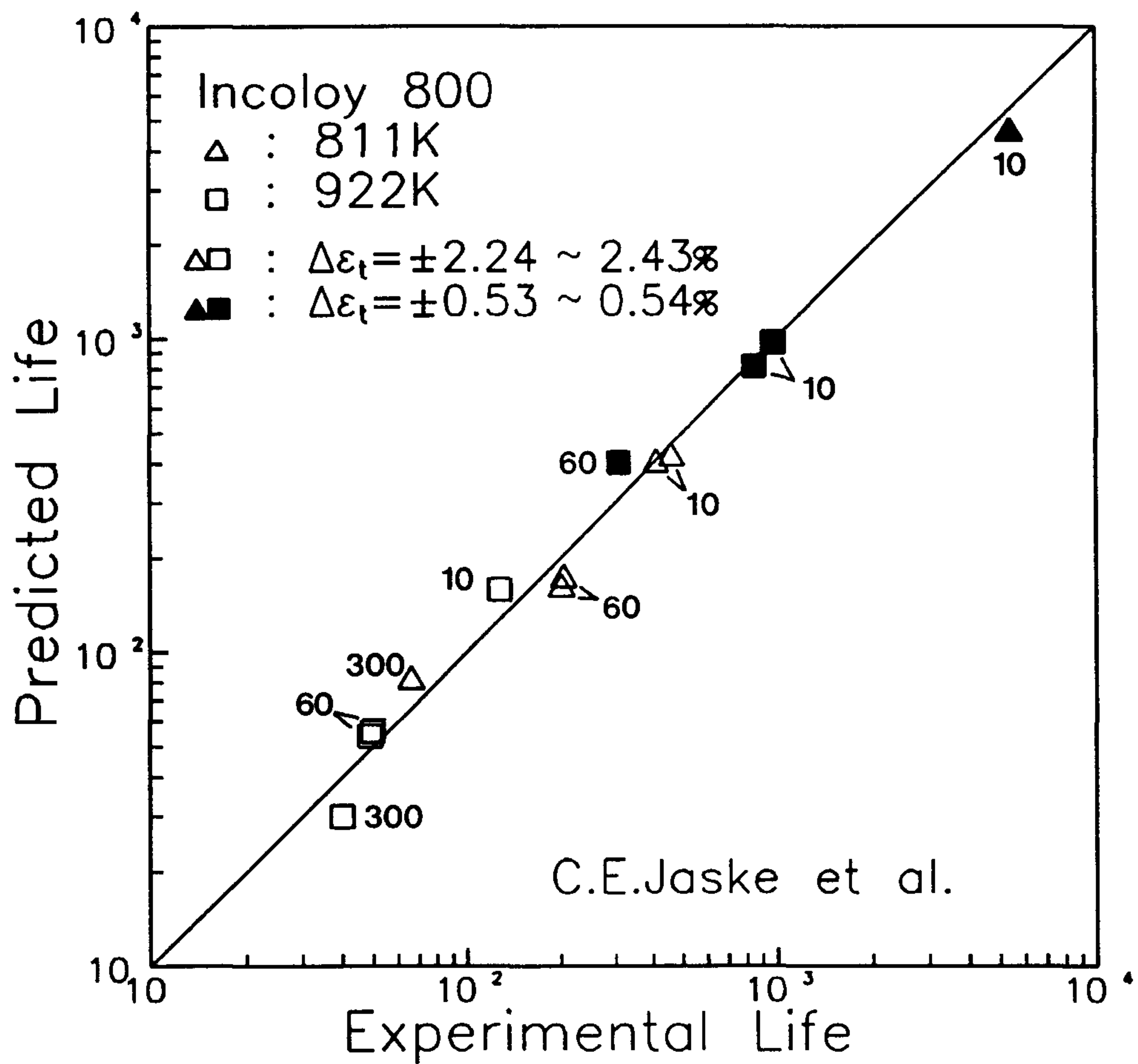


Fig. 28. Comparison between predicted lives calculated from Eq.(7)' and experimental lives for AISI 316 stainless steel[61].

5-2. 1Cr-Mo-V의 결과 및 고찰

5-2-1. 미세구조 관찰

As-received 상태의 시편의 미세조직을 광학 현미경 및 TEM으로 관찰하여 Fig. 29에 나타내었다. Fig. 29-(a)의 광학 현미경 사진을 살펴보면 탄화물들이 한 결정립내에서 일정한 방향으로 배열되어 있는 tempered upper bainite조직이며 linear intercept법으로 prior austenite결정립의 크기를 측정해 본 결과 로타의 방향성에 관계없이 일정하였으며 크기는 평균 $110\mu\text{m}$ 정도였다. 한편 미세조직을 TEM으로 관찰한 결과를 Fig. 29-(b)에 나타내었는데, 많은 탄화물들이 존재하며, 탄화물들은 일정한 방향을 유지하고 있음을 알 수 있다. 또한 본 소재에 주로 관찰되는 각 탄화물의 종류를 구분하여 Fig. 29-(c)에 나타내었는데 1은 cementite, 2는 $M_{23}C_6$, 그리고 3은 VC를 나타낸다. 로타강은 주로 upper bainite조직이 되도록 열처리 하는데, 이 조직이 사용조건하에서 마르텐사이트나 페라이트 조직보다 크립 및 피로 성질이 좋다고 보고되고 있다[63].

기지 및 입계에 존재하는 많은 탄화물들의 조성을 알아보기 위해 TEM-EDAX로 분석하였는데 Fig. 30에서 보는바와 같이 as-received상태에서는 주로 Fe-rich탄화물과 Cr-rich탄화물이 존재함을 알 수 있었다. 본 소재에서 관찰되는 주요 탄화물은 $M_3C(Fe_3C)$, $M_4C_3(MC)$, $M_{23}C_6$ 인데, MC는 V-rich탄화물로 기지에 아주 미세하고 불규칙적으로 존재하며, 전자 회절 패턴으로 분석한 결과 ring형태로 나오며 FCC구조를 가지고 있고 격자상수는 약 4.16 \AA 이다. $M_{23}C_6$ 는 Cr-rich탄화물로 주로 prior austenite결정립계에 존재하지만

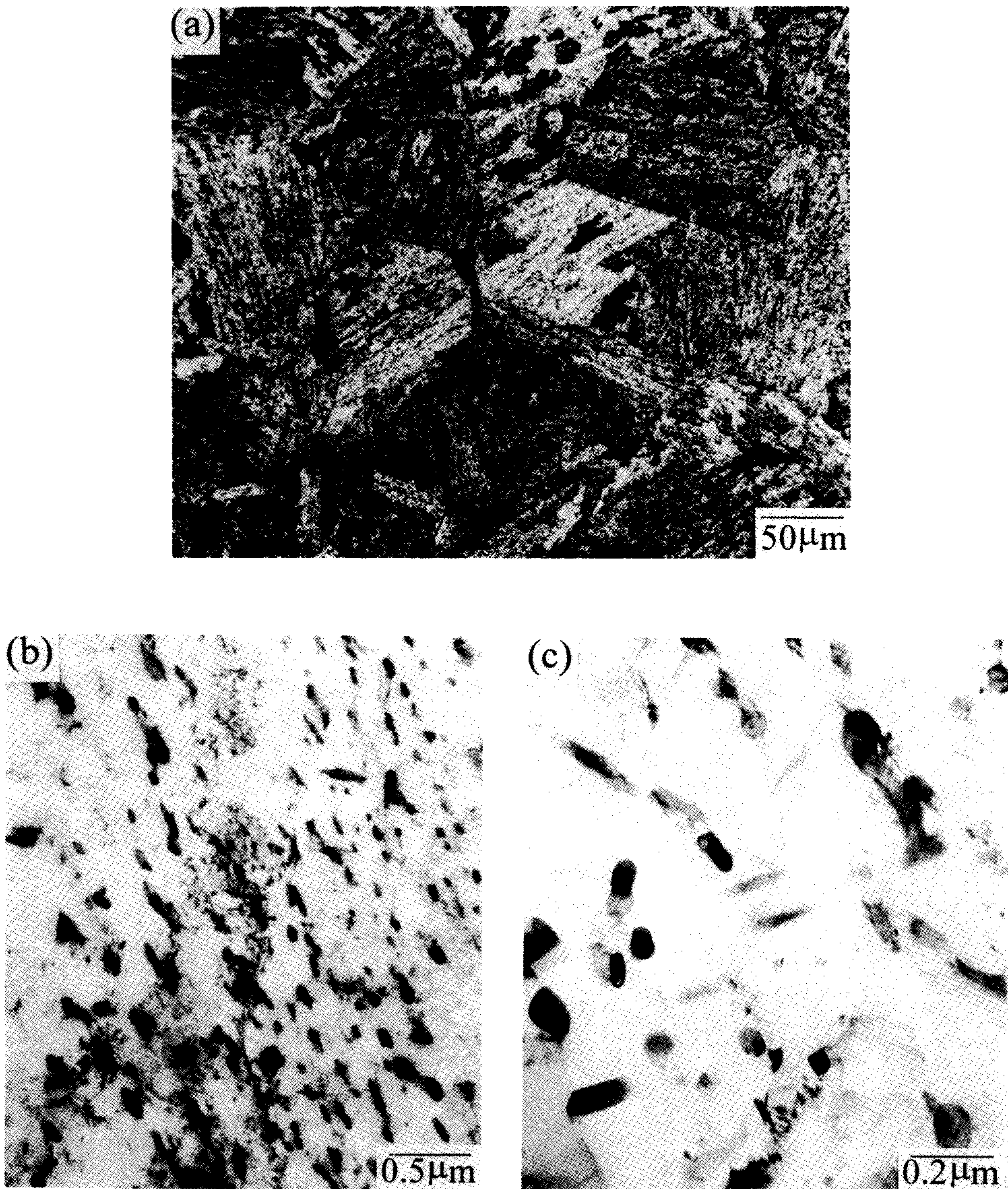


Fig. 29. Microstructure of 1Cr-Mo-V steel. (a) OM micrograph, (b) TEM micrograph, (c) TEM micrograph, 1: cementite, 2: $M_{23}C_6$, 3: VC.

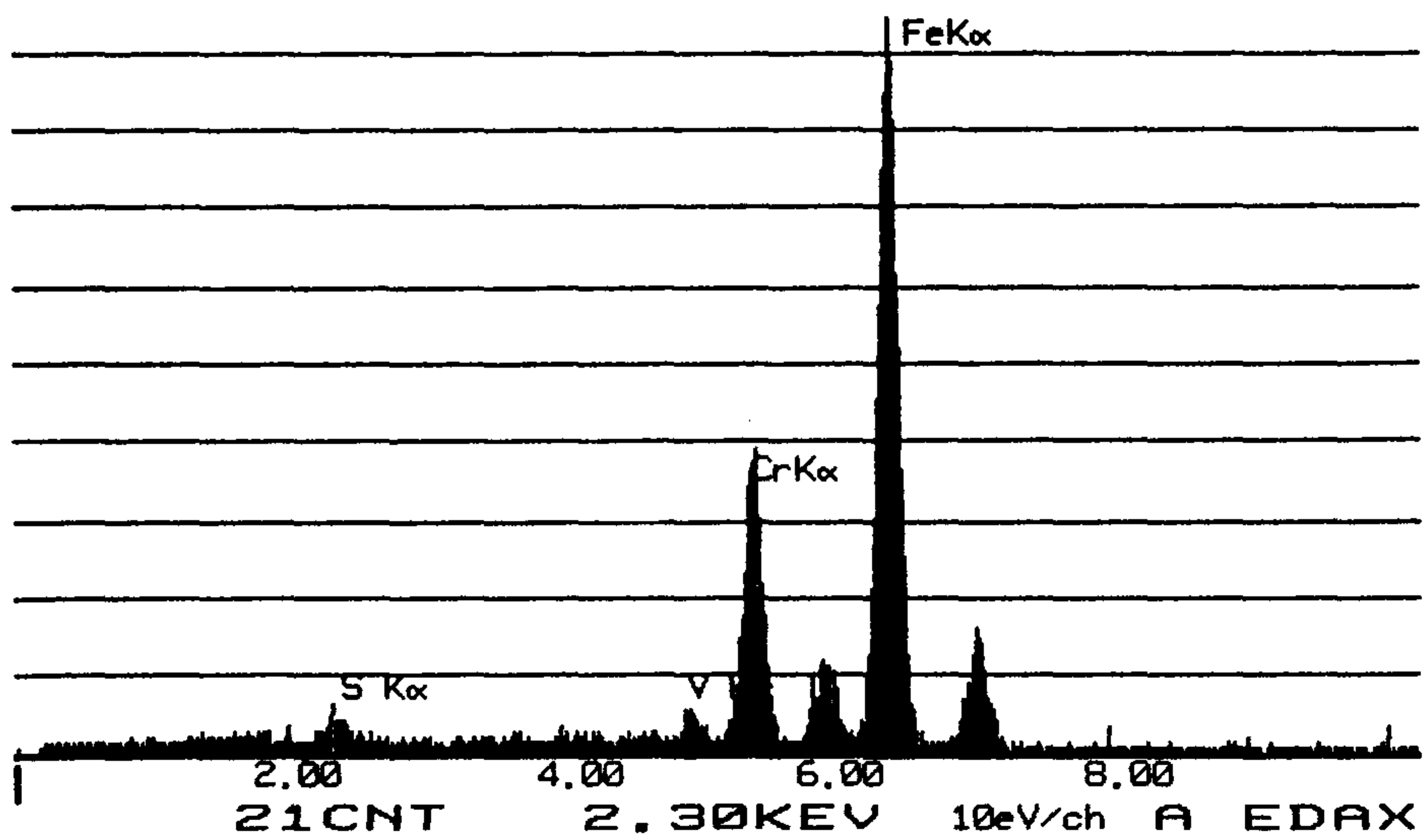
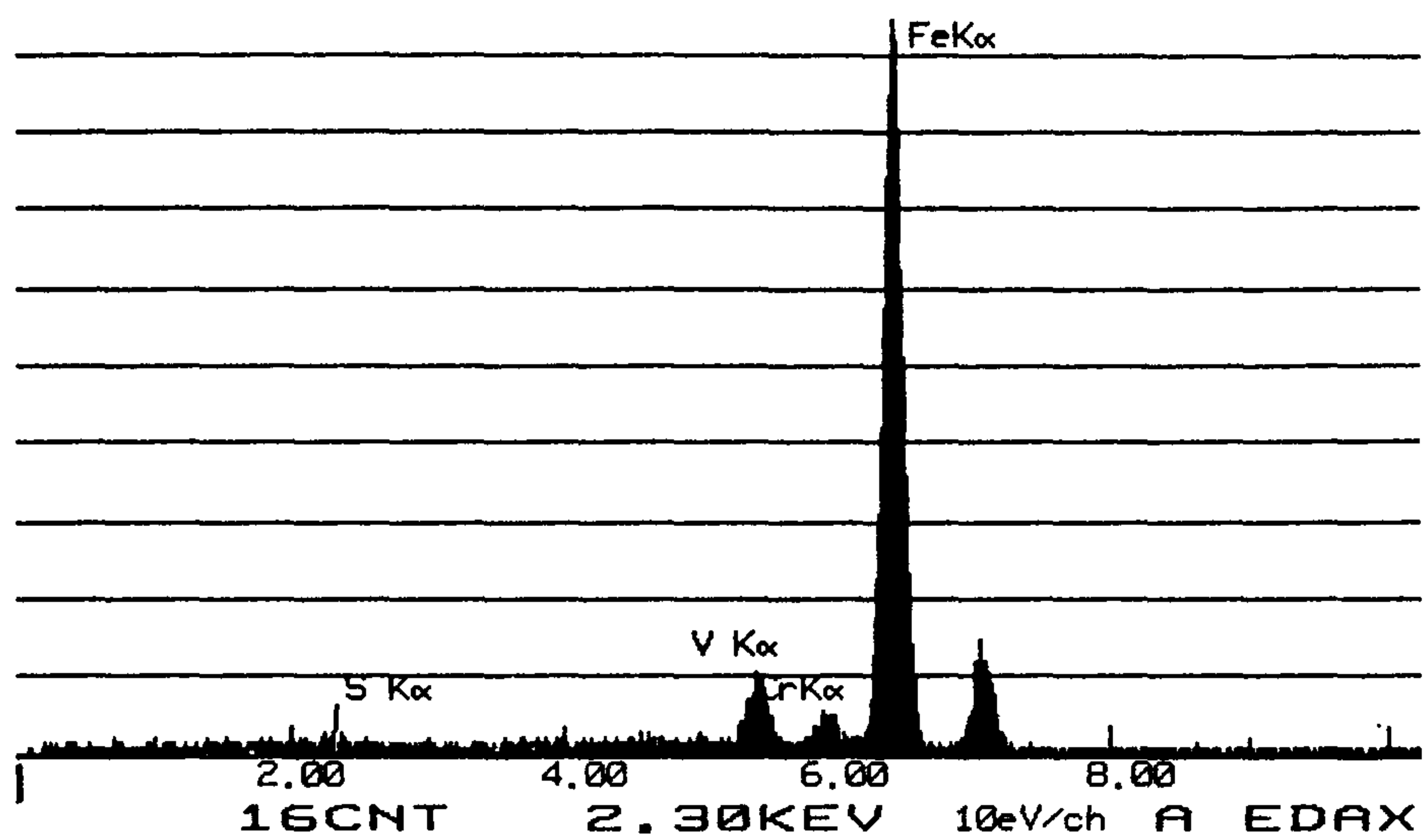


Fig. 30. TEM-EDAX analysis of as-received 1Cr-Mo-V steel.
 (a) Fe-rich carbide, (b) Cr-rich carbide.

내부에도 소량 존재하며, 모양은 불규칙적이고 크기는 약 $0.3\mu\text{m}$ 정도이며, 복잡한 cubic 구조를 가지고 격자상수는 약 10.62\AA 이다[64,65]. M_3C 는 주로 cementite로 MC와 $M_{23}C_6$ 의 중간 크기이며 기지에서 일정한 방향으로 배열되어 있으며, 대부분의 탄화물을 차지하고 orthorhombic 구조($a=4.524\text{\AA}$, $b=5.088\text{\AA}$, $c=6.714\text{\AA}$)를 가지고 있다. Fig. 29-(c)에 표시된 1Cr-Mo-V강의 각 탄화물들의 전자 회절 패턴은 Fig. 31에 나타나 있다.

Cementite 탄화물은 저탄소강에서 형성되는 탄화물중에서 가장 널리 알려져 있으며 매우 복잡한 구조를 갖고 있다. Cementite 탄화물은 unit cell내에 12개의 Fe원자와 4개의 탄소원자를 가지고 있다. 이 구조의 공간군은 Pbnm으로 보고되어 있으며 unit cell내의 원자 위치는 아래와 같다[67].

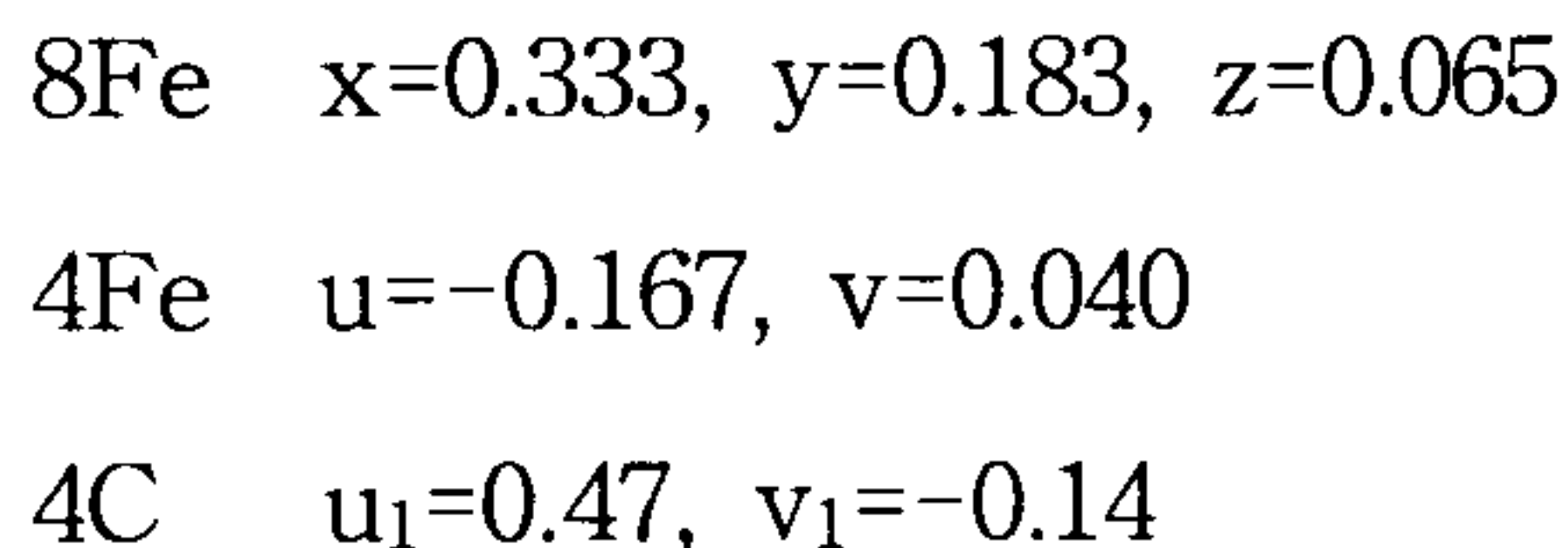


Fig. 32는 cementite상의 구조를 보여주는데 cementite의 unit cell내의 치환형 원자에 대하여 각각 1부터 12까지 번호로 표시하였다. Fig. 32-(b)와 (c) 그리고 (d)는 각각 (010)면, (100)면 그리고 (001)면에 대한 projection을 나타낸다. 치환형 원자인 Fe를 기준으로 보았을때 cementite구조는 거의 close packing 된 구조를 이루고 있으며 이는 Fe원자의 인접 원자수로부터 비교해 볼 수 있다.

5-2-2. 인장 실험 결과

재료의 기본적인 기계적 성질을 알아보기 위해 피로 시편과 동일한 모양의 시편으로 상온, 700K 및 823K에서 연속 피로와 같은 $4 \times 10^{-3}/\text{sec}$ 의 변형속

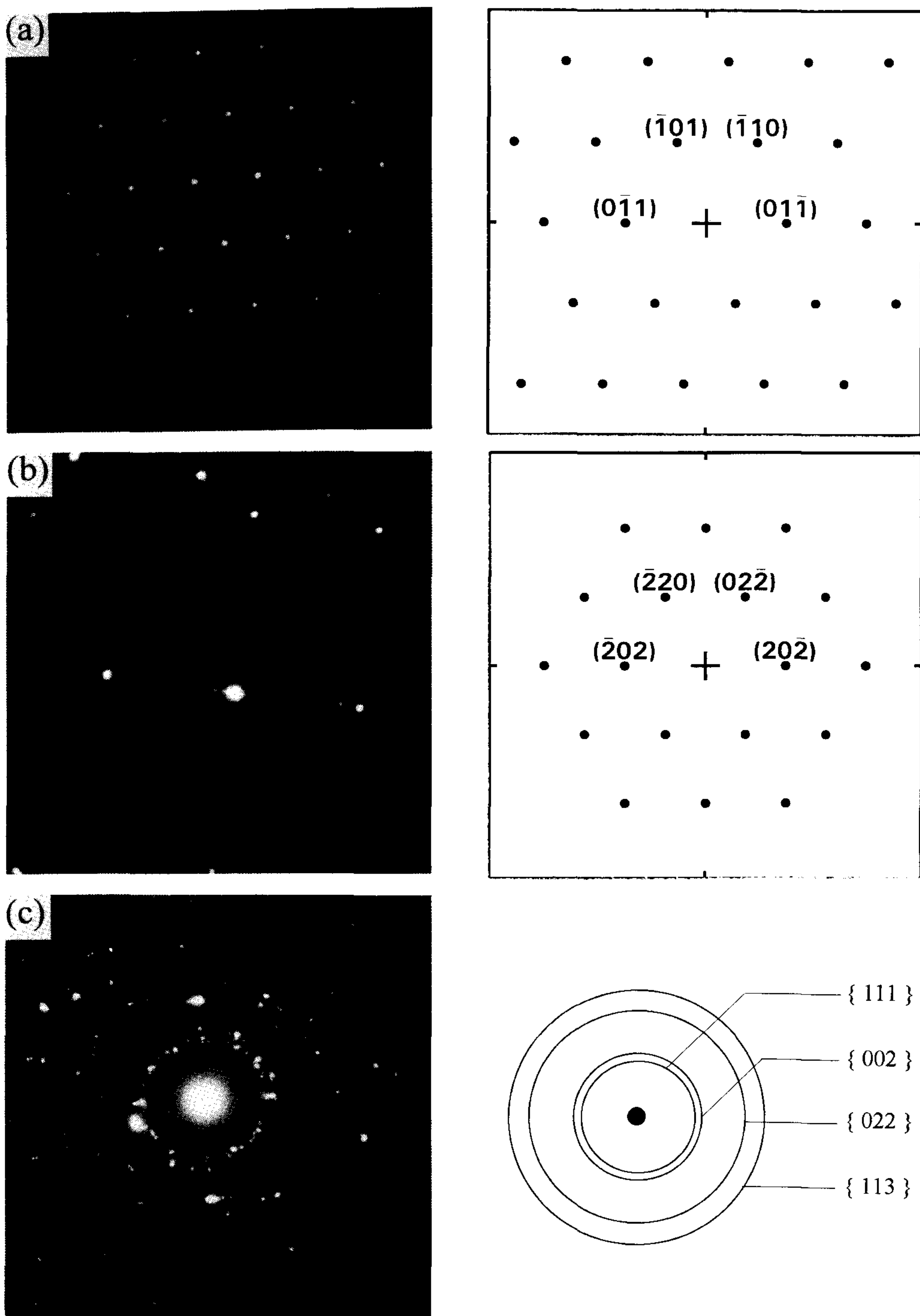


Fig. 31. Electron diffraction patterns of carbides. (a) cementite, (b) $M_{23}C_6$ carbide, (c) VC carbide.

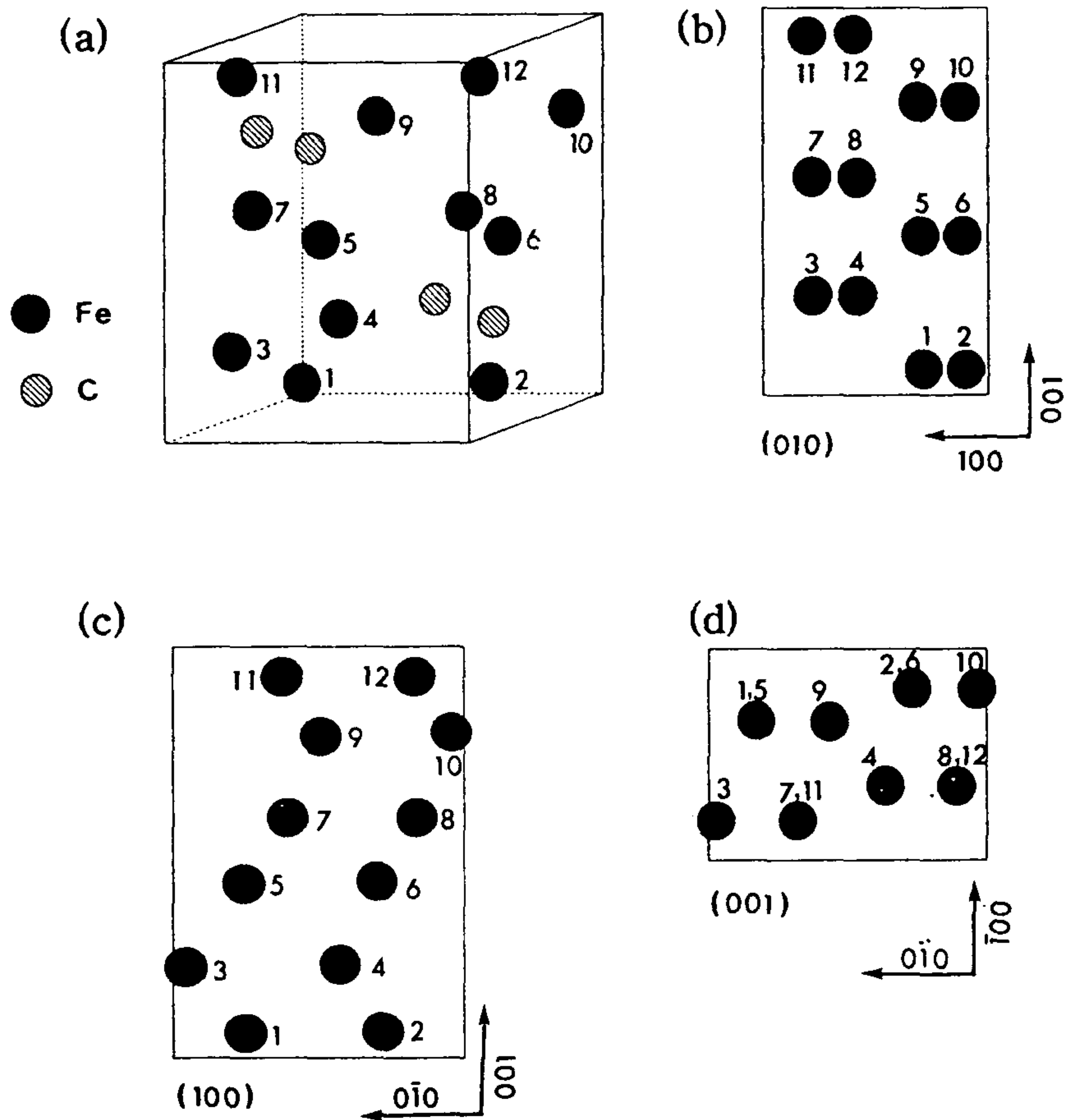


Fig. 32. The schematic diagram showing cementite structure (a), the projection on (010) plane (b), (100) plane (c) and (001) plane (d).

도로 인장실험을 하여 그 결과를 Table 9에 나타내었다. 상온에 비해 고온에서 항복강도 및 인장강도는 감소하였으며 연신율은 증가함을 알 수 있다. 또한 인장실험한 시편의 파단면을 SEM으로 관찰한 결과를 Fig. 33 나타내었는데 상온 및 823K 모두 연성과괴의 전형적인 특징인 dimple양상을 나타내며 823K에서의 dimple형상이 상온에서보다 더욱 뚜렷하고 크기가 커짐을 관찰할 수 있었다. 이는 고온에서 연신율의 증가로 인하여 dimple형상이 뚜렷해지고 작은 dimple들이 합쳐져서 큰 dimple을 형성하기 때문이다.

5-2-3. 피로 실험 결과

1. 피로 연화 현상

실험온도 823K, 변형속도 $4 \times 10^{-3}/\text{sec}$ 에서 1Cr-Mo-V강의 연속 저주파 피로 실험결과를 보면 Fig. 34와 같이 cycle진행에 따라 인장 최대응력이 감소하는 피로 연화 현상이 나타나고 있다. 또한 응력의 감소는 피로 초기 N/N_f 0.2이내에서 대부분 일어나며 어느 정도 포화상태를 거쳐 응력범위가 계속 감소하여 파단에 이르는 것을 알 수 있다. 또한 응력의 감소와는 반대로 소성 변형량은 Fig. 34-(a)에서 보는 바와 같이 응력감소에 비례하여 증가함을 알 수 있으며 hysteresis loop energy는 Fig. 34-(b)에서처럼 초기 피로 연화동안에는 급격히 증가하다가 점차 포화되는 경향을 보이며 피로수명 근처에서는 다시 감소하는 것을 알 수 있다.

1Cr-Mo-V강의 피로 연화 현상에 대해서는 많은 보고가 있는데 Plumbridge등[68]은 피로 연화 현상이 피로에 의한 항복강도의 감소에 기인한다고 보았으며, 항복강도의 감소는 피로에 의한 전위의 회복 및 재배열에 기

Table 9. Tensile tests results of 1Cr-Mo-V steel.

Temp.(K)	YS(MPa)	UTS(MPa)	El(%)	RA(%)	D _p
298	708	849	38.4	53.4	0.76
700	589	702	39.8	57.1	0.85
823	533	564	51.2	79.2	1.57

YS : Nominal yield strength

UTS : Ultimate tensile strength

El : Fracture elongation

RA : Reduction of area

D_p : Plastic ductility, $D_p = \ln [100/(100-RA)]$

* Uniform El(%)

298K : 16.2

700K : 13.8

823K : 8.2

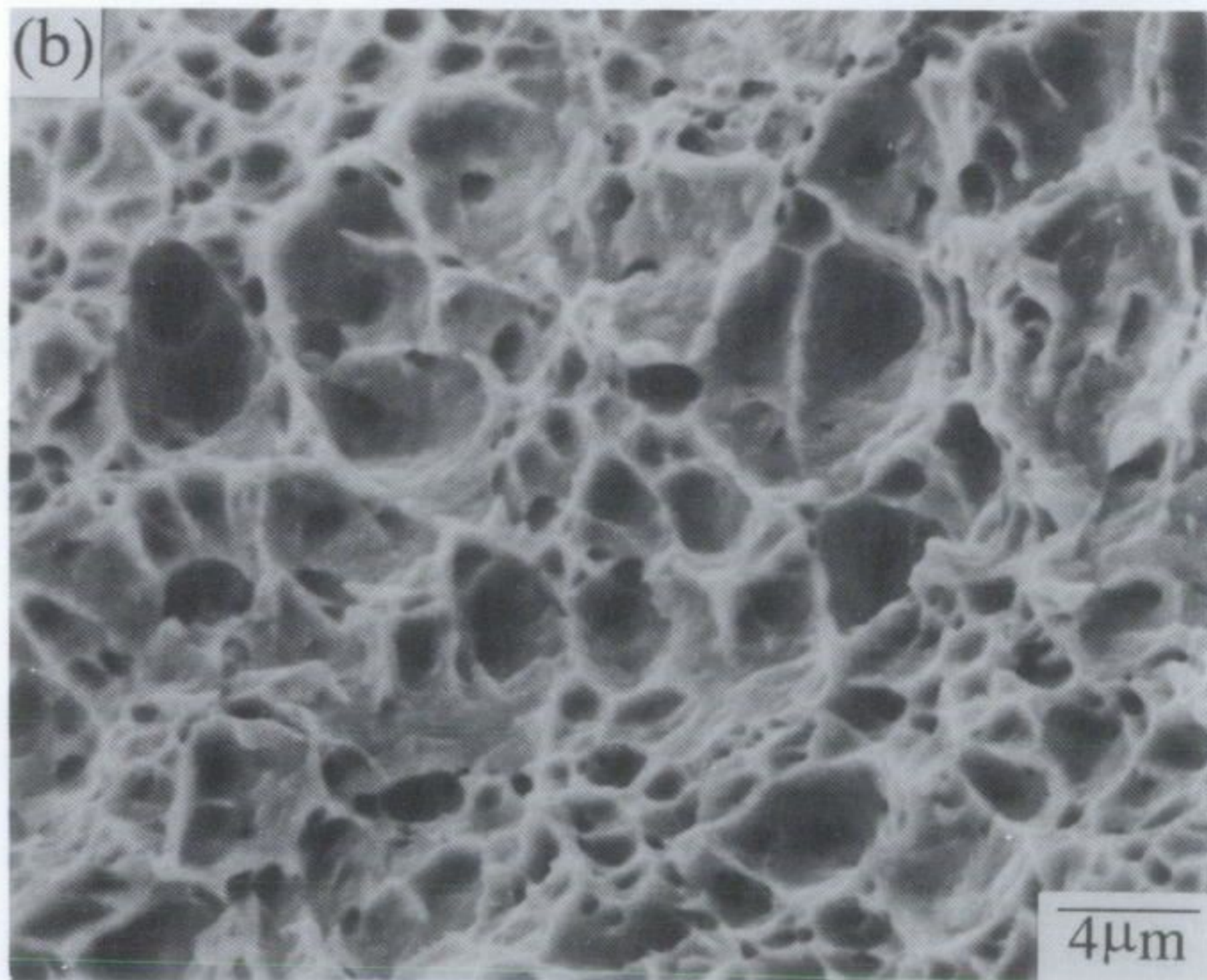
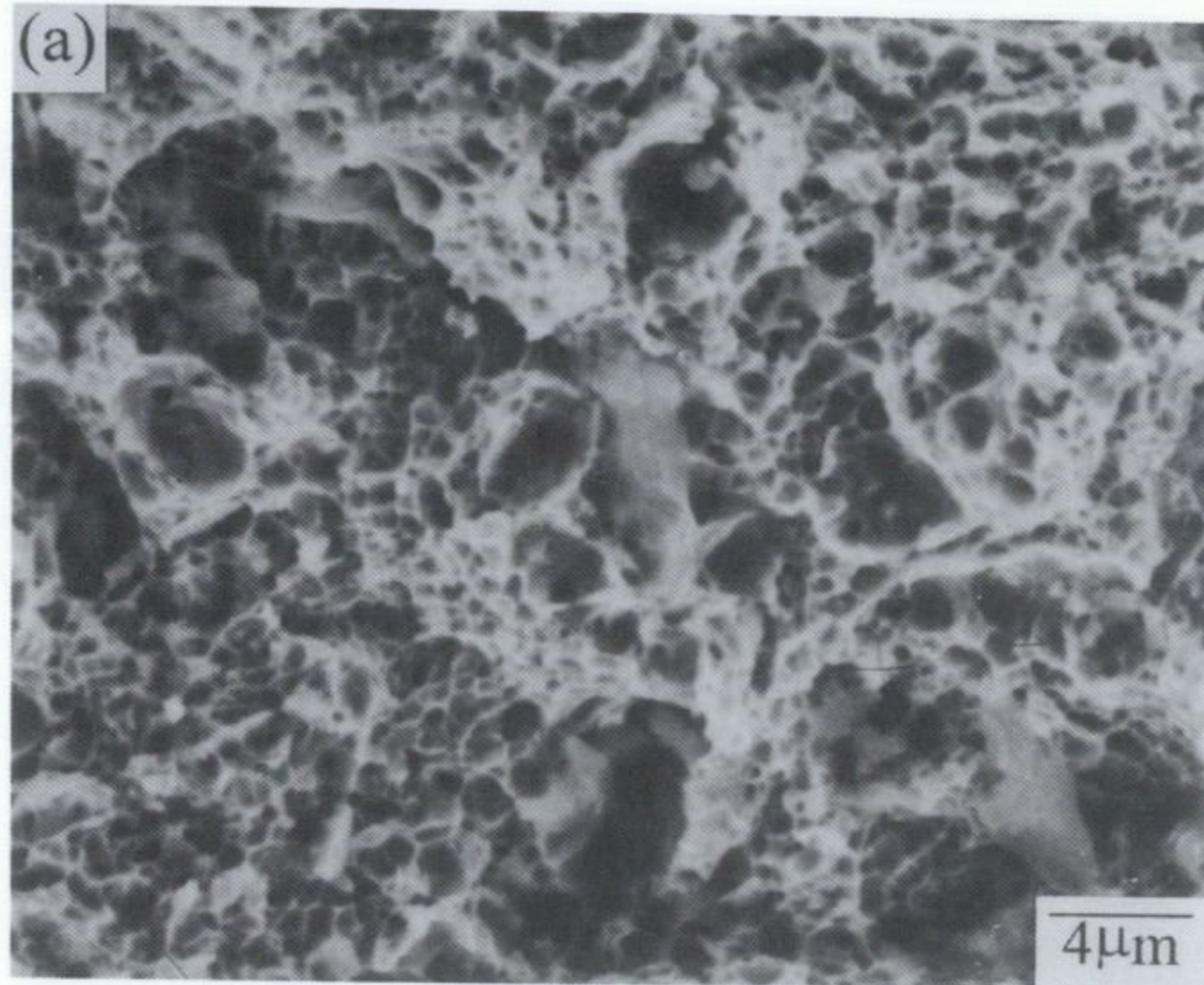
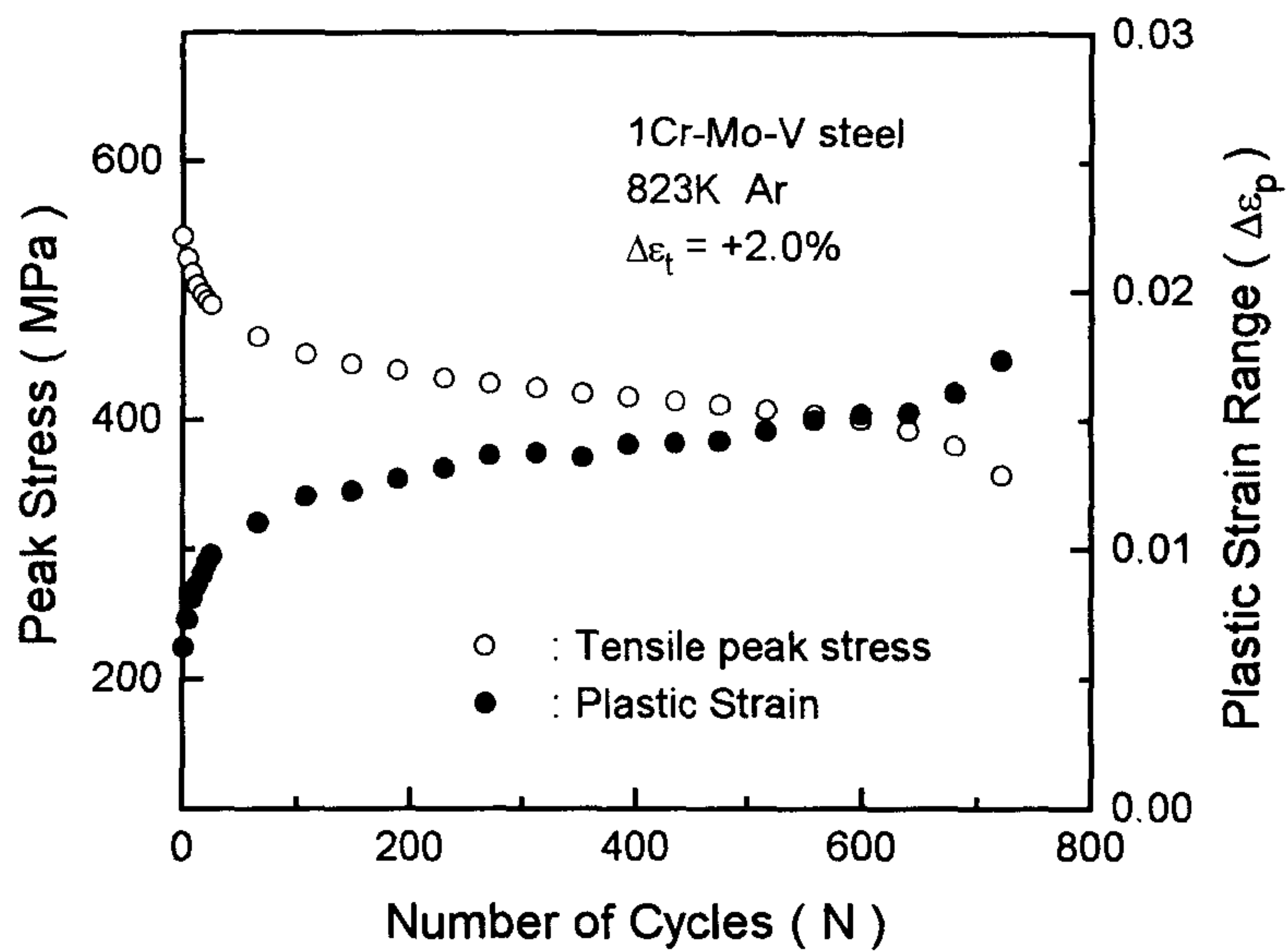
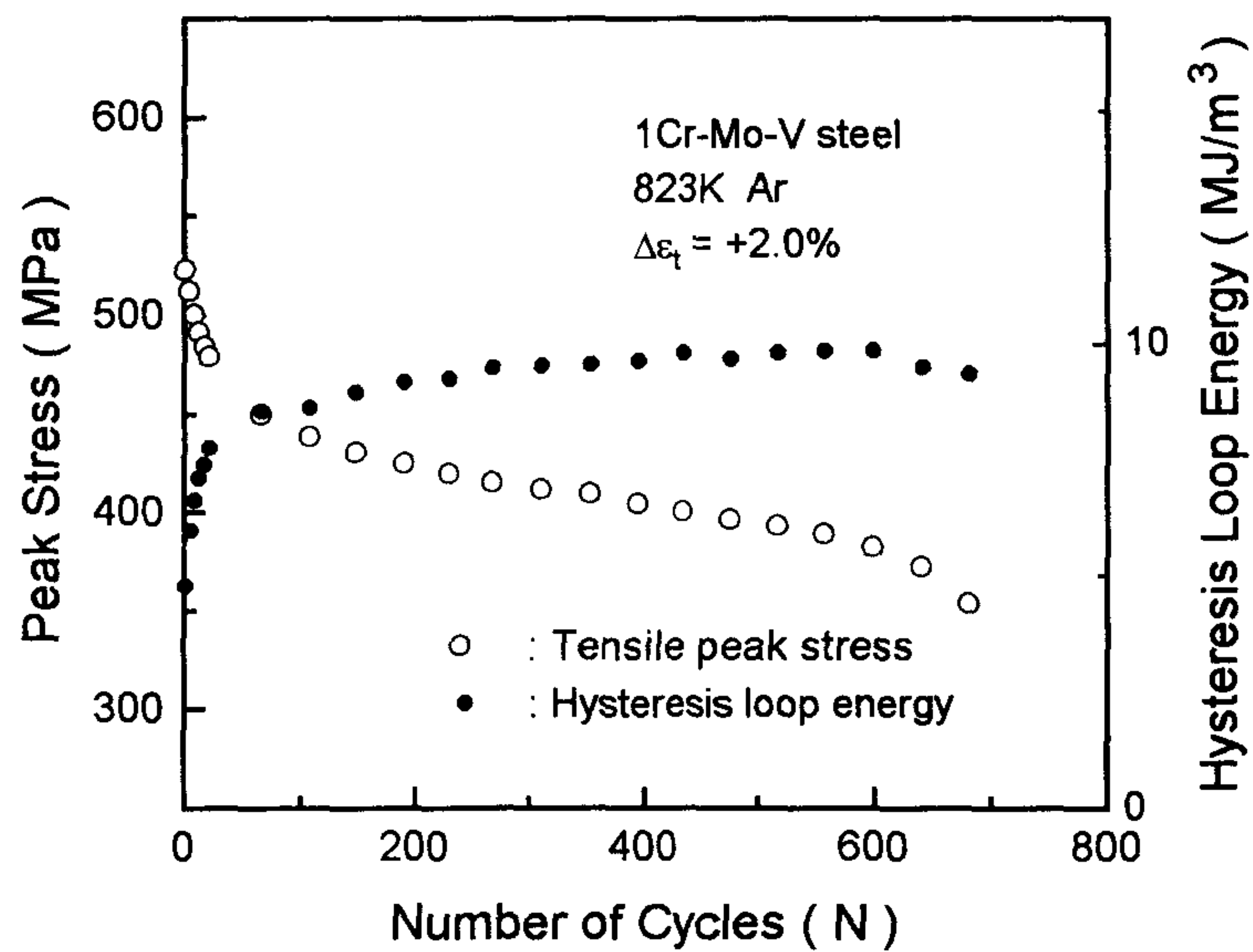


Fig. 33. SEM fractographs of tensile test specimen (strain rate 4×10^{-3} /sec). (a) 298K, (b) 823K.



(a)



(b)

Fig. 34. Variations in tensile peak stress, plastic strain range and hysteresis loop energy with fatigue cycle for 1Cr-Mo-V steel. (a) peak stress and plastic strain, (b) peak stress and loop energy

인하며, 미세한 VC형태의 탄화물의 성장도 일부 기여한다고 하였다. 또한 Wang등[69]은 응력을 가하기 전의 탄화물은 대부분 비등방 형태를 가지고 있고 Cr-rich 탄화물이 많은데 상온에서 피로 응력을 가하면 탄화물이 바뀌며 탄화물 성장도 일어난다고 하였다. 또한 823K에서 연속 및 인장유지 피로시에 도 상온과 동일한 거동을 보이며 온도 및 인장 유지 효과가 위의 작용을 가속화 시킨다고 하였다. 즉 이러한 탄화물의 성장, 구상화 및 조성 변화에 의해 피로 연화 현상이 일어난다고 하였다.

본 재료에 대해서도 피로 응력을 받기 전의 미시조직과 823K에서 피로 응력을 받은 후의 미시조직을 비교해 보았는데 그 결과를 Fig. 35에 나타내었다. 823K에서 연속 피로실험을 행한 후 미시조직은 as-received상태에 비해 cementite의 구상화 및 성장이 일어났으며 방향성도 많이 상실되었음을 볼 수 있다. 또한 전위구조도 피로 응력을 가하기 전에는 전위가 많이 엉켜 있었지만 응력을 가한 경우 전위의 소멸 및 재배열이 일어났음을 알 수 있다. 이로부터 본 실험에 사용된 1Cr-Mo-V강에서 피로 응력을 가한 경우 피로 연화 현상은 전위의 소멸 및 재배열과 cementite의 구상화에 기인한다고 사료된다.

2. 연속 저주파 피로 실험

상온, 700K 및 823K 에서 연속 피로 실험결과를 소성 변형량과 피로수명의 관계로 Fig. 36에 나타내었다. 고온에서는 피로 수명이 비슷하지만 상온에 비해 피로수명이 증가함을 알 수 있었다. 이는 Kanazawa등[70]이 12%Cr강에 대한 피로 결과에서 밝힌 바와 같이 저주파 피로 실험결과, 온도가 증가할수록 인장 시험시 단면 수축률이 증가하여 소성 연신률(ϵ_f)값이 증가하는 거동과 관계되어 피로수명은 고온에서 증가하는 것으로 사료된다. 한편 상온 및

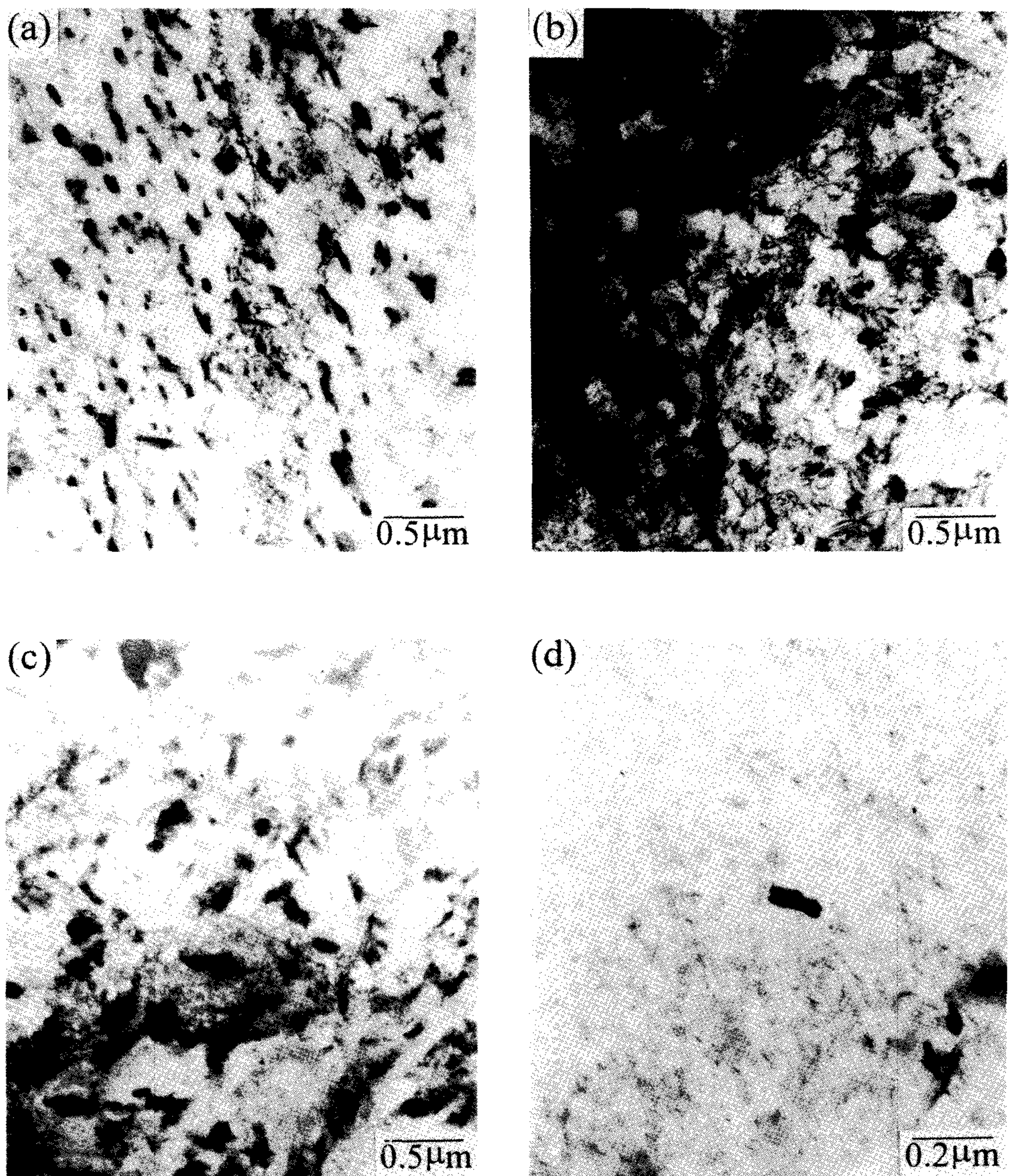


Fig. 35. TEM micrographs showing carbides and dislocation structure of 1Cr-Mo-V steel. (a),(b) before fatigue test, (c),(d) after fatigue test at 823K, $\Delta \epsilon_t = \pm 2.0\%$.

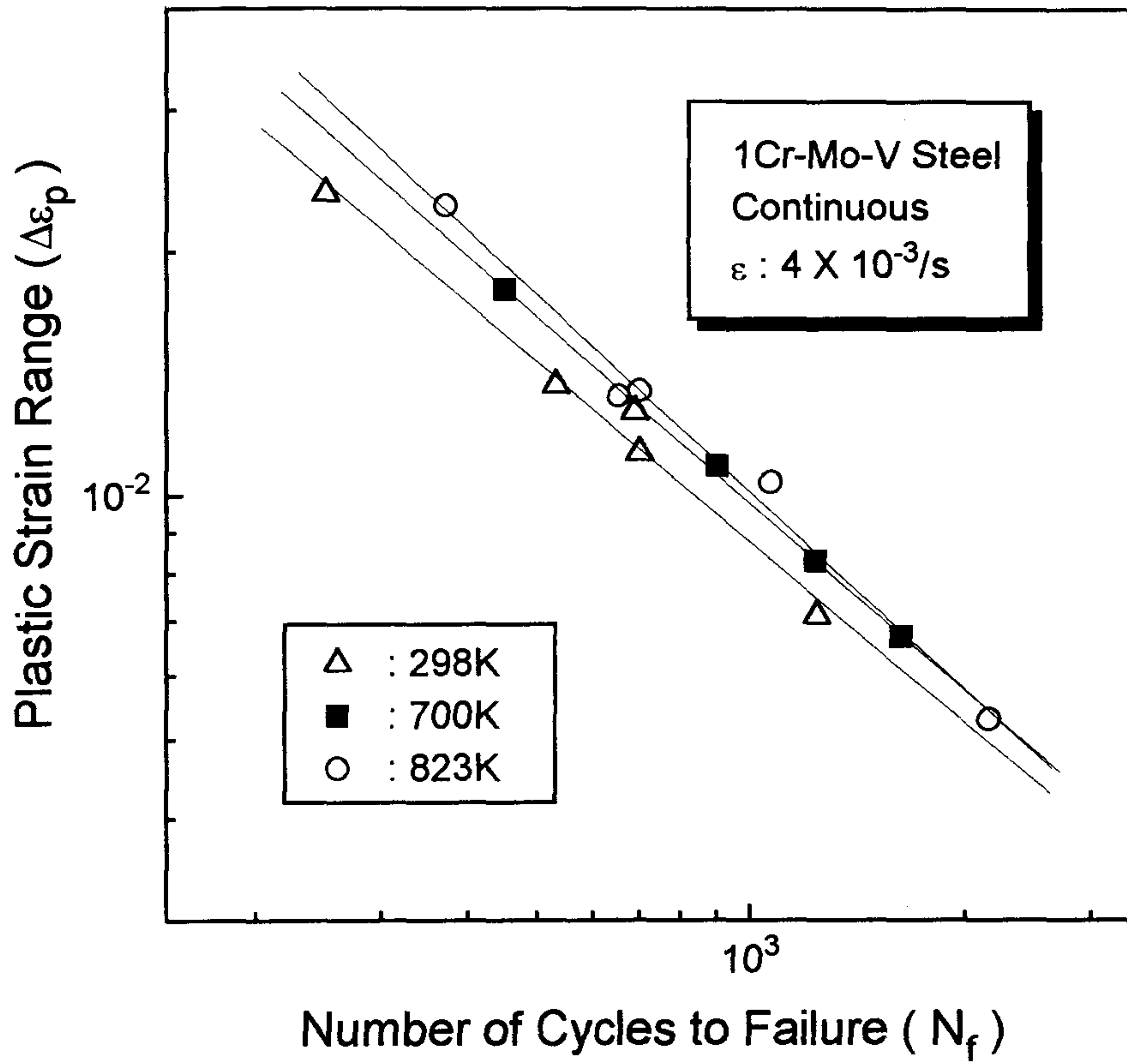


Fig. 36. Coffin-Manson plots for the experimental results of 1Cr-Mo-V steel at three testing temperatures.

고온에서의 연속 피로 실험결과를 인장 최대응력과 소성 변형량이 재료의 피로 손상에 미치는 영향을 동시에 고려하기 위하여 한 주기당 재료가 받은 손상관점인 hysteresis loop 에너지(ΔW)와 피로수명의 관계를 Fig. 37에 나타내었다.

에너지 관점으로 나타낸 Fig. 37의 결과는 단지 소성 변형량을 고려하여 피로수명을 나타낸 결과인 Fig. 36과는 다르게 온도가 증가할수록 피로수명이 감소하는 경향을 보여주고 있다. 이와 같은 결과는 주어진 피로수명에 대해 온도가 증가할수록 한주기당 축적된 손상은 감소함을 나타내며 주어진 hysteresis loop 에너지에 대해 고온에서 피로수명이 짧은 이유는 고온에서는 열적 활성화의 도움으로 전위의 이동이 용이하여 피로 균열의 생성 및 전파가 촉진되기 때문에 상온에서의 피로 수명보다 감소하며, 실험 온도가 다른 경우 피로 실험결과를 해석할 때 재료가 받는 피로 손상은 인장 최대응력과 소성 변형량을 동시에 고려해 주는 것이 타당하다고 사료된다.

5-2-4. Oh에 의해 제안된 모델에 대한 검증 및 문제 해결

상온, 700K 및 823K에서의 연속 피로 parameter들을 Table 10에 나타내었다. k' 및 n' 은 Fig. 38에서 보는바와 같이 반복 최고응력과 소성 변형량의 power law 관계에서 구하였다. 그림에서 나타난 바와 같이 온도가 증가함에 따라 n' 값이 감소함을 알 수 있는데 이는 온도가 증가함에 따라 재료의 강도가 감소하기 때문이다. 한편 반복 인장강도(σ_f')는 총 수명의 반까지 피로 시험된 시편을 각각의 해당온도에서 인장시험하여 구하였으며, 반복 항복강도(σ_{yc})는 반복 응력-변형율의 관계에서 0.2%의 변형에 해당하는 항복응력값을 취하였다. 최초의 균열길이(a_i)는 $5\mu\text{m}$ 로 가정하였는데 균열생성으로 간주하는

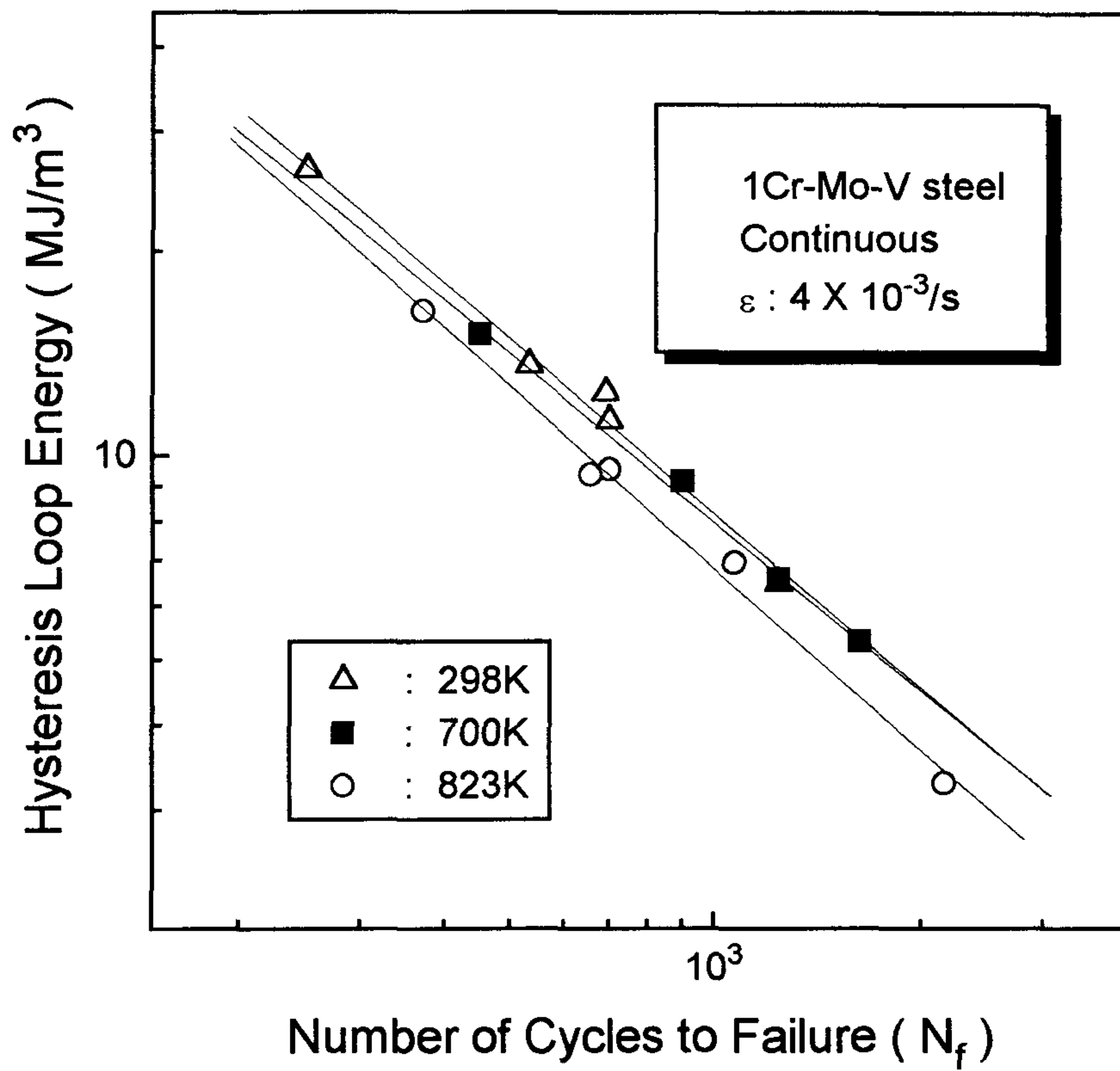


Fig. 37. Relationship between hysteresis loop energy and fatigue life in 1Cr-Mo-V steel.

Table 10. Parameters for 1Cr-Mo-V steel at various testing temperature.

temp.	k'	n'	σ_{yc} (MPa)	$\sigma_{f'}$ (MPa)	calculated α	experimental α
25°C	986	0.101	526	720	0.767	0.74
427°C	758	0.092	428	609	0.784	0.77
550°C	512	0.053	368	481	0.863	0.81

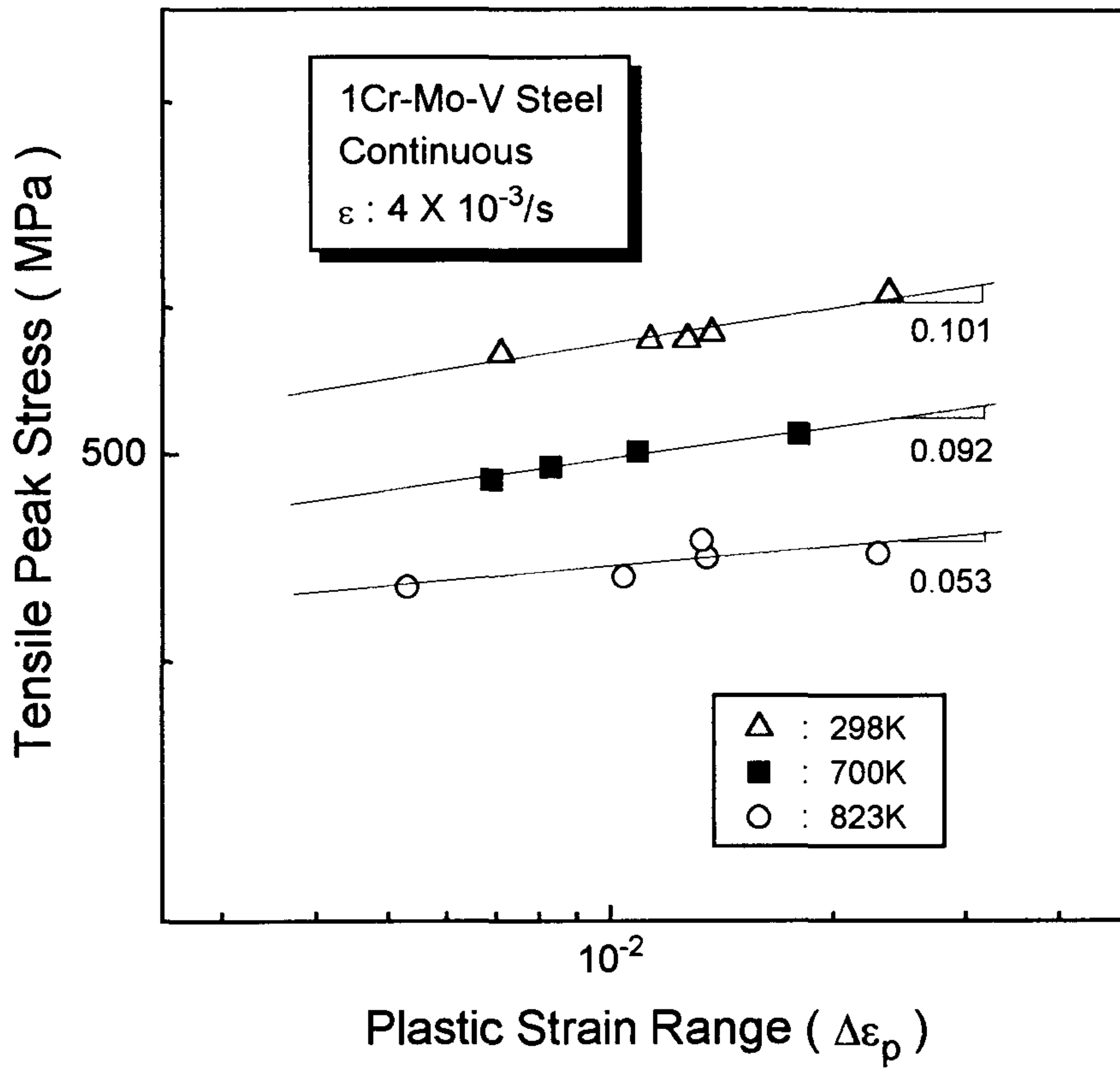


Fig. 38. Cyclic stress-strain relations of 1Cr-Mo-V steel at three testing temperatures.

균열길이는 아직까지 이론적으로나 실험적으로 정확하게 정의되지는 못한 상태이지만 저주파 피로시 비교적 초기에 관찰되어지기 때문이다[42]. 최종 균열 길이(a_f)는 최종 파단된 파면의 관찰 결과를 토대로 2mm로 정하였다. 각각의 온도 및 변형량에서 실험적으로 구한 수명, 상수 및 parameter들을 Oh에 의해 제안된 연속 저주파 피로 수명예측식(17)에 대입하면 a_f 값을 구할 수 있다. 기존의 연구[13]에 의하면 a_f 는 작은 온도 범위와 변형량 범위에 무관한 상수라고 보고되고 있다.

따라서 제안된 피로 수명예측식이 여러 온도 범위에서도 적용 가능하다는 가정하에, a_f 의 온도 및 변형량 의존성을 고찰하기 위해 각각의 온도 및 변형량에 대해 a_f 값을 구하여 Table 11에 나타내었다. 보는 바와 같이 한 온도에서는 변형량 범위에 무관하게 a_f 값이 상수로 나타났지만 온도가 증가함에 따라 a_f 값이 감소하는 경향을 나타내었다. 즉, a_f 는 온도에 의존하는 함수임을 알 수 있었다. 각각의 온도에 해당하는 a_f 값을 수명예측식에 대입하여 실험적으로 구한 피로수명과 예측된 피로 수명을 Fig. 39에서 Coffin-Manson관계로 비교하였다. Fig. 39의 결과에서 볼 수 있듯이 실험결과와 예측된 수명이 매우 잘 일치함을 알 수 있다.

이와 같이 실험결과와 수명예측이 잘 일치하는 이유는 Coffin-Manson관계의 기울기를 결정짓는 지수, α 의 값이 기존의 모델보다 더 정확하게 제시되었기 때문으로 사료된다. Tomkins[44]의 경우 α 를 $1/(2n'+1)$ 로 제안하였는데 그들이 지적하였던 바와 같이 실험결과보다 약간 과대평가 되고, 반면에 Morrow의 경우 한주기당 받은 응력-변형률의 hysteresis loop 에너지로부터 $1/(5n'+1)$ 로 제안하였는데 이러한 결과는 Tomkins의 경우와는 반대로 약간 과소평가 된다고 보고되고 있다.

Fig. 40은 각각의 온도에서 실험적으로 구한 α 값을 위에서 제시된 모델과

Table 11. Continuous low cycle fatigue results for 1Cr-Mo-V steel.

temp.	$\Delta \varepsilon_t(\%)$	$N_f(\text{cycle})$	$\Delta \varepsilon_p$	α_f	average α_f
25 °C (298K)	±1.7	1242	0.0071	0.058	0.056
	±2.0	700	0.0113	0.056	
	±2.5	531	0.0137	0.058	
	±2.5	690	0.0127	0.050	
	±3.0	250	0.0237	0.059	
427 °C (700K)	±1.7	1630	0.0069	0.045	0.046
	±2.0	1240	0.0083	0.047	
	±2.2	900	0.0109	0.046	
	±2.5	450	0.0180	0.048	
550 °C (823K)	±1.5	2160	0.0053	0.029	0.03
	±1.7	1070	0.0104	0.027	
	±2.0	700	0.0135	0.031	
	±2.0	655	0.0133	0.033	
	±2.5	370	0.0229	0.031	

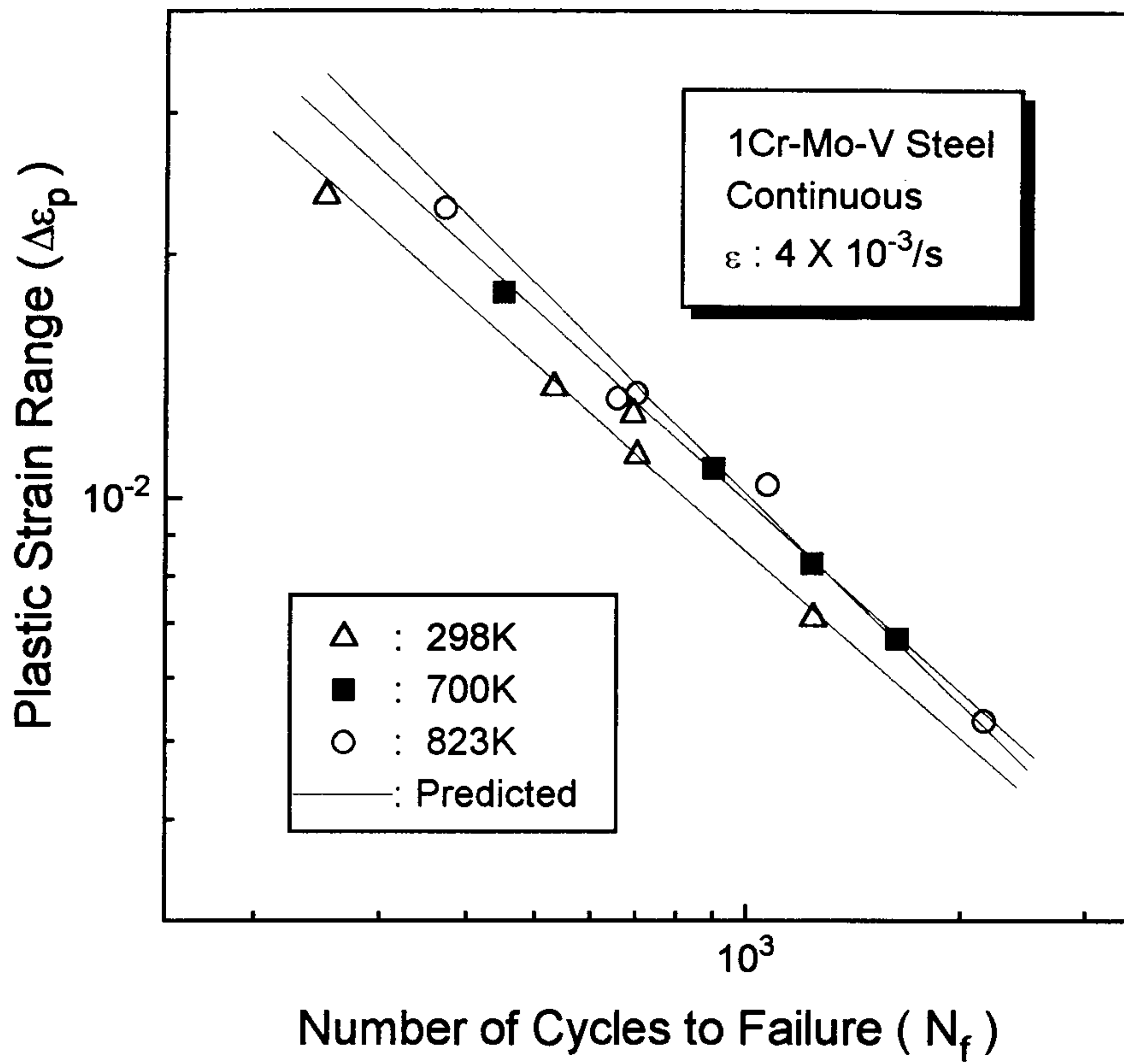


Fig. 39. Coffin-Manson plots for the experimental and predicted results of 1Cr-Mo-V steel at three testing temperatures

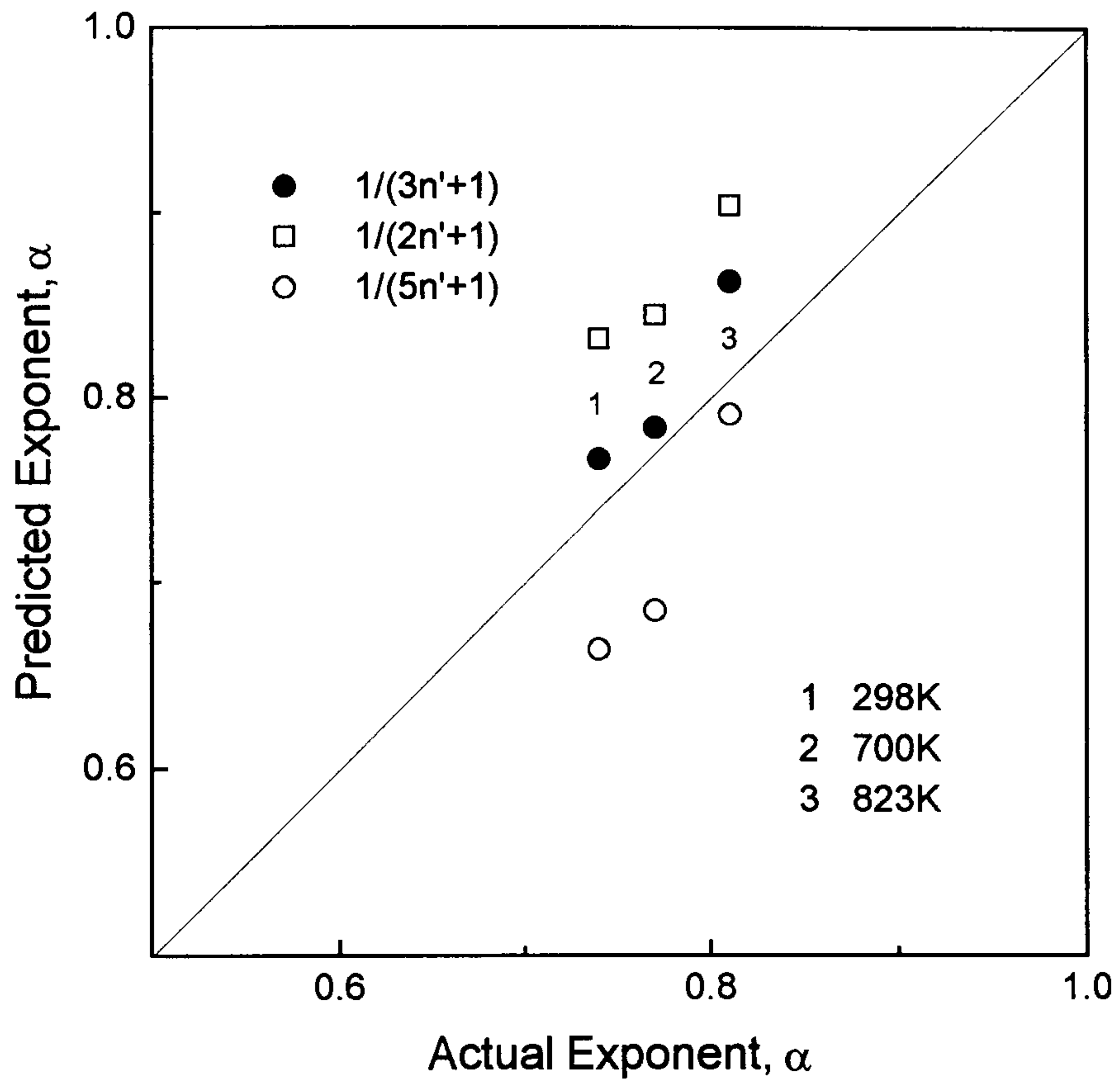
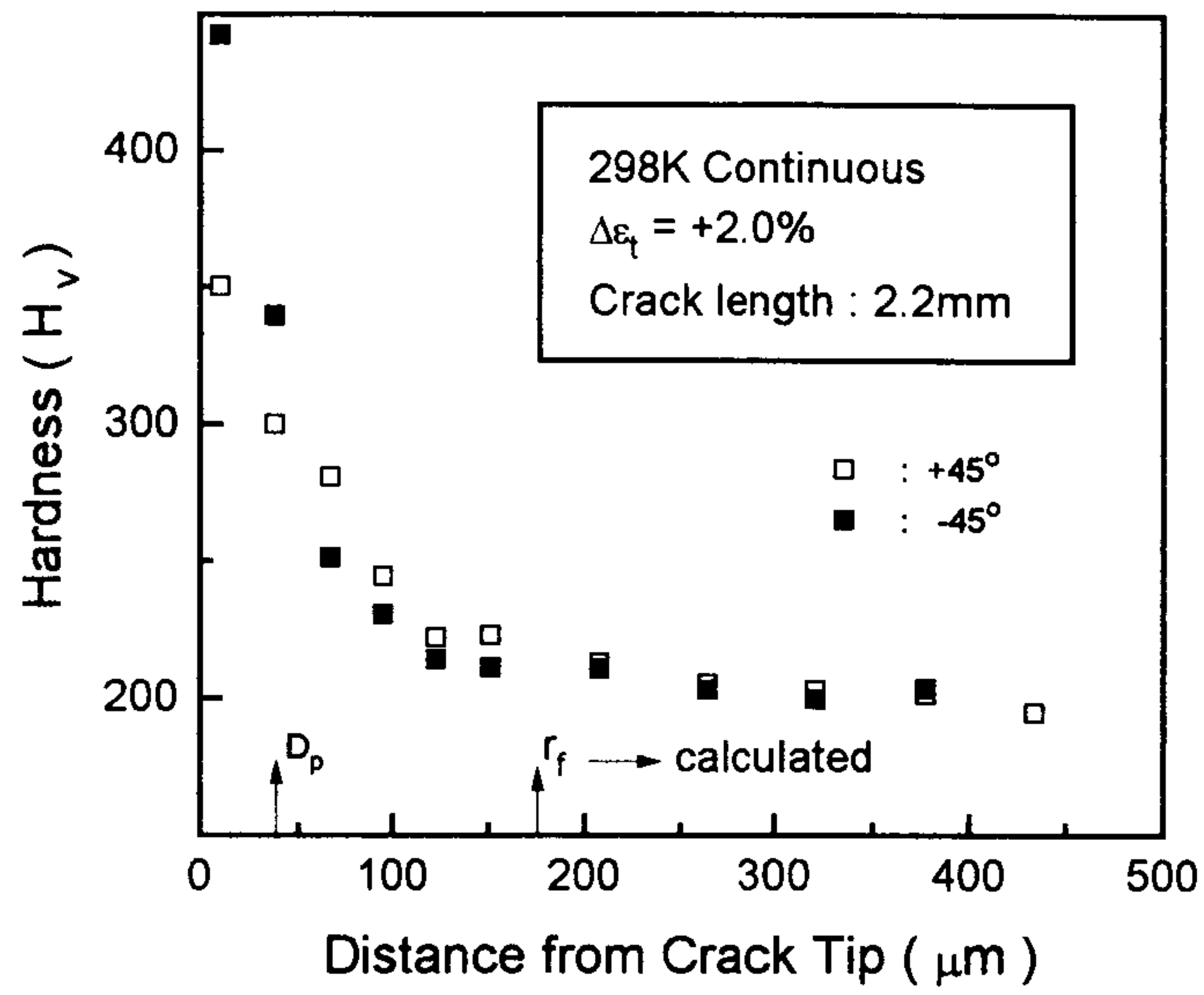


Fig. 40. Predicted versus actual Coffin-Manson exponent.

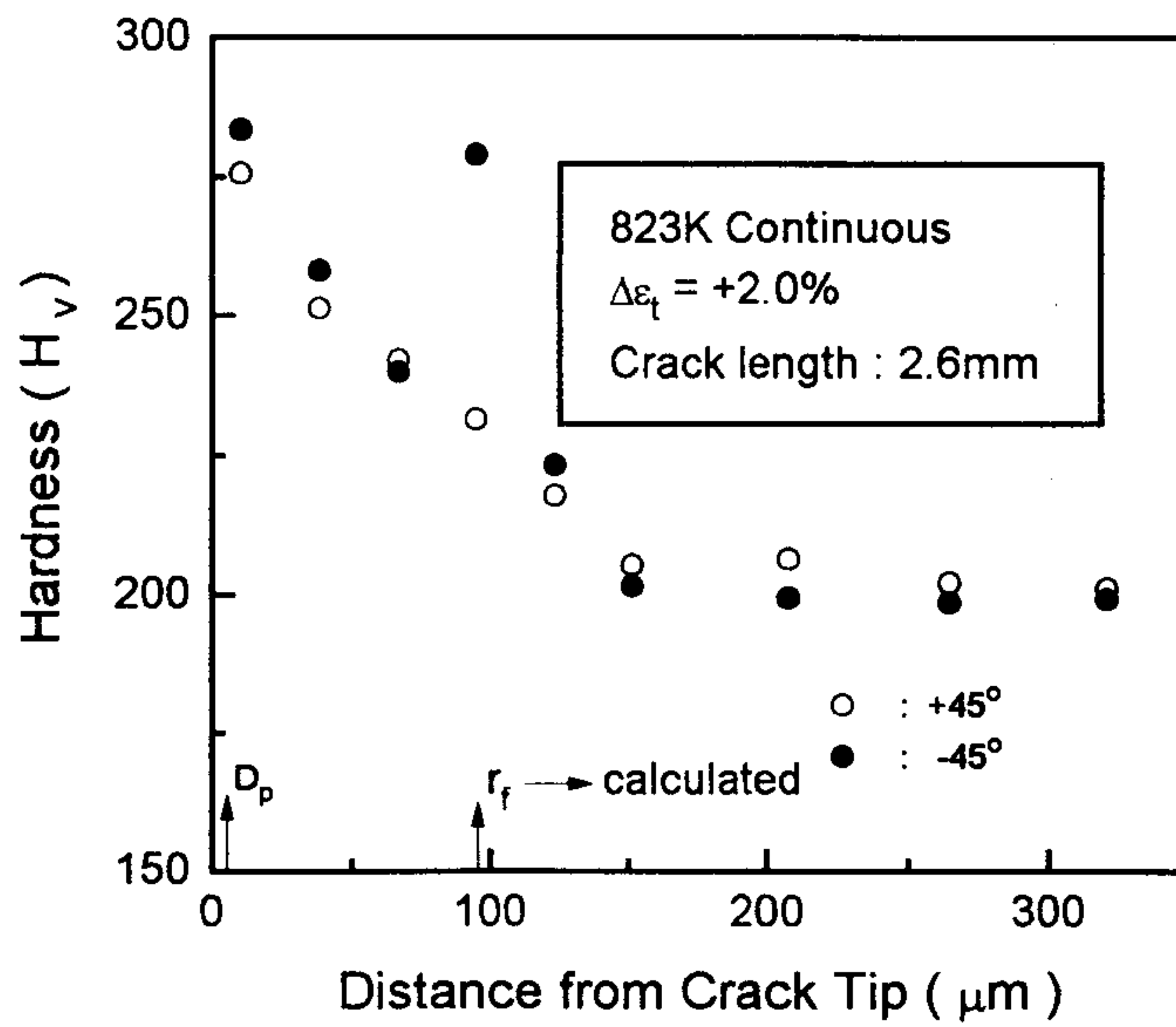
비교한 것이다. 그림에서 보는 바와 같이 Oh에 의해 제안된 지수, $1/(3n'+1)$ 이 다른 모델에 비해 실제 α_f 값에 더욱 근접함을 알 수 있다.

본 연구에서는 새롭게 α_f 가 온도에 의존하는 함수임을 확인하였는데 온도가 증가함에 따라 α_f 값은 감소하는 경향을 나타내었다. 이는 α_f 가 반복 소성역 및 process 영역 크기와의 비례관계($r_f, D_p \propto \alpha_f$)에 있어서, α_f 가 감소하면 반복 소성역 및 process 영역의 크기를 감소시키는데 기여한다고 볼 수 있다. 따라서 고온에서 작은 α_f 값은 상대적으로 상온에서보다 반복 소성역 및 process 영역의 크기를 감소시키는데 기여하게 된다. 이는 고온에서는 열적 활성화로 인해 상온에서보다 전위의 이동이 용이하여 전위가 밀집된 반복 소성역 및 process 영역에서, 전위가 쉽게 monotonic 영역으로 이동하기 때문인 것으로 사료된다.

한편 Fig. 41은 상온 및 823K, $\pm 2.0\%$ 의 총변형량 범위에서 피로 실험된 시편을 길이방향으로 metallographic sectioning한 후 $0.05\mu\text{m}$ 까지 기계적 연마를 하여 Vickers 경도계로 측정된 균열선단의 미소경도 분포를 나타내 주고 있다. 상온의 경우 균열길이는 2.2mm였고 823K의 경우 균열길이는 2.6mm였으며 제시된 모델에 의해 계산된 D_p 및 r_f 의 크기를 화살표로 표시하였다. 그림에서 보는바와 같이 직접적인 D_p 의 크기는 비교가 힘들지만 r_f 의 크기는 비교가 가능하며 실제 실험결과와 예측된 값이 비교적 잘 일치하며, 모델에 의해 예측된 균열선단의 유동응력 분포와 유사한 결과를 보여주고 있다. 또한 823K의 경우 상온의 경우에 비해 균열길이가 더 큼에도 불구하고 실험적으로 측정된 반복 소성역의 크기, r_f 값이 더 작음을 알 수 있는데 이는 위에서 밝힌 바와 같이 고온에서 작은 α_f 값으로 인해 r_f 및 D_p 의 크기를 감소시키는데 기여했다고 볼 수 있다. 따라서 α_f 는 균열선단의 응력집중 효과를 나타내는 인자로서 α_f 값이 감소할수록 균열선단의 응력집중 정도는 감소한다고 사료된다.



(a)



(b)

Fig. 41. Measured microhardness profiles and computed size of zones ahead of fatigue crack in 1Cr-Mo-V steel. (a) 298K, crack length of 2.2mm, (b) 823K, crack length of 2.6mm.

제 6 장. 결 론

크립-피로 상호작용시 서로다른 손상기구를 갖는 오스트나이트계 스테인리스강과 Cr-Mo-V 강 등 두 종류의 재료에 대하여 인장유지시간이 포함된 고온 저주기 피로 실험을 행하고 이로 부터 얻은 결과를 이용하여 각각의 경우 제안된 수명예측식에 대한 고찰을 행한 결과 다음과 같은 몇가지 중요한 결론을 얻을 수 있었다.

1. Hong-Nam의 수명예측식을 이용하여 얻은 예측수명이 실험수명에 대해 변형량 범위에 따라 일정한 deviation 경향을 보임을 발견하였으며, 이러한 현상은 수명예측식에서 생성되는 cavity의 수를 정량적으로 나타내기 위해 도입한 cavity nucleation factor, P,가 재료상수가 아닌 소성 변형량 범위에 의존하는 변수임에 기인함을 알 수 있었다.
2. P의 소성 변형량 의존성을 고려한 아래와 같은 관계식으로 부터 새로운 cavity nucleation factor, P',을 제안하였다.

$$P = P' \cdot \Delta \epsilon_p^{m'}$$

새로운 cavity nucleation factor, P',을 도입하여 다음과 같은 수정된 수명예측식을 제안하였으며 여러 실험결과를 이용해 합리적인 수명예측이 가능함을 보였다.

$$N_{cr} = C' \Delta \varepsilon_p^{-3m/5} \left\{ \frac{\exp(-Q_g/RT) \int_0^t \sigma(t) dt}{T} \right\}^{-2/5}$$

3. 1Cr-Mo-V강에서 연속 저주파 피로시 균열진전은 균열선단에 존재하는, 실제적인 재료의 파괴가 진행되는 영역인 피로 process영역위에서 발생하는 전단 변형량에 의존하며 이러한 개념에 근거하여 제안된 피로 수명예측식은 실제 실험결과와 잘 일치된 경향을 보였다. 이는 Coffin-Manson 기울기를 결정짓는 지수, $\alpha (1/(3n'+1))$ 가 기존에 제안된 모델보다 더 정확하게 제시되어 실제 실험결과의 α 값에 더욱 근접하기 때문인 것으로 사료된다.

4. 본 연구에 의하면 수명예측식에 도입된 α_f 가 온도가 증가함에 따라 값이 감소하는, 온도에 의존하는 함수임을 알 수 있었다. 즉 α_f 는 균열선단의 응력 집중 효과를 나타내는 인자로, 고온에서 α_f 값이 감소하는 이유는 열적 활성화로 인해 전위의 이동이 상온보다 용이해 반복 소성역 및 피로 process영역의 크기를 감소시키는데 기여하는 것으로 사료된다.

제 7 장. 참 고 문 헌

1. ASME, Boiler and Pressure Vessel Code, Code Case N-47 ASME, N.Y
2. R. M. Curran and B. M. Wundt, Symp. on Creep-Fatigue Interaction, ASME-MPC (1976) p.203
3. C. E. Jaske, H. Mindlin and J. S. Perrin, ASTM STP 520 (1973) p.365
4. P. Shanian and K. Sadananda, Symp. on Creep-Fatigue Interaction, ASME-MPC (1976) p.365
5. S. S. Manson, Fatigue at Elevated Temperature, ASTM STP 520, ASTM (1973) p.744
6. S. S. Manson, G. R. Halford and A. C. Nachtigall, in ASME National Congress on Pressure Vessels and Piping (1975) p.17
7. W. J. Ostegren, ASTM J. Test. Eval., 4(5) (1976) p.327
8. W. J. Ostegren, ASTM-MPC Symposium on Creep-Fatigue Interaction, MPC-3, Metal Properties Council, New York (1975) p.179
9. S. S. Manson, Machine Design, 21 July (1960) p.161
10. S. Majumdar and P. S. Maiya, Can. Met. Q, vol.18 (1979) p.57
11. J. Wareing, Met. Trans. A, vol.8A (1977) p.711
12. J. W. Hong, S. W. Nam and K.-T. Rie, J. Mat. Sci., vol.20, 1985, p.3763
13. Y. J. Oh, Ph.D. Thesis, KAIST (1992)
14. P. S. Maiya and S. Majumdar, Mat. Trans., vol.8A (1977) p.1651
15. B. K. Min and R. Raj, Acta Met., vol.26 (1978) p.1007
16. C. R. Brinkman, Int'l Metals reviews, vol.30, No.5 (1985) p.235

17. R. Hales, *Fatigue Eng. Mater. Struc.*, vol.3 (1980) p.339
18. R. Hales, *Fatigue Eng. Mater. Struc.*, vol.3 (1980) p.339
19. M. H. Yoo and H. Trinkaus, *Metall. Trans.*, vol.14A (1983) p.547
20. A. S. Argon, J. W. Chen and C. W. Lau, "Creep-Fatigue and Environment Interaction", TMS-AIME, (1980) p.46
21. A. J. Perry, *J. Mater. Sci.*, vol.9 (1974) p.1016
22. R. Raj and M. F. Ashby, *Acta Met.*, vol.32 (1975) p.653
23. R. Raj, *Acta Met.*, vol.26 (1978) p.995
24. J. W. Christian, "The Theory of Transformation in Metals and Alloys", 2nd ed., Part I (1975) p.418
25. D. Hull and D. E. Rimmer, *Phil. Mag.*, vol.4 (1959) p.673
26. J. Weertman, *Scripta Met.*, vol.7 (1973) p.1129
27. M. V. Speight and W. Beere, *Metal Sci.*, vol.9 (1975) p.190
28. J. W. Hancock, *Metall. Trans.*, vol.10 (1976) p.319
29. W. Beere and Speight, *Metal Sci.*, vol.12 (1978) p.172
30. B. F. Dyson, *Metal Sci.*, vol.10 (1976) p.349
31. A. Dolgopolsky, V. Karbhari and S. S. Kawk, *Acta Metall.*, vol.33, No.5, p.1349 (1989)
32. A. Saxena and S. D. Antolovich, *Metall. Trans.*, vol.6A, p.1809 (1975)
33. B. Tomkins, *Phil. Mag.*, vol.18, p.1041 (1968)
34. C. E. Jaske, *Fatigue Eng. Mat. Struct.*, vol.6, p.159 (1983)
35. E. Krempl and B. M. Wundt, Hold time Effects in High Temperature Low-Cycle Fatigue, A Literature Survey and Interpretive Report, ASTM STP 489 (1971) p.1

36. J. B. Conway, R. M. Stentz and J. T. Berling, Fatigue, Tensile and Relaxation Behavior of Stainless Steel, USAEC, Tech. Infor. Center Oak Ridge, Tenn., Ch.5 (1975) p.112
37. M. A. Miner, J. Appl. Mech., vol.12 (1954) p.159
38. G. R. Halford, M. H. Hirschberg and S. S. Manson, in Fatigue at Elevated Temperatures, ASTM STP 520, ASTM, Philadelphia, (1973) p.659
39. R. H. Priest, D. J. Beaschamp and E. G. Ellison, in Advances in Life Prediction Methods, Albany, ASME, (1983) p.115
40. R. H. Priest and E. G. Ellison, Mater. Sci. Eng., vol.49 (1981) p.7
41. R. H. Priest, D. J. Beaschamp and E. G. Ellison, in Advances in Life Prediction Methods, Albany, ASME, (1983) p.115
42. B. Tomkins and J. Wareing, Met. Sci., (1977) p.414
43. B. Tomkins, Mat. Sci., August-September, (1980) p.408
44. A. Saxena, Fat. Eng. Mat. Struc., vol.3, (1981) p.247
45. A. Saxena, R. S. Williams and T. T. Shih, Fracture Mechanics: 13th Conf., ASTM STP 743, Richard Roberts, Ed., (1981) p.86
46. H. Riedel and J. R. Rice, in Fracture Mechanics ASTM STP 700, (1980) p.112
47. G. R. Irwin, in Proceeding of the Sagamore Conference, (1960) p.10
48. J. R. Rice, in Fatigue Crack Propagation, ASTM STP 415, (1967) p.247
49. C. R. Brinkman, G. E. Korth and R. R. Hobbins, Nuclear Tech., vol.16 (1972) p.297

50. A. M. Ermi and J. Moteff, *Met. Trans.*, vol.13A (1982) p.1577
51. R. P. Skelton, *Phil. Mag.*, vol.14 (1966) p.563
52. D. A. Miller, F. A. Mohamed and T. G. Langdon, *Mater. Sci. Eng.*, vol.40 (1979) p.159
53. R. Raj and M. F. Ashby, *Acta Met.*, vol.23 (1975) p.653
54. J. Weertman, *Scripta Met.*, vol.7 (1973) p.1129
55. D. Lonsdale and P. E. J. Flewitt, *Mater. Sci. Eng.*, vol.39 (1979) p.217
56. J. J. Kim, S. W. Nam and J. H. Ryu, *Mat. Sci. Eng.*, vol. (1991)
57. K. T. Rie, J. Ruge and W. Kohler, in *Proc. 2nd JIM Sympo.* (1979) p.529
58. J. M. Lee, Ph.D. Thesis, KAIST (1991)
59. J. B. Conway and J. T. Berling, *Metall. Trans. A (Comm.)*, vol.1 (1970) p.324
60. J. B. Conway, J. T. Berling and R. H. Stentz, *Metall. Trans. A (Comm.)*, vol.2 (1971) p.3247
61. C. E. Jaske, H. Mindlin and J. S. Perrin, *Trans. ASME*, August (1972) p.930
62. J. H. Gittus, *Phil. Mag.*, vol.9 (1964) p.749
63. W. Wiemann, J. Ewald, K. Niel and D. Reiermann, *LCF and Elasto-Plastic Behavior of Materials*, ed., K.-T. Rie, 2nd Int. Con., p.240 (1987)
64. K. W. Andrews, D. J. Dyson and S. R. Keown, *Interpretation of Electron Diffraction Patterns*, Plenum Press (1971)
65. B. A. Senior, *Mat. Sci. Eng.*, vol.A103, p.263 (1988)

66. R. A. Perkins, R. A. Padgett, Jr. and N.K. Tunali, Metall. Trans., vol.4 (1973) p.2335
67. M. Doi, T. Miyazaki and T. Wakatsuki, Mat. Sci. Eng., vol.74, p.139 (1985)
68. W. J. Plumbridge and R. A. Bartlett, Int. J. Fatigue, (1982) p.209
69. Z. G. Wang, K. Rahka, P. Nenonen and C. Laird, Acta Met., vol.33, p.2129 (1985)
70. K. Kanazawa, K. Yamaguchi and K. Kobayashi, Mat. Sci. Eng., vol.40, p.89 (1979)