



KR9900142

KAERI/AR-526/99

액체금속로 구조재료의 고온 기계적 특성

Mechanical Properties of LMR Structural Materials
at High Temperature

한국원자력연구소

30-48

R

제 출 문

한국원자력연구소장 귀하

본 보고서를 1998년도 “액체금속로 평가분야”과제의 기술현황분석 보고서로 제출합니다.

1999. 3. 6.

과제명 : 액체금속로재료평가

주저자 : 김대환

공저자 : 국일현 류우석 김홍희 장진성 이창규

김성호 김우곤 박순동 정만교 한창희

요 약 문

I. 제목 : 액체금속로 구조재료의 고온 기계적 특성

II. 기술현황분석의 필요성

한국형 액체금속로 실증로인 KALIMER는 약 530℃라는 고온에서 가동되고 있으므로 구조재료의 고온특성이 액체금속로의 가동을 제한하는 주요한 인자가 된다. 따라서 KALIMER에 적합한 구조재료의 선정을 위해서는 구조재료의 고온 특성에 대한 자료가 요구되고 있다.

III. 액체금속로 구조재료의 고온 기계적 특성 연구 현황

현재 국제적으로 액체금속로용 구조재료로는 오스테나이트 스테인레스강을 사용하고 있지만 구조재료의 건전성을 향상시키기 위하여 고온특성이 보다 우수한 재료를 개발하기 위하여 많은 연구를 하고 있다. 이러한 노력의 일환으로 오스테나이트 스테인레스강에 미소원소를 첨가하여 고온 기계적 성능의 향상을 꾀하고 있다. 첨가원소 중에는 고용강화효과가 가장 뛰어나고 고온에서 결정입계에 탄화물의 석출을 지연시키는 것으로 알려진 질소가 가장 유력하며, 316L(N) 스테인레스 강을 개발하여 차세대 LMR의 구조재료로 사용 할 예정이다. 그 외에 고온에서의 크리프 특성을 개선하기 위하여 Ti, Nb, V 등을 첨가하여 탄화물을 안정화시키고, 강도를 향상시킨 개량재료 연구가 활발하다. 액체금속로 재료로서 활용되고 있는 세계 각국의 구조재료에 대하여 고온에서 중요한 기계적 특성인 인장, 피로, 크리프, 크리프-피로에 대한 특성을 조사하여 요약하였다.

그리고 피로, 크리프, 크리프-피로 시험 등은 고온에서 수행하여야 하므로 시험이 어렵고 또한 시험시간이 수 만 시간까지 이르는 매우 긴 시간이 소요되기 때문에 설계 등에 필요한 모든 데이터를 단시간에 생산하기는 불가능하다. 또한 액체금속로의 경우 구조재료의 수명인 약 40년 후의 재료손상 정도를 실험적으로 평가하기 어려우므로 실험실에서 단시간에 걸친 데이터로 부터 장시간의 수명을 예측하고 평가하여야 한다. 따라서 본 기술현황분석 보고서에서는 단시간의 데이터로서 장시간의 재료 고온거동을 예측할 수 있는 방법들을 소개하였다.

SUMMARY

I. Title : Mechanical properties of LMR structural materials at high temperature

II. Objectives

In order to design the systems and components of Korean Advanced Liquid Metal Reactor (KALIMER) operating at 530°C, high temperature mechanical properties of structural materials as tensile, fatigue, creep, creep-fatigue, which are the limiting factors for the operation of KALIMER, should be understood. The purpose of this state-of-the-art report is to review the mechanical properties at high temperature and make a guide to select a proper structural materials for KALIMER.

III. Scope

Austenitic stainless steel is used for the structural material of liquid metal reactor (LMR) because of good mechanical properties at high temperature. Stainless steel having more resistant to temperature by adding minor element has been developing for operating the LMR at higher temperature. Of many elements, nitrogen is a prospective element to modify type 316L(N) stainless steel because nitrogen is the most effective element for solid solution and because nitrogen retards the precipitation of carbide at grain boundary. Ti, Nb, and V are added to improve creep properties by stabilizing the carbides through forming MC carbide.

Testing techniques of tensile, fatigue, creep, and creep-fatigue at high temperature are difficult. Moreover, testing times for creep and creep-fatigue tests are very long up to several tens of thousands hours because creep and creep-fatigue phenomena are time-dependent damage mechanism. So, it is hard to acquire the material data for designing LMR systems during a limited time. In addition, the integrity of LMR structural materials at the end of LMR life has to be predicted from the laboratory data tested during the short term because there is no data tested during 40 years. Therefore, the effect of

elements on mechanical properties at high temperature was reviewed in this study and many methods to predict the long-term behaviors of structural materials by simulated modelling equation is shown in this report.

CONTENTS

Chapter 1. Introduction -----	1
Chapter 2. Design requirement for structural materials of LMR -----	2
Section 1. Tensile -----	2
Section 2. Fatigue -----	3
Section 3. Creep -----	3
Section 4. Creep-fatigue -----	3
Chapter 3. Factors affecting to mechanical properties at high temperature -	4
Section 1. Minor elements adding in type 316L stainless steel -----	5
1. Carbon -----	5
2. Nitrogen -----	5
3. P -----	8
4. B -----	9
5. Ti and Nb -----	9
6. V -----	9
7. Mo -----	9
8. Others -----	10
Section 2. Variation of heat -----	10
Section 3. Heat treatment -----	10
1. Aging -----	10
2. Grain size -----	10
3. Nitride -----	10
Chapter 4. Life prediction methods -----	11
Section 1. Fatigue -----	11
Section 2. Creep -----	11
Section 3. Creep-fatigue -----	13
Chapter 5. Suggestion for more study -----	16
Chapter 6. References -----	17

목 차

제출문 -----	i
요약문 -----	ii
Summary -----	iv
제1장 서론 -----	1
제2장 액체금속로 구조재료의 요구조건 -----	2
제1절 인장성질 -----	2
제2절 피로성질 -----	3
제3절 크리프성질 -----	3
제4절 크리프-피로 성질 -----	3
제3장 구조재료의 고온특성에 영향을 미치는 인자 -----	4
제1절 첨가원소의 영향 -----	5
1. 탄소 -----	5
2. 질소 -----	5
3. 인(P) -----	8
4. B -----	9
5. Ti과 Nb -----	9
6. V -----	9
7. Mo -----	9
8. 기타 -----	10
제2절 Heat의 영향 -----	10
제3절 열처리의 영향 -----	10
1. 시효처리의 영향 -----	10
2. 결정입도의 영향 -----	10
3. 질화물의 영향 -----	10
제4장 수명예측방법 -----	11
제1절 피로 -----	11
제2절 크리프 -----	11
제3절 크리프-피로 -----	13
제5장 건의사항 -----	16
제6장 참고문헌 -----	17

제1장 서론

액체금속로를 구성하고 있는 부품은 가동 온도가 $\sim 550^{\circ}\text{C}$ 에 이르는 고온에서 사용되므로 액체금속로의 일차냉각경계의 구조재료는 고온 운전 중에 발생하는 가열과 냉각에 의한 온도구배에 의해 열응력이 반복해서 발생되어 피로손상을 일으키게 된다. 가동 중에는 일정한 하중을 받게 되므로 크리프 손상이 발생하게 된다. 따라서 실제가동에서는 크리프와 피로가 동시에 발생하는 크리프-피로에 의한 손상이 주요 손상기구이다. 따라서 액체금속로의 실용화에서 경제성향상의 관점에서 플랜트의 고온화를 실현하기 위해서는 우수한 고온강도 및 크리프-피로 특성을 갖는 재료의 개발이 요구되고 있다.

오스테나이트계 스테인레스 강은 고온 강도, 연성, 인성, 내식성 등이 우수하여 고온에서 사용되는 구조물이나 경수로 및 액체금속로와 같은 원자력발전소의 일차계 구조 재료로서 널리 사용되고 있다. 특히 316계의 스테인레스 강은 제조된 경험도 많고 특성도 우수할 뿐만 아니라 사용 환경과 중성자 조사 등에 대한 내구성도 양호하고 설계에 필요한 데이터 베이스도 구축되어 있어서 차세대 원자로, 액체금속로 및 핵융합로의 구조 재료로서 유망한 재료이다[1]. 종래의 316 스테인레스 강은 강도를 확보한다는 관점에서 탄소량이 0.04% 이상 첨가되었으나 온도가 올라가면 결정입계에 탄화물이 석출되어 기계적 성질 및 부식성질이 현저히 저하되므로 탄소의 함량을 낮춘 저탄소 스테인레스 강이 개발되게 되었다. 그러나 저탄소 스테인레스 강은 강도 저하를 유발하므로 강도를 확보하기 위해서 고용강화 효과가 탄소보다 크고 입계부식 저항성이 크다고 알려진 질소를 첨가한 새로운 스테인레스 강이 개발되고 있다[2].

크리프-피로강도에 우수한 재료는 일반적으로 크리프 파단강도와 연성이 우수한 재료가 좋다. 스테인레스강의 크리프 연성을 향상시키기 위해서는 입계의 탄화물석출, 조대화를 억제할 필요가 있기 때문에 액체금속로에서는 탄소량을 과감히 저하시키고 질소로서 크리프 강도를 확보 할 수 있다면 입계에서의 탄화물의 석출, 조대화가 일어나지 않고 크리프 특성의 향상이 기대된다. 고온특성을 향상시키기 위해서는 일반적으로 가공공정을 변화시켜 미세구조가 고온에서 안정 될 수 있도록 하거나 미량원소를 첨가하여 고온강도와 연성을 향상시키는 것으로 구분 할 수 있다. 따라서 본 보고서에서는 고온 특성을 향상시키기 위해서 첨가한 미량원소들의 영향과 가공공정에 대한 영향을 조사하였다.

또한 실험실에서 구한 단시간의 데이터로서 장시간의 손상정도를 예측 할 수

있는 방법들의 현황을 소개하고 이들의 장, 단점을 구분하였다.

제2장 액체금속로 구조재료의 요구조건

액체금속로가 가압경수로와 가장 큰 차이점은 530℃ 정도의 고온에서 가동되며, 가압경수로의 경우는 158 bar에서 가동되지만 액체금속로의 경우는 6 bar의 낮은 압력조건에서 가동된다는 것이다. 그리고 냉각재로 사용되어지는 소듐은 열전도율이 좋기 때문에 가동정지와 비상정지시 구조재료에 급격한 온도변화를 유발하게 된다. 따라서 액체금속로의 경우는 압력에 의한 응력보다는 열응력에 의한 손상이 중요한 손상원인이다. 따라서 액체금속로의 구조재료는 고온강도와 열적 안정성이 요구되고 있다. 가압경수로와 액체금속로의 구조재료의 주요손상원인을 표 1에 비교하여 나타내었다.

ASME Code에서는 사용하기 위한 기계적 성질의 온도 상한선을 페라이트 강의 경우는 390℃ (750 ° F), 오스테나이트 강의 경우는 427℃ (800 ° F)로 정의하였다. 그러나 액체금속로의 경우는 고온에서 장시간 사용하기 때문에 이러한 온도 이상에서 시간에 의존하는 성질이 포함되어져야 한다. 따라서 모재, filler metal, 용접 등을 위해서는 고온에서 장시간에 걸친 시간의존손상(크리프) 정도를 파악하여야 한다. 이러한 고온에서의 설계를 수행하기 위해서 고온 구조설계 기준을 ASME Sec. III Code Case N-47에 정하고 있다. 250,000시간 이상의 수명을 설계하기 위해서는 50,000시간 (ISO 추천) 이상의 실험실적인 크리프 자료가 필요하다. 그리고 소듐분위기와 설계조건과 같은 실험조건에서 장시간 실험한 자료도 필요한 실정이다. Code 상에서 이들 재료의 요구되는 성질을 다음에 정리하였다.

제1절 인장성질

각 부품의 안전성을 확보하기 위한 설계를 위해서는 실제 primary stress (P_m)이 allowable stress S_m (시간과 무관한 하중 : 인장성질)과 S_t (시간에 의존하는 하중 : 크리프 성질)보다 작아야 한다. Allowable stress S_m 은 인장성질에 적당한 safety factor를 나누어서 산출하고 있고 그 정의는 표 2에 나타내었다. Code에서 제시하고 있는 각 재료의 인장성질을 그림 1에 나타내었다.

제2절 피로성질

피로설계곡선은 smooth 시편으로 실험실에서 strain 제어로서 일축하중시험을 통하여 실험한 데이터로부터 시편표면 거칠기의 영향, 시험편의 크기, 데이터의 scatter등을 고려하여 사이클에는 20, 변형범위에는 2만큼의 안전여유를 두어서 작성한다. 일반적으로 변형범위가 0.5%이상의 고변형범위에서는 저주기피로시험이 행해지고 있고 이러한 경우는 작은 균열의 성장이 중요한 인자이다. ASME에서 제시되고 있는 316 스테인레스 강의 피로시험에서 변형범위와 사이클과의 곡선을 그림 2에 나타내었다.

제3절 크리프 성질

ASME Code에서 제시되고 있는 316 스테인레스 강의 크리프 특성을 나타내면 그림 3, 4와 같다. 이러한 데이터를 기초로 하여 각 부품의 비탄성해석을 하여 이것을 온도, 하중, 변형, 시간 등의 항으로 나타내게 되는데 이것을 구성방정식이라고 부르고 있다. 1차 크리프(primary creep) 상태에서는 변형률의 변화가 급격하고 이 또한 하중의 강도에 큰 영향을 받기 때문에 정확한 구조해석을 위해서는 1차와 2차 크리프의 효과를 모두 고려한 크리프 구성방정식 (creep constitutive equation) 및 그에 상응하는 재료성질 데이터가 요구된다. 현재까지 몇 종류의 크리프 모델들이 제안되었고 일부는 구조해석용 유한요소프로그램에도 적용이 되기도 하였으나, 대부분의 모델들이 특정한 실험조건하의 결과로부터 유도되었기 때문에 응력과 온도가 동시에 시간에 따라 변화하는 실제 하중조건에서의 구조거동을 예측하는 데에 한계가 있다. 따라서 실제 구조물과 유사한 형태의 구조체를 만들어 실험함으로써 모델의 개선 및 구조해석의 신뢰도를 높이려는 연구들이 진행되고 있다.

크리프특성에 대한 allowable stress를 결정하는 방법은 표 3에 나타내었다. 3차 크리프의 정의를 그림 5에 나타내었는데 3차 크리프의 정의는 2차 크리프가 끝나는 변형으로부터 0.2%를 증가시킨 변형에서의 시간을 나타낸다.

제4절 크리프-피로 성질

액체금속로의 일차계 구조물은 가열과 냉각에 의해서 피로손상을 받고 가동 중에는 크리프 손상은 받게 된다. 이러한 손상들이 동시에 발생할 경우는 각각 발생 할 때보다 손상정도가 더 심각한 것으로 알려져 있다. 크리프-피로 시험을 위한 실험방법은 다음과 같이 나눌 수 있다.

- 1) 일정하중이나 일정변형에서 유지시간을 주면서 strain 제어 피로시험: 유지 시간의 영향은 사이클의 형태, 변형범위, 온도, 환경, 재료의 ductility, frequency 등에 의존하는 것으로 알려져 있다. 이 방법이 가장 널리 사용되어지고 있다.
 - 2) 반복하중이나 변형하에서의 크리프 시험
 - 3) Athermal 조건하에서 strain 제어 시험 (thermomechanical fatigue test)
- 현재 ASME Code에서 크리프-피로 손상의 평가는 크리프와 피로의 손상을 단순히 합한 다음과 같은 linear damage summation 방법을 사용하고 있다.

$$\sum \frac{N}{N_f} + \sum \frac{t}{t_r} = D \quad (1)$$

여기서 N/N_f : 수명중에서 피로손상부분(N : 주어진 변형범위에서 가하여진 사이클 수,

N_f : 순수 피로시험에서 파단때까지의 사이클 수)

t/t_r : 크리프 손상부분 (t : 주어진 응력에서의 시간, t_r : 주어진 응력에서의 파단시간)

D : 손상의 정도($D=1$ 일 때 파단이 발생한다고 가정)

ASME Code Case N-47에서 채택하고 있는 설계곡선을 그림 6에 나타내었다.

제3장 구조재료의 고온특성에 영향을 미치는 인자

액체금속로에서 사용되어지는 구조재료는 다른 고온 플랜트에서 사용경험이 있는 오스테나이트 스테인레스 강이 사용되어지고 있다. 표 4에서는 액체금속로에서 각 나라에서 사용되어지고 있는 구조재료를 정리하여 나타내었고 이들 재료의 화학조성은 표 5에 나타내었다. 일차계 구조재료는 부식성질, 고온강도, 제조상의 문제 및 고온성질 등에 대한 많은 실험적 자료가 있고 용접성이 우수한 점등을 고려하여 Cr-Ni계의 오스테나이트 스테인레스 강(type 304와 316)이 가

장 적합한 것으로 선택되어지고 있다. 고온에서 탄소의 손실되는 것을 줄이기 위해서 type 321이 선택되어지기도 하지만 최근에는 type 316L에 질소를 첨가한 type 316LN 스테인레스 강이 각광받고 있다.

고온특성의 향상을 위해서는 미량첨가원소(C, N, B 등)의 영향, 열처리 및 시효의 영향, 결정입도의 영향, heat 변화의 영향, 실험조건의 영향이 등이 파악되어야 하지만 이들 영향을 평가하기 위해서는 방대한 량의 실험자료가 필요하므로 새로운 재료개발의 걸림돌로 작용하고 있다. 이들 인자들이 재료의 고온특성에 미치는 영향을 아래에 요약하였고 이들 재료의 화학조성은 표 6~9에 나타내었다[3-16].

제1절 첨가원소의 영향

1. 탄소

탄소는 고용강화효과가 뛰어나지만 고온에서 결정입계에 탄화물이나 금속간화합물을 석출시켜 기지내의 탄소가 고갈되어 기계적 성질에 좋지 않은 영향을 미친다. 따라서 탄소의 거동은 시효거동에 의해서 크게 영향을 받는다. 탄소농도가 크리프 특성에 미치는 영향을 그림 7에 나타내었다. 탄소농도가 증가해도 크리프 특성은 크게 개선되지 않지만 파단 연신율은 크게 감소하는 것을 나타내었다.

2. 질소

가. 인장성질

치환형원소 중에서 페라이트를 안정화시키는 원소인 W, Mo, V, Si, Cr은 항복강도를 약간 증가시키지만 오스테나이트를 안정화시키는 원소인 Cu, Co, Mn, Ni은 거의 영향을 미치지 않고 특히 Ni같은 원소는 오히려 감소시키게 된다. 침입형 원소인 C, N, B는 치환형 원소보다 고용강화효과가 크지만 이 중에서 특히 질소는 고용강화효과가 가장 뛰어난 원소이다.

질소를 첨가하면 planar슬립이 형성되는 것이 적층결함에너지의 감소 때문이라는 보고도 있지만 질소를 첨가하면 적층결함은 거의 차이가 없다는 보고도 있고 적층결함에너지를 증가시킨다는 보고도 있다[2]. 높은 적층결함에너지를 가지는 재료에서도 planar한 전위구조를 관찰할 수 있는데 이것의 원인은 단범위규칙이 형성되기 때문으로 알려져 있다[17]. 따라서 단범위규칙에 대한 실험적인 증거는 없지만 전위의 dipole이 형성되는 것으로부터 단범위규칙의 형성을 유추하

는 간접적인 방법으로 질소가 Cr과의 강한 상호작용에 의해서 단범위규칙을 형성함으로써 강도를 향상시키고 planar한 전위구조를 나타낸다. 질소는 오스테나이트 스테인레스 강의 strain hardening rate ($d\sigma/d\varepsilon$)를 증가시킨다. Soussan [18]은 Fe-18Cr-8Ni-N합금에 0.25wt%의 질소를 첨가하면 strength coefficient (K)를 증가시키고 strain hardening exponent (n)에는 거의 영향을 미치지 않는 것으로 보고하였다.

각 온도에서 질소함량에 따른 인장성질의 영향을 그림 8에 나타내었다. 유동응력에 미치는 질소의 영향은 상온에서 탄소보다 약 20%이상 더 크다. 오스테나이트 스테인레스 강에서 유동응력에 미치는 질소의 영향을 크게 두 부분으로 나눌 수가 있다. 200°C 이하의 비교적 저온에서는 thermal인 영역이고 이 영역에서는 항복강도는 고용강화에 의해서 $X_N^{1/2}$ 에 비례하는 관계를 나타내는데 이러한 원인으로서는 온도가 증가함에 따라서 shear modulus 변화에 의한 강화 때문이다. 고온에서 항복강도는 athermal한 경향을 나타내고 X_N 에 직선적으로 비례하게 되는데 이러한 원인으로서는 질소와 Cr에 의한 단범위규칙이나 결정립강화에 의한 것이다. 탄소를 첨가하면 결정립강화에는 나쁜 영향을 미치지만 질소를 첨가하면 결정립강화는 증가하게 된다.

나. 피로성질

316L 스테인레스 강에서 각 온도에서 피로수명에 미치는 질소의 영향을 그림 9에 나타내었다. 일반적으로 planar slip이 wavy slip보다 피로저항성이 더 큰 것으로 알려져 있고 planar slip의 발생은 slip reversibility를 증가시켜 균열의 시작을 지연시키기 때문에 피로수명이 증가하는데 slip reversibility는 적층결합에너지가 낮거나 치환형 원자에 결합된 침입형 질소와 전위 사이의 반응에 의한 단범위기구에 의해 발생한다.

질소의 첨가량이 증가할수록 피로수명이 증가하는데 상온에서 높은 변형범위에서의 피로수명과 질소량과의 관계는 다음과 같은 관계를 갖는다.

$$N_f(X) = N_f(0.03) + 3 \times 10^4 \Delta \varepsilon_p^{-1.9} (X - 0.03) \quad (2)$$

여기서 X는 wt% 질소량.

이 관계식은 질소량이 0.03 - 0.12 wt%까지 적용되고 질소의 양이 0.12 wt% 이상이 되면 포화현상을 나타내는데 이것은 소성변형이 균일하게 분포하고 slip reversibility가 좋아지기 때문이다.

고온에서는 동적변형시효의 영향으로 일정한 변형범위를 유지하기 위해서는

더 높은 하중을 필요로 하므로 균열선단에 큰 응력을 집중시키고 빠른 균열성장을 일으키게 하여 균열전파 단계에서의 사이클 수를 줄임으로서 피로수명이 급격히 감소하게 된다. 질소는 동적변형시효를 지연시키는 것으로 알려져 있으므로 질소는 전위구조의 planar 및 동적변형시효의 지연 등에 의해서 고온 저주기피로 수명을 증가시키는 것이다[19].

다. 크리프 성질

질소를 첨가하면 minimum creep rate가 감소하고 2차 크리프 구간이 증가하여 파단때까지의 시간이 증가하게 되어 1000℃까지는 오스테나이트 스테인레스 강에서 크리프저항성에 좋은 영향을 미치는 것으로 알려져 있다. Minimum creep rate는 질소를 첨가하면 감소하는 경향을 나타낸다. 질소를 첨가하면 크리프 파단시간이 증가하고 minimum creep rate가 감소하는 것을 그림 10~12에 나타내었다. 탄소를 첨가하면 결정입계에 탄화물을 석출시켜서 결정입계가 취화되어 파단 ductility가 감소하지만 질소와 관련한 석출 kinetics가 상용합금에서 (< 0.1 wt%)의 탄화물석출보다는 느리기 때문에 크리프변형과 균열시작에 더 저항적이므로 질소는 파단 ductility를 감소시키지 않으면서 파단강도를 증가시킨다. 파단강도의 증가는 minimum creep rate가 감소하고 2차 크리프 구간이 증가하기 때문이지만 질소를 첨가한 합금에서 크리프과정 동안에 질화물을 석출을 시키지 않는다면 질소가 고용강화에 더욱 기여하게 된다. 오스테나이트 스테인레스 강에서 질소함량이 아주 높은 경우에는 크리프 온도에서 질화물이 형성될 수 있는데 질화물이 형성되면 크리프 파단강도와 연성은 감소하게 되므로 그대로 적용할 수 없다. 고 질소가 첨가된 오스테나이트 스테인레스 강의 크리프성질은 합금의 조적안전성, 질화물의 형성여부, 소성성질, 균열의 시작과 전파 등에 의존한다.

라. 크리프-피로 성질

316 스테인레스 강의 크리프-피로 수명이 피로수명보다는 현저히 감소하고 피로손상에 미치는 크리프의 영향은 유지시간을 변화시킴으로서 평가할 수 있는데 오스테나이트 스테인레스 강에서 유지시간의 영향을 그림 13에 나타내었다. 크리프-피로 수명에 미치는 질소의 영향을 그림 14에 나타내었다.

일반적으로 오스테나이트 스테인레스 강의 경우 크리프-피로 손상은 결정입계에 석출한 탄화물에서 cavity가 발생하여 결정입계를 따라서 성장함으로써 발

생하는 것으로 알려져 있다[20]. 그러나 그림 14-1에서 보듯이 Nilsson[21]은 크리프-피로 시험에서 질소함량과는 상관없이 입계파괴가 발생하는데 그 정도는 질소를 함유한 경우가 더 심각하고 316 스테인레스 강보다는 질소를 첨가한 316LN 스테인레스 강의 크리프-피로 수명이 감소한다고 하였다. 이러한 차이는 질소의 함량이 낮은 316 스테인레스 강의 경우는 쉽게 교차슬립이 발생하여 결정입계 근처의 응력을 교차슬립을 통하여 완화함으로써 결정입계에서의 cavity의 생성을 억제하지만 질소의 함량이 높으면 planar slip이 발생하여 이 slip plane이 결정입계와 만나는 곳에서 응력의 집중이 발생되어서 cavity가 발생하여 입계를 따라서 전파한다는 것이다. Nilsson의 결과는 탄화물에서 cavity가 발생하여서 이것들이 성장, 합체되어 파괴가 발생한다는 보고와는 상반된 것이다. 그러나 Kim[22]등은 질소함량이 높으면 planar한 전위구조를, 질소함량이 낮으면 cell 형태의 전위구조를 나타내었지만 질소를 첨가하면 크리프-피로 수명이 증가하는 것으로 보고하였고 이와 같은 결과는 전위구조가 planar한 경우가 크리프-피로 수명이 감소한다는 Nilsson의 주장과는 상반된 것이다.

크리프-피로 시험을 수행한 시편에서 탄화물의 석출상태는 질소함량이 낮은 경우는 결정입계를 따라서 연속적으로 많이 석출하지만 질소함량이 높으면 탄화물의 석출이 불연속적으로 되고 질소함량이 낮은 경우와 비교해서 상대적으로 적게 석출하였고 결정입계는 탄화물사이에서 이동하였다[22, 23].

Nilsson의 실험결과는 탄화물보다는 전위구조가 크리프-피로 수명에 영향을 큰 영향을 미치는 것이다. 그러나 Kim[22]의 연구결과는 질소를 첨가하지 않은 경우 cell형태의 전위구조를 가지지만 크리프-피로 수명은 planar한 전위구조를 가지는 질소를 첨가한 강보다 감소하게 된다. 이러한 결과는 전위구조보다는 탄화물의 석출량과 분포가 크리프-피로 수명에 영향을 미친다는 것이다.

3. 인 (P)

크리프 파단강도는 인의 함량이 증가하면 증가하는 것으로 알려져 있다. 인의 함량에 따라서 파단수명이 계속 증가하는 경향을 그림 15에 나타내었다. 인을 증가시키면 연성 및 인성이 감소하고 응력부식균열을 조장하기 때문에 낮은 함량을 조절하고 있다. 인은 $M_{23}C_6$ 의 생성과 성장을 조장하므로써 탄화물의 석출을 분산시키는데, 기지내의 미세한 석출물은 입계강도를 증가시켜 크리프 강도를 증가시킨다. 그러나 인의 결정입계에의 편석은 취성을 유발하게 된다.

4. B

고온가공성을 위하여 일부 첨가되어지고 있지만 소량의 보론은 크리프 강도와 연성을 증가시키는 것으로 알려져 있다. 304 스테인레스 강에서는 큰 영향은 없지만 347 스테인레스 강에서는 파단수명에 특히 낮은 응력범위에서 큰 영향을 미치는 것으로 알려져 있다. 보론의 역할은 크리프 속도의 감소에 의한 크리프 강도의 증가보다는 결정입계 cavitation과 wedge균열을 억제시킴으로서 3차 크리프 단계의 시작시간을 지연시키는 것이다.

$M_{23}C_6$ 탄화물은 탄소의 자리에 보론이 대신하여 정합상태를 이루게 되어 결정입계에 석출한 Cr_2B , $M_{23}(CB)_6$ 는 결정입계를 강화시킨다. 또한 보론은 결정입계의 미끄러짐을 방지한다고 한다.

316 스테인레스 강의 크리프 특성에 미치는 보론의 영향을 그림 16에 나타내었다.

5. Ti과 Nb

용체화처리한 316 스테인레스 강에서 Ti의 함량을 증가시키면 2차 크리프 속도는 감소하는 것을 그림 17에 나타내었다. 약 0.5 wt% Ti을 첨가하면 크리프 속도는 약 2 order만큼 감소하고 파단수명은 1 order만큼 증가한다.

Nb의 20~100 ppm으로 변화시킨 304 스테인레스 강의 크리프 시험에 의하면 Nb의 함량을 증가시키면 크리프 속도는 감소하고, 파단시간은 증가하며, 연성은 감소한다.

(Ti+Nb)/C의 원자비가 ~0.25일 때 크리프 파단강도는 증가하는데 이러한 원인은 $M_{23}C_6$ 의 분포와 고용강화효과에 기인한다.

6. V

V/(C+N)의 원자비가 증가하면 크리프 파단강도는 급격히 증가한다. 고용강화에 V의 영향은 600°C이하의 온도에서 가장 중요하다. 600°C 이상에서는 vanadium carbide가 더 중요하게 된다. 이것도 연성을 감소시키게 된다.

7. Mo

$M_{23}C_6$ 의 석출을 조장하므로써 기지를 강화시키고 오래동안 lattice에 남아있어서 치환형 강화원소로서 작용한다. 316의 경우는 ~650°C에서 장시간 시효처리하면 크리프 성질을 저하시키는 Mo-rich Laves 상을 형성한다. 크리프 특성을

향상시키는 것을 그림 18에 나타내었다.

8. 기타

S, Si, Mn, Cu, Co, Cr, Ni등과 같은 원소들의 영향을 그림 19에 나타내었다.

제2절 Heat의 영향

316 스테인레스 강의 heat 변화에 의한 인장성질의 영향을 그림 20에 나타내었고 크리프 결과를 그림 21에 나타내었다. 각 heat에 따라서 크리프 파단특성에 차이가 나는데 이러한 원인은 화학조성(C, B, Ni, Si, S, Mn)과 결정입 크기의 영향에 의한 것으로 사료된다.

제3절 열처리의 영향

1. 시효처리의 영향

입내에 석출한 $M_{23}C_6$ 탄화물은 결정입을 강화해서 크리프 속도를 감소시키지만 과시효는 Laves 상을 석출시켜 결정입을 연화시키는 역할을 한다. 결정입계에 석출한 탄화물은 결정입계의 미끄러짐을 방지하지만 큰 입자는 cavity생성을 조장하게 된다. 크리프 특성에 미치는 시효의 영향을 그림 22에 나타내었다.

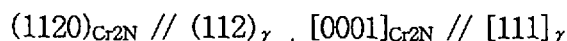
결정입계에 탄화물을 석출시킨 경우는 피로수명과 크리프-피로 수명의 변화를 그림 22에 나타내었다.

2. 결정입도의 영향

결정립 크기가 감소하면 피로수명은 증가하지만 온도가 증가하면 영향이 감소하는 것을 그림 23에 나타내었고 결정립크기를 감소하면 크리프 파단수명과 파단연신율은 일반적으로 감소하는 것을 그림 23에 나타내었다.

3. 질화물의 영향

스테인레스 강에서 우세하게 형성되는 질화물은 HCP구조를 가진 Cr_2N 인데 질소량이 0.16 wt% 이상일 경우에 형성되는 것으로 알려져 있다. Cr_2N 의 matrix와의 방위관계는 다음과 같다[24].



Fe-Cr-Mn-Ni 스테인레스 강에서 Ti, Nb, V와 같은 강한 질화물을 형성하는 원소를 포함하지 않는 합금에서는 질소의 용해한계는 기지와 Cr₂N사이의 평형에 의해서 결정된다. 질소의 농도가 이 한계를 넘어서면 합금은 Cr₂N을 석출하게 된다. 많은 량의 질소가 오스테나이트 스테인레스 강에 함유되어 있으면 그것들이 600~1050°C에서 불안정하게 되어 질화물을 석출하게 된다. 석출되는 kinetics는 조성과 온도에 의존하지만 일반적으로 매우 빨리 발생된다. 즉 900°C에서는 1분 정도의 시효로 발생될 수 있다. 질소의 농도가 높고 온도가 낮으면 질화석출물(Cr₂N)은 일반적으로 결정입계에서 불연속적으로(cellular)석출하지만 어떤 합금에서는 기지에서 transgranular하게 석출하기도 한다. 질소는 고용체 형태로 침입형으로 합금에 들어가 있어 높은 강도와 인성을 나타내지만 질화물에 의한 취성을 일으키게 된다. 결정입계에서의 cellular 질화물은 충격시험에서 동적변형 동안에 소성변형이나 인장연성에 나쁜 영향을 미치게 된다. 질화물의 석출은 인장강도와 최대인장강도에는 영향을 미치지 않지만 재료의 소성변형을 현저히 감소시켜서 취성을 유발하게 된다.

제4장 수명예측 방법

제1절 피로

변형범위와 피로수명과의 관계는 다음과 같은 Coffin-Manson 관계식이 이용되고 있다.

$$\Delta \epsilon_f = A N_f^{-\alpha} + B N_f^{-\beta} \quad (3)$$

여기서 A, B, α , β 는 재료상수

제2절 크리프

구조재료의 잔존수명을 평가하기 위한 방법으로 비교적 단시간의 시험결과를 이용하여 장시간의 수명을 예측하기 위한 방법이 개발되게 되었다. 이를 위하여서 시간, 응력, 온도의 세 변수가 하나의 식으로 표현되어서 복합적인 효과를 줄 수 있는 하나의 parameter를 찾을 수 있다면 유용할 것이다. 이러한 parameter를 구하기 위하여 많은 연구가 있었는데 이러한 parameter를 소개하면 다음과 같다 [25-32].

1. Larson-Miller parameter

시간과 온도를 결합하여 하나의 변수 $P=T(K_1+\log t)$ 로서 나타낸 것으로

K_1 : 10~40의 값을 갖는 상수

T : 온도, °F의 절대값 °R을 사용

t : 파단시간

특정의 응력조건의 경우 온도를 결정하면 자연스럽게 파단시간이 결정되어서 단시간의 시험결과를 이용하여 장시간의 설계시간을 예측 할 수 있다. 이 방법은 크리프 수명의 예측에 가장 널리 사용되어지고 있다.

2. Orr-Sherby-Dorn parameter

파단시간과 크리프 변형속도식은 다음과 같다.

$$\dot{\epsilon} = A_1 \exp(-B_1/T) \quad (4)$$

$$t_r = A_2 \exp(-B_2/T) \quad (5)$$

(5)식의 양변을 log를 취하면

$$\log t_r = \log A_2 + B_2/2.3T \quad (6)$$

$$\log A_2 = \log t_r - B_2/2.3T \quad (7)$$

여기서 A_2 는 응력의 함수이므로

$$\theta = f(\theta) = \log t_r - Q/2.3RT \quad (8)$$

이식의 의미는 $\log t_r$ 과 $1/T$ 에 대하여 그리면 직선이 되고 이 직선의 기울기는 응력에 관계없이 모두 평행한 $3R$ 이라는 값이 얻어진다.

3. Manson-Haferd parameter

이 parameter는 다음과 같은 식으로 유도된다.

$$t_r = A_3 \exp(-B_3/T) \quad (9)$$

$$\log t_r = \log A_3 - B_3/T \quad (10)$$

여기서 A_3 와 B_3 는 응력의 함수이므로 모든 일정응력 시험결과는 한 점에서 만나는 것을 의미한다. 따라서 Manson-Haferd parameter는 다음과 같이 된다.

$$f(\sigma) = (\log t_r - \log t_a) / (T - T_a) \quad (11)$$

여기서 t_a , T_a 는 모든 데이터가 만나는 점의 좌표이다.

4. Manson-Brown parameter

Manson-Haferd parameter 보다는 일반적인 식을 다음과 같이 제안되어지고

있다.

$$f(\sigma) = (\log t_r - \log t_a) / (T - T_a)q \quad (12)$$

$q=1$: Manson-Haferd parameter가 된다.

$q=-1$ 이고 $T_a=0$ 이면 Larson-Miller parameter가 된다.

$T_a \log t_a = Q$ 일 때 $\log t_a$ 와 $1/T_a$ 값을 매우 큰 값으로 정한 경우 Orr-sherby-Dorn parameter가 된다.

이상과 같이 여러 종류의 수명예측 모델은 각기 그 나름대로의 강점을 가지고 있어서 실제 구조물의 수명예측에 사용되고 있으나 어느 예측식도 완전한 것은 아니다. 이렇게 완전한 수명예측식이 제안되지 못하고 있는 것은 금속조직이 열적, 기계적 영향을 받으면서 장시간 사용되는 경우 그 안정성을 정확하게 예측할 수 있는 방안이 없기 때문에 단시간의 가속한 조건에서 시험한 결과를 이용하여 장시간의 조업조건에서의 수명을 예측하려 하기 때문이다.

제3절 크리프-피로

1. Linear damage summation

현재 미국의 ASME Code N-47과 프랑스의 RCC-MR에서 원자력발전소의 고온 구조물의 설계와 건설에 사용되어지고 있는 이 방법(식 (1))은 순수한 현상학적으로 구한 것이고 어떤 기구에 기초한 것은 아니다. 따라서 재료에 따라서 손상정도가 다르게 된다. 또한 인장과 압축동안의 유지영향이 같은 손상을 일으킨다고 가정하였다. 이 방법은 연화현상과 시험전에 소성변형을 받은 경우는 예측하지 못한다. 그러나 이 방법은 적용이 간단하고 변형범위와 피로수명과 크리프 파단시간과 응력과의 관계곡선만 있으면 적용할수 있기 때문에 현재 널리 이용되고 있다.

2. Frequency modification

크리프-피로 수명은 frequency에 의존하게 되는데 이 frequency의 영향을 고려하여 Coffin-Manson 식을 수정한 것이다.

$$\Delta \epsilon_f = A [N_f \nu^{k_1-1}]^{-a} + B [N_f \nu^{k_2-1}]^{-\beta} \quad (13)$$

전체 frequency ν 는
$$\nu = \frac{1}{\frac{1}{\nu_t} + \frac{1}{\nu_c}}$$

ν_t : 인장으로 갈때의 frequency,

ν_c : 압축으로 갈때의 frequency

A, B, k_1 , k_2 , α , β 는 상수이다.

그러나 이 방법은 많은 재료상수를 구하여야 하고 이 상수는 재료와 시험조건마다 다른 값을 갖는다.

3. Strain range partitioning

전체적인 비탄성변형을 변형의 방향과 누적된 비탄성변형의 방향에 따라서 4개의 부분으로 나누어서 해석하는 방법

$$F_{pp} = \frac{\Delta \varepsilon_{pp}}{\Delta \varepsilon_{in}} \quad F_{cc} = \frac{\Delta \varepsilon_{cc}}{\Delta \varepsilon_{in}} \quad F_{pc} = \frac{\Delta \varepsilon_{pc}}{\Delta \varepsilon_{in}} \quad F_{cp} = \frac{\Delta \varepsilon_{cp}}{\Delta \varepsilon_{in}} \quad (14)$$

$$\frac{1}{N_f} = \frac{F_{pp}}{N_{pp}} + \frac{F_{cc}}{N_{cc}} + \frac{F_{cp}}{N_{cp}} \quad [\text{or} \quad \frac{F_{pc}}{N_{pc}}] \quad (15)$$

여기서 $\Delta \varepsilon_{pp}$, $\Delta \varepsilon_{cc}$: 순수한 완전 소성변형과 크리프 변형범위,

$\Delta \varepsilon_{pc}$, $\Delta \varepsilon_{cp}$: 크리프와 소성변형범위가 합해진 것,

N_{pp} , N_{cc} 등은 각 형태의 변형에서 파단때까지의 사이클 수

이 방법의 특징은 복잡한 유지시간 시험에 기초한 기초적인 데이터를 생산할 필요가 있다는 것이다. 긴 시간동안의 유지시간과 작은 변형범위에서의 예측을 위한 의심에 오차가 날수가 있다.

4. Ductility exhaustion

피로변형시 재료의 파단조건인 연성이 점차로 감소하여 피로시험의 연성치에 이르면 재료가 파괴된다는 것이다. 피로손상과 크리프 손상이 각각에 해당하는 변형량 분율을 각각의 손상으로 고려하여 그 합으로부터 수명을 예측하는 것으로 다음과 같은 식으로 표현된다.

$$\frac{1}{N_f} = \frac{\Delta \varepsilon_p}{D_p} + \frac{\Delta \varepsilon_c}{D_c} \quad (16)$$

여기서 $\Delta \varepsilon_p$: $N_f/2$ 에서의 소성변형량 범위이며,

D_p : 순수한 피로시험으로부터 얻을 수 있는 fatigue ductility로서 Coffin-Manson관계식의 연장선상의 결과인 1사이클에 해당하는 재료의 연성치를 의미하며,

$\Delta \varepsilon_c$: 유지시간 동안에 추가적으로 부가되는 크리프 변형이며,

D_c : creep-rupture ductility를 나타낸다.

구속상태, 삼축응력상태, 시험온도, 재료내의 불순물농도, 변형속도 등의 함수이기 때문에 정확한 값을 정의하기가 어렵다는 것이다. 이 방법을 기본으로 하여서 크리프나 피로의 손상을 평가하는데 있어서 수정을 가하여 변형된 모델들이 일본이나 영국에서 적용하고 있다.

5. Ostergren's damage function

Net tensile hysteretic energy가 저주기피로 손상이라는 가정하에서 다음과 같은 관계식이 제안되어졌다.

$$\sigma_{\max} \Delta \epsilon_p N_f^\alpha = C \quad (17)$$

여기서 $\sigma_{\max} = \sigma_m + \Delta \sigma / 2$ (σ_m : 평균응력)

C, α 는 상수

변형속도의 변화, 유지시간의 도입과 같은 시간의존성 손상기구가 중요한 요인으로 작용될 경우는 다음과 같은 frequency-modified damage function을 포함하는 형태로 변환된다.

$$\sigma_{\max} \Delta \epsilon_p N_f^\alpha \nu^{\alpha(k-1)} = C \quad (18)$$

여기서 k는 재료상수

이 식에서 시간의존 손상인 ν 를 정의하는데 있어서 그 손상정도가 파형에의 의존성 여부를 고려하여 두 가지로 분류하였다. 시간의존성 손상이 파형에 독립적인 경우와 시간의존성 손상이 파형에 의존하는 경우 (크리프 손상이 주된손상인 경우)이다. 이 모델은 손상을 두 가지로 분류하기 때문에 여기에 맞는 실험조건에서 실험 데이터가 필요하며 재료내부에서 일어나는 미세구조적 현상의 이해 없이 단순히 데이터를 curve fitting에 의해 재료상수로 고려한 k값을 구해야 한다는 것이다.

6. Damage rate

전체적인 손상을 균열에 의한 피로손상과 cavity에 의한 크리프 손상으로 나누어 각 손상의 상호작용으로 재료의 수명이 결정된다는 것이다. 즉 균열성장식과 cavity성장식을 고려하여 다음과 같이 표현하였다.

$$\frac{1}{a} \frac{da}{dt} = [T \text{ or } C] | \Delta \epsilon_p |^s | \Delta \dot{\epsilon}_p |^k \quad (19)$$

$$\frac{1}{c} \frac{dc}{dt} = [G \text{ or } -G] | \Delta \epsilon_p |^s | \dot{\epsilon}_p |^{kl} \quad (20)$$

T, G : 인장의 경우, C, -G : 압축의 경우

여기서 T, C, G, k, k_1, s 는 온도, 환경, 재료의 조직상태에 따른 재료상수

$\Delta \epsilon_p, \dot{\epsilon}_p$ 는 소성변형과 변형속도의 절대값

a, c : 균열과 cavity 크기

피로와 크리프가 상호작용할 경우는 다음과 같이 수정된다.

$$\frac{1}{a} \frac{da}{dt} = \left(\frac{T}{C} \right) \left[1 + a \ln \frac{c}{c_0} \right] | \Delta \epsilon_p |^s | \dot{\epsilon}_p |^k \quad (21)$$

이 방법은 피로시험에서 여러 가지 파형의 영향을 설명할 수 있지만 복합적인 cyclic hold 시험으로부터 너무 많은 재료계수를 결정하여야 한다.

제5장 건의사항

현재 국제적으로 액체금속로의 구조재료에 사용되어지고 있는 재료는 316계통의 스테인레스 강이다. 그러나 가동온도와 건전성의 향상을 위하여 고온특성이 더욱 우수한 316 스테인레스 강을 개발하기 위하여 기존의 316 스테인레스 강에서 탄소를 저감시키고 질소를 첨가한 316LN 스테인레스 강이 개발되고 있다.

316LN 스테인레스 강은 기존의 316 스테인레스 강을 기준으로 개발된 것이므로 아직까지 316과 같은 방대한 량의 실험자료가 생산되어 있지 않기 때문에 질소를 첨가한 316LN 스테인레스 강의 고온 특성(인장, 피로, 크리프, 크리프-피로)을 정확히 평가하여 액체금속로에 적용하기 위해서는 많은 량의 실험을 조직적으로 수행하여 데이터를 확보하여야 한다.

장시간에 걸친 재료의 손상인 크리프-피로 손상을 단시간의 데이터로서 예측하기 위해서 현재 linear damage summation과 ductility exhaustion 모델이 사용되어지고 있다. 그러나 이들 모델들은 손상기구에 기초한 것이 아니라 현상학적인 관점에서 유추된 것이므로 정확한 수명예측을 못하고 있는 실정이다. 따라서 이들 모델을 기준으로 해서 보다 정확한 해석을 할 수 있도록 이들 식들을 수정, 보완하는 작업이 필요하고 이들 모델에 적용될 수 있는 모델실험이 수행되어져야 한다.

KALIMER 설계를 위해서는 구조재료의 물성에 대한 기초자료가 체계적으로 정리가 되어야 하기 때문에 316 스테인레스 강의 기초 물성에 대한 database를 완성하여야 한다.

제6장 참고문헌

1. 류우석 등 , “액체금속로 구조재료 개요”, KAERI/AR-487/98.
2. J.W. Simmons, Mater. Sci. Eng., A207 (1996) 159.
3. M. Fujiwara, H. Uchida and S. Otha, J. Mat. Sci. Letter, vol. 13 (1994) 557.
4. T. Nakazawa, H. Abo, M. Tanino, H. Komatsu, M. Tashimo and T. Nishida, 鐵 と 鋼, vol. 75 No. 8 (1989) 110.
5. D. R. Duncan and M.M. Paxton, Nucl. Tech., vol. 33 (1977) 112.
6. T.M. Cullen and M.W. Davis, ASTM STP 522 (1973) 60.
7. T. Nakazawa, H. Abo, M. Tanino, H. Komatsu, 鐵 と 鋼, vol. 75 No. 5 (1989) 119.
8. Manfred Schirra, Nucl. Eng. and Design, vol. 147 (1993) 63.
9. M.D. Mathew, S. Latha, G. Sasikara, S.L. Mannan and P. Rodriguez, Nucl. Tech., vol. 81 (1988) 114.
10. S. Degallaix, G. Degallaix and J. Foct, ASTM STP 942 (1988) 798.
11. 유연철, 김홍규, 대한금속학회, vol. 23, No. 12 (1985) 1324.
12. K. Yamaguchi and K. Kanazaea, Met. Trans., vol. 11A (1980) 1691.
13. S.L. Mannan and P. Rodriguez, Adv. in Fract. Res. ICF-6, vol. 3 (1984) 2303.
14. R.P. Skelton, Fatigue at high temperature, eds. R.P. Skelton, 1983, Applied Science Publisher, London, p165.
15. P. Marshall, Austenitic stainless steels, Microstructure and Mechanical properties, eds. P. Marshall, Elsevier Applied Science Publisher, 1984, London, p257.
16. V. K. Sikka, H.E. McCoy, Jr, M.K. Booker and C.R. Brinkman, J. Press. Vessel Tech., Nov. (1975) 243.
17. J. B. Vogt, J. Foct, C. Regnard, G. Robert and J. Dhers, Met. Trans., vol. 22A, (1991) 2385.
18. A. Soussan, S. Degallaix and T. Magnin, Mater. Sci. Eng., A142 (1991) 169.
19. D.W. Kim, W.S. Ryu, J. H. Hong, and S.K. Choi, Journal of Nuclear Materials, vol. 254, 2-3 (1998) 226.

20. P.S. Maiya and S. Majumdar : *Mat. Trans.*, 8A (1977) 1651.
21. J.O. Nilsson : *ASTM STP 942* (1988) 543.
22. 김대환, 류우석, *대한금속학회*, 제 12회 재료강도심포지엄 (1998) 313.
23. M. Kikuchi, M. Kajihara and K. Frisk, *Proc. High Nitrogen Steels Conf.*, J. Foct and A Hendry (eds.), Lille France, May 18-20, 1988, The Institute of Metals, London (1989) p.63.
24. 23. P. Shankar, D. Sundararaman and S. Ranganathan, *Scripta Metall.*, vol. 31, No. 5 (1994) 589.
25. 남수우, *대한금속학회*, vol. 10, No. 3 (1997) 233.
26. F.R. Larson and J. Miller, *Trans. ASME*, vol. 74 (1952) 765.
27. R.L. Orr, O.D. Sherby, and J.E. Dorn, *Trans. ASME*, vol. 46 (1954) 113.
28. S.S. Manson *ASTM STP 520*, *ASTM* (1976) 365.
29. S.S. Manson, G.R. Haferd and A.C. Nachtigall, in *ASME National Congress on Pressure Vessels and Piping* (1975) 17.
30. W.J. Ostegren, *ASTM J. Test. Eval.*, vol.4, No.5 (1976) 327.
31. S.S. Manson, *Machine Design*, 21 July (1960) 161.
32. S. Majumdar and P.S. Maiya, *Can. Met. Q.*, vol. 18 (1979) 57.

Table 1. Design requirements on structural materials of LWR and FBR NPPs.

Designing/quality criteria	LWR	FBR
Toughness	+	+
Strength	+	+
Hardenability of thick forgings	+	(+) ^a
Weldability	+	+
Corrosion resistance	+	+
Irradiation behavior	+	+
Special requirements for nuclear application	+	+
Creep rupture strength and ductility	- ^b	+
Thermal aging effects	(+)	+
Fatigue	+	+
Creep fatigue	-	+
Fatigue/creep crack growth	+ ^c	+
Data for inelastic analysis ($\sigma - \epsilon - T - t$) ^d	(+) ^e	+

() : Small extent.

a : For SG tubeplate and reactor roof

b : For austenitic/ferritic castings

c : Only fatigue

d : Also needed for constitutive equations

e : Elastic plastic behavior only

Table 2. Definition of S_m values (allowable stresses) for wrought austenitic steels (ASME code).

Allowable stress for short-term loading		Symbol ^a	Definition
$S_m = \min^b$	$R_m(RT)/3$	$R_m(RT)$	UTS at room temperature (RT)
	$R_m(T)/3$	$R_m(T)$	R_m at temperature T
	$R_{p0.2}(RT)/1.5$	$R_{p0.2}$	Same definition for yield strength $R_{p0.2}$
	$R_{p0.2}(RT)/1.1$		

^a R_m and $R_{p0.2}$ are minimum values from tests performed on all product forms

^b use the minimum value of all individual values

Table 3. Definition of S_t values (allowable stresses) for austenitic steels (base metal)^a.

Allowable stress for long-term loading		Symbol	Definition
$S_t = \min$	$S_r(T,t)/1.5$	S_r	Creep rupture strength at design temperature T and time t
	$\sigma_{1\%}(T,t)/1$	$\sigma_{1\%}$	1% strain limit
	$\sigma_{TC}(T,t)/1.25$	σ_{TC}	onset of tertiary creep
$S_r, \sigma_{1\%}, \sigma_{TC}$: minimum values			

^a For weldments several reduction factors are introduced, applied to base metal data.

Table 4. Survey of materials used in FBRs^a.

Component	PFR	PHX	SNR-300	SPX1	EFR
Primary system main components	321	316	1.4948 (304) ^b	316 L (N)	316 L (N) ^c
Core support structure	321	316	1.4948 (304)	304 L	316 L (N)
Intermediate heat exchanger	321	316	1.4948 (304)	316 L (N) 316 L	316 L (N)
Roof	BS 1501/22 (A42) ^b	A42	H11 (A42) ^b	A48 P2	A42/A48 GS-13 MnNi 63
Boiler		2½ Cr 1 Mo	1.6770	Alloy 800	9 Cr 1 Mo mod.
• tube plate	2½ Cr 1 Mo	321	(Nb-stab. 2½ Cr 1 Mo) ^b		
• tubes	9 Cr 1 Mo				
• shell	321				

^a For chemical analyses see Tables 8-22 and 8-23; ^b (): similar standards; ^c weld metal 16-8-2/19-12-3.

Table 5. Austenitic stainless steels and special alloys for FBR applications (chemical compositions in wt%)

Material	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	S	P	Others	Standards	Applications
H11	≤0.20	≤0.35	0.50-1.30	≤0.30	≤0.25	≤0.10	≤0.030	≤0.035	Al ≤0.02 Cu ≤0.3 V ≤0.03	DIN 17155	SNR-300
A 42	≤0.18	≤0.35	≤0.60	≤0.30	≤0.25	≤0.07	≤0.008	≤0.030	Cu ≤0.3	RCC-MR	SPX Phénix
15 Mo 3	0.12-0.20	0.10-0.35	0.40-0.90	≤0.30	≤0.25	0.25-0.35	≤0.030	≤0.030		DIN	SNR-300 SPX
21Cr1Mo	0.05-0.15	≤0.50	0.30-0.60		2.0-2.5	0.9-1.1	≤0.035	≤0.035		ASME RCC-MR	PFR
10CrMoNiNb910 (Nb-stab. 2/4 Cr1Mo)	≤0.10	0.15-0.50	0.40-0.80	0.30-0.80	2.0-2.5	0.90-1.10	≤0.040	≤0.040	Nb ≥10×C	VdTÜV	KNK Phénix SG
stand. 9Cr1Mo	0.07-0.15	0.25-1.0	0.30-0.60		8.0-10.0	0.9-1.10	≤0.30	≤0.30		ASME	PFR
mod. 9Cr1Mo	0.08-0.12	0.20-0.50	0.30-0.60	≤0.20	8.0-9.5	0.5-1.05	≤0.010	≤0.020	V 0.18-0.25 Nb 0.06-0.10 N 0.03-0.07	ASME RCC-MR	EFR/SG
X 20 CrMoV 12 1 (mod)	0.17-0.23	0.10-0.50	0.30-0.80	0.3-0.8	11-12.5	0.8-1.2	≤0.006	≤0.02	V 0.25-0.35	VdTÜV	SNR 300
Type 304 (X 6 CrNi 18 11)	0.04-0.08	≤0.75	≤2	10-12	17-19		≤0.020	≤0.035	B ≤0.0015 N ≤0.05	VdTÜV (ASME)	FFTF SNR-300 Monju
Type 316	0.04-0.08	≤0.75	≤2.0	12.0-14.0	16-18	2.0-2.5	≤0.03	≤0.045		ASME RCC-MR	Phénix
mod. Type 316 316 L (N)	≤0.030	≤0.50	1.6-2.0	12-12.5	17-18	2.3-2.7	≤0.02	≤0.035	B ≤0.002 Co ≤0.25 N 0.06-0.08	RCC-MR VdTÜV	SPX (EFR)
Type 321	0.08	≤1.0	≤2.0	9-12	17-19		≤0.03	≤0.045	Ti > 5×C+N <0.75	ASME	PFR
Alloy 800	0.03-0.06	≤0.7	≤1.0	32-35	19-23		≤0.015	≤0.015	Al 0.3-0.5 Ti 0.1-0.25	RCC-MR (ASME)	SPX
A 286	0.040-0.080	0.4-0.8	1.2-2.0	24-27	13.5-16	1.0-1.5	≤0.015	≤0.030	Ti 1.9-2.3 Al 0.04-0.35 B 0.001-0.007	RCC-MR	SPX EFR

Table 6. Chemical composition of type 316 stainless steel[4].

Material	Chemical composition (wt%)									Grain size (ASTM)
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	N	
No. 1	0.013	0.48	0.98	0.033	0.0028	14.72	17.59	2.56	0.0202	5.0
No. 2	0.013	0.49	1.05	0.040	0.0032	13.44	17.64	2.55	0.0304	4.5
No. 3	0.015	0.50	1.06	0.041	0.0030	12.22	17.49	2.48	0.0837	5.5
No. 4	0.015	0.48	1.05	0.043	0.0028	11.22	17.78	2.54	0.1174	5.5
No. 5	0.021	0.48	1.08	0.040	0.0029	12.21	17.47	2.49	0.0829	5.5
No. 6	0.024	0.50	1.07	0.043	0.0029	11.78	17.69	2.49	0.0803	5.5
No. 7	0.049	0.49	0.99	0.030	0.0034	11.07	17.44	2.49	0.0873	4.5
No. 8	0.051	0.51	1.03	0.024	0.0034	8.82	17.25	0.10	0.0332	4.0
No. 9	0.048	0.50	1.05	0.035	0.0039	10.34	17.54	1.06	0.0358	4.5
No.10	0.049	0.49	1.04	0.032	0.0034	11.49	17.43	2.00	0.0351	4.5
No.11	0.048	0.49	0.98	0.032	0.0028	11.51	17.15	2.48	0.0401	4.5
No.12	0.037	0.49	0.96	0.038	0.0032	12.62	17.87	2.90	0.0343	4.5

Material	Chemical composition (wt%)									Grain size (ASTM)
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	N	
316MN	0.011	0.47	0.83	0.026	0.005	11.0	16.5	2.07	0.0681	5.0
316	0.054	0.47	0.85	0.029	0.002	11.9	17.0	2.16	0.0285	4.0

Table 7. Chemical composition of three heats[9].

Composition	Specified Value ^a		Heat		
	AISI	FBTR	A	B	C
Carbon	0.08	0.04 to 0.07	0.057	0.057	0.048
			0.057	0.054	0.049
Manganese	2.00	1.4 to 2.0	1.80	1.65	1.73
			1.86	1.70	1.79
Silicon	1.00	0.75	0.39	0.685	0.295
			0.42	0.605	0.225
Sulfur	0.03	0.025	0.013	0.007	0.016
			0.013	0.005	0.018
Phosphorus	0.45	0.03	0.025	0.025	0.03
			0.026	0.025	0.026
Sulfur + phosphorus	---	0.05	0.038	0.032	0.046
			0.039	0.030	0.044
Nickel	10 to 14	12 to 14	12.51	12.44	12.48
			12.33	12.30	12.20
Chromium	16 to 18	16 to 18	16.70	16.62	16.10
			16.60	16.40	16.10
Molybdenum	2 to 3	2 to 2.5	2.23	2.32	2.11
			2.20	2.27	2.07
Boron		30	15	5	5
			15	5	5
Titanium		0.02	0.01	0.01	0.01
			0.01	0.01	0.01
Niobium		0.02	0.01	0.01	0.01
			0.01	0.01	0.01
Copper		0.15	0.15	0.135	0.225
			0.15	0.13	0.225
Nitrogen			0.045	0.032	0.031
Grain size, d (mm)		0.03 to 0.13	0.035	0.055	0.070
Cr _{eq}			19.52	19.97	18.66
			19.44	19.58	18.51
Ni _{eq}			15.12	14.98	14.79
			14.97	14.77	14.57
Cr _{eq} /Ni _{eq}			1.29	1.33	1.26
			1.30	1.33	1.27

Note: Except for boron, which is measured in parts per million, the chemical composition is measured in weight percent.

^aThe single values under AISI and FBTR denote maximum.

Table 8. Metallurgical variable alloy compositions (weight percent)[5]

Alloy Number	Heat Number	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Co	B	N
Carbon-Nitrogen Variations													
1	V00470	0.003	0.92	0.40	0.009	0.008	16.95	12.01	2.35	0.10	0.11	0.0011	0.007
2	V00471	0.046	0.96	0.37	0.010	0.007	16.91	12.15	2.35	0.10	0.12	0.0011	0.119
3	V00472	0.047	0.94	0.39	0.010	0.007	16.99	12.05	2.33	0.10	0.12	0.0008	0.050
4	V00473	0.127	0.96	0.38	0.012	0.008	17.06	12.08	2.32	0.10	0.11	0.0010	0.006
5	V00474	0.128	0.97	0.43	0.011	0.008	17.00	12.10	2.34	0.10	0.11	0.0008	0.111
45	V00515	0.012	1.12	0.41	0.010	0.007	16.98	12.12	2.31	0.10	0.11	0.0012	0.130
Phosphorous-Sulfur-Boron Variations													
6	V00460	0.048	0.92	0.35	0.001	0.004	16.89	11.99	2.36	0.12	0.12	0.0005	0.054
7	V00461	0.046	0.96	0.37	0.003	0.007	17.06	12.12	2.35	0.10	0.11	0.0005	0.052
8	V00462	0.046	0.97	0.38	0.003	0.018	17.14	12.14	2.32	0.11	0.11	<0.0005	0.054
9	V00463	0.045	0.96	0.37	0.004	0.036	17.09	12.17	2.32	0.11	0.11	<0.0005	0.055
10	V00464	0.047	0.93	0.37	0.011	0.004	17.09	12.04	2.35	0.11	0.11	0.0005	0.052
11	V00465	0.045	0.95	0.39	0.021	0.005	16.95	12.03	2.31	0.11	0.12	<0.0005	0.064
12	V00466	0.046	0.93	0.35	0.039	0.004	17.01	12.12	2.33	0.11	0.11	<0.0005	0.067
13	V00467	0.051	0.98	0.40	0.003	0.004	16.95	12.09	2.35	0.11	0.11	0.0012	0.067
14	V00468	0.046	0.98	0.39	0.003	0.004	16.09	12.10	2.31	0.11	0.11	0.0030	0.054
15	V00469	0.047	0.96	0.39	0.004	0.004	17.05	12.14	2.32	0.10	0.11	0.0057	0.052
Manganese Variations													
16	V00475	0.045	0.01	0.43	0.011	0.008	16.92	12.15	2.45	0.10	0.11	0.0011	0.047
17	V00476	0.046	0.92	0.38	0.009	0.007	17.00	12.07	2.35	0.10	0.11	0.0012	0.052
18	V00477	0.047	2.04	0.38	0.010	0.008	17.17	11.91	2.21	0.10	0.11	0.0016	0.054
19	V00478	0.044	3.89	0.37	0.009	0.007	17.03	11.98	2.30	0.10	0.11	0.0012	0.056
Copper Variations													
20	V00479	0.048	0.96	0.40	0.010	0.008	16.92	12.07	2.32	<0.01	0.11	0.0010	0.049
21	V00480	0.045	0.96	0.38	0.010	0.008	16.99	12.05	2.34	0.10	0.11	0.0012	0.048
22	V00481	0.044	0.94	0.38	0.009	0.007	16.96	12.04	2.35	0.99	0.11	0.0012	0.052
23	V00482	0.044	0.95	0.39	0.010	0.008	16.96	12.27	2.35	2.94	0.11	0.0012	0.052
24	V00483	0.044	0.95	0.39	0.011	0.008	17.00	11.91	2.35	4.47	0.11	0.0013	0.055
Silicon Variations													
25	V00484	0.046	0.95	<0.01	0.010	0.008	16.88	11.98	2.31	0.10	0.11	0.0011	0.052
26	V00485	0.045	0.94	0.48	0.009	0.008	17.00	12.12	2.34	0.11	0.11	0.0010	0.064
27	V00486	0.045	0.94	0.95	0.011	0.007	17.06	12.19	2.35	0.10	0.11	0.0070	0.049
28	V00487	0.044	0.92	1.47	0.010	0.008	17.07	12.30	2.38	0.10	0.11	0.0070	0.054
29	V00488	0.045	0.94	1.96	0.010	0.007	17.13	12.39	2.41	0.11	0.11	0.0070	0.050
Molybdenum Variations													
30	V00489	0.044	0.99	0.40	0.010	0.007	16.89	12.31	<0.01	0.10	0.11	0.0011	0.049
31	V00490	0.041	0.98	0.38	0.010	0.007	16.86	12.04	0.11	0.10	0.11	0.0011	0.049
32	V00491	0.045	0.99	0.40	0.010	0.008	16.98	11.99	1.00	0.10	0.11	0.0012	0.049
33	V00492	0.047	0.92	0.38	0.011	0.008	16.96	12.09	3.03	0.10	0.11	0.0012	0.049
34	V00493	0.045	0.87	0.40	0.011	0.008	17.09	12.24	4.93	0.10	0.11	0.0010	0.051
Cobalt Variations													
35	V00494	0.044	0.96	0.41	0.010	0.007	16.89	12.83	2.31	0.10	0.02	0.0010	0.049
36	V00495	0.045	0.93	0.40	0.009	0.006	17.12	12.05	2.32	0.10	0.20	0.0010	0.049
37	V00496	0.046	0.91	0.41	0.009	0.009	16.97	11.89	2.29	0.10	0.50	0.0010	0.051
38	V00497	0.043	0.85	0.36	0.010	0.008	17.03	11.99	2.26	0.11	0.96	0.0010	0.050
38	V00498	0.042	0.90	0.36	0.011	0.008	17.00	12.04	2.30	0.10	4.45	0.0013	0.049
Chromium-Nickel Variations													
40	V00499	0.045	0.95	0.40	0.010	0.007	14.86	9.96	2.25	0.10	0.12	0.0013	0.050
41	V00500	0.046	0.96	0.38	0.009	0.007	14.89	12.01	2.35	0.10	0.11	0.0013	0.052
42	V00501	0.047	1.00	0.39	0.009	0.006	15.13	14.04	2.32	0.10	0.11	0.0008	0.048
43	V00502	0.047	0.95	0.40	0.009	0.007	16.85	12.12	2.35	0.10	0.11	0.0005	0.052
44	V00503	0.041	0.90	0.41	0.011	0.007	16.97	12.11	2.35	0.10	0.11	0.0010	0.049
Silicon-Molybdenum Variations													
53	1944	0.044	1.81	3.05	0.005	0.007	17.58	13.96	3.05	0.02	0.04	0.0010	0.052
54	1943	0.057	1.76	1.02	0.004	0.007	17.52	13.82	3.48	0.03	0.04	0.0010	0.053
55	1945	0.060	1.70	0.98	0.004	0.005	16.95	13.52	3.88	0.04	0.04	0.0010	0.062
56	1946	0.063	1.70	1.96	0.004	0.006	16.93	13.77	3.96	0.03	0.04	0.0010	0.054

Table 9. Chemical composition of type 17/2/2CrNiMo stainless steel[8].

Heat	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Co	Nb/Ta	+Ti	B	N	Al	V
Spec. EFR min.	0.015	≤ 0.5	1.6	≤ 0.025	≤ 0.015	17.0	12.0	2.3	≤ 0.3	≤ 0.25	Σ ≤ 0.1		≤ 0.020	0.06		
1.4909 max	0.030		2.0			18.0	12.5	2.7						0.08		
KSW	0.026	0.15	2.06	0.024	0.002	17.39	12.50	2.43	0.04	0.05	0.01	0.01	0.0004	0.067	0.006-1	
CRM	0.020	0.32	1.80	0.020	0.0006	17.34	12.50	2.40	0.12	0.030	0.042	0.008	0.0014	0.080	0.0180	
NET	0.022	0.46	1.82	0.027	0.001	17.4	12.34	2.3	0.20	0.17	0.01		0.0007	0.06		
316 MN-MC	0.011	0.47	0.83	0.026	0.005	16.5	11.0	2.07						0.0681	0.005	0.06
Spec. VDEh min	0.04	≤ 0.75	≤ 2.0	≤ 0.045	≤ 0.030	16.0	12.0	2.0								
1.4919 max	0.08					18.0	14.0	2.5								
3 heats VDEh	0.052	0.43	1.40	0.019	0.007	17.06	13.24	2.26	0.06	0.13	< 0.03	< 0.03	0.0008	0.03		0.02
1.4919 [5]	0.055	0.60	1.77	0.032	0.023	17.50	13.70	2.30	0.26	0.24		0.08	0.0009	0.052		0.08
6 heats NRIM	0.06	0.46	1.41	0.026	0.007	16.97	10.28	2.25	0.14		0.03	0.009	0.0007	0.0159	0.006	
SUS 316 [6]	0.08	0.81	1.75	0.032	0.026	17.43	12.48	2.49	0.35		0.04	0.047	0.0016	0.0290	0.040	
6 heats Nippon	0.009	0.47	0.81	0.024	0.0030	16.38	10.61	2.06						0.0679	0.003	0.050
Steel 316 MN [8]	0.012	0.56	0.86	0.029	0.0057	16.70	11.1	2.15						0.0823	0.020	0.064

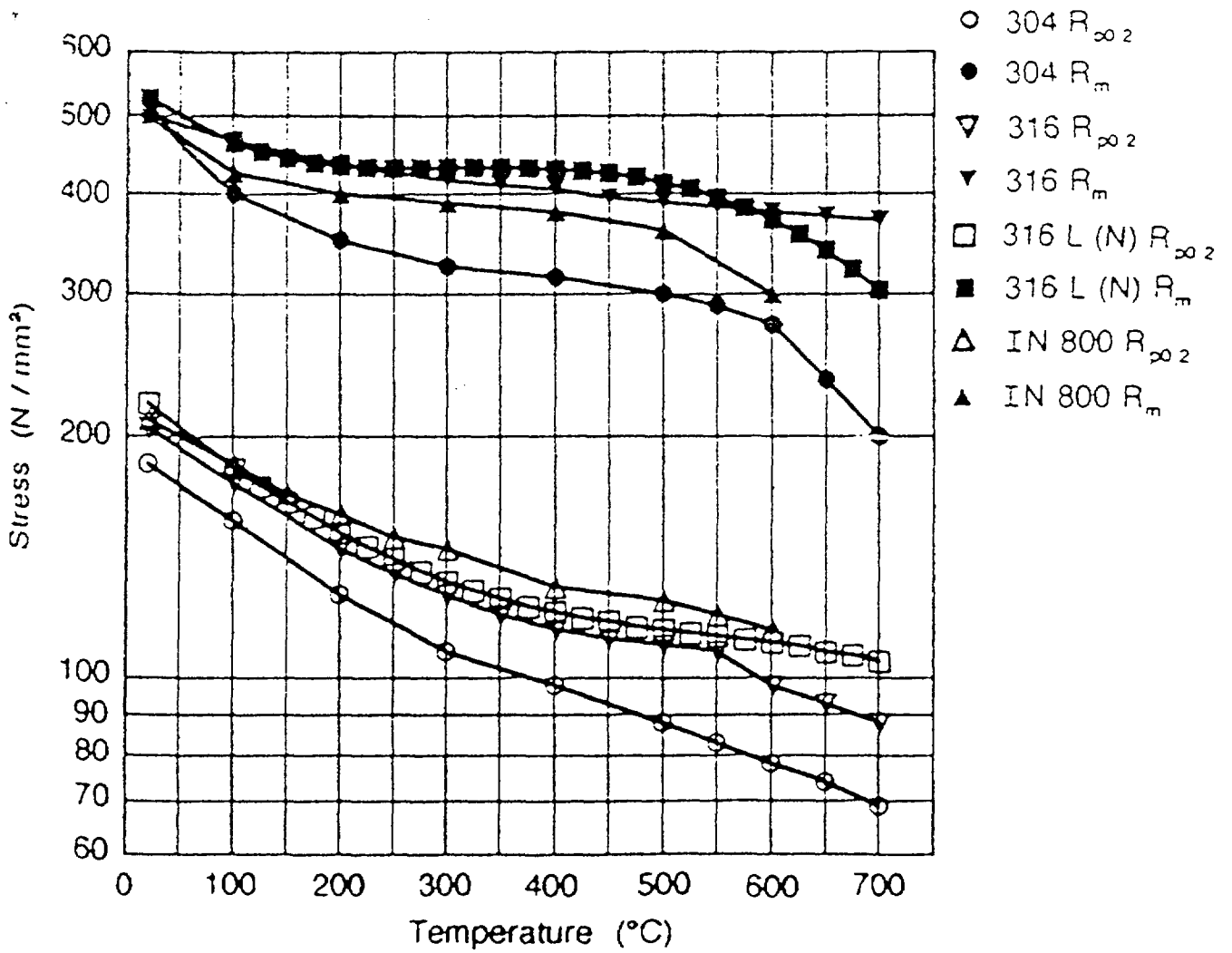


Fig.1. Yield strength ($R_{p0.2}$) and ultimate tensile strength (R_m) of various austenitic stainless steels (data source : codes).

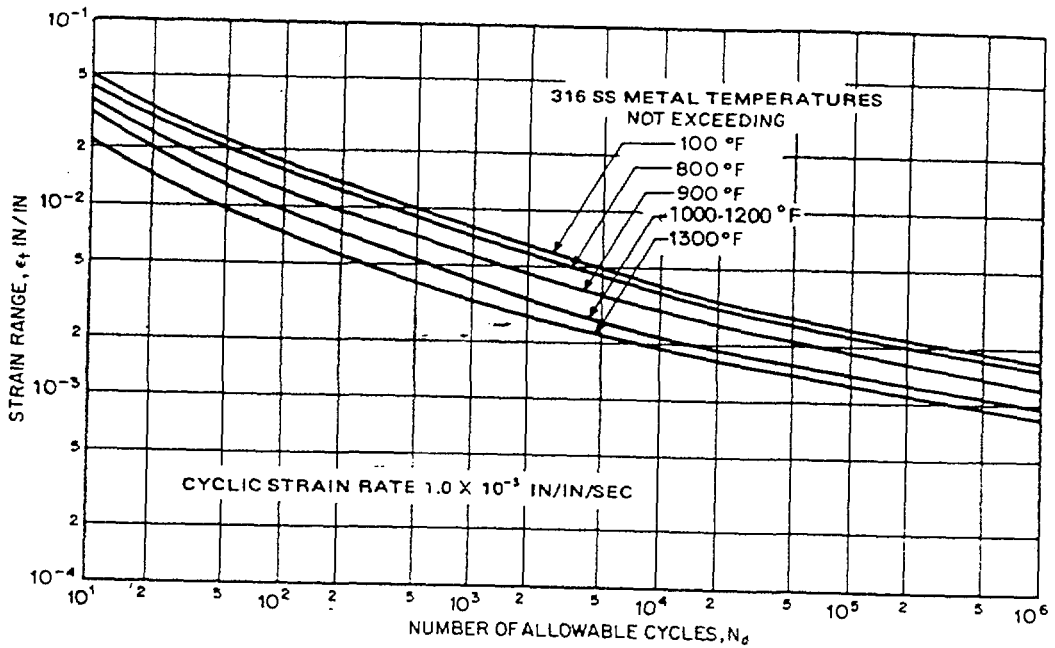


Fig. 2-1. Design fatigue strain range, ϵ_t , for continuous fatigue of type 316 stainless steel.

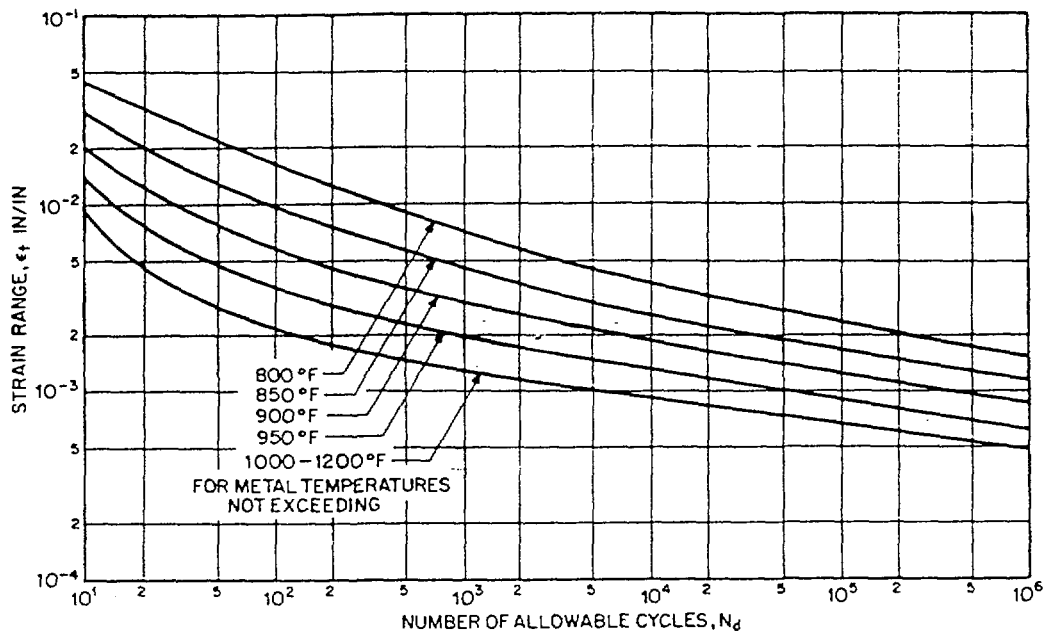


Fig. 2-2. Design fatigue strain range, ϵ_t , for slow strain rate and hold times (Elastic analysis) of type 316 stainless steel.

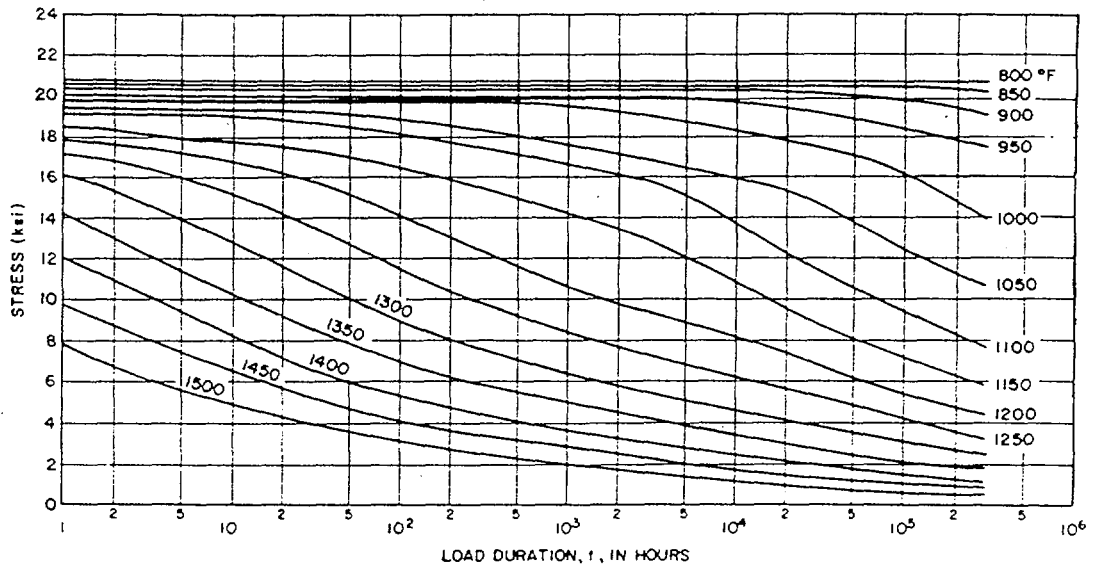


Fig. 3. Creep rupture curves (S_t) for type 316 stainless steel (Source : ASME Code N-47)

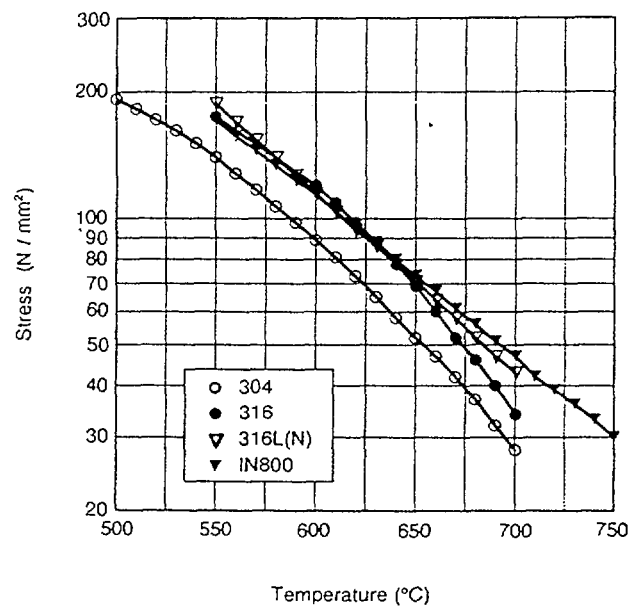


Fig. 4. Mean values of creep rupture strength for 100,000 h versus temperature for high-temperature austenitic stainless steels (ASME, RCC-MR Code).

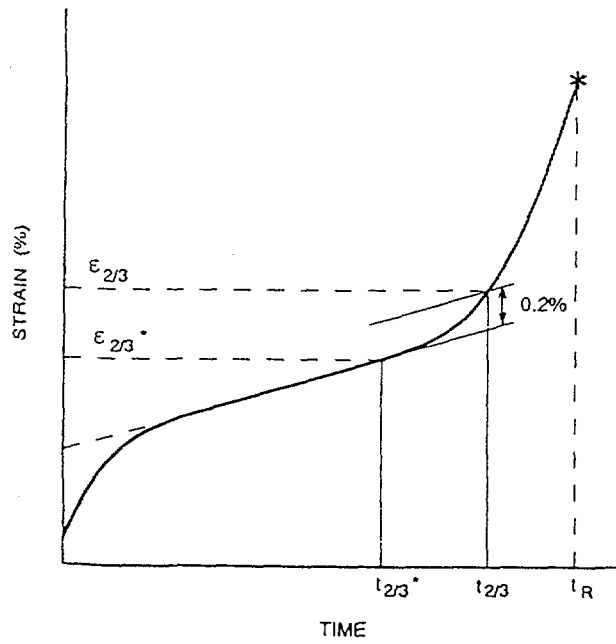


Fig. 5. Definition of the onset of tertiary creep ($\epsilon_{2/3}^*$: strain for end of secondary creep range (range with minimum creep rate); $\epsilon_{2/3} = \epsilon_{2/3}^* + 0.2\%$) : definition for onset of tertiary creep; $t_{2/3}^*$, $t_{2/3}$: times to reach $\epsilon_{2/3}^*$, $\epsilon_{2/3}$; t_R : time to rupture in creep tests with σ constant).

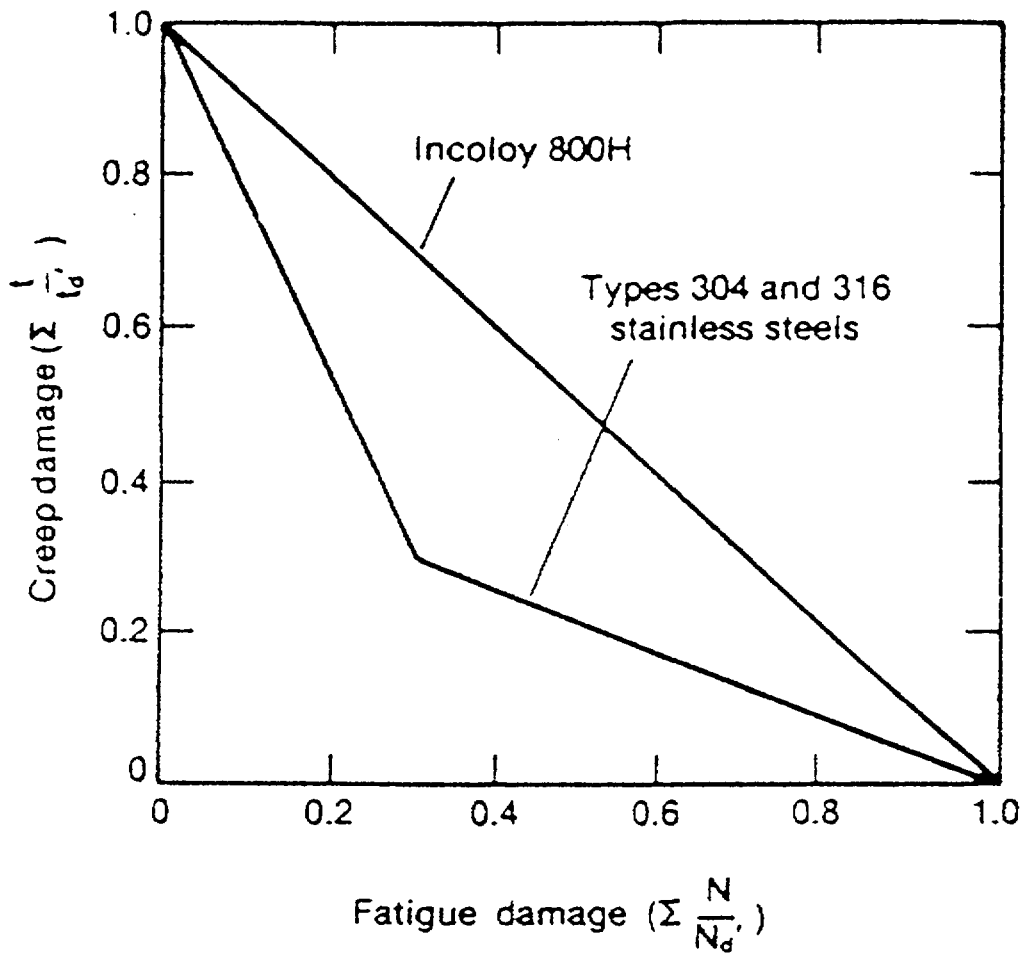


Fig. 6. Linear damage fatigue-creep design envelopes.

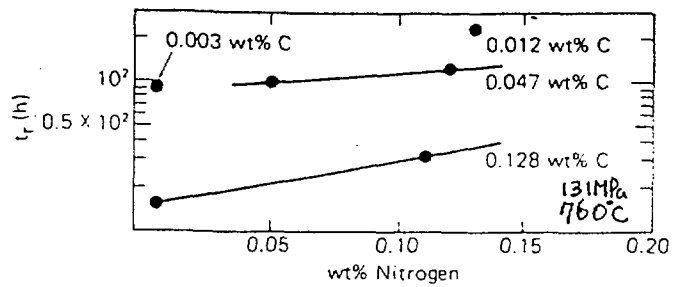
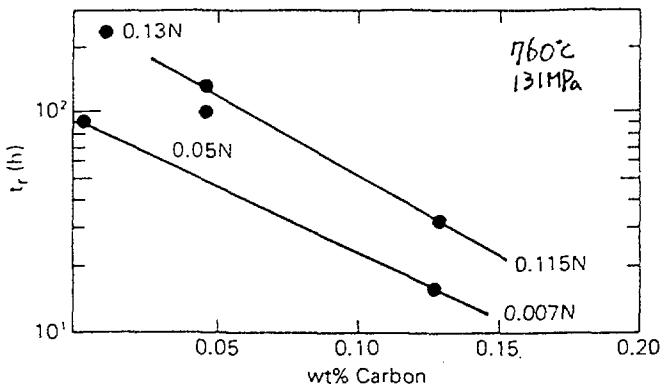
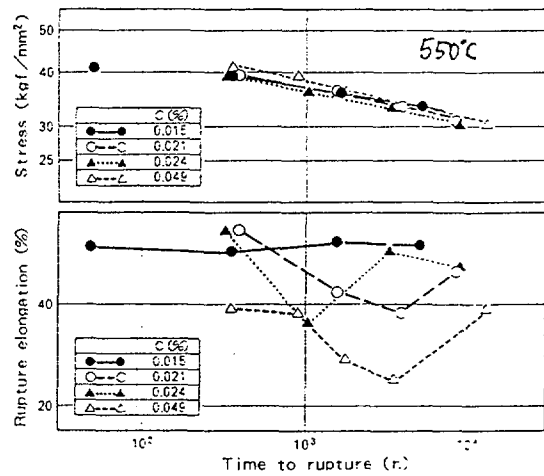
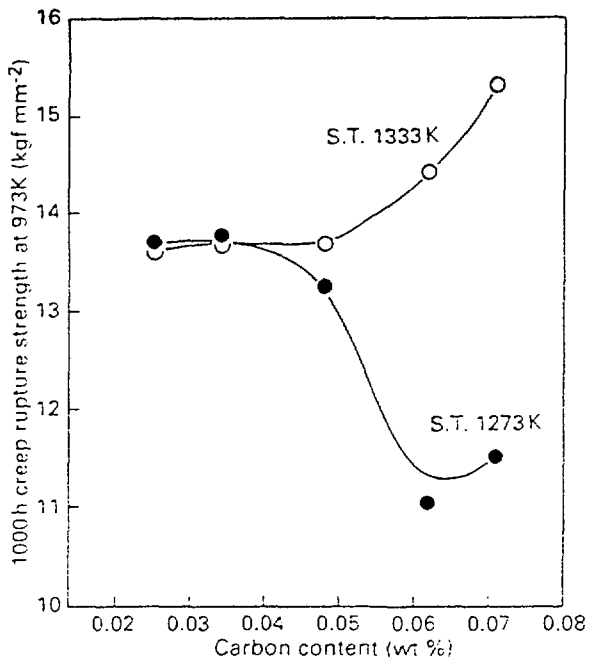
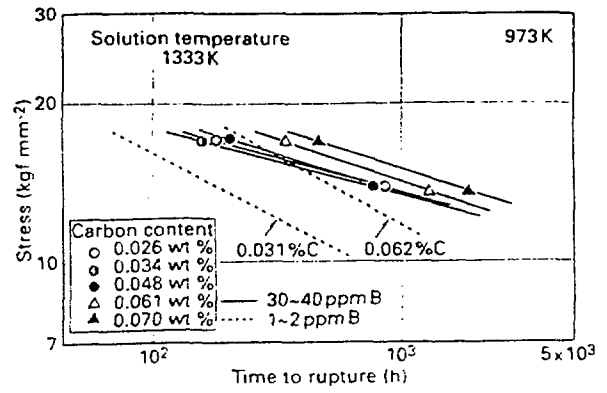
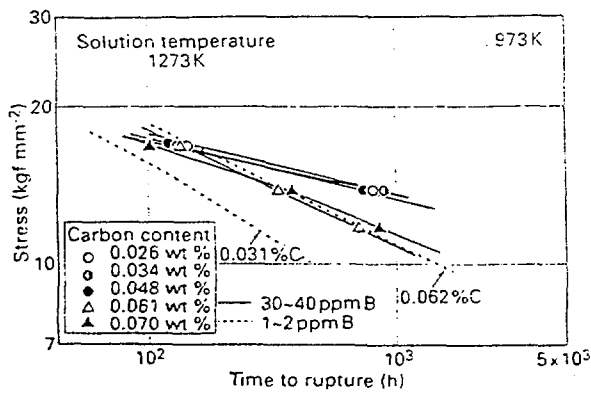


Fig. 7. Effect of carbon content on the creep properties of type 316 stainless steel[3-5].

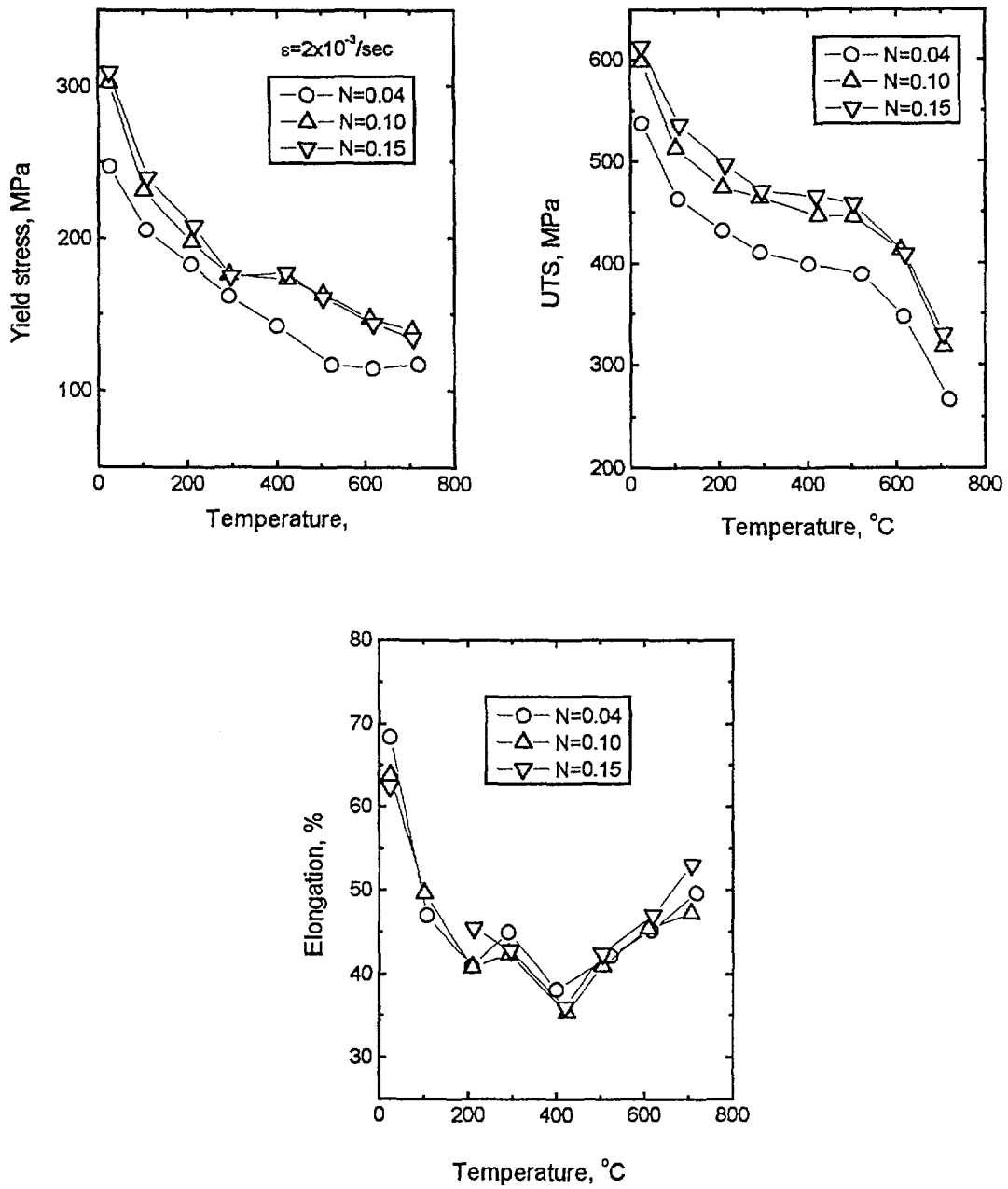


Fig. 8. Effect of nitrogen on tensile properties of type 316 stainless steel.

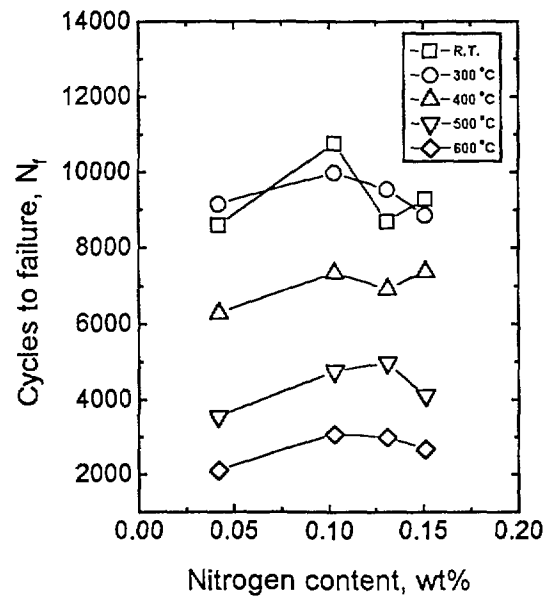
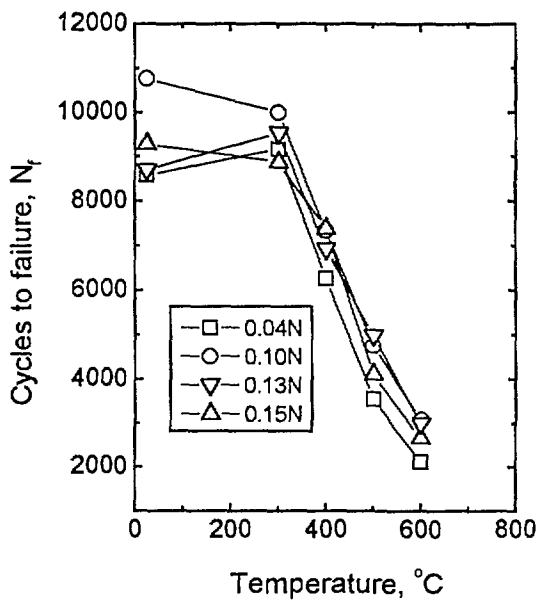
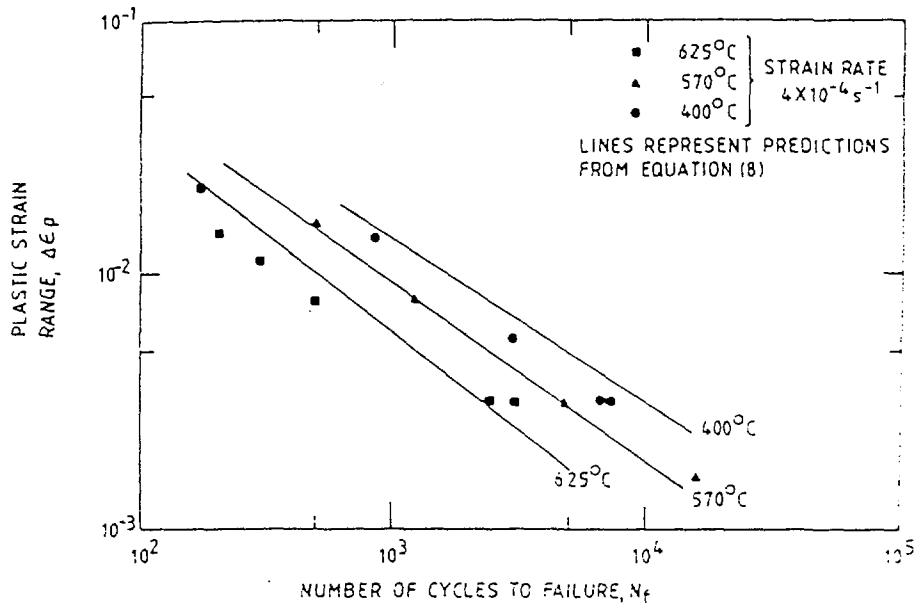


Fig. 9. Effect of test temperature on fatigue life of type 316 stainless steel.

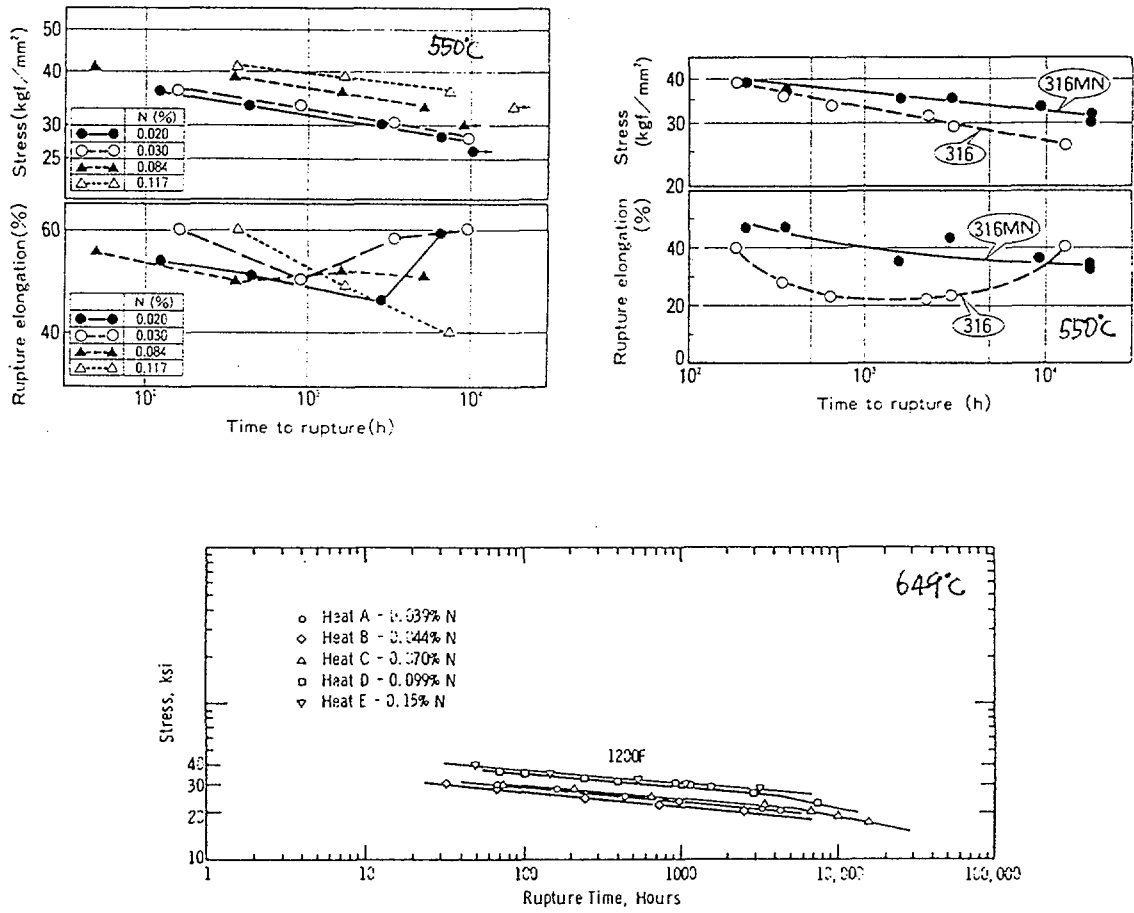


Fig. 10. Creep properties of type 316 stainless steel varying nitrogen alloys[3,6].

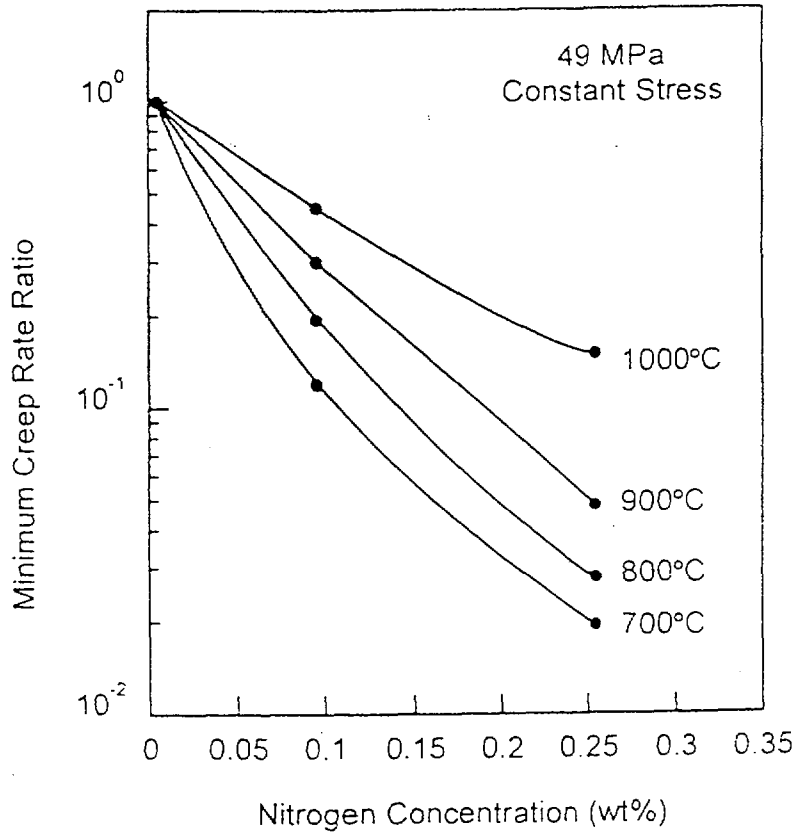


Fig. 11. Minimum creep rate ratio (ratio of minimum creep rates of nitrogen-containing alloys to nitrogen-free alloy) as a function of nitrogen concentration in Fe-25Cr-28Ni alloys[2].

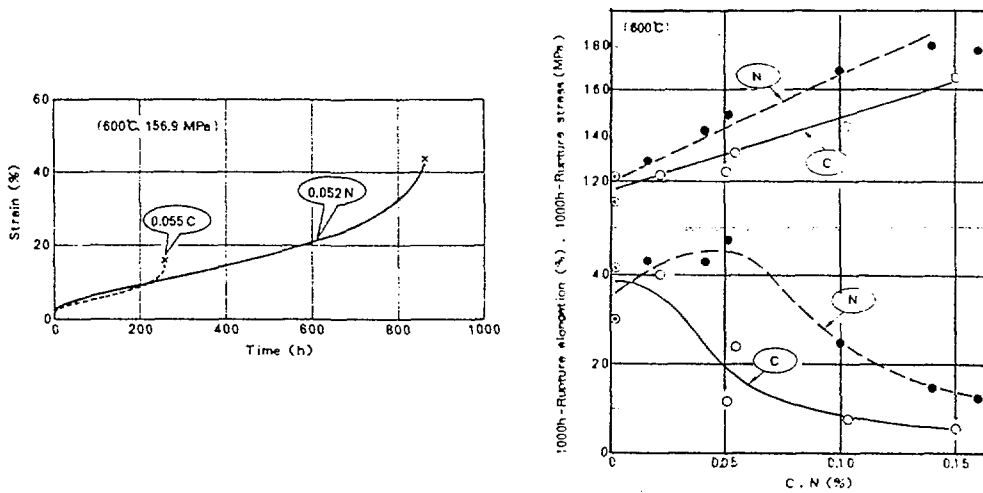


Fig. 12. Effect of carbon and nitrogen content on creep rupture properties of type 316 stainless steel[7].

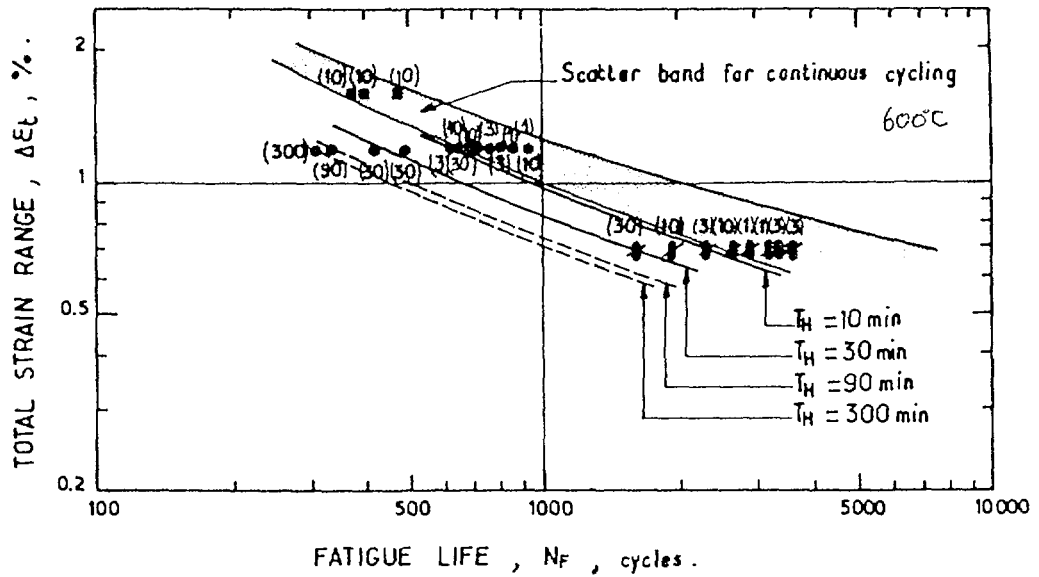
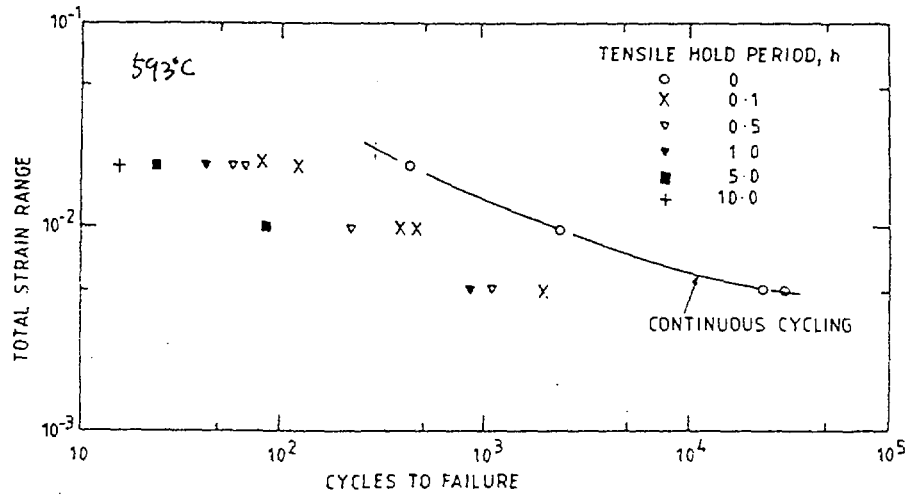


Fig. 13-1. Effect of tensile hold time on fatigue life for type 316 stainless steel[14].

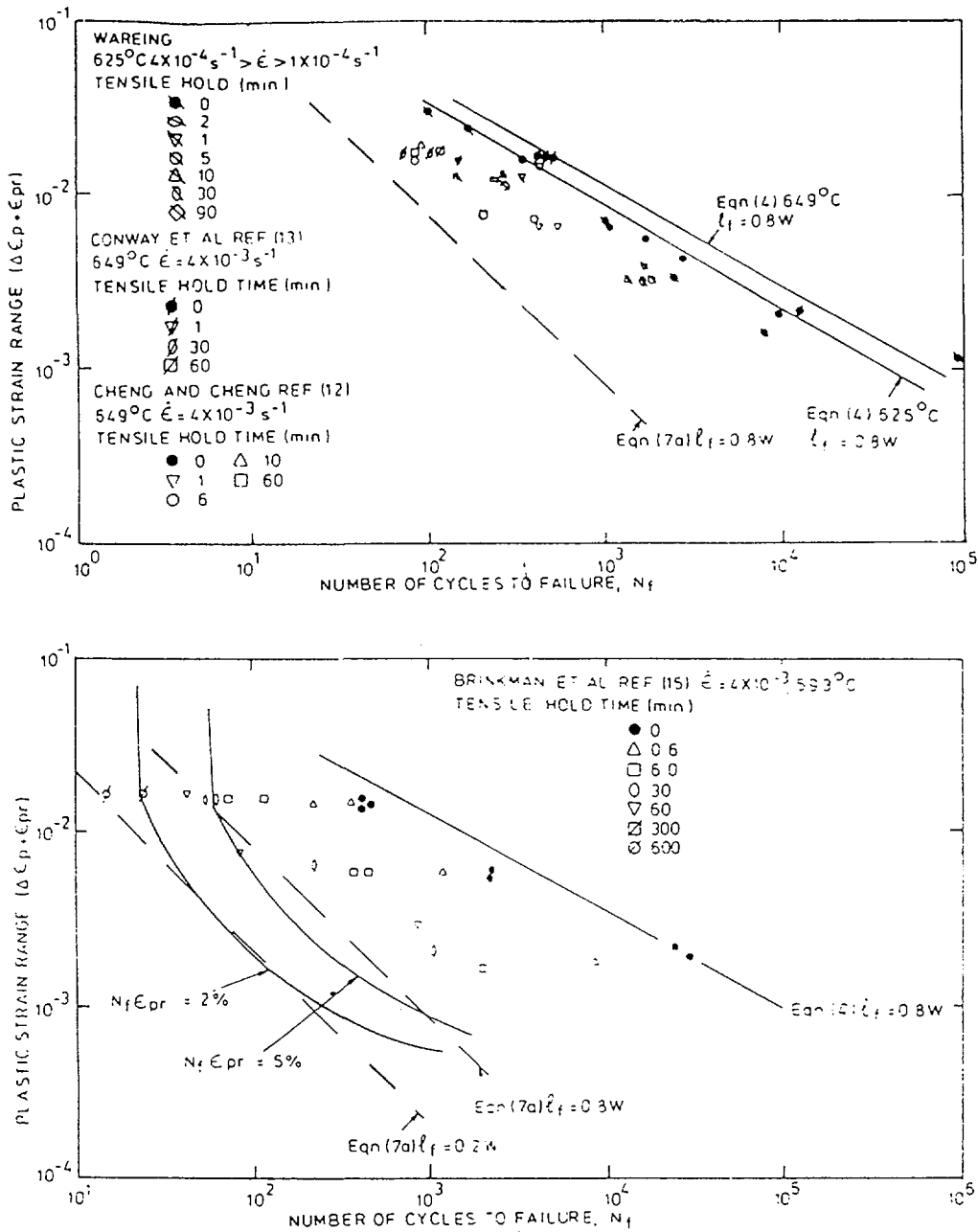


Fig. 13-2. Effect of tensile hold time on fatigue life for type 316 stainless steel.

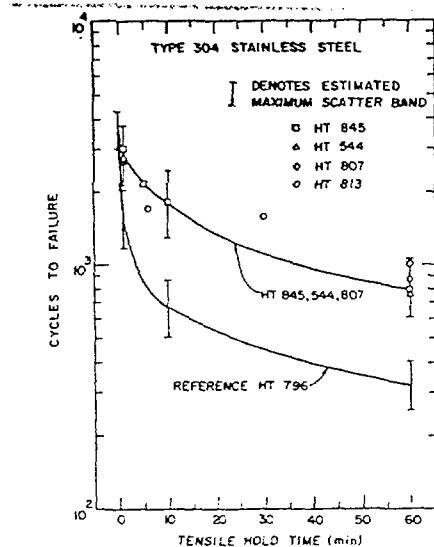
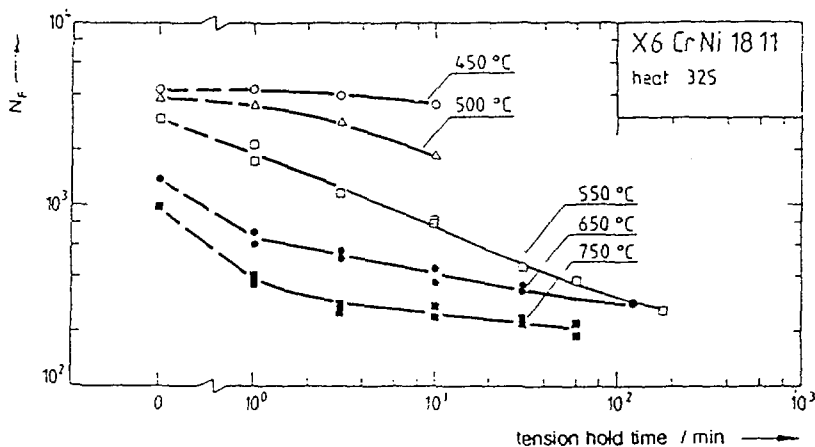


Fig. 13-3. Effect of tensile hold time on the number of cycles to failure (N_f) and the influence of the temperature on the behavior of type 304 steel (total strain range during cycling $\Delta \epsilon_t = 1\%$, strain rate $= 3 \times 10^{-3} s^{-1}$ and $593^\circ C$, $\Delta \epsilon_t = 1\%$).

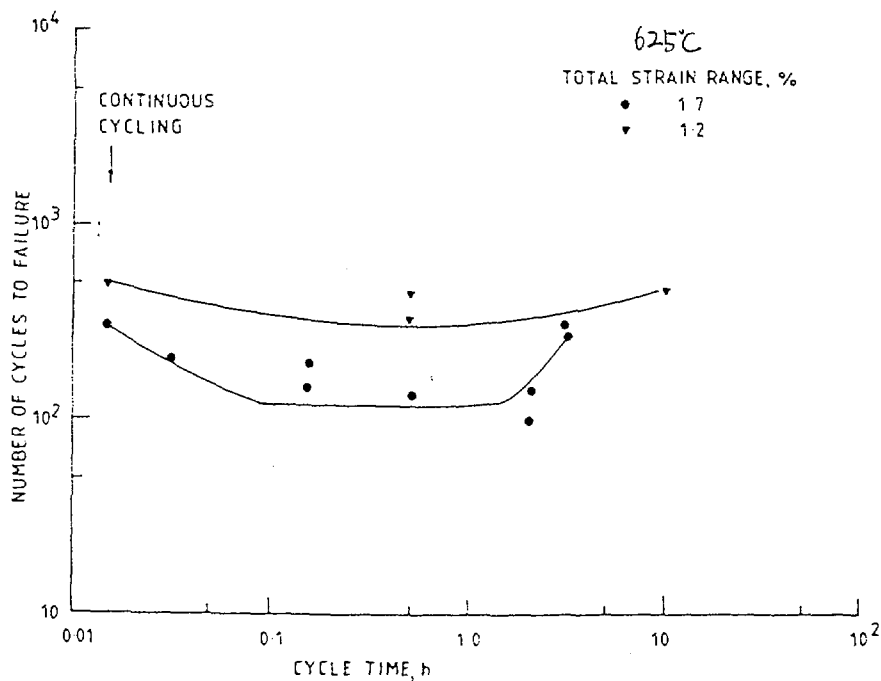


Fig. 13-4. Effect of tensile hold time on fatigue life for type 316 stainless steel [14].

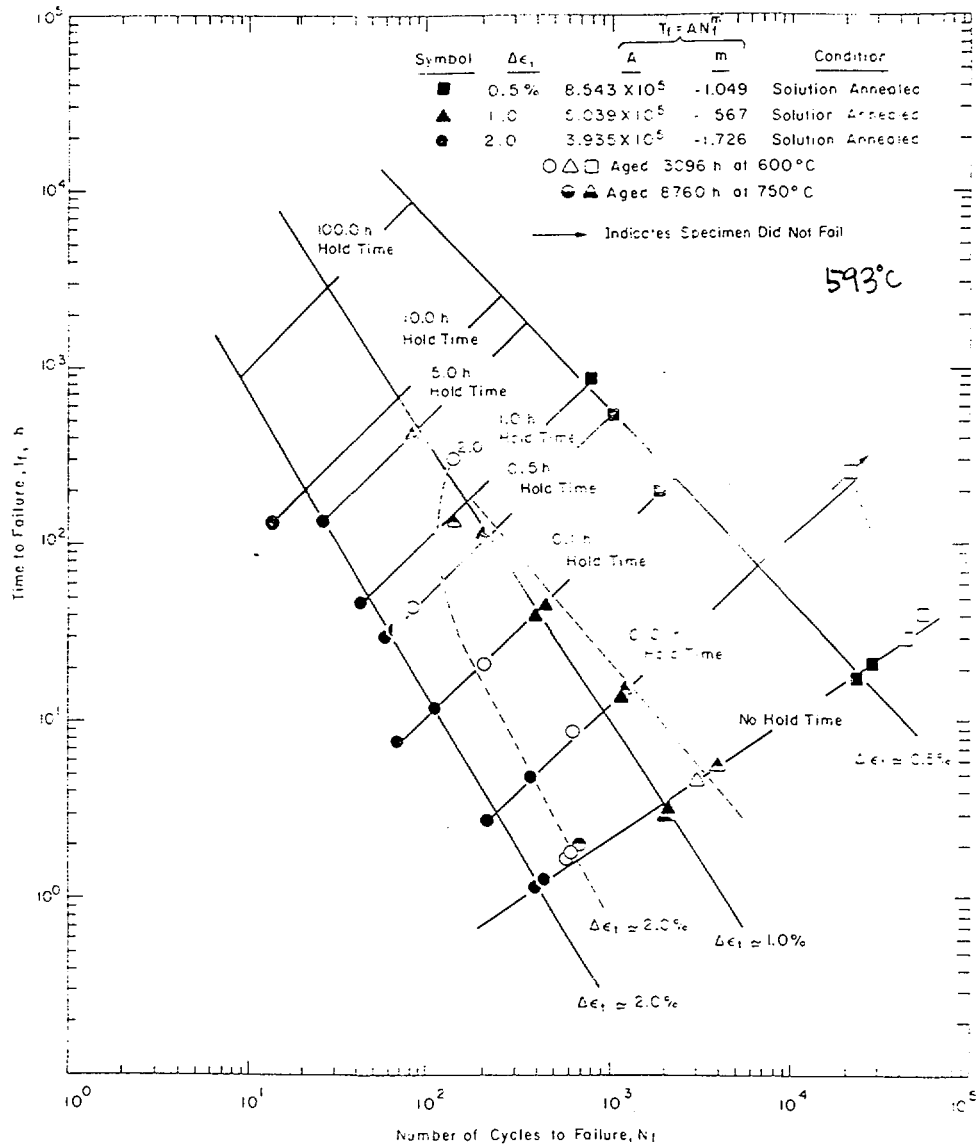


Fig. 13-5. Effect of tensile hold time on fatigue life for type 316 stainless steel.

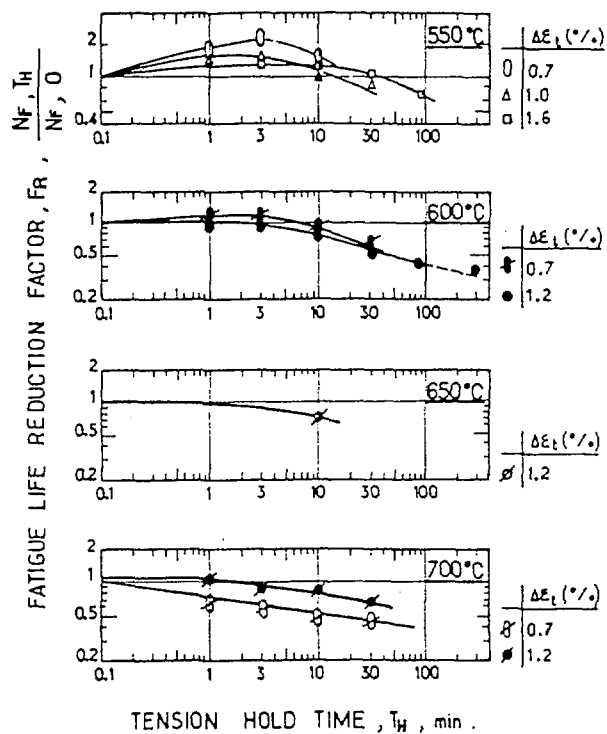


Fig. 13-6. Effect of tensile hold time on fatigue life for type 316L stainless steel.

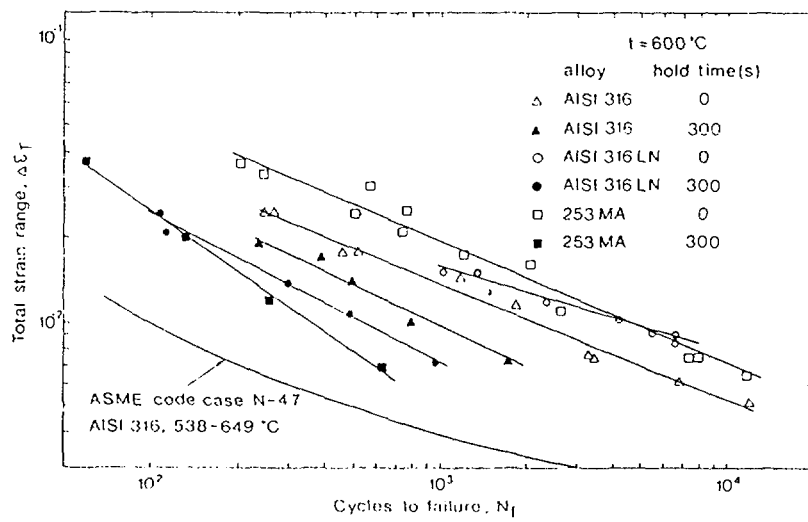


Fig. 14-1. Effect of nitrogen on creep-fatigue properties of type 316 stainless steel[21].

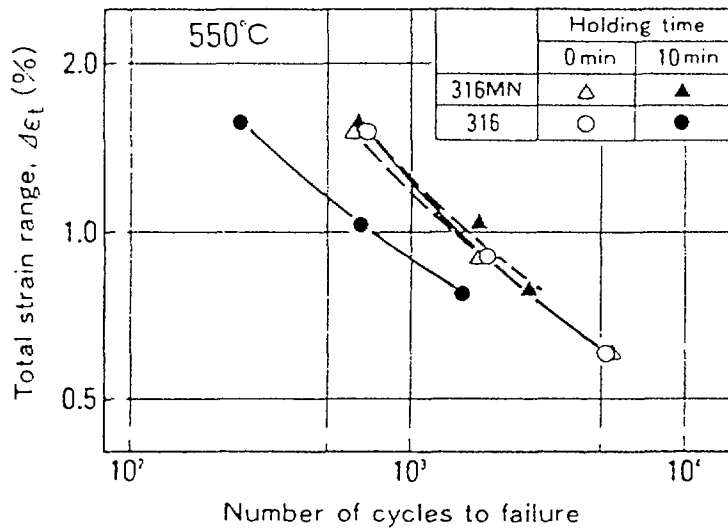
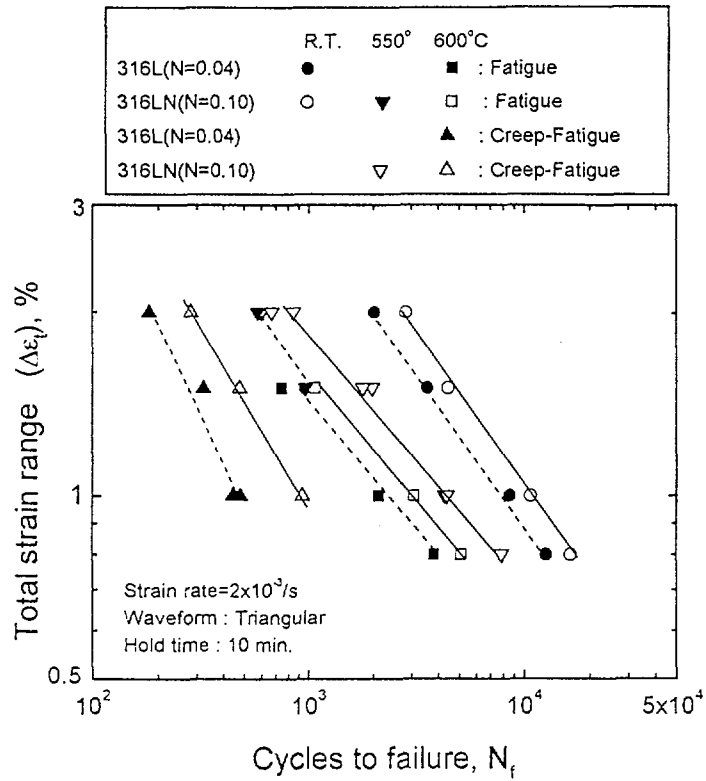


Fig. 14-2. Effect of nitrogen on creep-fatigue properties of type 316 stainless steel[4].

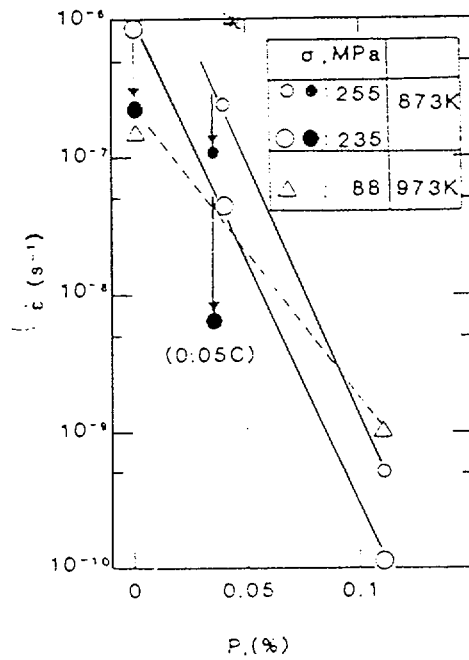
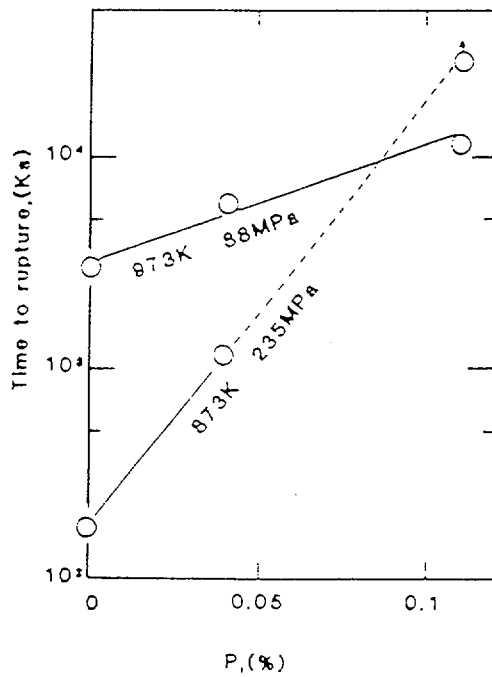
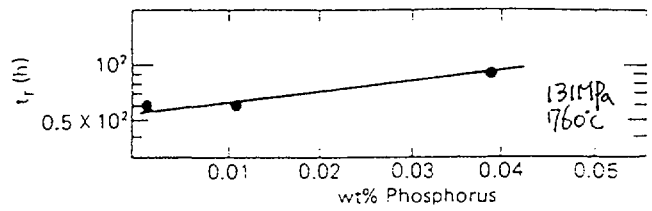
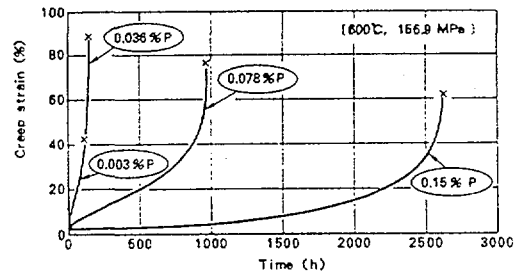
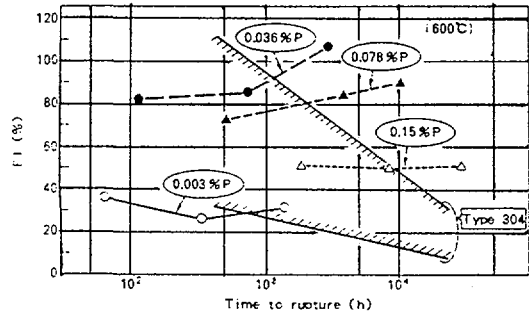
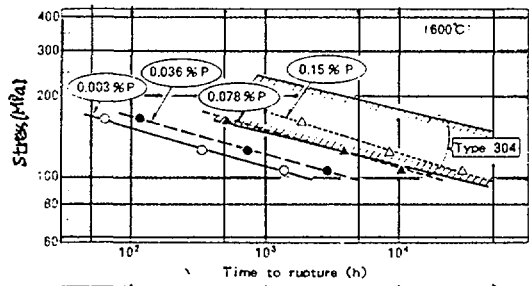


Fig. 15. Effect of P content on creep rupture properties and deformation behaviors type 316 stainless steel[5,7].

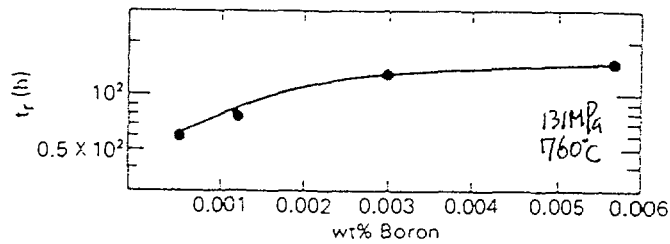
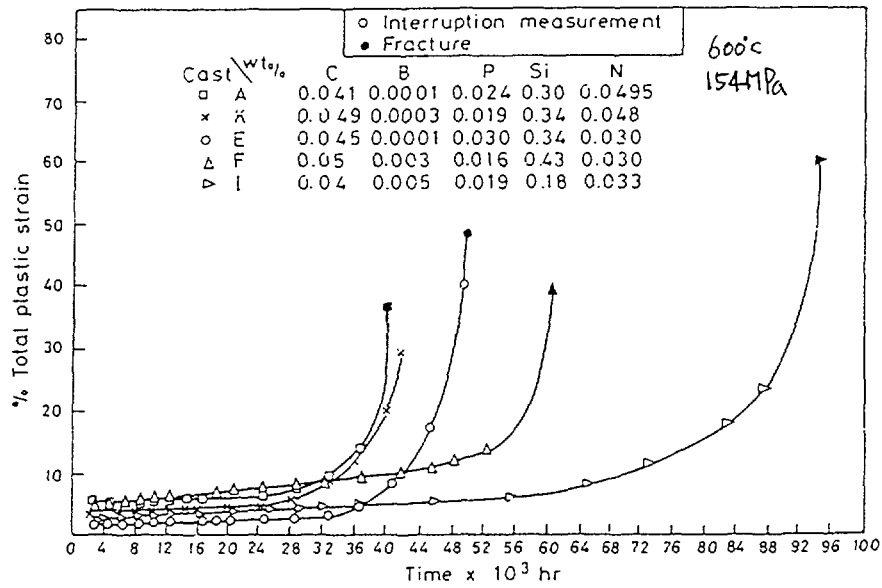


Fig. 16. Effect of boron on the creep-rupture strength of type 316 stainless steel[6,15].

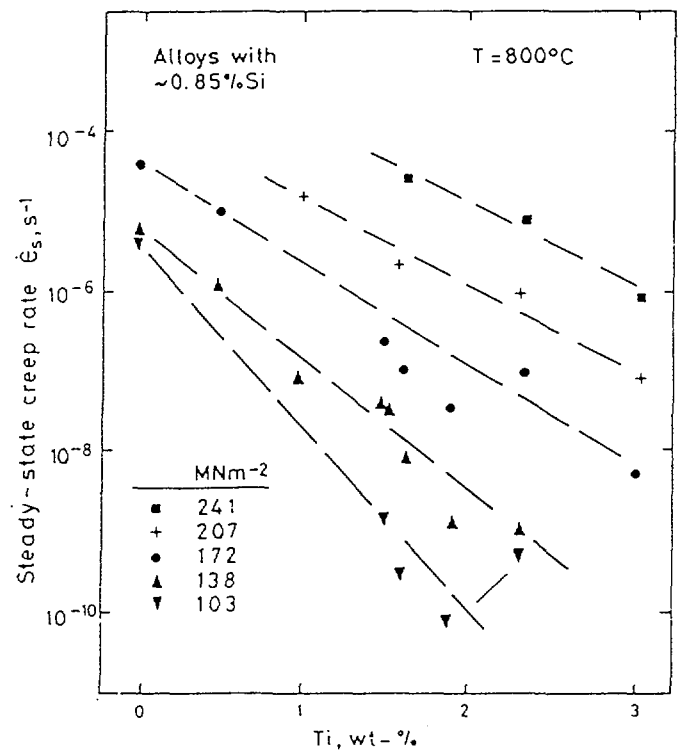


Fig. 17. Variation of steady-state creep rate in 20-25-Nb stainless steel with titanium content[15].

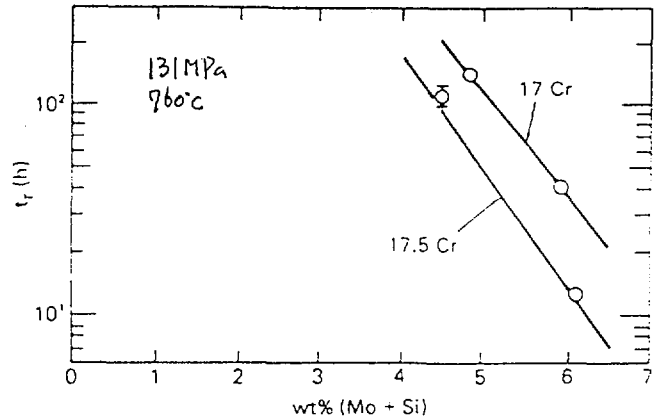
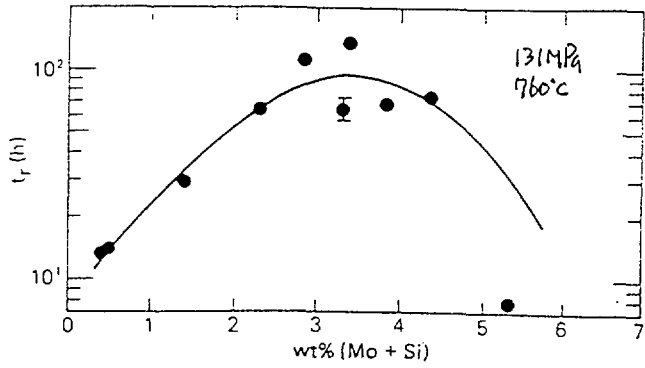
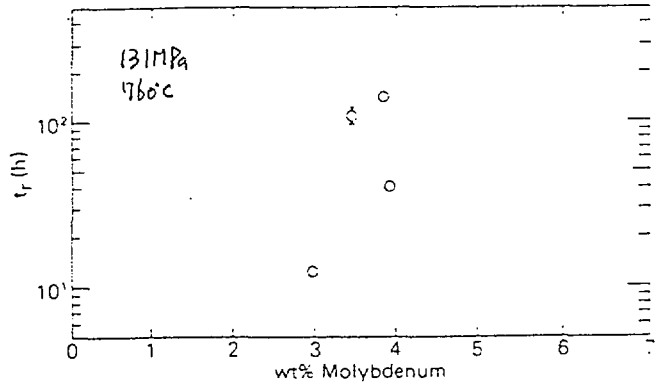
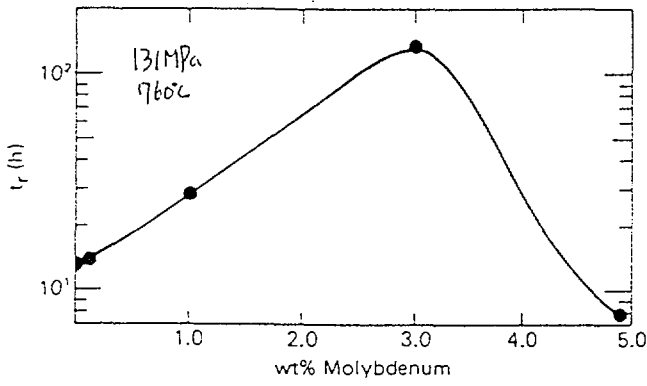
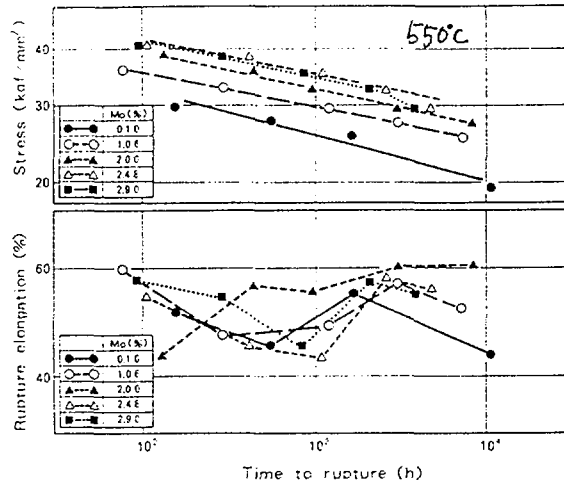


Fig. 18. Effect of molybdenum content on creep rupture properties of type 316 stainless steel[3,6].

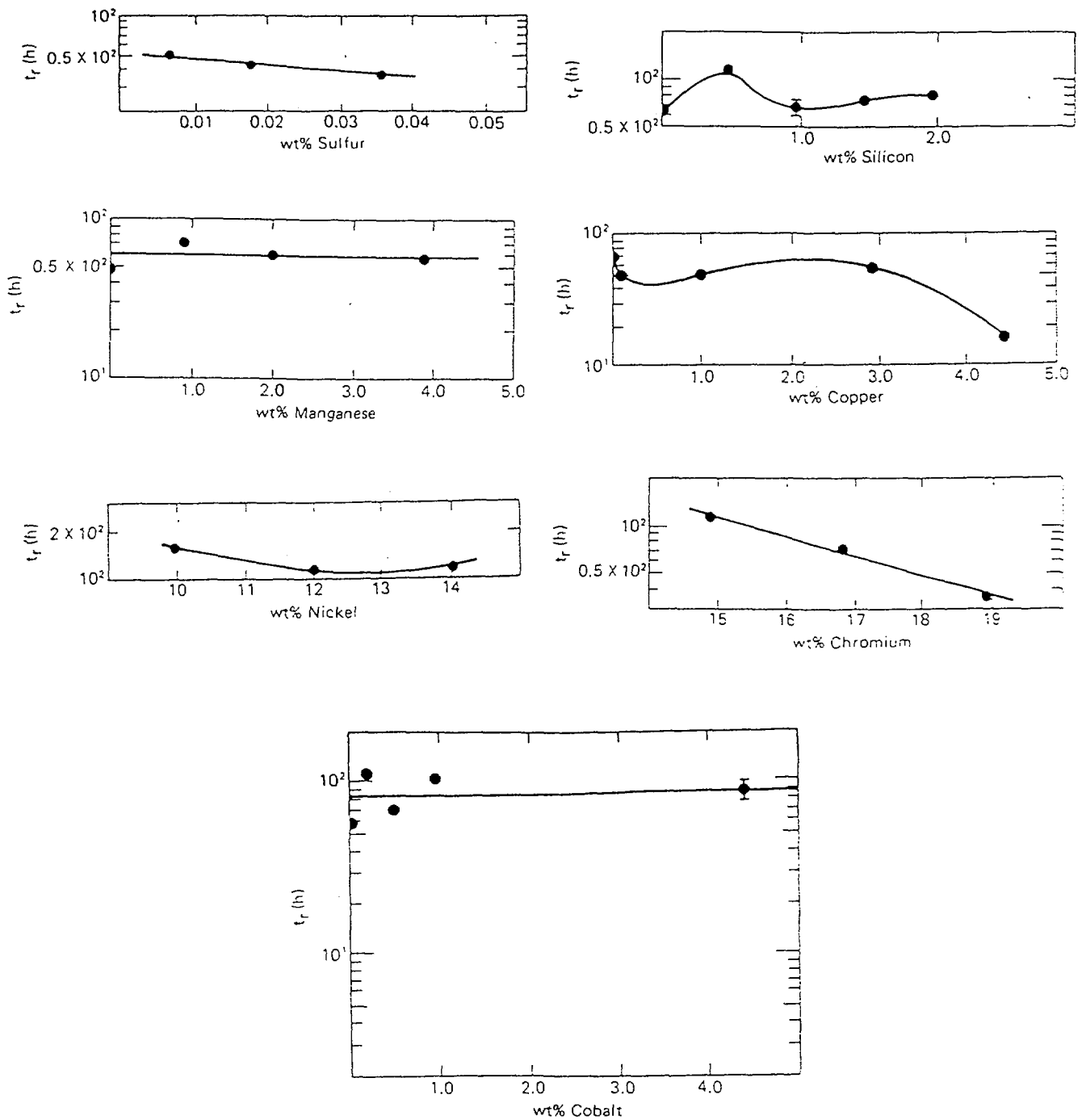


Fig. 19. Effect of minor element on rupture life of 20% cold-worked type 316 stainless steel[6].

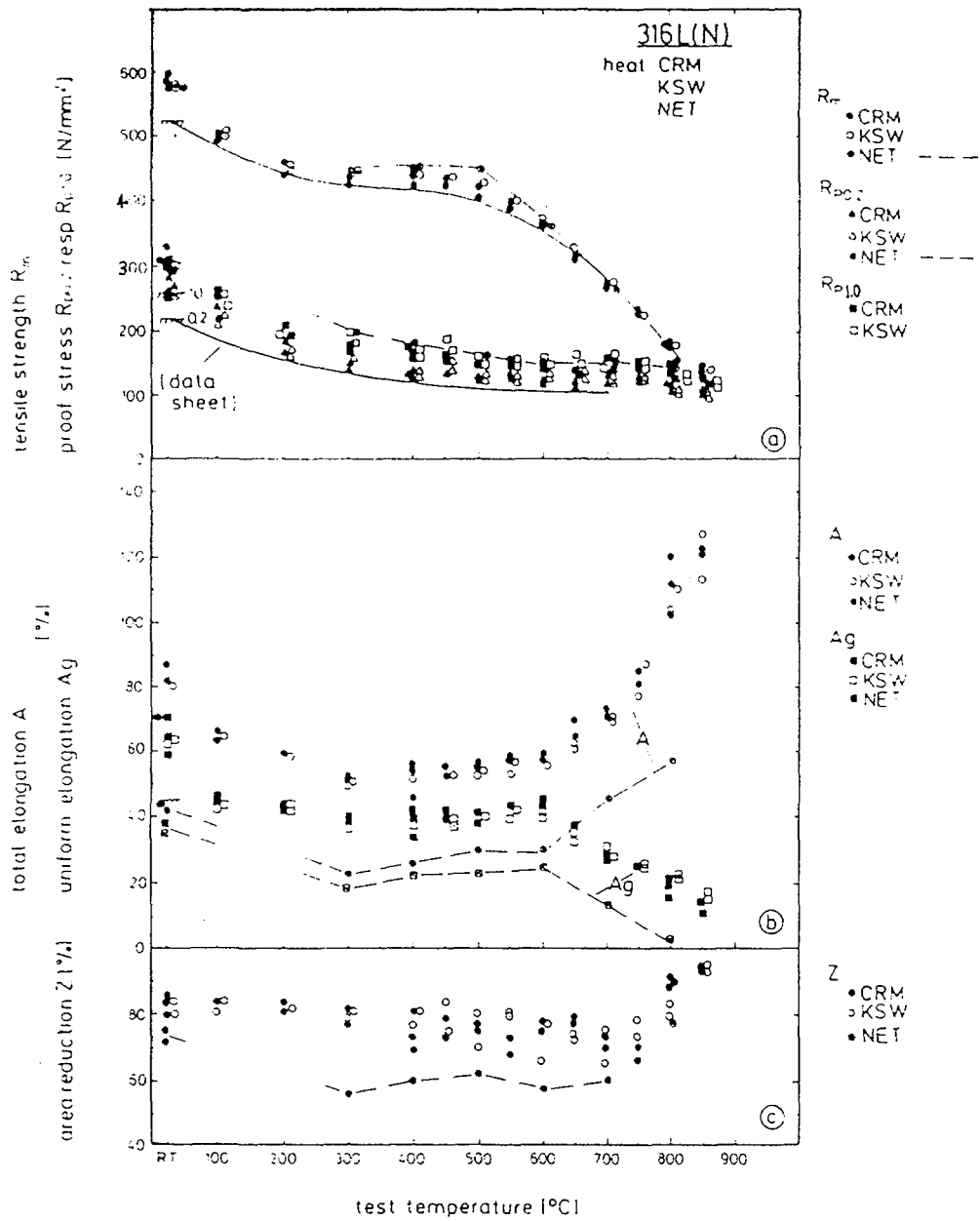


Fig. 20. Tensile test properties of three heats in dependency on the test temperature[8].

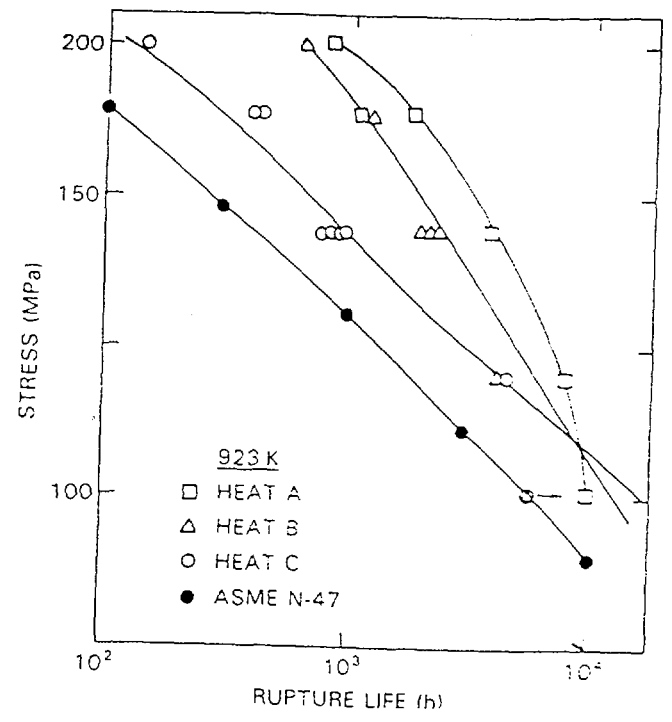
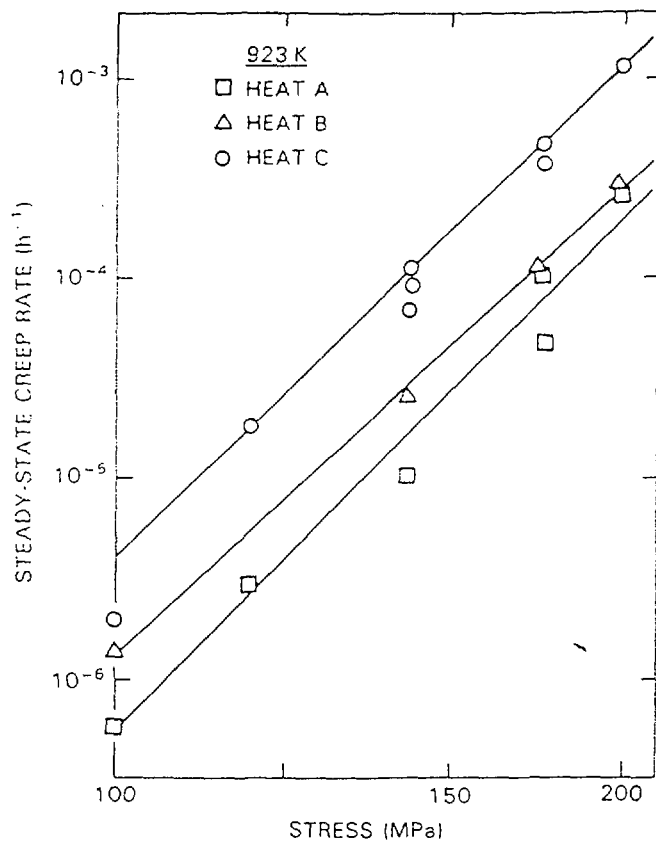
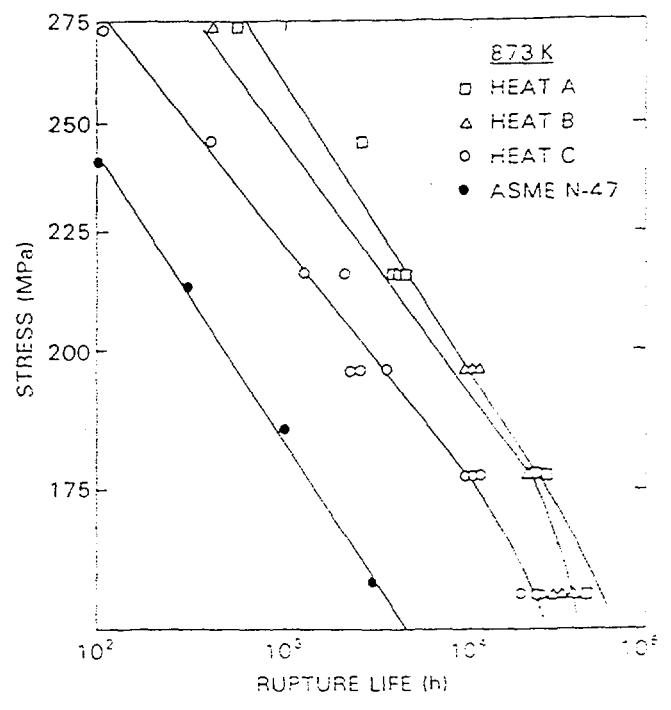
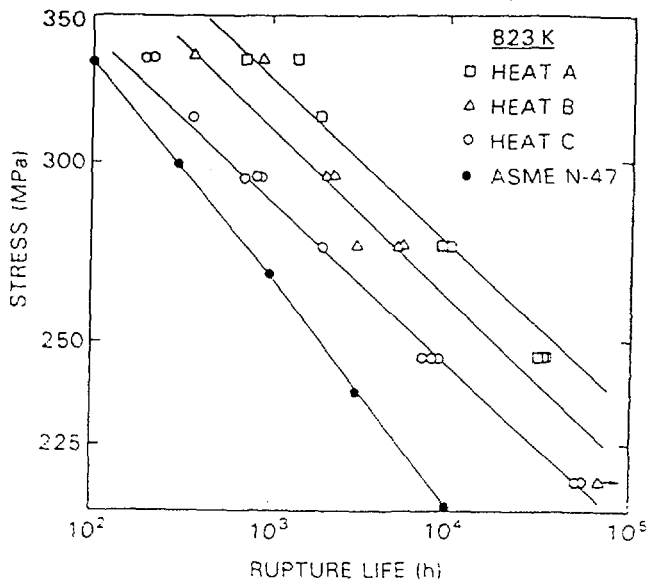


Fig. 21-1. The logarithmic plot showing creep properties with heat variation at each temperature for type 316 stainless steel[9].

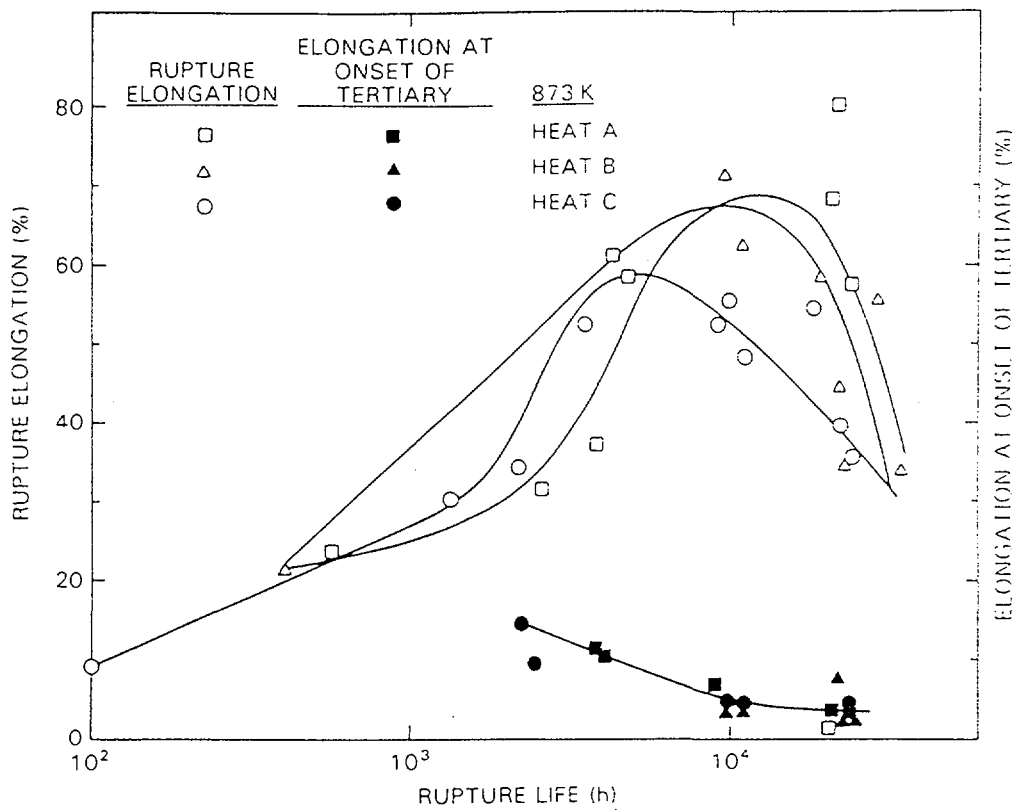
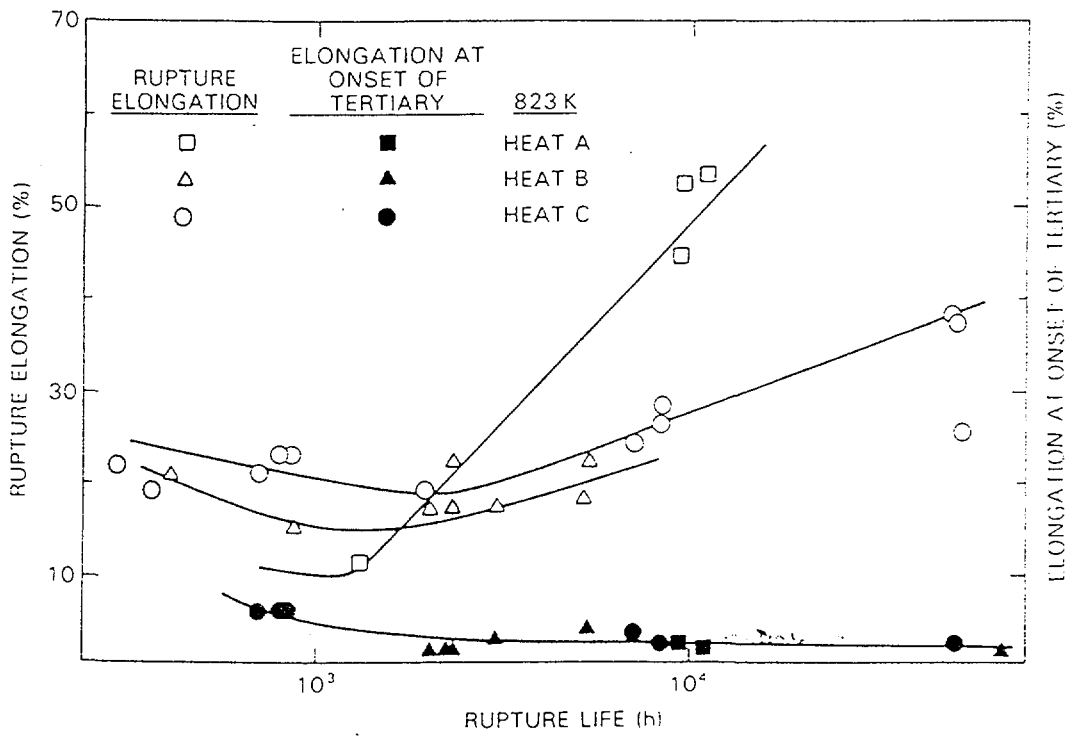


Fig. 21-2. The logarithmic plot showing creep properties with heat variation at each temperature for type 316 stainless steel[9].

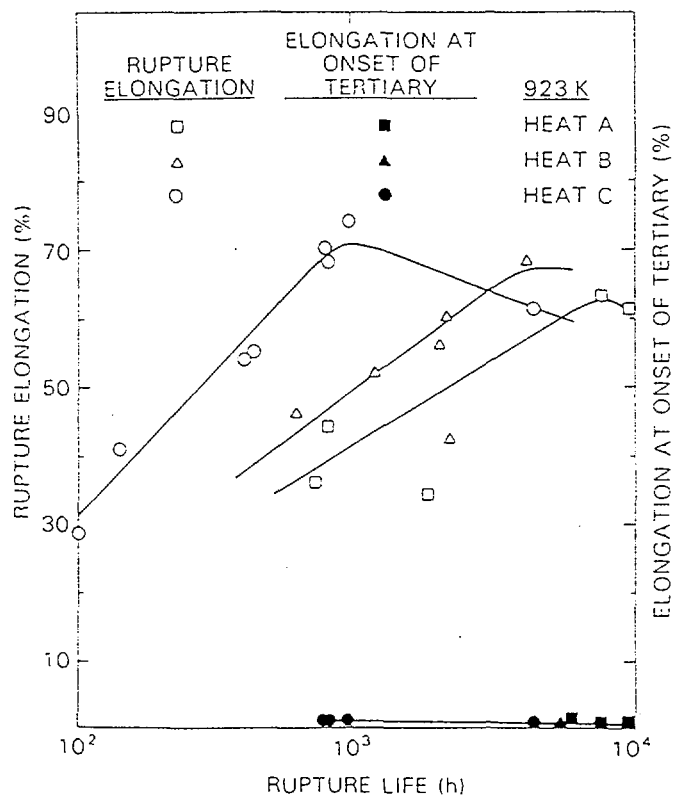


Fig. 21-3. The logarithmic plot showing creep properties with heat variation at each temperature for type 316 stainless steel[9].

	Value for Each Heat						
	327686	500613	2P3212	30160	91694	91695	915509
Heat Symbol	686	613	212	160	694	695	509
Vendor	Allegheny Ludlum	Carlson	USS				
As-Received Form	Plate	Plate	Plate	Bar	Bar	Bar	Tipe
Dimensions, in. (mm)	1/2(12.7)	1/2(12.7)	1/2(12.7)	2 1/16(52.4) Diameter	2 1/16(52.4) Diameter	2 1/16(52.4) Diameter	2E OD x 3/8 wall (710 x 5.5)
Grain Size ^a (intercept)							
As-Received, ASTM (um)	10(8)	6.0(39)	6.5(33)	9(14.5)	7.4(24)	7.5(23)	4.0(78)
Reannealed ^b , ASTM (um)	10(8)	6.4(34)	4.8(60.0)	6.8(29)	5.4(48)	5.3(50)	4.8(60.0)
Chemical Composition, %							
Carbon	0.053	0.063	0.055	0.041	0.043	0.039	0.053
Nitrogen	0.079	0.042	0.053	0.021	0.021	0.019	0.074
Phosphorus	0.023	0.023	0.026	0.019	0.018	0.019	0.022
Boron	0.010	0.0002	0.0002	0.0001	0.0001	0.0001	0.00005
Oxygen	0.0066	0.015	0.0076	0.0032	0.0088	0.0036	0.0010
Hydrogen	0.0005	0.0002	0.0006	0.0004	0.0007	0.0006	0.0025
Nickel	13.3	12.9	13.4	13.6	13.5	13.7	13.5
Manganese	1.60	1.65	1.41	1.63	1.63	1.38	1.54
Chromium	17.2	16.4	17.3	17.4	17.4	17.3	16.9
Silicon	0.55	0.72	0.55				0.60
Molybdenum	2.2	2.2	2.4	2.2	2.2	2.2	2.5
Sulfur	0.007	0.024	0.012	0.013	0.014	0.014	0.015
Titanium	0.037	0.041	0.035	0.030	0.030	0.030	<0.001
Copper	0.13	0.19	0.09	0.10	0.10	0.10	0.07
Cobalt	0.03	0.08	0.07	0.03	0.03	0.03	0.15
Lead	0.0007	0.007	0.0007				<0.0003
Niobium	0.15	0.005	0.002	0.0020	0.0020	0.0020	<0.002
Tin	<0.01	<0.01	<0.01	0.0010	0.0010	0.0010	0.001
Tantalum	<0.001	<0.001	<0.001	0.0003	0.0001	0.0001	<0.001
Vanadium				0.030	0.030	0.030	
Tungsten				0.010	0.010	0.010	

^aMethod of Hillard, J. E., "Estimating Grain Size by the Intercept Method," *Metal Progr.*, Vol. 85, No. 5, May 1964, pp. 97-102. Grain size intercept excludes twin boundaries.

^bReannealed for 0.5 hr at 1065°C (1950°F).

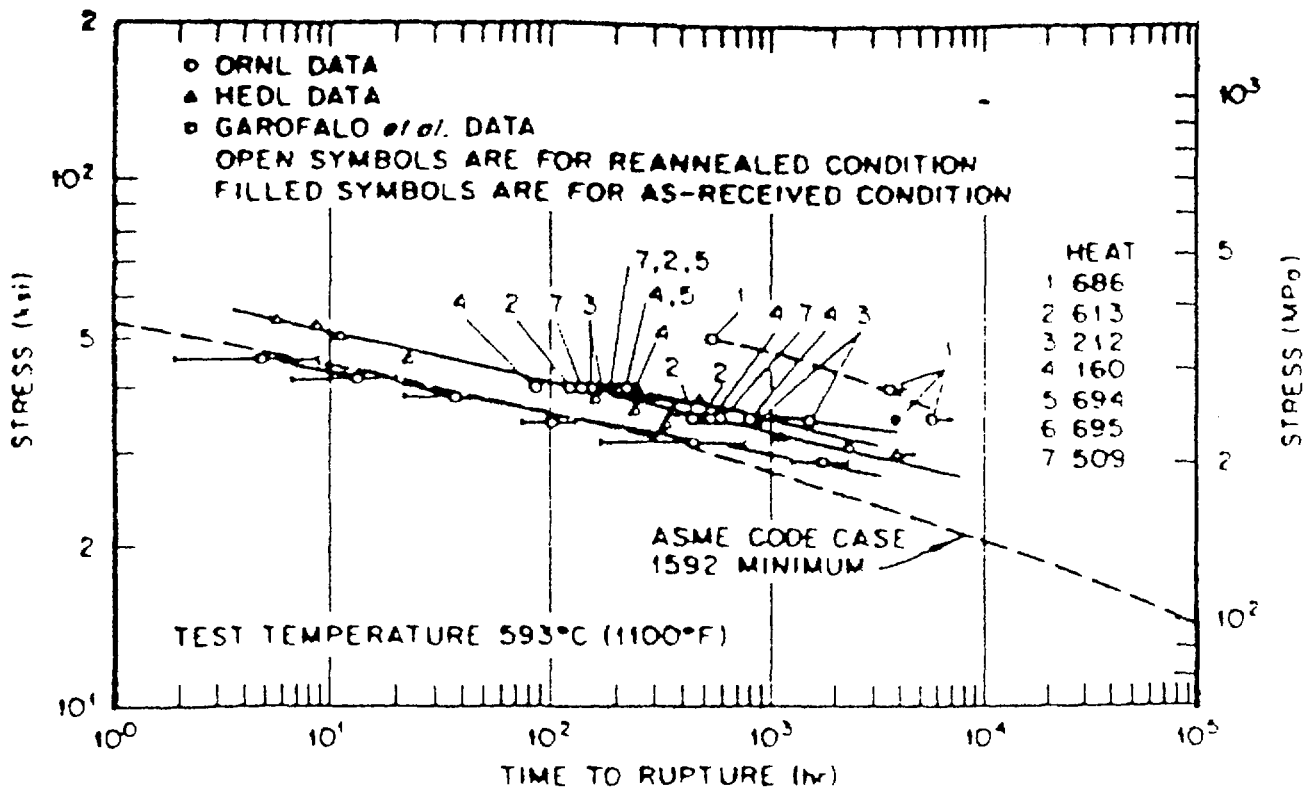


Fig. 21-4. Comparison of stress rupture results at 593°C for seven heats of type 316 stainless steel with ASME Code Case 1592 minimum value curve and with data from literature[16].

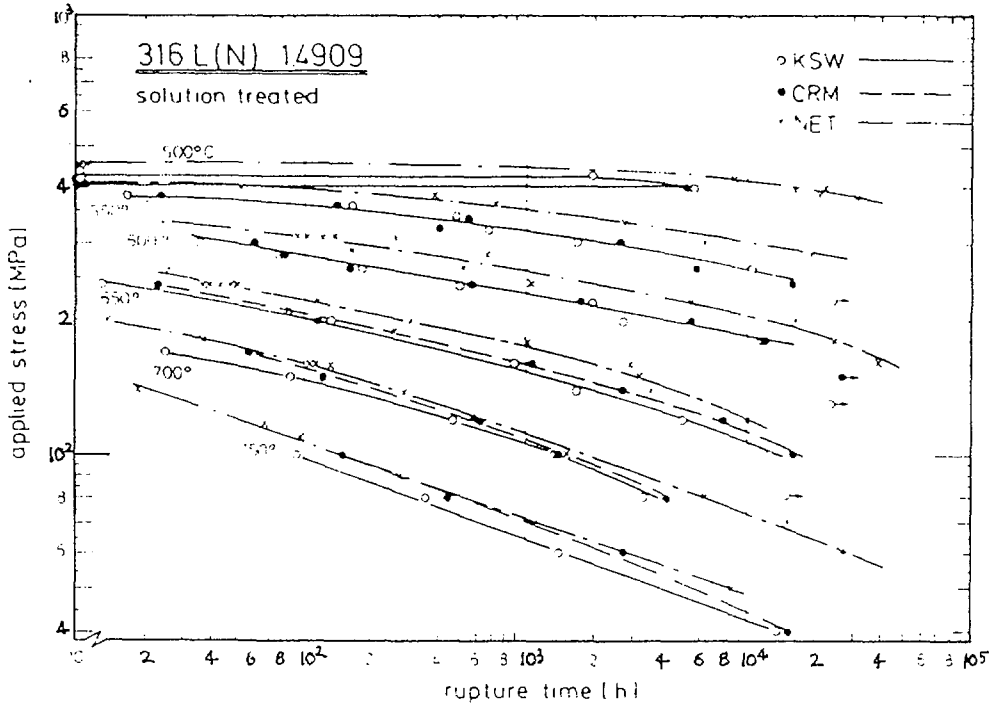


Fig. 21-5. Comparison of stress rupture data for three type 316L(N) stainless steel[8].

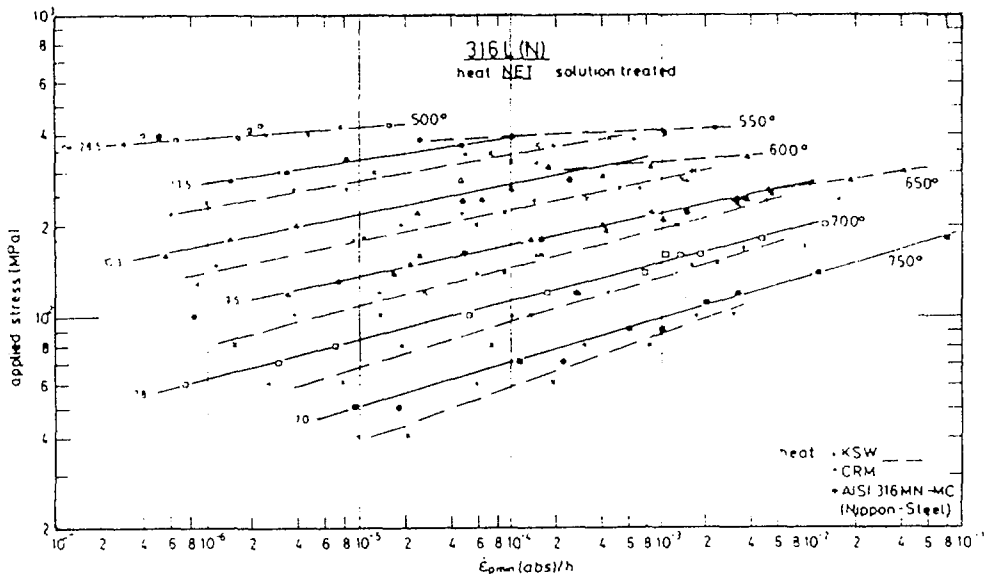


Fig. 21-6. Minimum creep-rate of EFR-heats in comparison with the NET and Nippon-steel-heat[8].

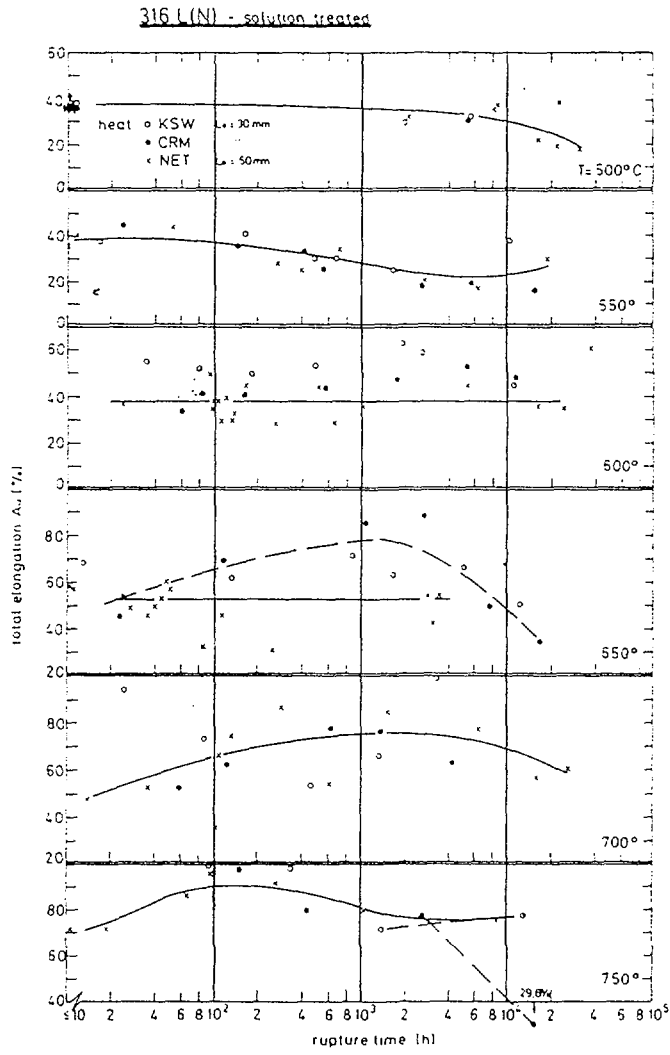


Fig. 21-7. Total elongation in dependency of the rupture time[8].

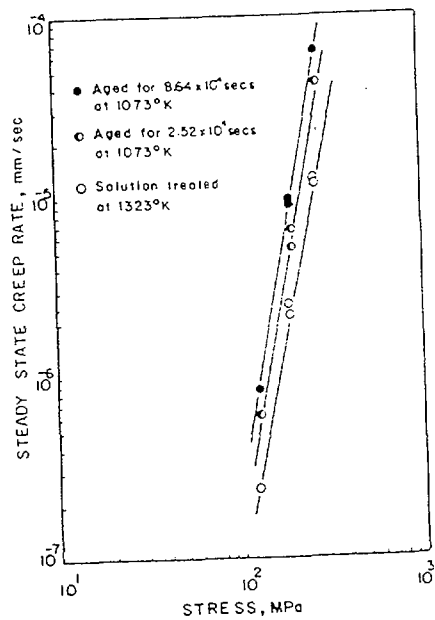
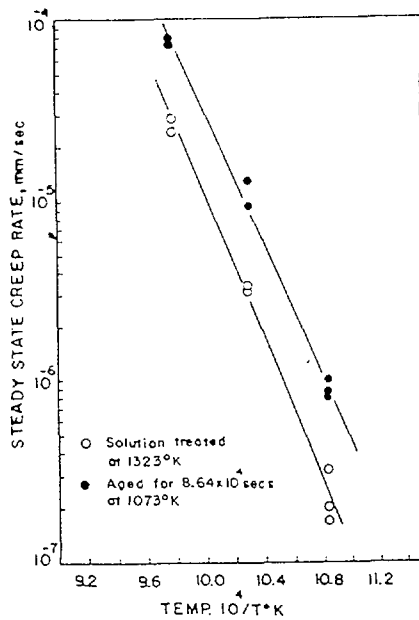
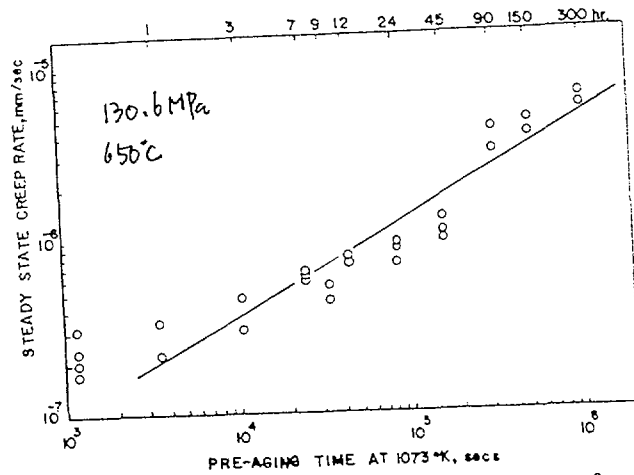
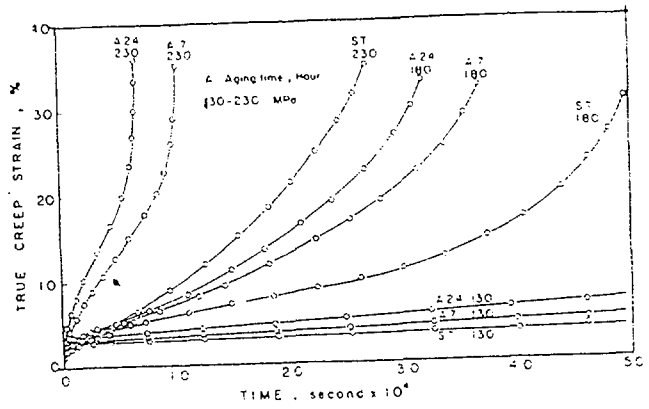
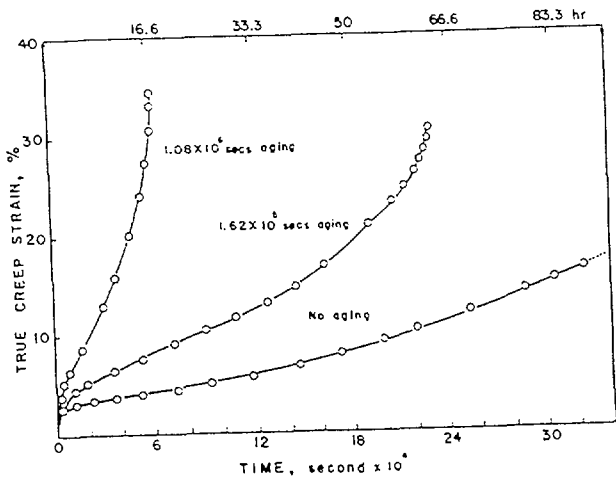


Fig. 22-1. Effect of pre-aging at 800°C for 1.08×10^6 and 1.62×10^5 s on the creep curve at 650°C and a stress of 130.6 MPa in type 316 stainless steel[11].

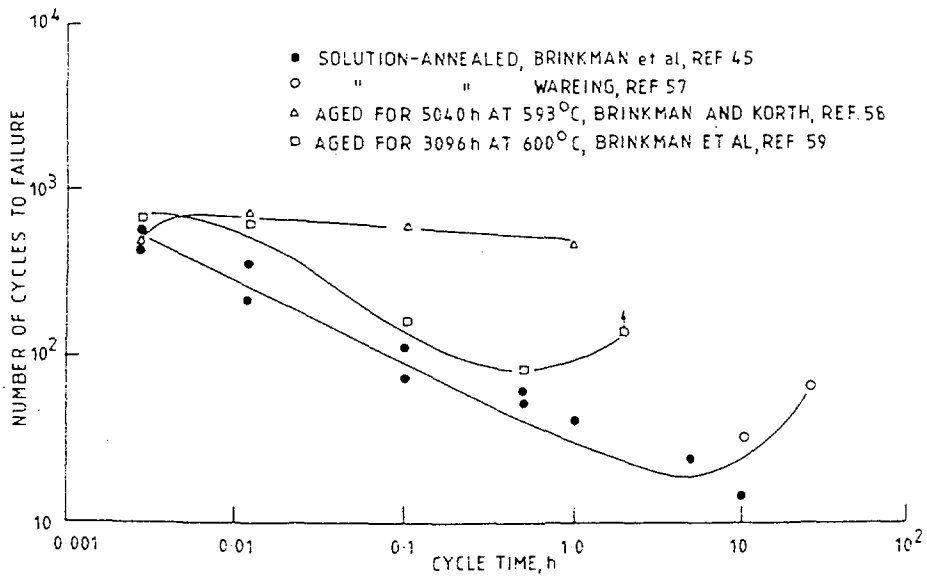


Fig. 22-2. Effect of thermal ageing on tensile hold period behavior of type 316 stainless steel at 593°C and a total strain range of 2%.

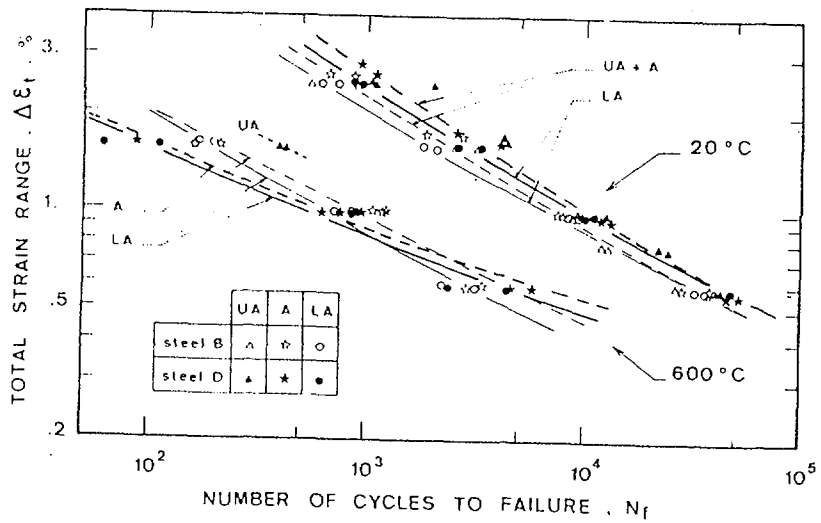


Fig. 22-3. Effect of aging treatment on fatigue life curves for type 316 stainless steel[10].

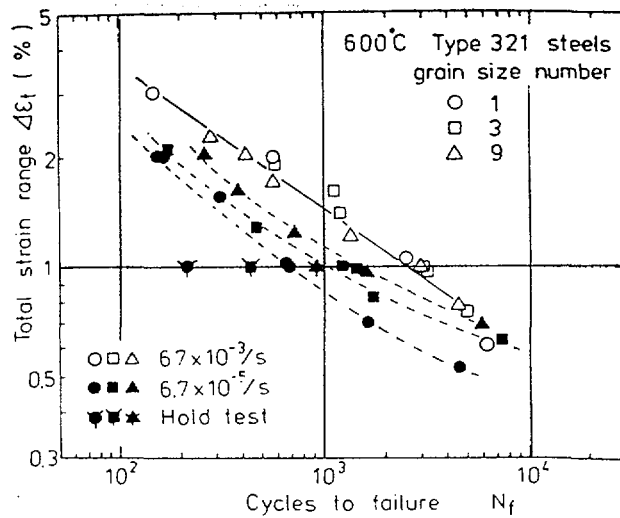


Fig. 23-1. Influence of grain size on the fatigue life at a total strain range of 1% at 600°C for austenitic stainless steel[12].

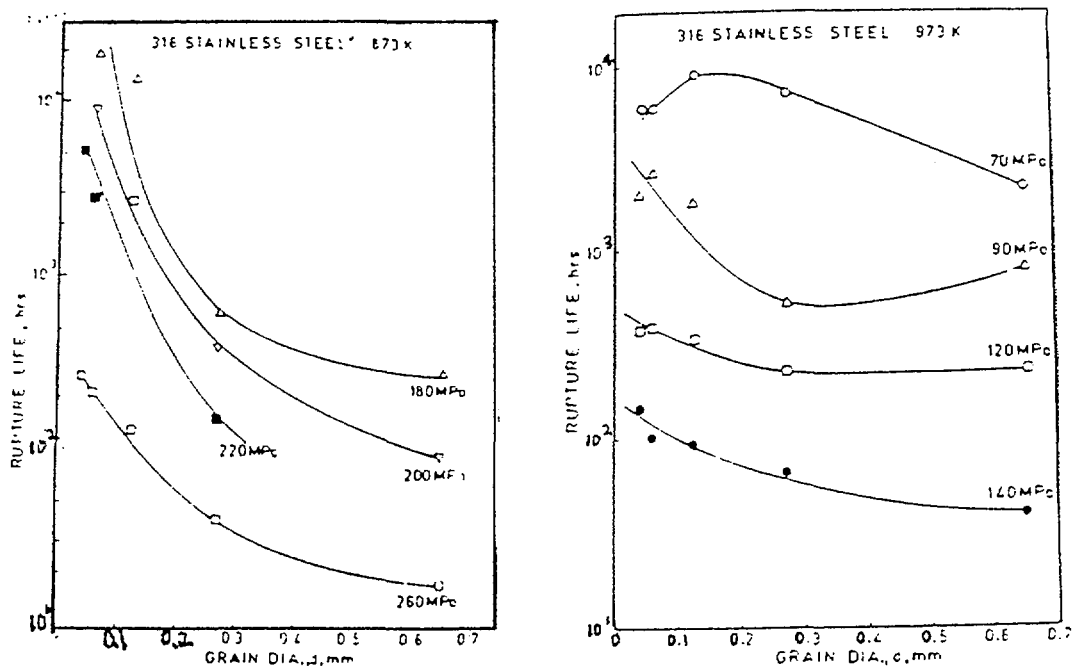


Fig. 23-2. Effect of grain size on creep properties of type 316 stainless steel[13].

서 지 정 보 양 식

수행기관보고서번호	위탁기관보고서번호	표준보고서번호	INIS 주제코드
KAERI/AR-526/99			
제목 / 부제	액체금속로 구조재료의 고온 기계적 특성		
연구책임자 및 부서명 (AR,TR 등의 경우 주저자)	김대환, 액체금속로재료평가		
연구자 및 부서명	국일현, 류우석, 김홍희, 장진성, 이창규, 김성호, 김우곤, 박순동, 정만교, 한창희 액체금속로재료평가		
출판지	대전	발행기관	한국원자력연구소
페이지	p. 58	도표	있음(○), 없음()
참고사항			
비밀여부	공개(○), 대외비(), _ 급비밀	보고서종류	기술보고서
연구위탁기관		계약번호	
초록 (15-20줄내외)	<p>현재 국제적으로 액체금속로용 구조재료로는 오스테나이트 스테인레스강을 사용하고 있지만 구조재료의 건전성을 향상시키기 위하여 고온특성이 보다 우수한 재료를 개발하기 위하여 많은 연구를 하고 있다. 이러한 노력의 일환으로 오스테나이트 스테인레스강에 미소원소를 첨가하여 고온 기계적 성능의 향상을 꾀하고 있다. 첨가원소 중에는 고용강화효과가 가장 뛰어나고 고온에서 결정입계에 탄화물의 석출을 지연시키는 것으로 알려진 질소가 가장 유력하며, 316L(N) 스테인레스 강을 개발하여 차세대 LMR의 구조재료로 사용 할 예정이다. 그 외에 고온에서의 크리프 특성을 개선하기 위하여 Ti, Nb, V 등을 첨가하여 탄화물을 안정화시키고, 강도를 향상시킨 개량재료 연구가 활발하다. 액체금속로 재료로서 활용되고 있는 세계 각국의 구조재료에 대하여 고온에서 중요한 기계적 특성인 인장, 피로, 크리프, 크리프-피로에 대한 특성을 조사하여 요약하였다.</p> <p>그리고 피로, 크리프, 크리프-피로 시험 등은 고온에서 수행하여야 하므로 시험이 어렵고 또한 시험시간이 수 만 시간까지 이르는 매우 긴 시간이 소요되기 때문에 설계 등에 필요한 모든 데이터를 단시간에 생산하기는 불가능하다. 또한 액체금속로의 경우 구조재료의 수명인 약 40년 후의 재료손상 정도를 실험적으로 평가하기 어려우므로 실험실에서 단시간에 걸친 데이터로부터 장시간의 수명을 예측하고 평가하여야 한다. 따라서 본 기술현황분석 보고서에서는 단시간의 데이터로서 장시간의 재료 고온거동을 예측할 수 있는 방법들을 소개하였다.</p>		
주제명키워드 (10단어내외)	피로, 크리프, 크리프-피로, 수명예측		

BIBLIOGRAPHIC INFORMATION SHEET					
Performing Org. Report No.		Sponsoring Org. Report No.		Standard Report No.	
KAERI/AR-526/99					
Title / Subtitle		Mechanical properties of LMR structural materials at high temperature			
Project Manager and Department (or Main Author)		D. W. Kim, Nuclear Materials Technology Development Team			
Researcher and Department		I.H. Kuk, W.S. Ryu, H.H. Kim, J.S. Jang, C.K. Rhee, S.H. Kim, W.G. Kim, S.D. Park, M.K. Chung, C.H. Han Nuclear Materials Technology Development Team			
Publication Place	Taejon	Publisher	KAERI	Publication Date	1999. 3.
Page	p. 58	Ill. & Tab.	Yes(○), No ()	Size	21×29.7cm.
Note					
Classified	Open(○), Restricted(), ___ Class Document		Report Type	Tech. Report	
Sponsoring Org.			Contract No.		
Abstract (15-20 Lines)		<p>Austenitic stainless steel is used for the structural material of liquid metal reactor (LMR) because of good mechanical properties at high temperature. Stainless steel having more resistant to temperature by adding minor element has been developed for operating the LMR at higher temperature. Of many elements, nitrogen is a prospective element to modify type 316L(N) stainless steel because nitrogen is the most effective element for solid solution and because nitrogen retards the precipitation of carbide at grain boundary. Ti, Nb, and V are added to improve creep properties by stabilizing the carbides through forming MC carbide.</p> <p>Testing techniques of tensile, fatigue, creep, and creep-fatigue at high temperature are difficult. Moreover, testing times for creep and creep-fatigue tests are very long up to several tens of thousands hours because creep and creep-fatigue phenomena are time-dependent damage mechanism. So, it is hard to acquire the material data for designing LMR systems during a limited time. In addition, the integrity of LMR structural materials at the end of LMR life has to be predicted from the laboratory data tested during the short term because there is no data tested during 40 years. Therefore, the effect of elements on mechanical properties at high temperature was reviewed in this study and many methods to predict the long-term behaviors of structural materials by simulated modelling equation is shown in this report.</p>			
Subject Keywords (About 10 words)		Fatigue, Creep, Creep-fatigue, Life evaluation			