

耐熱鋼の高温クリープ疲労に関する研究

1991年10月

時 政 勝 行

目 次

緒 論	1
第1章 オーステナイト系ステンレス鋼の高温クリープ疲労挙動とその解析	15
1.1 緒 言	15
1.2 試験およびひずみ範囲分割法による試験データの解析方法	15
1.3 試験結果	18
1.3.1 温度およびひずみ速度の影響（対称三角波状ひずみ波形の場合）	18
1.3.2 ひずみ波形の影響	24
1.3.2.1 台形波による疲労試験結果	25
1.3.2.2 非対称三角波による疲労試験結果	28
1.3.3 長時間時効処理の影響	33
1.4 考 察	39
1.4.1 溶体化材における温度、ひずみ速度の影響	39
1.4.2 溶体化材実用温度域（500～600℃）でのひずみ波形の影響	41
1.4.3 溶体化材クリープ温度域でのひずみ波形の影響	41
1.4.4 長時間時効材におけるひずみ波形の影響	42
1.4.5 き裂の発生および進展に及ぼす温度およびひずみ速度の影響	44
1.4.6 加速試験条件について	46
1.5 結 言	46
第2章 高温クリープ疲労特性の迅速評価試験技術の検討	49
2.1 緒 言	49
2.2 加速試験の基本的な考え方	49
2.3 加速試験方法	51
2.3.1 $\Delta \varepsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性の把握に有効なひずみ波形とそのひずみ範囲分割方法	51
2.3.2 試験条件の決定方法	53
2.3.3 $\Delta \varepsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性の決定方法	54
2.4 各種高温材料の高温クリープ疲労特性評価結果	54

2.4.1	$\Delta \varepsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性	56
2.4.1.1	オーステナイト系ステンレス鋼SUS304および321鋼	56
2.4.1.2	2 ¹ / ₄ Cr-1Mo鋼	56
2.4.1.3	9Cr-2Mo鋼	58
2.4.1.4	12Cr鋼	59
2.4.1.5	Alloy 800H	61
2.4.2	高温変形特性	62
2.4.2.1	変形特性の表示式	62
2.4.2.2	変形特性表示式の意味について	64
2.5	考察	64
2.5.1	Linear damage ruleとInteraction damage ruleの比較	64
2.5.2	文献でみられるひずみ範囲分割法の使用例とその問題点	68
2.5.3	雰囲気の影響および動的ひずみ時効の影響とクリープの影響の分離について	68
2.6	結言	69
第3章	SUS304鋼の高温クリープ疲労特性に及ぼす大気雰囲気の影響	71
3.1	結言	71
3.2	試験	71
3.3	試験結果	73
3.3.1	$\Delta \varepsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性	73
3.3.2	き裂の発生および進展状況	76
3.4	考察	78
3.4.1	$\Delta \varepsilon_{pp}-N_{pp}$, $\Delta \varepsilon_{oc}-N_{oc}$ 特性に対する大気雰囲気効果の存在について	78
3.4.2	$\Delta \varepsilon_{pc}-N_{pc}$, $\Delta \varepsilon_{op}-N_{op}$ 特性が大気雰囲気の影響を受けにくい原因について	79
3.4.3	真空中における $\Delta \varepsilon_{pp}-N_{pp}$ および $\Delta \varepsilon_{oc}-N_{oc}$ 特性	79
3.4.4	$\Delta \varepsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性の温度依存性について	80
3.5	結言	81

第4章	2 ¹ / ₄ Cr-1Mo鋼の高温クリープ疲労特性に及ぼす大気雰囲気の影響	83
4.1	緒言	83
4.2	試験	83
4.3	試験結果	85
4.4	考察	90
4.4.1	$\Delta \varepsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性に及ぼす大気雰囲気の影響と雰囲気効果モデル	90
4.4.2	$\Delta \varepsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性に及ぼす材質の影響 (Annealed材とNT材の比較)	93
4.5	結言	95
第5章	高温クリープ疲労特性と引張およびクリープ破断延性の関係	97
5.1	緒言	97
5.2	検討方法および結果	99
5.2.1	完全真空中の $\Delta \varepsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性式の検討	99
5.2.2	α_{ij} , α_{ij}' の決定	102
5.3	考察	105
5.3.1	完全真空中のDN-SRP life relations	105
5.3.2	平滑丸棒試験片のクリープ疲労破壊寿命とき裂進展特性の関係	108
5.3.3	完全真空中のDN-SRP life relationsの重要性	108
5.4	結言	109
第6章	高温クリープ疲労特性に及ぼす結晶粒径の影響	111
6.1	緒言	111
6.2	試験および試験結果の解析方法	112
6.3	結果	114
6.3.1	$\Delta \varepsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性	114
6.3.2	C_{ij} の結晶粒径依存性	116
6.3.3	定数 k_{ij} の結晶粒径依存性	118
6.3.4	大気中の $\Delta \varepsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性の結晶粒径依存性表示式	120
6.4	考察	121
6.4.1	C_{ij} の結晶粒径依存性表示式より求めた D_i 値と実験値の対応について	121

6.4.2	結晶粒径70 μ mのデータ特異性について	121
6.4.3	C_{p0} および C_{c0} の結晶粒径依存式の成立性について	122
6.4.4	大気中の $\Delta \epsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性の結晶粒径依存性の一般形について	123
6.5	結 言	124
第7章	高温クリープ疲労の破壊形態	127
7.1	緒 言	127
7.2	検討方法	127
7.3	き裂および破面観察結果	128
7.3.1	PP試験の場合	128
7.3.2	PC試験の場合	131
7.3.3	CP試験の場合	132
7.3.4	CC試験の場合	135
7.3.5	DC試験の場合	136
7.4	考 察	137
7.4.1	大気雰囲気の影響	138
7.4.2	温度の影響	138
7.4.3	ひずみレベルの影響	139
7.5	結 言	139
第8章	高温クリープ疲労におけるき裂進展特性とそれに基づく寿命評価法	141
8.1	緒 言	141
8.2	試験および解析方法	142
8.2.1	$\Delta \epsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性とクリープ疲労き裂進展特性の関係モデルの提案	142
8.2.2	クリープ疲労き裂進展試験およびその解析	143
8.3	結 果	145
8.4	考 察	147
8.4.1	文献値との比較および追加実験による検討	147
8.4.2	き裂進展に基づく平滑材の寿命特性	149
8.4.3	$(a_r/a_0)_{ij}$ の値からの $(a_0)_{ij}$, $(a_r)_{ij}$ の推定	151

8.4.4	平滑材におけるき裂の成長挙動	154
8.4.5	本章で得られた知見の応用	155
8.5	結 言	156
第9章	実機の寿命・余寿命推定および設計への適用と変動ひずみ条件下の寿命推定への応用	159
9.1	緒 言	159
9.2	実機の破損解析および寿命・余寿命推定	159
9.2.1	火力発電プラントタービンバルブの破損解析および寿命推定	160
9.2.2	高炉鉄皮ホットスポット発生部の余寿命推定	174
9.3	$\Delta \epsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性の設計への適用について	187
9.3.1	$\Delta \epsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性に基づくASME設計疲労曲線の求め方	187
9.3.2	既存データとの対応性	189
9.4	変動ひずみ条件下のクリープ疲労寿命推定へのひずみ範囲分割概念の適用検討	191
9.4.1	二段変動ひずみ条件下の寿命推定	192
9.4.2	多段変動ひずみ条件下の寿命推定	197
9.4.3	二段多重変動ひずみ条件下の寿命推定	198
9.4.4	多段多重変動ひずみ条件下の寿命推定	200
9.4.5	2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo鋼NT材およびSUS304鋼への適用	200
9.4.6	既存データの検証	209
9.4.7	変動ひずみ条件下の寿命推定研究に関して今後考慮すべき事柄	217
9.5	結 言	217
結 論		219
付 録	各種寿命推定法の基本概念と問題点	227
1.	各種寿命推定法とその基本概念	227
1.1	線型損傷則(線型累積損傷則)	227
1.2	ひずみ範囲分割法	228
1.3	周波数修正疲労寿命則	232

1.4 周波数分離寿命則	232
1.5 周波数修正損傷関数則	233
1.6 損傷速度説	234
1.7 キャビティ成長則	238
1.8 修正ひずみ範囲分割性	239
1.9 変形機構反映延性消耗説	242
1.10 損傷力学的手法	244
2. 問題点	245
2.1 設計への応用上の問題点	248
2.2 長時間寿命の外挿性	251
2.3 余寿命評価に関する問題	254
3. 今後の課題	254
関連発表文献	257
謝 辞	261

緒 論

高温で使用される構造物や機械要素では装置の起動停止あるいは操業条件の変動に伴って一定温度下での繰返しのひずみあるいは温度変動に伴う繰返しの熱ひずみが生じるため、これらの設計に際しては高温疲労あるいは熱疲労を考慮する必要がある。特に、高温でクリープの生じる温度域では、クリープ変形が高温疲労あるいは熱疲労寿命に大きな影響を与えることが知られている。

一般にクリープやリラクセーションなどの時間依存性非弾性変形が塑性変形の繰返しである疲労の1サイクル中に導入されると、疲労寿命はそれらが導入されない場合に比べて低下することが知られている。このような寿命の低下効果をクリープと疲労の重畳効果と呼び、クリープが疲労に、あるいは疲労がクリープに重畳する現象を総称して、「クリープ疲労」と呼んでいる。クリープと疲労の重畳の仕方としては、1サイクル中に明確にクリープ変形と疲労変形が区別できる場合と両者を区別できない場合とがあり、またある一定のクリープ変形後数サイクルの疲労変形が繰返される場合やその逆の場合もある。最高温度がクリープ温度域まで上昇するような熱疲労はクリープ変形と疲労変形の区別が難しい一種のクリープ疲労であると言える。

金属材料の高温低サイクル疲労および熱疲労に関する研究は、1950年代におけるMansonおよびCoffinの研究以来、国の内外で数多く実施されており、高温低サイクル疲労寿命や熱疲労寿命を支配する因子とその影響について数多くの知見が報告され、また、寿命推定式についても数多く提案されている^{1)~57)}。

Table 1は、1950年代から1980年代前半までに提案された主要な寿命評価法を年代順に示したものである。

米国NASAのManson, Halford and Hirschberg¹²⁾は1971年に高温低サイクル疲労寿命に及ぼす応力波形あるいはひずみ波形の影響を説明するために、ひずみ範囲分割法 (Strain Range Partitioning Creep-Fatigue Analysis, 略してSRP法) と呼ばれる極めて合理的な手法を提案している。この手法には、従来の手法と比較して次のようなポテンシャルがあるのが特徴である。

- 1) 高温低サイクル疲労寿命の重要影響因子である温度、材料の破断延性、繰返し速度、ひずみ波形、雰囲気の影響を統一した考え方で論じることができる。
- 2) 圧縮応力の影響を合理的に取扱うことができる。

Table 1. History of study on high temperature low cycle fatigue with respect to life prediction

	Manson を中心とするNASAグループの研究	Coffin を中心とするGEグループの研究	そ の 他
	1952 $\Delta \epsilon_p$ と N_f の関係式 ($\Delta \epsilon_p = A N_f^a$) を発表.	1954 $\Delta \epsilon_p$ と N_f の関係式 ($\Delta \epsilon_p = 0.5 D N_f^{-0.5}$) を発表.	
1960	1960 $\Delta \epsilon$ と N_f の関係式 ($\Delta \epsilon = A N_f^a + B N_f^b$) を発表.		
	1964 Universal Slopes Equation ($\Delta \epsilon = D^{0.6} N_f^{-0.6} + \frac{3.5 \sigma_u}{E} N_f^{-0.12}$) を提案.		
	1966 10% Rule を提案.		1966 (Wood) クリープ損傷と疲労損傷の和が1より小さい値で破壊が生じることを報告.
	1967 Creep Modified 10% Rule を提案.		
	1969 Cumulative Creep Rule による寿命評価, 圧縮クリープの損傷評価課題となる.	1969 Frequency Modified Life Equation を発表. $\Delta \epsilon = C_2 (N_f \nu^{k-1})^{-\beta} + (A'/E) N_f^{-\beta} \nu^{k_1}$	
1971	1971 ひずみ範囲分割法 (Stain Range Partitioning Creep-Fatigue Analysis 略してSRP法) を発表. $\Delta \epsilon_{ij} = A_{ij} N_{ij}^{-m_{ij}}$ ($i, j = p, c$)		
	1973 $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性の温度依存性について発表.		
	1975 複雑な波形に対するひずみ範囲分割手法の提案.		
	1976 SRP法による熱疲労寿命推定. " 多軸条件下の寿命推定法の提案.	1976 Frequency Separation の概念提案. $N_f = \left[\frac{C_2}{\Delta \epsilon_p} \right]^{1/k} \nu^{1-k} \left[\frac{\nu_c}{\nu_t} \right]^c$	1976 (Ostergren) Frequency modified damage function による寿命推定. " (Maumdar and Maiya) Damage Rate Accumulation の概念による寿命推定法 (略してDRA法) を発表.
	1977 Ductility Normalized SRP Life Relations を提案.		1977 (Tomkins and Wareing) き裂進展に基づく寿命予測法を提案
			1978 (Chaboche) Continuous Damage Rate Approach (略してCDA法) を提案.
			1979 (Priest and Ellison) Modified SRP法を提案.
1980			1981 (Priest and Ellison) Deformation mechanism map ductility exhaustion approach を提案
	1983 A Total Strain Range Version を発表		

3) きわめて少ない実験データで寿命推定が可能である.

4) 環境効果の定量化, クリープ疲労機構の究明, き裂進展や熱疲労への適用が概念的に可能である.

一般に, 高温において材料に生じるひずみは弾性ひずみ, 塑性ひずみおよびクリープひずみに分類できる. 塑性ひずみ ϵ_p とクリープひずみ ϵ_c の和を非弾性ひずみと呼び, ϵ_p は時間に依存しない非弾性変形を表示する量でミクロ的には主として結晶面のすべりに起因するひずみであり, ϵ_c は時間的に依存する非弾性変形を表示する量でミクロ的には主として結晶粒界すべりや拡散などに起因するひずみである. このような高温変形が引張側と圧縮側で繰返される時, 材料に繰返される非弾性変形の組合せは基本的には Table 2 および Fig. 1 に示す4種類となる.

Mansonら¹²⁾は, これら4種類の非弾性ひずみ範囲, $\Delta \epsilon_{pp}$, $\Delta \epsilon_{pc}$, $\Delta \epsilon_{cp}$, $\Delta \epsilon_{cc}$, ($\Delta \epsilon_{ij}$ ($i, j = p, c$) と略号) に対応する微視的変形が Table 3 に示すように互いに異なることから, 材料固有の疲労寿命 N_{pp} , N_{pc} , N_{cp} , N_{cc} , (N_{ij} ($i, j = p, c$) と略号) が $\Delta \epsilon_{ij}$ に対応して存在すると考え, 非弾性ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_{ij} = \Delta \epsilon_{pp} + \Delta \epsilon_{cc} + \Delta \epsilon_{pc}$ (または $\Delta \epsilon_{cp}$) $= \Sigma \Delta \epsilon_{ij}$ が繰返される場合の疲労寿命 N_f が次式で与えられるとした.

$$\frac{1}{N_f} = \frac{1}{N_{pp}} + \frac{1}{N_{cc}} + \frac{1}{N_{pc}} \left(\text{または} \frac{1}{N_{cp}} \right) = \Sigma \left(\frac{1}{N_{ij}} \right) \quad \text{----- (1)}$$

Fig. 2 は同じ大きさのひずみの繰返しであっても, ひずみの種類が塑性ひずみかクリープひずみかによってミクロな変形がどのように異なるかを図示したものである¹⁵⁾. 引張, 圧縮とも塑性ひずみの繰返しの場合にはEF線上の繰返しとなり, 引張, 圧縮ともクリープひずみの場合にはGH線上の繰返しとなるのに対し, 例えば Fig. 2(c), (d) に示されているように引張側の変形がクリープ, 圧縮側の変形が塑性ひずみの場合には引張でGHがG'H'まで変形し, EFはそのままで圧縮時にE'F'へと変形し, 全体のひずみが0となってもミクロ的にはEF→E'F', GH→G'H'と変形が蓄積していることになる.

繰返し変形を受ける材料に生じる疲労損傷はこのような微視的な変形に対応すると考えられるので, $\Delta \epsilon_{ij}$ に対応して N_{ij} が対応すると考えることは非常に合理的な考えと言える. また, $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 関係が材料固有であると考えすることは, 材料の種類によって4つの非弾性ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_{ij}$ に対応する材料の破壊抵抗性が異なることを考えることである. このような考え方により, 従来報告されてきた「材料によって異なる波形効果の存在」を明確に認識することができる.

Fig. 3はType 316および2¹/₄Cr-1Mo鋼についてMansonらが得た $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性である。Type 316鋼では $\Delta \epsilon_{op}$ タイプのひずみの繰返しが致命的であるのに対し、2¹/₄Cr-1Mo鋼では逆に $\Delta \epsilon_{pc}$ タイプのひずみの繰返しが最も致命的となる。

さらに注目すべきことは、 $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性は材料に繰返し変形 $\Delta \epsilon_{ij}$ を与えたときの材料の破壊抵抗性を示すものであって、どのような条件で材料に変形 $\Delta \epsilon_{ij}$ が生じるかという性質（材料の変形特性）とは別の性質であることである。

Table 2. Definition of $\Delta \epsilon_{ij}$

Notation	Tensile strain	Compressive strain
$\Delta \epsilon_{pp}$	plastic	plastic
$\Delta \epsilon_{pc}$	plastic	creep
$\Delta \epsilon_{op}$	creep	plastic
$\Delta \epsilon_{oo}$	creep	creep

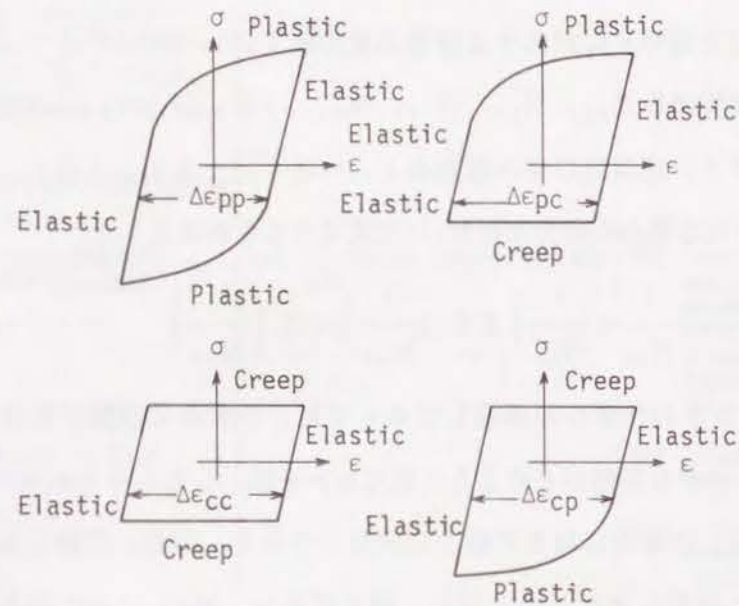


Fig. 1 Idealized hysteresis loops for the four basic types of inelastic strain range^{1,2)}

Table 3. Microscopic deformation according to $\Delta \epsilon_{ij}$

Notation	Tensile strain	Compressive strain
$\Delta \epsilon_{in} = \Delta \epsilon_{pp}$	mainly crystal slip plane sliding	mainly crystal slip plane sliding
$\Delta \epsilon_{in} = \Delta \epsilon_{pc}$	mainly crystal slip plane sliding	mainly grain boundary sliding and diffusion
$\Delta \epsilon_{in} = \Delta \epsilon_{op}$	mainly grain boundary sliding and diffusion	mainly crystal slip plane sliding
$\Delta \epsilon_{in} = \Delta \epsilon_{oo}$	mainly grain boundary sliding and diffusion	mainly grain boundary sliding and diffusion

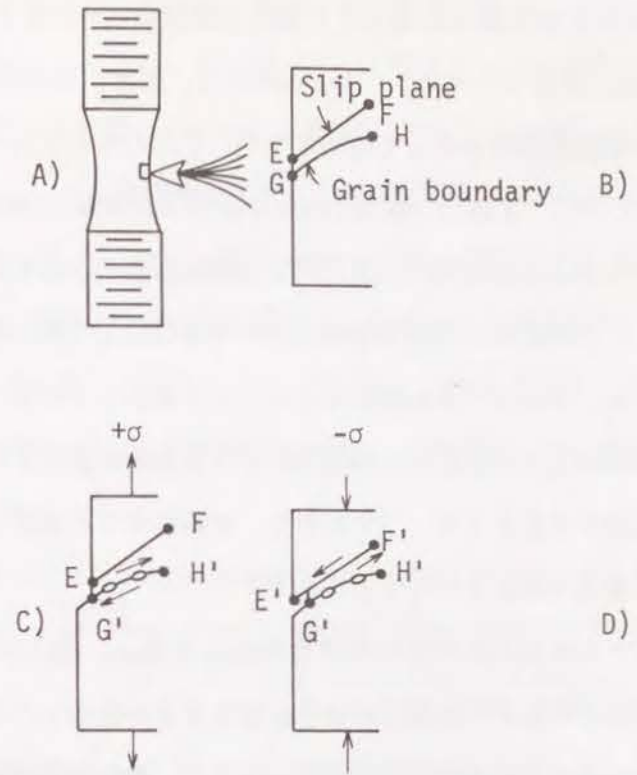
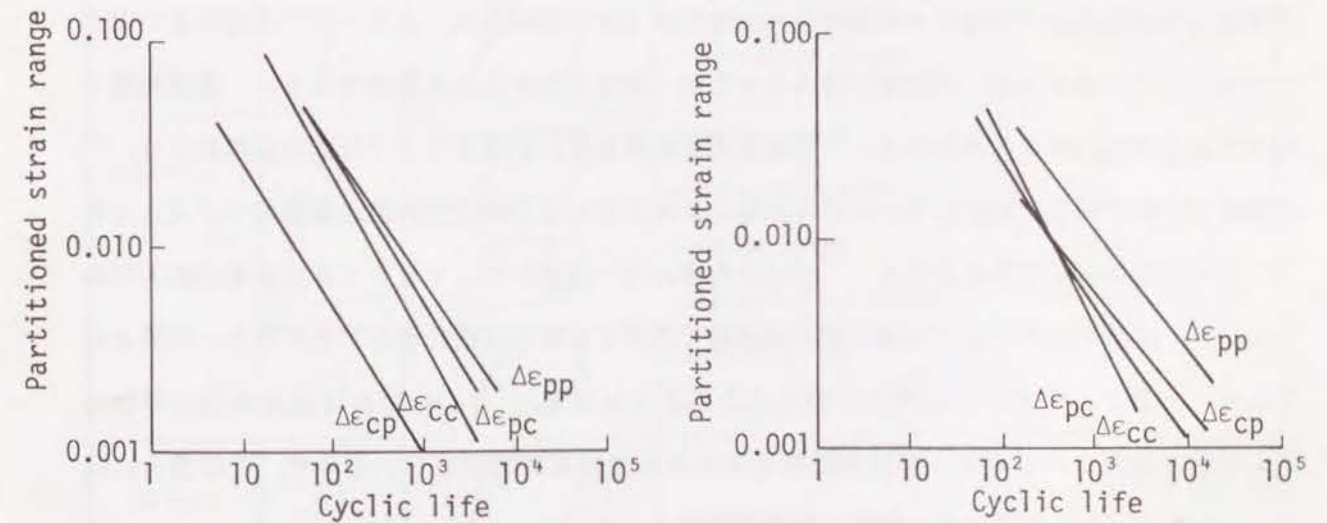


Fig. 2 Microscopic model of cyclic deformation in case of $\Delta \epsilon_{op}$ type straining¹⁵⁾



(a) Type 316 stainless steel, 1300°F (980K) (b) 2¹/₄Cr-1Mo steel, 1100°F (865K)

Fig. 3 Examples of partitioned strain-life relations^{1,2)}

ひずみ範囲分割法の大きな特徴はこのように材料の破壊抵抗性と変形特性とを分離して取扱うことを可能にした点にあるといえる。Mansonらは、まず、材料の破壊抵抗性 ($\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性) がかなりの温度範囲にわたって変わらない、すなわち $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性には温度依存性のないことを示した¹³⁾。Table 4はMansonらの行った試験内容を、Fig. 4はそのときの結果を示す¹³⁾。▽印および△印は引張変形時と圧縮変形時の温度を変えた試験であり、一種の熱疲労試験である。この結果は材料の破壊抵抗性が高温疲労であれ熱疲労であれ、また、温度条件が異なっても $\Delta \epsilon_{ij}$ が同じであれば変わらないことを示している。換言すれば、温度条件が変化したときの寿命の差や高温疲労と熱疲労における寿命の差はそれぞれの場合に生じる変形(ひずみ)の差に起因すると言える。すなわち、材料に生じる変形(ひずみ)の大きさや種類は温度条件に非常に敏感であるということである。

Fig. 5は、三本棒モデルで温度変化を受ける物体を模擬し、物体の内部と表面の熱履歴に応じて物体表面に生じるひずみの種類がどのように変化するかを示したものである¹⁴⁾。Fig. 5(b)は物体表面が三角波状の加熱冷却温度サイクルをうけ、物体内部の温度が変化しない場合である。この場合には $\Delta \epsilon_{pp}$ タイプのひずみが表面に繰返される。(c)は物体表面が台形波の温度変化を受け、内部の温度変化がない場合である。この場合には最高温度到着時点より圧縮応力の応力緩和が生じるのでひずみのタイプは $\Delta \epsilon_{pp} + \Delta \epsilon_{pc}$ となる。(d)の場合はちょうど表面が最高温度に到達する時間だけ内部の温度上昇時間が遅れ、ある一定の時間のあいだ全体が高温にさらされた後、冷却時には内外とも同一速度で冷却される場合である。実際問題ではこのような場合がよくみられる。物体表面は最高温度に到達するまで圧縮の変形をうけ、到達時点で内部が膨張し始め応力、ひずみとも0に向うが、ある時点で内部の膨張の方が大きくなり、物体表面は引張変形を受ける。表面と内部が同一温度になってきたときに表面の応力は最大となり、冷却が始まるまでの間ひずみは高温で保持され応力は緩和することになり、結果として $\Delta \epsilon_{pp} + \Delta \epsilon_{op}$ タイプのひずみが繰返されることになる。(e)の場合は物体表面が単独に最高温度で加熱される時間と両者が最高温度にさらされる時間が等しい場合で、この場合には $\Delta \epsilon_{pp} + \Delta \epsilon_{oo}$ タイプのひずみが繰返されることになる。







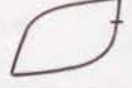
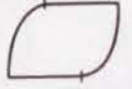

このように、熱疲労では温度変化条件により材料に生じる非弾性ひずみ範囲の種類が異なることをMansonらは指摘し、構造物の熱疲労寿命を把握するには問題の部分に生じているひずみの種類と大きさを解析することが重要な因子であることを示した。

上述の事より、高温疲労試験により材料の高温疲労特性として $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性を求めること

は熱疲労に基づく構造設計確立の基礎となり得ることが理解される。

実際、SRP法が提案されるまでは、高温低サイクル疲労および熱疲労の研究では、Coffinの提案した周波数修正疲労寿命則 (Frequency Modified Fatigue Life Equation) にみられるように、主にパラメータを実験値とあわせるという手法が採られ、パラメータ自身の物理的意味の明確でないものが多く、また、Robinson-Taira則のようにクリープ損傷の和で実験結果を説明するために、材料、温度、波形に応じて破損のクライテリオンを変化させるというような手法が主流を占めていた。このような手法では、異なる波形下や長時間周期下への外挿精度に大きな問題があるだけでなく、寿命評価上必要な材料特性データの収集に多大の時間、労力および費用を必要とした。

Table 4. Definition of data symbols and notation used for partitioned strain ranges

Notation	Symbol	Hysteresis loop	Description	
$\Delta \epsilon_{pp}$	○		tension plastic compression plastic	isothermal
$\Delta \epsilon_{pc}$	□		tension plastic compression plastic	isothermal
	△		tension plastic compression creep	plasticity at low temperature
	◇		tension plastic compression creep (relaxation)	isothermal
$\Delta \epsilon_{op}$	◐		tension creep compression plastic	isothermal
	▽		tension creep compression plastic	plasticity at low temperature
	◑		tension creep (relaxation) compression plastic	isothermal
$\Delta \epsilon_{oo}$	□		tension creep compression creep	isothermal
	◓		tension creep (relaxation) compression creep (relaxation)	isothermal

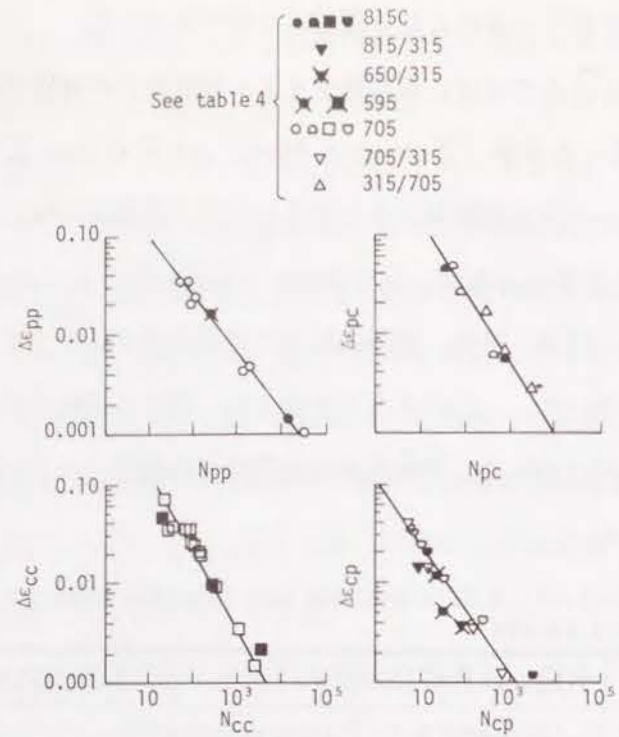


Fig. 4 Partitioned strainrange-life relationships for Type 316 stainless steel^{1,3)}

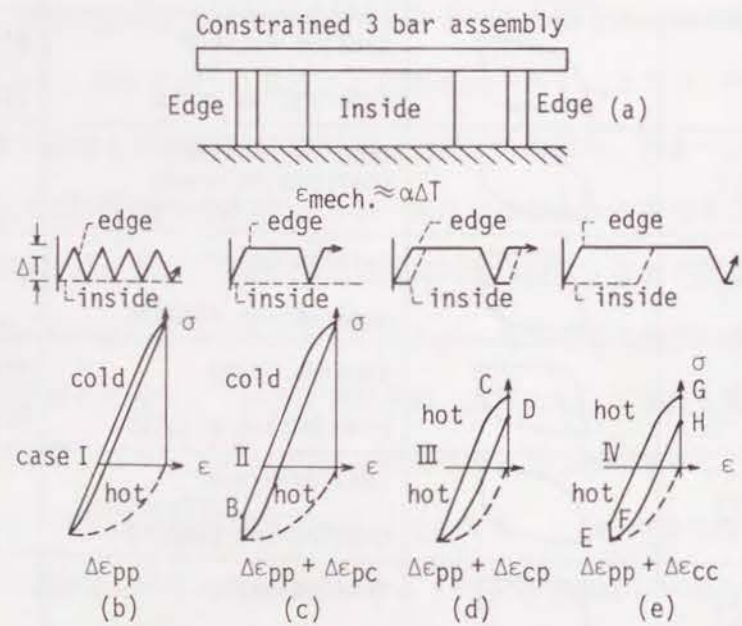


Fig. 5 Strainrange components produced in edge by several thermal histories^{1,4)}

Fig. 6は「クリープ疲労」の代表的なひずみ波形をまとめたものである。現在もなおこのような場合のクリープ疲労現象について精力的な研究が続けられているが、寿命評価の簡潔さおよび寿命評価のために必要な材料特性の迅速かつ簡便評価の観点からすると、Fig. 6に示されたすべての波形下の寿命解析が一貫した概念で取扱えることが理想である。

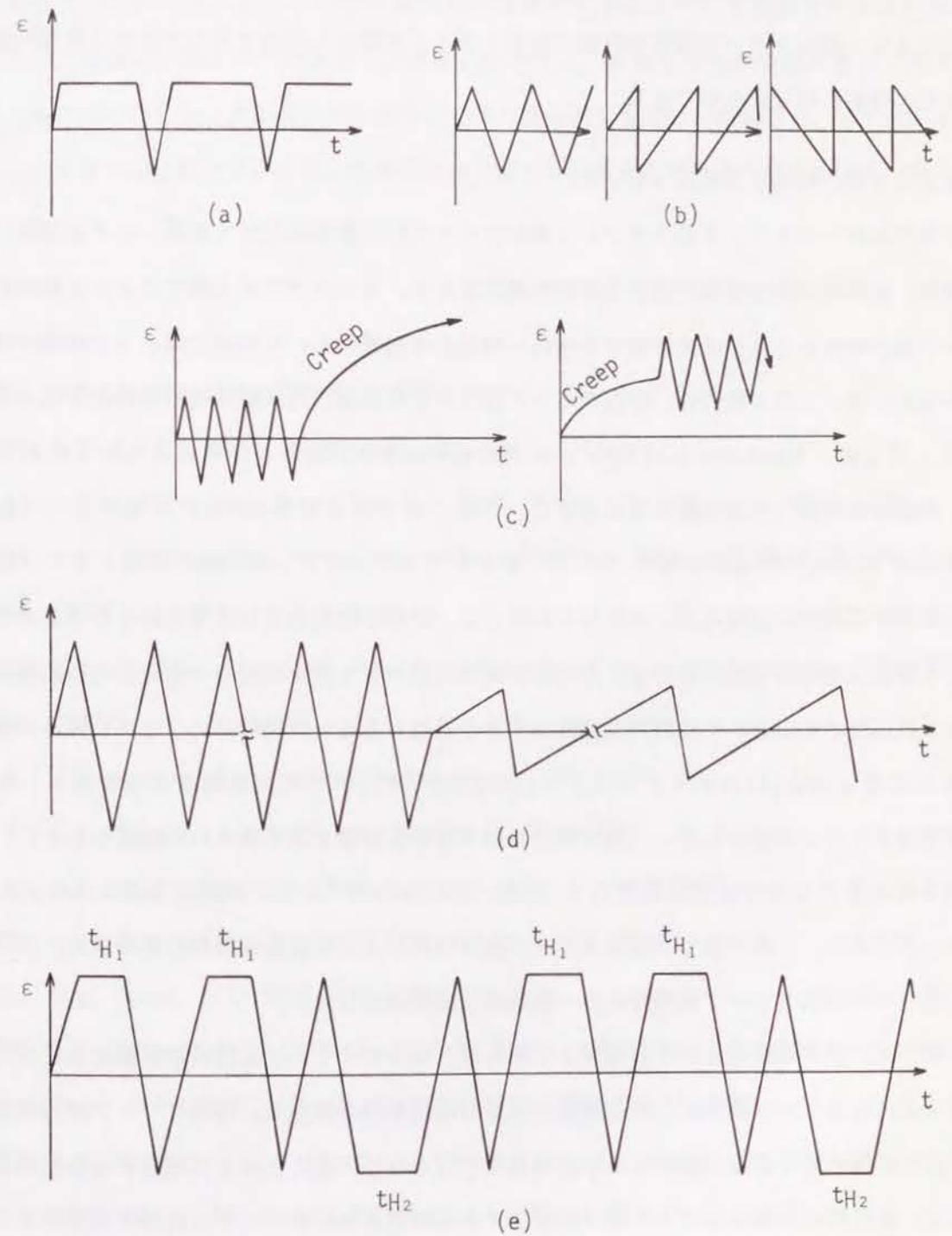


Fig. 6 Various strain waveforms that need a unifying creep-fatigue analysis

SRP法は上述のような理想を実現する可能性を有する概念であり、SRP法による材料のクリープ疲労特性の迅速評価技術を確立し、各種クリープ疲労波形下の寿命評価への適用可否を検討することは工学的にも工業的にも非常に有意義な事であると考えられる。

本研究は、金属材料の高温クリープ疲労現象を一貫してひずみ範囲分割概念に基づいて検討したものであり、金属材料の高温クリープ疲労特性に及ぼす各種因子の影響を定量的に明らかにすることにより、高温クリープ疲労特性の一般的な表示式の導出と高温クリープ疲労の微視的機構に関する一考察を行ったものである。

本論文は9章、付録1より成っている。

第1章ではオーステナイト系ステンレス鋼のクリープ疲労挙動に及ぼす温度、ひずみ速度、ひずみ波形、長時間時効の影響に関する検討結果をまとめ、オーステナイト系ステンレス鋼の高温クリープ疲労特性をSRP法で評価する場合の問題点を明確にし、その解決策としての適正試験条件を提示した。第2章では、高温クリープ疲労特性の迅速評価試験技術の具体的手法の提示を行うとともに、Manson, Halford and Hirschbergの手法および考え方に若干の修正を加え、各種高温材料への適用結果をまとめた。第3章ではSUS304鋼の高温クリープ疲労特性に及ぼす大気雰囲気の影響について、第4章では $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼の高温クリープ疲労特性に及ぼす雰囲気の影響についてそれぞれまとめ、材料の種類および負荷されるひずみの種類によって雰囲気効果が明確に異なることおよび高温においても完全真空中（大気酸化の影響が無視できる高真空中のこと）では純粋な塑性ひずみの繰返しあるいは純粋なクリープひずみの繰返しに対して寿命はCoffinタイプの式 $\Delta \epsilon_{ij} = 0.5 D_i N_{ij}^{-0.5}$ で求め得ることを示し、新しい雰囲気効果モデルを提示した。第5章では第3章および第4章で得られた知見をもとに、完全真空中の高温クリープ疲労特性が $\Delta \epsilon_{ij} = \alpha_{ij} D_i N_{ij}^{-0.5}$ の形で表示できることを示し、定数 α_{ij} を定めた。第6章では高温クリープ疲労特性に及ぼす結晶粒径の影響を求め、大気中および真空中の高温クリープ疲労特性の一般的表示式を提示した。

第7章では、破面観察およびき裂観察より明らかとなったクリープ疲労破壊形態をまとめた。第8章では高温クリープ疲労における微視的き裂の進展挙動を推定し、高温クリープ疲労寿命が $1\mu\text{m}$ 以下の極めて小さな欠陥からの進展寿命に支配されていることおよび起点となる初期き裂の大きさ、破損時の最終き裂の大きさは負荷ひずみの種類およびクリープと疲労の重畳効果の程度により異なるという新しい仮説に基づく損傷モデルを提案した。また、このような仮説をも

とに微小き裂進展に基づく平滑材の寿命評価法を提案し、各種ひずみ波形へ適用した結果について述べた。また、その変動ひずみ条件下の寿命推定法への適用可能性を示唆した。

第9章では、本研究成果の応用として、まずSRP法を用いた迅速評価試験技術の応用例「火力発電プラントタービンバルブの破損寿命推定」と「高炉鉄皮の余寿命予測」について述べ、実際の構造物の寿命/余寿命予測への適用性について述べた。また、 $\Delta \epsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性よりASME Code case N-47の設計疲労曲線を求める手法についても具体的手法の提案を行った。最後に、第8章で得られた知見の応用として、き裂の発生が十分無視できる大きなひずみ条件下での変動ひずみ時の寿命推定について具体的な手法の提案を行い、本手法によりFig. 6に示す種々の変動ひずみ波形下の寿命をより統一した考え方で評価できる可能性のあることを示した。

参考文献

- 1) S.S. Manson, NACA TN-2933 (1953)
- 2) L.F. Coffin, Jr., Trans. ASME, 76, 931 (1954)
- 3) L.F. Coffin, Jr., Proc. 2nd Int. Conf. Fract., Brighton, p. 643 (1969)
- 4) L.F. Coffin, Jr., Symposium on Creep-Fatigue Interaction, ASME MPC-3 p. 349 (1976)
- 5) L.F. Coffin, Jr., Time dependent fatigue of structural alloys, ORNL-5073, 37 (1977)
- 6) S.S. Manson, Experimental Mechanics, 5, 193 (1965)
- 7) S.S. Manson, Int. J. Fract. Mech., 2, 327 (1966)
- 8) G.R. Halford and S.S. Manson, Trans. ASM, 61, 94 (1968)
- 9) D.A. Spera, NASA TN D-5317 (1969)
- 10) D.A. Spera, NASA TN D-5489 (1969)
- 11) S.S. Manson, G.R. Halford and D.A. Spera, Advances in Creep Design, (ed. A.I. Smith and A.M. Nicolson), p. 229 (1971), [Halsted Press]
- 12) S.S. Manson, G.R. Halford and M.H. Hirschberg, Design for elevated temperature environment (ed. S.Y. Zamrik), p. 12 (1971), [New York, ASME]
- 13) G.R. Halford, M.H. Hirschberg and S.S. Manson, ASTM STP520, 658 (1973)

- 14) S.S. Manson, ASTM STP 520, 744 (1973)
- 15) S.S. Manson, G.R. Halford and A.C. Nachtigall, NASA TMX-71737 (1975)
- 16) M.H. Hirschberg and G.R. Halford, NASA TN D-8072 (1976)
- 17) G.R. Halford and S.S. Manson, ASTM STP 612, 239 (1976)
- 18) S.S. Manson and G.R. Halford, 1976 ASME-MPC Symposium on Creep-Fatigue Interaction, p. 283 (1976)
- 19) S.S. Manson, Time dependent fatigue of structural alloy, ORNL-5073, p. 155 (1977)
- 20) S.S. Manson, ICM3, vol. 1, p. 13 (1979), Cambridge, England
- 21) V. Moreno, G.J. Meyers, A. Kaufman and G.R. Halford, Computers & Structures, 16, 509 (1983)
- 22) R.L. McKnight, J.H. Laflen, G.R. Halford and A. Kaufman, J. Aircraft, 20, 475 (1983)
- 23) G.R. Halford and J.F. Saltzman, NASA TM-83023 (1983)
- 24) S.S. Manson and G.R. Halford, NASA TM-83507 (1983)
- 25) R.C. Bill, M.J. Verrilli, M.A. McGaw and G.R. Halford, NASA TP-2280 (1984)
- 26) S.S. Manson, G.R. Halford and R.E. Oldrieve, NASA TM-83473 (1984)
- 27) P. Marshall and T.R. Cook, International Conference on Thermal Stress and Thermal Fatigue, Berkeley, p. 81 (1969)
- 28) J.T. Berling and J.B. Conway, Met. Trans., 1, 805 (1970)
- 29) R.D. Campbell, J. Eng. Ind., Trans. ASME, 93, 887 (1971)
- 30) R. Lagneborg and R. Attermo, Met. Trans., 2, 1821 (1971)
- 31) J.R. Ellis and E.P. Eszterger, Design for elevated temperature environment (ed. S.Y. Zamrik), p. 29 (1971), [New York, ASME]
- 32) W.J. Ostergren, J. Testing and Evaluation, 4, 327 (1976)
- 33) T. Bui-Quoc, J. Dubuc, A. Bazergui and A. Biron, J. Basic Eng., Trans. ASME, 691 (1971)
- 34) T. Bui-Quoc, Mech., 15, 219 (1975)
- 35) T. Bui-Quoc, Trans. 6th Int. Conf. on SMiRT, Paris, L7/4.1 (1981)
- 36) T. Bui-Quoc, J. Eng. Mater. Tech, Trans. ASME, 101, 337 (1979)

- 37) T. Bui-Quoc, ASME PVP-59, 221 (1982)
- 38) T. Bui-Quoc and A. Biron, Nucl. Eng. and Design, 71, 89 (1982)
- 39) T. Bui-Quoc and R. Gomuc, Proc. Int. Confl. Adv. in Life Prediction Methods, ASME, 105 (1983)
- 40) R. Gomuc and T. Bui-Quoc, ASME Paper 84-PVP-38 (1984)
- 41) J. Lemaitre and J.L. Chaboche, Journal de Mecanique Appliquee, vol. II, No. 3, 1973
- 42) J. Lemaitre and A. Plumtree, J. Eng. Mater. Tech., Trans. ASME, 101, 284 (1979)
- 43) S. Majumdar and P.S. Maiya, 1976 ASME-MPC Symposium on Creep-Fatigue Interaction, p. 323 (1976)
- 44) P.S. Maiya and S. Majumdar, Met. Trans., 8A, 1651 (1977)
- 45) S. Majumdar and P.S. Maiya, J. Eng. Mater. Technol., Trans. ASME, 102, 159 (1980)
- 46) S. Majumdar, Nucl. Eng. and Design, 63, 121 (1981)
- 47) B. Tomkins and J. Wareing, Met. Sci., 11, 414 (1977)
- 48) J. Wareing, Fatigue Eng. Mater. Struct., 4, 131 (1981)
- 49) R.H. Priest and E.G. Ellison, Proc. Int. Conf. on Engineering Aspects of Creep, Sheffield, vol. 1, p. 185 (1980), [IME, London]
- 50) R.H. Priest and E.G. Ellison, Mat. Sci. Eng., 49, 7 (1981)
- 51) E.G. Ellison, A.J.F. Paterson, Proc Instn Mech Engrs, 190 (1976), 321-350
- 52) R.A. Bartlett, W.J. Plumbridge, T.E. Chung and E.G. Ellison, Fracture 1977, volume 2, ICF4, Waterloo, Canada, June 19-24, 1977
- 53) W.J. Plumbridge, R.H. Priest and E.G. Ellison, ICM3, vol. 2, p. 129, Cambridge, England, August, 1979
- 54) W.J. Plumbridge, M.S. Deav and D.A. Miller, Fatigue Engng. Mater. Struct., 5 (1982), 101-114
- 55) D.A. Miller, Mater. Sci. Eng., 54 (1982), 273-278
- 56) R.H. Priest and E.G. Ellison, Res Mechanica, 4 (1982), 127-150
- 57) D.A. Miller, C.D. Hamm and J.L. Philips, Mater. Sci. Eng., 53 (1982), 237-244

第1章 オーステナイト系ステンレス鋼の高温クリープ 疲労挙動とその解析

1.1 緒言

高温機器要素のクリープ疲労寿命を予測する場合、通常短時間の加速試験が行われ、その結果に基づいて外挿によって長時間の寿命が求められる。しかしながら、加速試験条件が実際の使用条件下における材料の繰返し変形挙動や破壊挙動を正しくシミュレートし得ていない場合には予測寿命の信頼性は非常に低いものになる。

SRP法は、クリープ温度域でのひずみ波形の影響を定量的かつ合理的に論ずることが可能な方法とされているが、その適用し得る温度条件やひずみ条件は必ずしも明確でない。SRP概念に基づく加速試験方法を確立するためには、このような適用限界を明確にして、加速条件が実際の使用条件をシミュレートし得るよう配慮する必要がある。

そこで、本章では、オーステナイト系ステンレス鋼の高温クリープ疲労寿命に及ぼす温度、ひずみ速度、ひずみ波形および長時間時効処理の影響を実験的に求め、その結果をSRP法によって解析することによって、SRP法が適用可能な温度条件およびひずみ条件を明確にした。

1.2 試験およびひずみ範囲分割法による試験データの解析方法

供試材 SUS 304 および SUS 321 の化学組成および機械的性質を Table 1-1 および Table 1-2 に示す。長時間時効温度条件は析出物が温度、時間により変化する SUS 321 鋼では 650°C および 700°C を選び、析出物が温度、時間によって変化しない SUS 304 鋼では 650°C を選んだ。試験片は直径 10mm、平行部 30mm の中実丸棒試験片を用い、試験に際しては試験片平行部を 400 番のエメリー紙にて軸方向に研磨し、機械加工時の円周方向の条痕を除去した。

Table 1-1. Chemical compositions (wt. %)

Material	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Ti
304 steel	0.07	0.69	1.71	0.022	0.008	0.03	9.22	18.79	0.05	—
321 steel	0.08	0.53	1.69	0.018	0.007	0.02	10.55	17.70	0.03	0.46

Table 1-2(a) Mechanical properties ($\dot{\epsilon} = 2 \times 10^{-3}$ 1/sec)

Material	Temperature T (°C)	0.2% proof stress $\sigma_{0.2}$ (kgf/mm ²)	Tensile strength σ_B (kgf/mm ²)	Elongation δ (%)	Reduction of area ψ (%)
304 steel	R.T.	25.2	63.0	96.0	75.8
	650	11.1	31.6	51.8	71.5
	700	11.2	26.6	76.4	76.6
321 steel	R.T.	25.7	59.3	56.0	69.0
	650	13.9	36.4	38.8	65.0
	700	17.7	31.9	44.2	67.9

Table 1-2(b) Thermal aging conditions and mechanical properties of aged materials

Material	Temperature (°C)	Aging Temp. (°C)	Aging time (h)	0.2% proof stress $\sigma_{0.2}$ (kgf/mm ²)	Tensile strength σ_B (kgf/mm ²)	Elongation δ (%)	Reduction of area ψ (%)
304	650	650	1000	—	—	—	—
321	650	650	1000	17.9	32.5	45.6	69.5
		650	3000	18.3	32.5	39.2	66.4
	700	700	1000	16.1	26.8	50.6	69.8
		700	3000	15.4	27.9	46.6	70.8

Fig. 1-1は本研究に用いた高温低サイクル疲労試験装置であり、その性能をTable 1-3に示す。本装置では試験片の加熱には赤外線加熱炉を用い、ひずみ波形は標点に石英棒を押しあてる方式の伸び計で、標点間(25mm)の伸びを測定することにより制御できる。温度の測定はCA熱電対を用い、標点間の最大温度差が±5°C以下となるようにして試験を行った。



Fig. 1-1. High temperature low-cycle fatigue testing apparatus

Table 1-3. Performance of high temperature low-cycle fatigue testing machine

Environment	Air
Test temperature	RT-1000°C
Capacity	Static 10 tf Dynamic ±7.5tf
Maximum stroke of actuator	150mm
Maximum frequency of actuator	10Hz (full load ±0.5mm amplitude)
Control system	◦ Automated computer controlled ◦ Electrohydraulic servo control
Controlled variables	◦ Load ◦ Stroke ◦ Strain Axial strain by axial extensometer ◦ Temperature (if provided with cooling device)
Heating device	Infrared furnace (Tungsten filament)

Table 1-4に試験条件を示す。試験温度は500°C, 550°C, 650°Cおよび700°Cとし、試験片に繰返されるひずみ波形は完全両振三角波、最大ひずみ時に保持時間を有する台形波、および負荷時と除荷時のひずみ速度の異なる非対称三角波を用い、ひずみ速度および保持時間をそれぞれ $10^{-2} \sim 10^{-4} \text{sec}^{-1}$ および1~10minの範囲で変化させた。

Table 1-4. Fully reversed strain controlled low-cycle fatigue test conditions

Strain waveform	Test temperature	$\dot{\epsilon}_1$ (1/sec)	$\dot{\epsilon}_2$ (1/sec)	t_{H1} (min)	t_{H2} (min)
	500°C 550°C 650°C 700°C	$10^{-2}, 2 \times 10^{-3}$ $4 \times 10^{-4}, 10^{-4}$	$= \dot{\epsilon}_1$	0	0
		$4 \times 10^{-4}, 10^{-4}$ 4×10^{-5}	2×10^{-3}	0	0
		$10^{-4}, 10^{-5}$	8×10^{-3}	0	0
		2×10^{-3}	$= \dot{\epsilon}_1$	1, 2, 6, 10	0
		//	//	0	1, 2, 6, 10
		//	//	1, 2	$= t_{H1}$
		//	//	1 2	2 1

試験後、析出物の形態およびき裂進展形態を知るため、試験前および試験後の断面観察を行った。析出物は抽出レプリカ法により電子顕微鏡にて観察した。き裂の進展形態については、その断面状況を光学顕微鏡にて調べ、またその破面をSEMにより観察した。

試験データのSRP法による解析については、Manson, Halford and Hirschbergに従って実施した。Manson, Halford and Hirschbergは4つの非弾性ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_{pp}$, $\Delta \epsilon_{po}$, $\Delta \epsilon_{op}$ および $\Delta \epsilon_{oo}$ に対応する寿命 N_{pp} , N_{po} , N_{op} および N_{oo} が既知のとき、 $\Delta \epsilon_{in} = \Delta \epsilon_{pp} + \Delta \epsilon_{po}$ (あるいは $\Delta \epsilon_{op}$) + $\Delta \epsilon_{oo}$ が繰返されたときの疲労寿命 N_f は、線型被害則

$$\frac{1}{N_{pp}} + \frac{1}{N_{op}} \left(\text{あるいは} \frac{1}{N_{po}} \right) + \frac{1}{N_{oo}} = \frac{1}{N_f} \quad (1-1)$$

で求められるとし、逆に、種々の $\Delta \epsilon_{pp}$, $\Delta \epsilon_{po}$ (あるいは $\Delta \epsilon_{op}$), $\Delta \epsilon_{oo}$ を組合せて試験をしたときの寿命 N_f を知ることにより、式(1-1)を用いて、 $\Delta \epsilon_{pp} - N_{pp}$, $\Delta \epsilon_{po} - N_{po}$, $\Delta \epsilon_{op} - N_{op}$ および $\Delta \epsilon_{oo} - N_{oo}$ 関係を求めている。

本章においては、式(1-1)を用い、単純三角波、引張保持時間を有する台形波および $\dot{\epsilon}_1 < \dot{\epsilon}_2$ なる非対称三角波を用いて試験した時の疲労寿命をもとに $\Delta \epsilon_{pp}$ および $\Delta \epsilon_{op}$ に対応する寿命 N_{pp} および N_{op} を求めた。すなわち、単純三角波でひずみ速度がクリープ変形を生じない程度に大きい場合、次式

$$\Delta \epsilon_{in} = \Delta \epsilon_{pp}, \quad N_f = N_{pp} \quad (1-2)$$

が成立するから、 $\Delta \epsilon_{in}$ を変化させた試験により $\Delta \epsilon_{pp} - N_{pp}$ 関係が定まる。また、台形波および非対称三角波の場合、次式

$$\Delta \epsilon_{in} = \Delta \epsilon_{pp} + \Delta \epsilon_{op}, \quad N_f = \frac{N_{pp}}{1 + N_{pp}/N_{op}} \quad (1-3)$$

が成立し、 $\Delta \epsilon_{in}$, $\Delta \epsilon_{pp}$, N_f が既知で、かつ単純三角波で求めた $\Delta \epsilon_{pp} - N_{pp}$ 関係より N_{pp} が既知となるから、 N_{op} が求まり、 $\Delta \epsilon_{op}$ を変化させた試験データより $\Delta \epsilon_{op} - N_{op}$ 関係が定まる。

1.3 試験結果

1.3.1 温度およびひずみ速度の影響 (対称三角波状ひずみ波形の場合)

SUS321溶体化処理材の温度550°C, 650°Cの場合のひずみの繰返しに伴う応力振幅($\Delta \sigma / 2$)の変化をFig. 1-2に示す。SUS321はいずれの温度においても繰返しひず

み硬化の程度は650°Cよりも550°Cの方が著しい。繰返しひずみ硬化が飽和したときの応力振幅は550°Cではひずみ速度が小さくなるほど大きくなる傾向にある。しかし、650°Cではその傾向は緩和されており、ひずみ速度を小さくすると傾向が逆転している。

Fig. 1-3は、550°Cにおける低サイクル疲労寿命に及ぼすひずみ速度の影響を示したものである。疲労寿命 N_f は引張側応力が繰返しひずみ硬化の飽和状態での値の $1/2$ に低下する繰返し数で定義した。ひずみ速度が小さくなるほど、疲労寿命は低下する傾向にある。

Fig. 1-4は一定の全ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_t$ に対する疲労寿命とひずみ速度の関係を示したものである。図中には $\Delta \epsilon_t$ に含まれる非弾性ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_{in}$ が示されている。ひずみ速度が小さくなるほど、 $\Delta \epsilon_{in}$ の値も小さくなることがわかる。

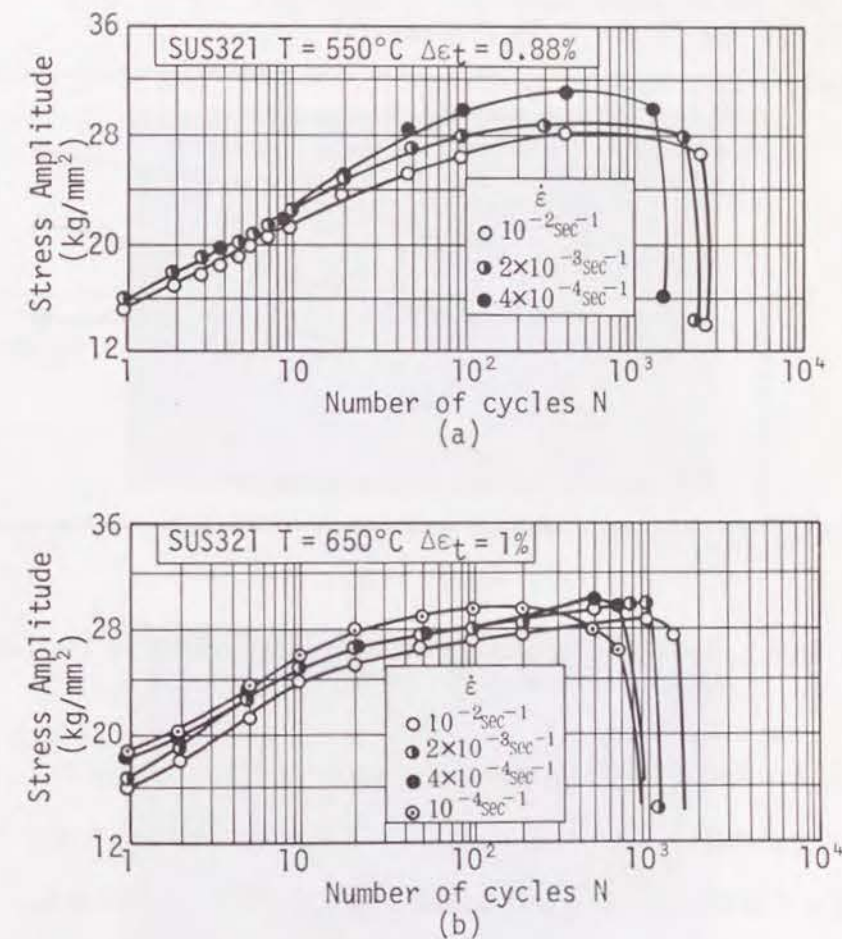


Fig. 1-2 Variation of the stress amplitude during low-cycle fatigue of SUS321

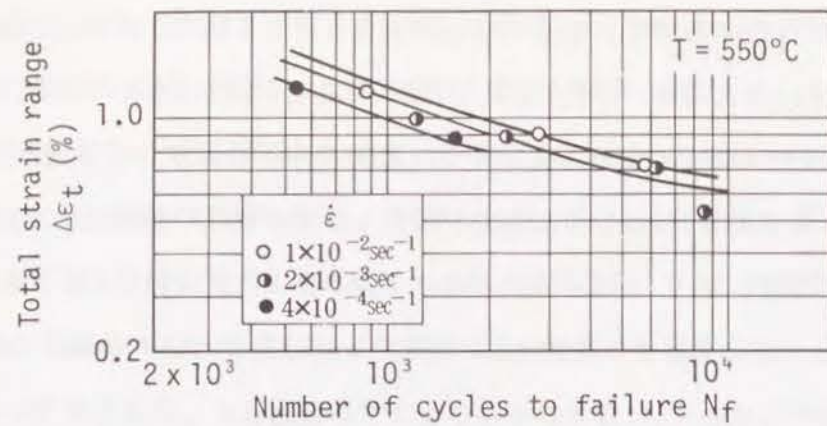


Fig. 1-3 Influence of strain rate on $\Delta \epsilon_t - N_f$ relationship at 550°C of SUS321

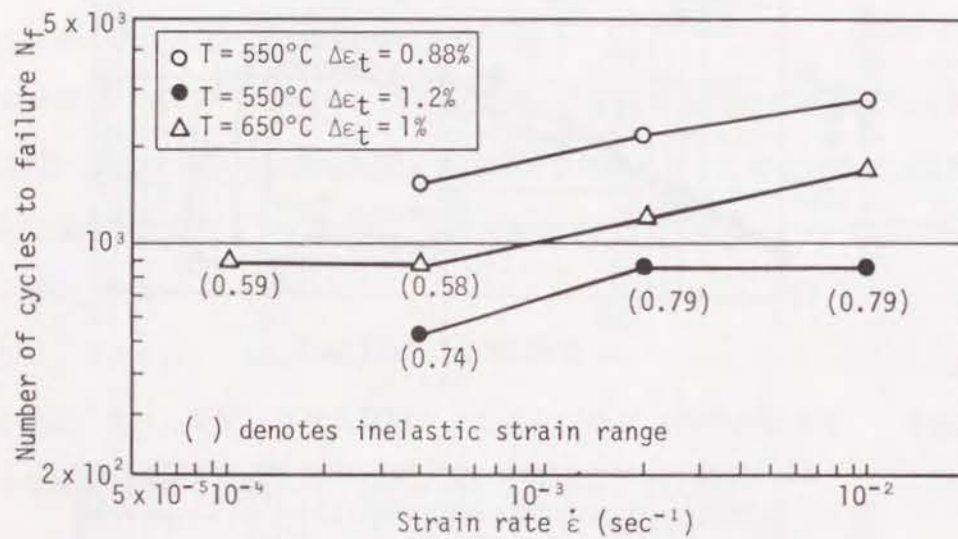


Fig. 1-4 Influence of strain rate and temperature on the low-cycle fatigue life of SUS321

Fig. 1-5に $\dot{\epsilon} = 2 \times 10^{-3} \text{sec}^{-1}$ の場合の疲労寿命と温度の関係を示す。図にみられるように、温度の上昇に伴い、疲労寿命 N_f は $N_f \propto (1/T \text{ (K)})$ に従って短くなる傾向にある。温度によっては SUS304 鋼と SUS321 鋼で強度が逆転する傾向にある。

試験条件が $T = 550^\circ\text{C}$ 、 $\Delta \epsilon_t = 1\%$ の場合でひずみ速度が異なる場合の破面のき裂の起点よりほぼ同一部位で得られたレプリカ電顕写真の代表的な例を Fig. 1-6 に示す。この図はひずみ速度が小さくなるほどストライエーション間隔が大きくなることを示したものである。

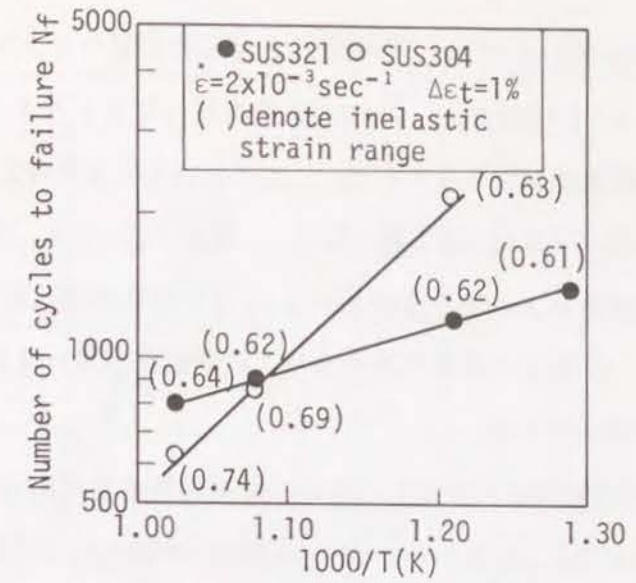


Fig. 1-5 Influence of test temperature on the low-cycle fatigue life of SUS304 and SUS321



(a) $\dot{\epsilon} = 10^{-2} \text{sec}^{-1}$



(b) $\dot{\epsilon} = 4 \times 10^{-4} \text{sec}^{-1}$

Fig. 1-6 Replica images of the striations in the low-cycle fatigue fracture surfaces of SUS321 at 550°C, observed by an electron microscope ($\Delta \epsilon_t = 0.88\%$)

Fig. 1-7は、550°C、650°Cおよび700°Cで得られた低サイクル疲労破面のSEM写真である。またFig. 1-8はFig. 1-7より読み取ったストライエーション間隔(SS)と $\Delta \epsilon_t \sqrt{a}$ との関係を示したものである。ここではaはSS測定位置とき裂発生表面位置との距離であり、き裂長さに対応する量である。温度一定のとき、若干ばらつきは認められるものの、 $\Delta \epsilon_t$ の大きさによらず、SSと $\Delta \epsilon_t \sqrt{a}$ の間には両対数表示で良い直線関係が認められる。Fig. 1-8(b)にみられるように、試験温度が高いほど同一 $\Delta \epsilon_t \sqrt{a}$ に対応するSSが小さくなる傾向にある。

Fig. 1-9は疲労試験前後の結晶粒内および結晶粒界の析出物の形態を二段抽出レプリカ法により観察した結果を示したものである。試験前の溶体化処理状態では粒内および粒界に少量の未固溶のTi(C, N)が存在し、粒内に比べて粒界に存在するTi(C, N)の量が若干多い。疲労試験後の析出物の形態をみると、550°Cでは粒内および粒界でTi(C, N)が析出しているだけなのに対し、650°Cおよび700°Cでは粒界に塊上のTi(C, N)の析出がみられるほかに $M_{23}C_6$ と少量の σ 相の析出が認められる。

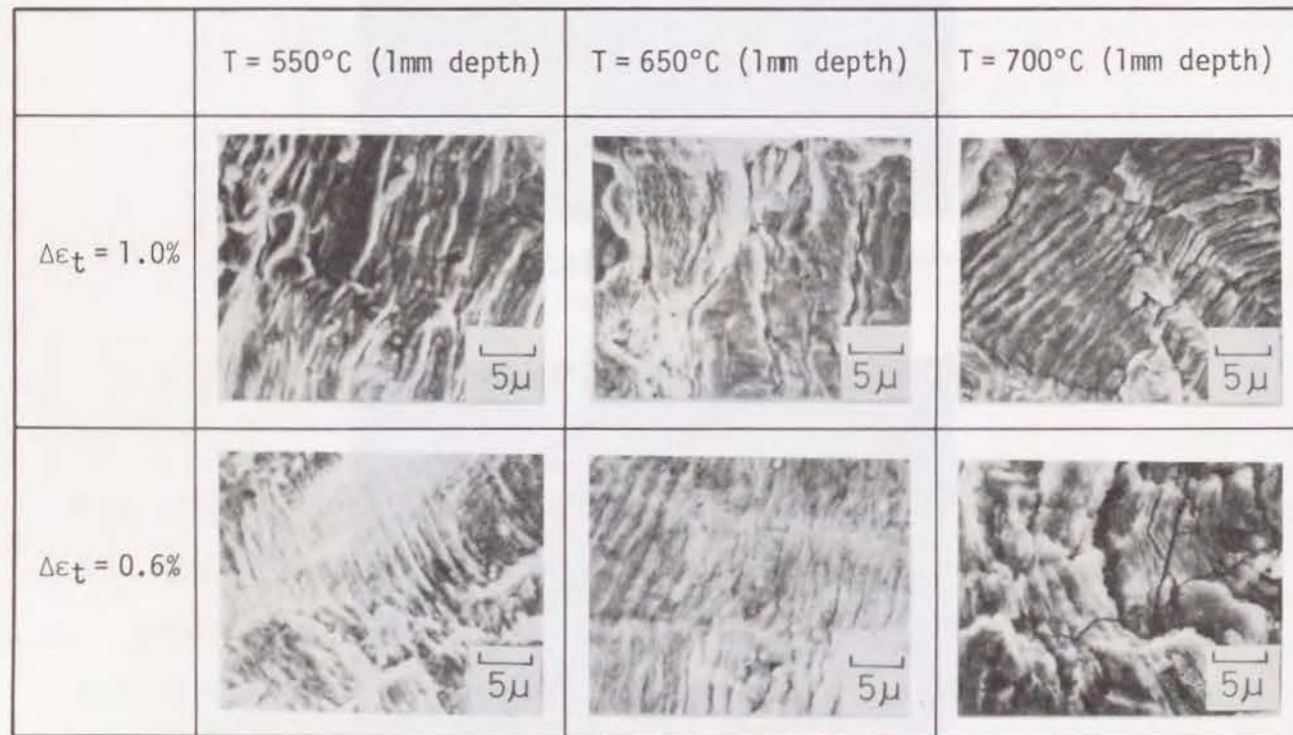


Fig. 1-7 Scanning electron micrographs of the low-cycle fatigue fracture surface of SUS321 at 550, 650 and 700°C ($\dot{\epsilon} = 2 \times 10^{-3} \text{sec}^{-1}$)

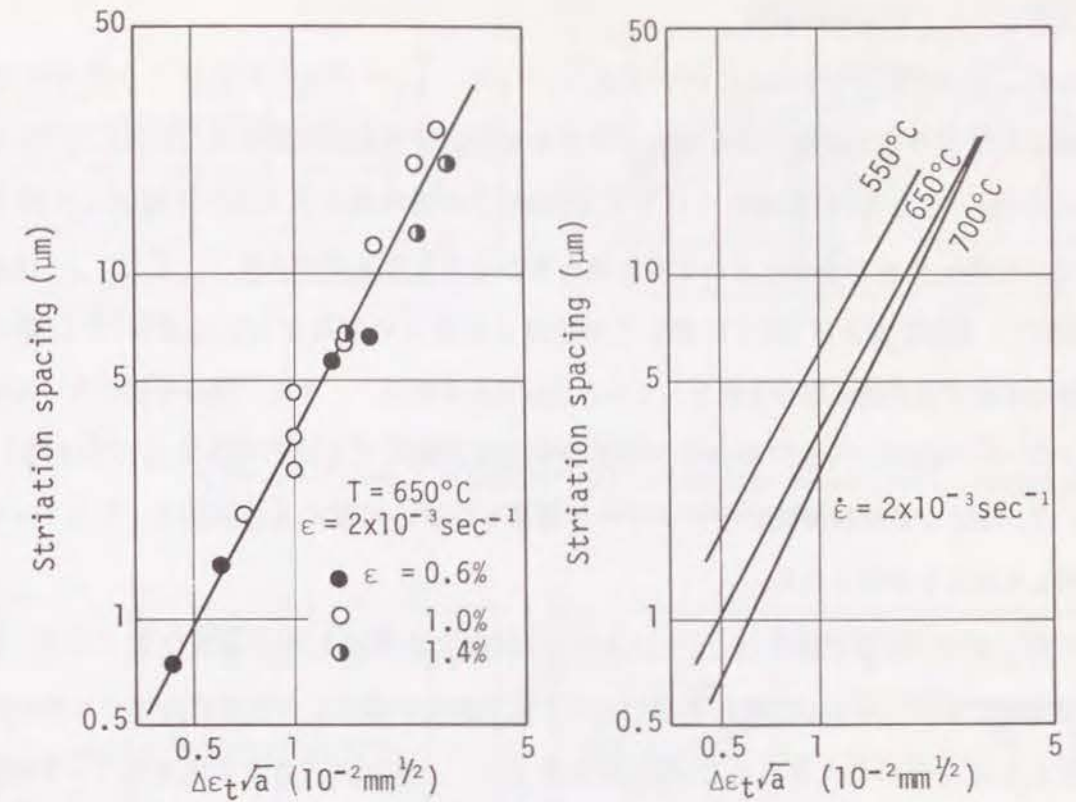


Fig. 1-8 Relationship between the striation spacing and $\Delta \epsilon_t \sqrt{a}$

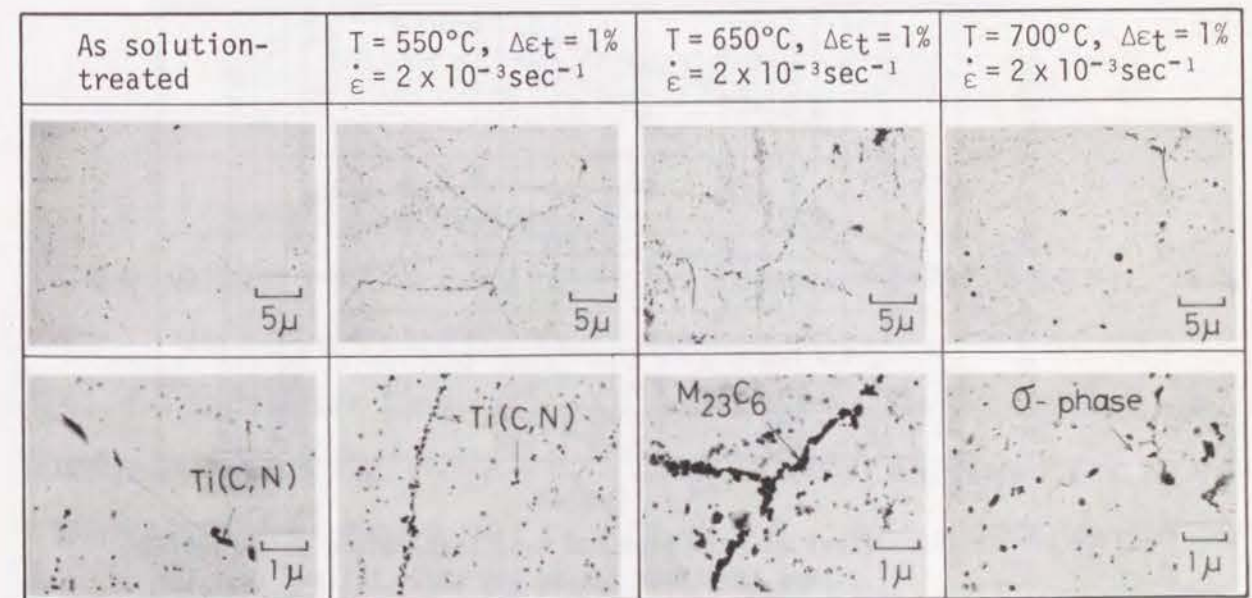


Fig. 1-9 Precipitates observed in the grains and the grain boundaries of SUS321 before and after the low-cycle fatigue test

1.3.2 ひずみ波形の影響

Fig. 1-10はSUS304について $\Delta \epsilon_t = 1\%$, $t_H = 10\text{min}$ の引張ひずみ保持がある場合の繰返しに伴う応力変化の温度およびひずみ波形依存性を示したものであり, Fig. 1-11はSUS304, SUS321両鋼について $T = 700^\circ\text{C}$ で保持時間がある場合の繰返しに伴う応力の変化が単純三角波の場合とどのように異なるかを示したものである. Fig. 1-10より, $T = 550^\circ\text{C}$, 650°C および 700°C において寿命はほぼ等しいにもかかわらず 550°C の場合の応力範囲の変化状態が他の場合と異なっている点が注目される. また, 保持時間のない場合で $T = 550^\circ\text{C}$, $\dot{\epsilon} = 4 \times 10^{-4}\text{sec}^{-1}$ の条件下の応力挙動と比較しても差のあることがわかる. これは, $T = 550^\circ\text{C}$ では保持時間中にクリープ変形とひずみ時効の両方が起り, この2つの現象が相乗していると解釈される.

一方, $T = 700^\circ\text{C}$ ではFig. 1-11より, 304鋼では繰返し硬化量が小さくなり, 321鋼では初期硬化量は大きい単純三角波に比べて応力変化が繰返しの初期で飽和する傾向にある. 飽和した応力範囲の大きさは321鋼の方が大きい. 非対称三角波の場合の $T = 700^\circ\text{C}$ での応力変化挙動をFig. 1-12に示す. この場合は単純三角波と台形波より若干低目に実験点がある.

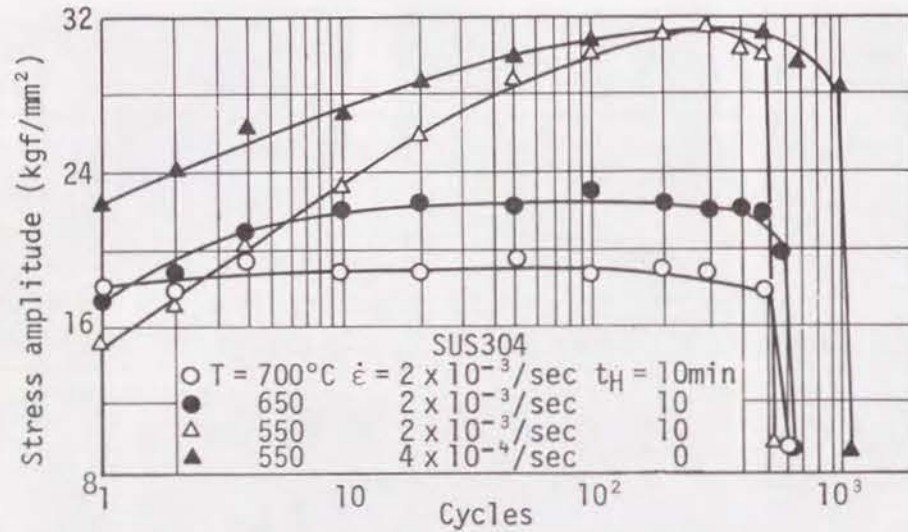


Fig. 1-10 Effect of hold time and test temperature on variation of stress amplitude during low-cycle fatigue test for 304 steel

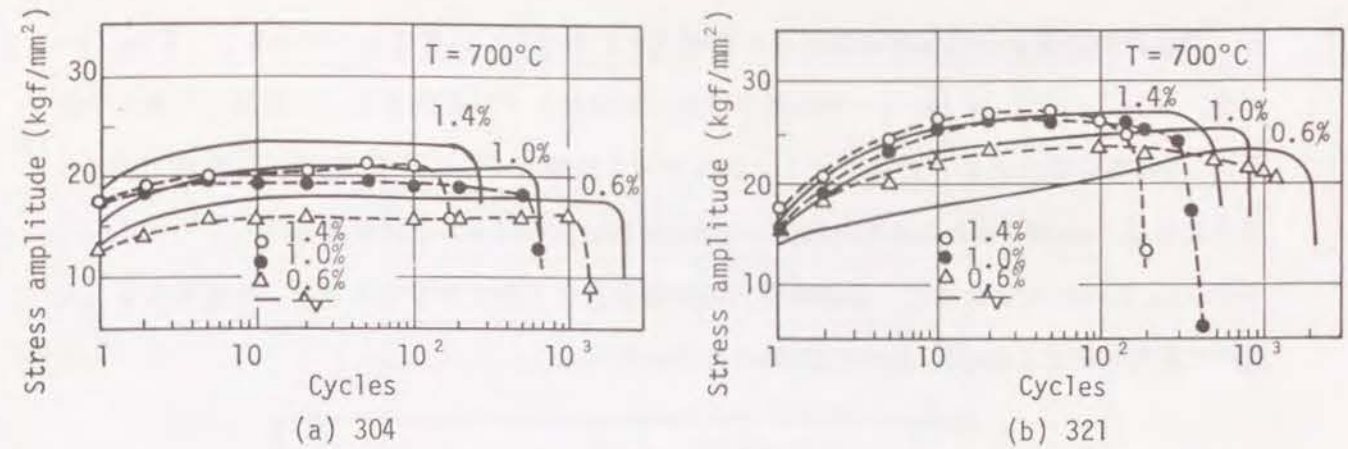


Fig. 1-11 Variation of the stress amplitude during the low-cycle fatigue (Smooth lines : a symmetrical triangular strain fully reversed, Dotted line : a trapezoidal strain fully reversed)

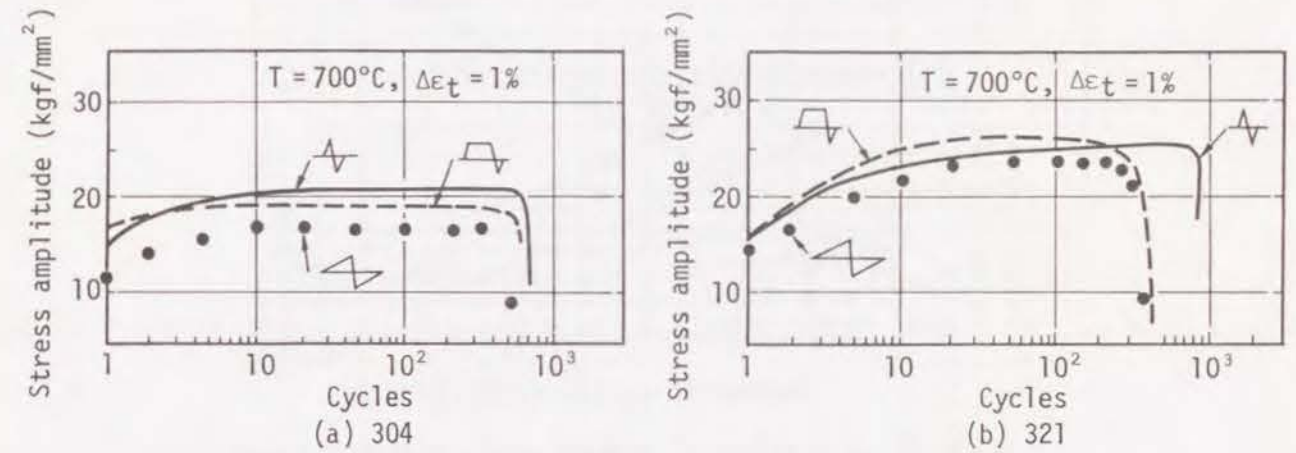


Fig. 1-12 Effect of asymmetrical straining on variation of the stress amplitude during the low-cycle fatigue for 304 and 321 steel

1.3.2.1 台形波による疲労試験結果

引張側に保持時間を導入した台形波の場合の全ひずみ範囲と疲労寿命の関係をFig. 1-13に示す. 同図より引張保持時間10minのものは保持時間のないものに比べ疲労寿命が低下しており, その程度は321鋼の方が著しい. $\Delta \epsilon_t = 1\%$ の場合の疲労寿命に及ぼす引張保持, 圧縮保持時間の影響をFig. 1-14に示す. これから, 試験した範囲内では引張保持の方が圧縮保持より常に大きな寿命の低下をもたらすことがわかる. また, 引張保持の場合は保持時間1~2minで寿命の低下が著しく, それ以上長くなると飽和する傾向(曲線A)にあるのに対し, 圧縮保持の場合は逆に保持時間の長い時に寿命の低下が著しい(曲線B). 一方, 引張, 圧縮の両方に保持時間がある場合(混合保持)は保持時間を合計して評価すると疲労寿命は曲線AとBの間にあることがわかる. また, 引張保持時間分だけを考えると疲労寿命は曲線Aと一致

し、混合保持の場合引張保持時間が寿命低下に寄与していることがわかる。 Fig. 1-15は、Fig. 1-13, Fig. 1-14の試験結果を非弾性ひずみ範囲 $\Delta \varepsilon_{in}$ で整理したものである。 304鋼の場合 $\Delta \varepsilon_{in}$ で整理すると保持時間の有無にかかわらずほぼ1本の直線で表されるのに対し、321鋼ではこのような関係は存在せず試験条件による差異が大きい。

Table 1-5に示すように、保持時間10minの場合 $\Delta \varepsilon_{in}$ に含まれる $\Delta \varepsilon_{cp}$ の値は $\Delta \varepsilon_{pp}$ に比べて非常に小さく304鋼に比べて321鋼の方が小さい。

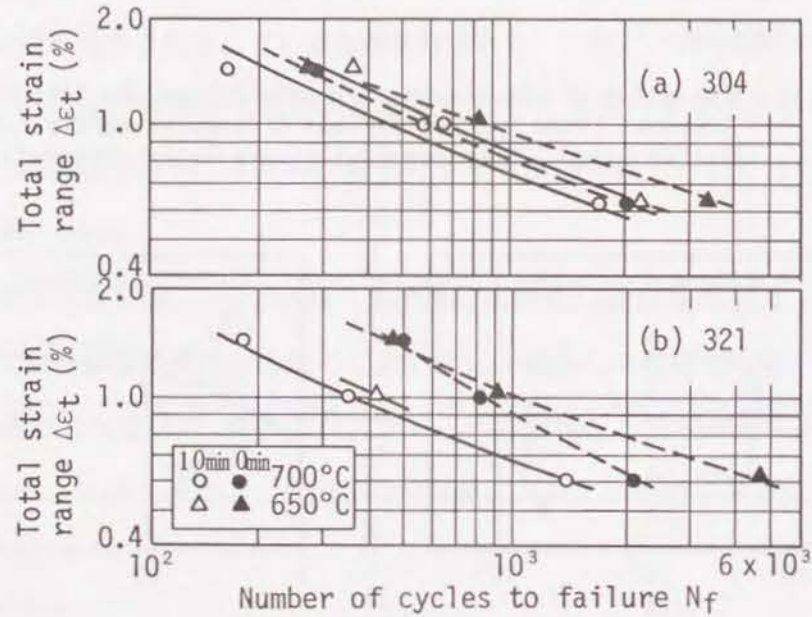


Fig. 1-13 The effect of tensile strain holding ($t_{H1} = 10\text{min}$) on the low-cycle fatigue life

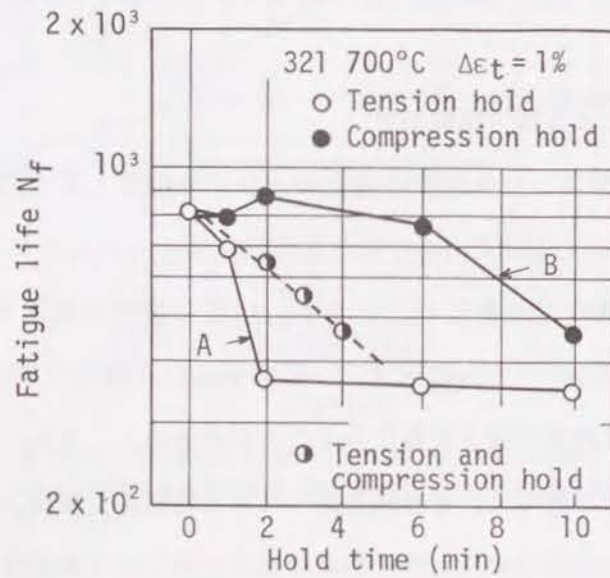


Fig. 1-14 The effect of hold time on the fatigue life of 321 steel in case of tension hold, compression hold, and tension-compression hold.

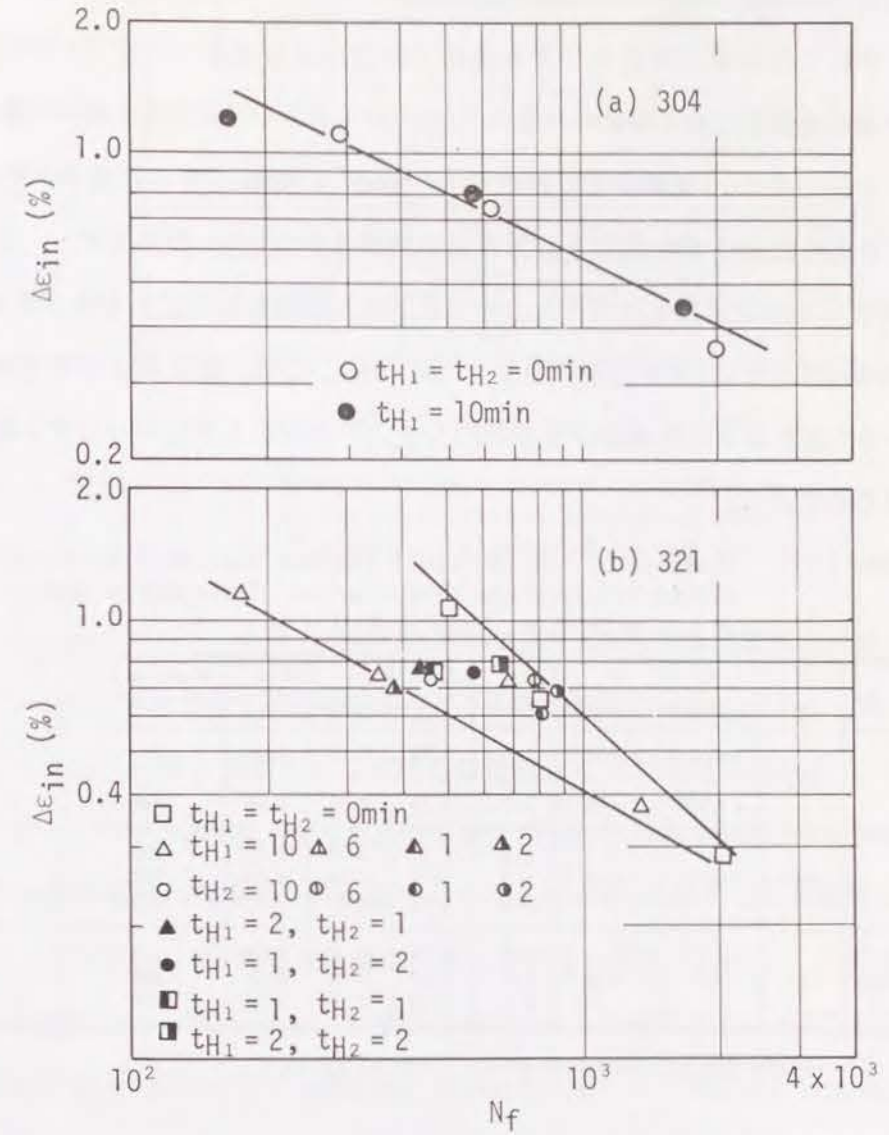


Fig. 1-15 The effect of hold time on $\Delta \varepsilon_{in} - N_f$ relationship of 304 and 321 steels at 700°C

Table 1-5. Results of the low-cycle fatigue test with a trapezoidal strain waveform of $t_{H1} = 10\text{min}$ and partitioning of inelastic strain ranges $\Delta \varepsilon_{in}$ into $\Delta \varepsilon_{pp}$ and $\Delta \varepsilon_{cp}$

Material	T (°C)	t_{H1} (min)	$\Delta \varepsilon_t$ (%)	$\Delta \varepsilon_{in}$ (%)	$\Delta \varepsilon_{pp}$ (%)	$\Delta \varepsilon_{cp}$ (%)	Fatigue life N_f	Time to failure h
304 steel	650	10	1.4	1.17	1.12	0.05	358	61.1
			1.0	0.75	0.70	0.05	629	106.6
			0.6	0.40	0.36	0.04	2510	424.0
304 steel	700	10	1.4	1.19	1.11	0.08	166	28.3
			1.0	0.81	0.75	0.06	572	96.9
			0.6	0.44	0.39	0.05	1689	284.3
321 steel	650	10	1.0	0.68	0.61	0.07	420	71.2
			1.4	1.12	1.04	0.08	183	31.2
			1.0	0.74	0.66	0.08	349	59.1
			0.6	0.36	0.30	0.06	1323	22.7

1.3.2.2 非対称三角波による疲労試験結果

304鋼について非対称三角波のひずみ波形で除荷ひずみ速度を一定 ($2 \times 10^{-3} \text{sec}^{-1}$) とし、荷重ひずみ速度を変化させた場合の温度650°Cにおける荷重ひずみ速度と疲労寿命の関係をFig. 1-16に示す。また、荷重ひずみ速度を 10^{-4}sec^{-1} 、除荷ひずみ速度を $8 \times 10^{-3} \text{sec}^{-1}$ とし、温度700°Cで求めた全ひずみ範囲と疲労寿命の関係をFig. 1-17に示す。非対称三角波では単純三角波に比べ疲労寿命は低下し、その低下割合は温度が高いほど全ひずみ範囲が大きいほど大きく304鋼より321鋼の方が大きい。これは、材料、温度およびひずみ条件によってTable 1-6に示すように非弾性ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_{in}$ 中に占めるクリープひずみ範囲 $\Delta \epsilon_{cp}$ の割合が異なるためである。

Table 1-6. Results of the low-cycle fatigue test with an asymmetrical strain waveform and partitioning of inelastic strain ranges $\Delta \epsilon_{in}$ into $\Delta \epsilon_{pp}$ and $\Delta \epsilon_{cp}$

Material	T (°C)	$\dot{\epsilon}_1$ (1/sec)	$\dot{\epsilon}_2$ (1/sec)	$\Delta \epsilon_t$ (%)	$\Delta \epsilon_{in}$ (%)	$\Delta \epsilon_{pp}$ (%)	$\Delta \epsilon_{cp}$ (%)	Fatigue life N_f	Time to failure h
304 steel	650	4×10^{-4}	2×10^{-3}	1.0	0.76	0.70	0.06	615	5.1
		4×10^{-5}	2×10^{-3}	1.0	0.75	0.51	0.24	547	38.7
	700*	10^{-4}	8×10^{-3}	1.5	1.22	0.34	0.88	207	8.7
				1.0	0.75	0.38	0.37	497	14.0
321 steel	700	10^{-4}	8×10^{-3}	1.2	0.80	0.29	0.51	223	9.4
				1.0	0.68	0.30	0.38	339	9.5
				0.6	0.30	0.20	0.10	1476	33.2

* The present data are taken from another charge of 304 steel

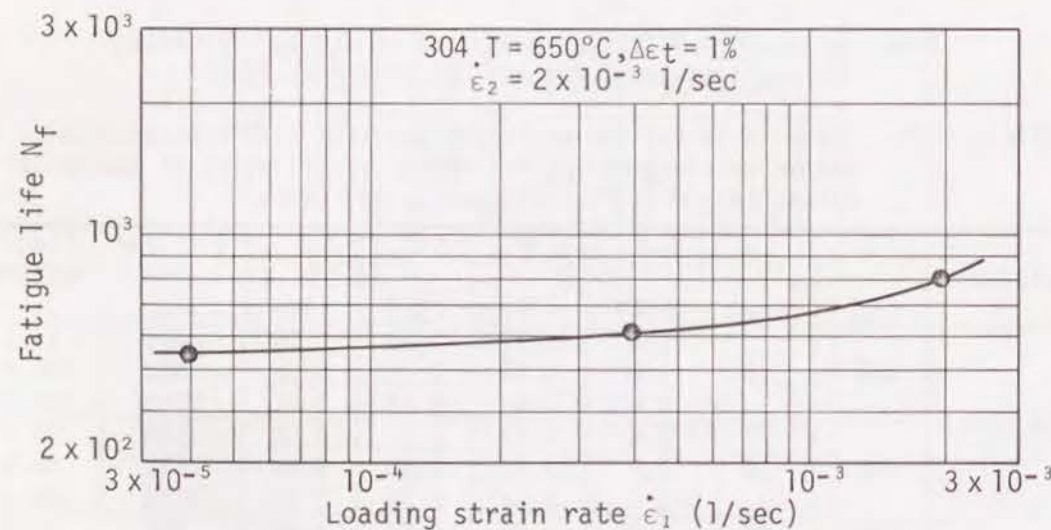


Fig. 1-16 The effect of loading strain rate on the fatigue life in case of an asymmetrical triangular strain waveform

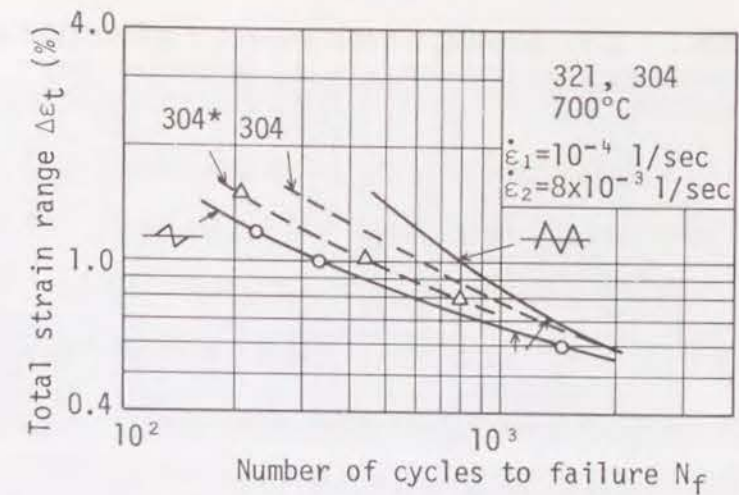


Fig. 1-17 $\Delta \epsilon_t - N_f$ relationship in case of an asymmetrical triangular strain waveform (* indicates another charge of 304 steel)

式(1-2), (1-3)を用いて、単純三角波の試験結果より $\Delta \epsilon_{pp} - N_{pp}$ 特性を求め、それをもとに台形波あるいは非対称三角波の試験結果をひずみ範囲分割法で解析し $\Delta \epsilon_{cp} - N_{cp}$ 特性を求めた。Fig. 1-18に示すように $\Delta \epsilon_{pp} - N_{pp}$ 特性は304, 321鋼とも温度によらずよく一致している。 $\Delta \epsilon_{cp} - N_{cp}$ 特性については、台形波で得られた実験点が大きくばらついたので、これを除いて非対称波形の結果のみから定め、Fig. 1-18には非対称三角波により得られた結果のみプロットした。304鋼の場合温度によらずよく一致している。台形波による実験点がばらつた原因については、 $\Delta \epsilon_{cp}$ の値がTable 1-5に示すように $\Delta \epsilon_{pp}$ に比べて非常に小さいことからクリープ以外の因子(雰囲気, 組織変化など)の影響が大きいためと考えられる。

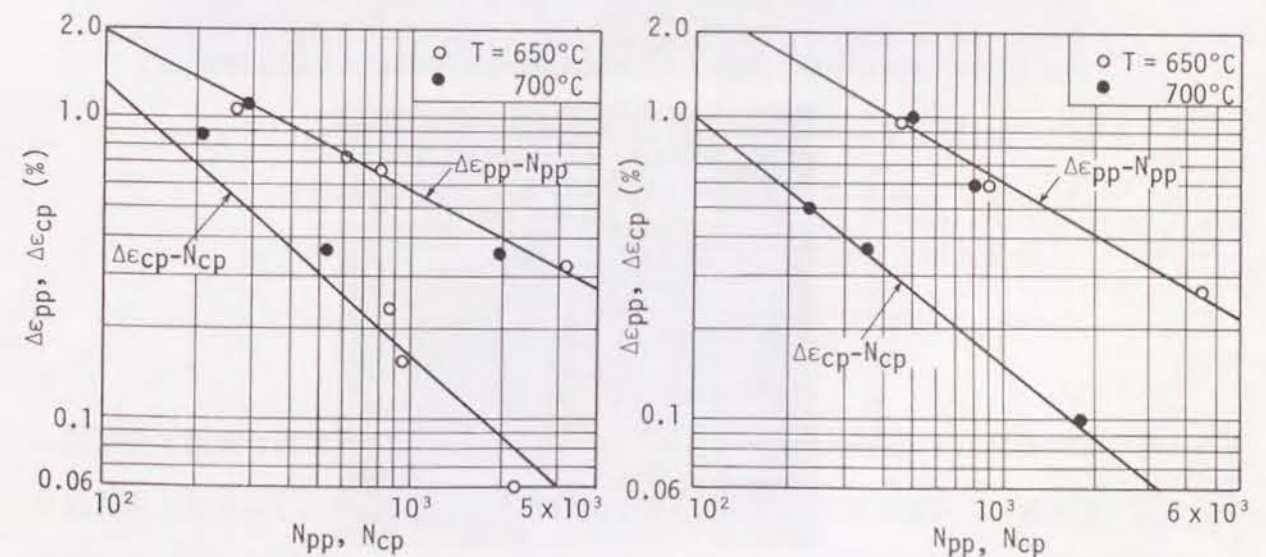


Fig. 1-18(a) The $\Delta \epsilon_{pp} - N_{pp}$ and $\Delta \epsilon_{cp} - N_{cp}$ properties of 304 steel

Fig. 1-18(b) The $\Delta \epsilon_{pp} - N_{pp}$ and $\Delta \epsilon_{cp} - N_{cp}$ properties of 321 steel

破面の目視観察によると、保持時間の有無にかかわらずき裂は試験片表面から発生し一方向に進展して破断する傾向にある。しかし、非対称三角波ではき裂の発生点が試験片の表面か内部か明確でない。試験片表面に発生した副き裂の進展形態はFig. 1-19に示すように、304, 321鋼いずれも保持時間のない場合には粒内-粒界混合伝播で主に粒内を、引張保持時間のある場合には粒界を伝播する傾向にある。非対称三角波の場合も、Fig. 1-20に示すように粒界を伝播する傾向にある。Fig. 1-21に試験片表面近傍で撮影した破面のSEM写真を示す。副き裂で観察された傾向がさらに明確に認められる。

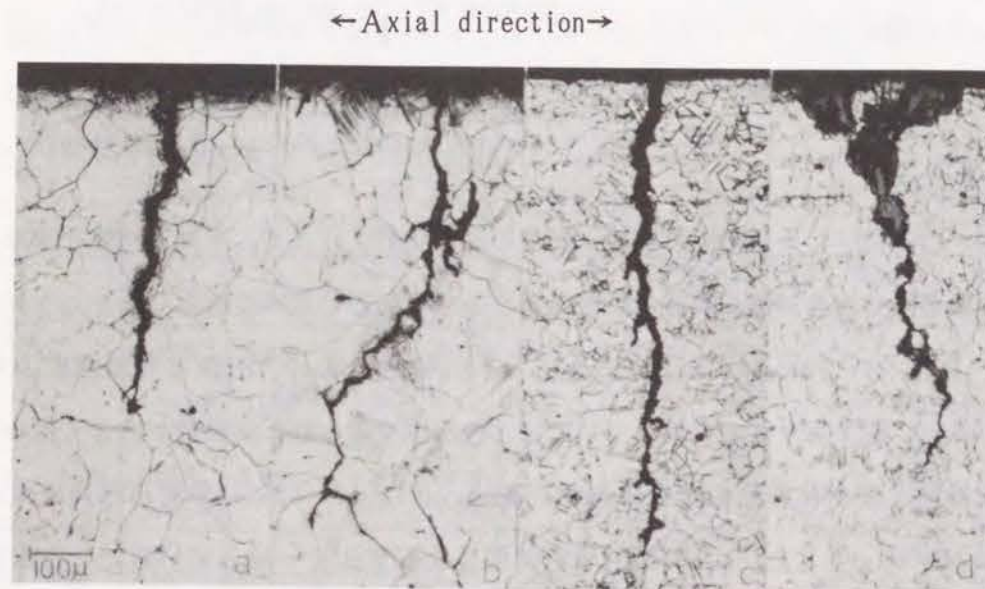


Fig. 1-19 Longitudinal cross-sectioned view of secondary surface fatigue cracks
 a) 304, 650°C, $\Delta \epsilon_t = 1\%$, $t_{H1} = t_{H2} = 0 \text{ min}$
 b) 304, 650°C, $\Delta \epsilon_t = 1\%$, $t_{H1} = 10 \text{ min}$, $t_{H2} = 0 \text{ min}$
 c) 321, 700°C, $\Delta \epsilon_t = 1\%$, $t_{H1} = t_{H2} = 0 \text{ min}$
 d) 321, 700°C, $\Delta \epsilon_t = 1\%$, $t_{H1} = 10 \text{ min}$, $t_{H2} = 0 \text{ min}$

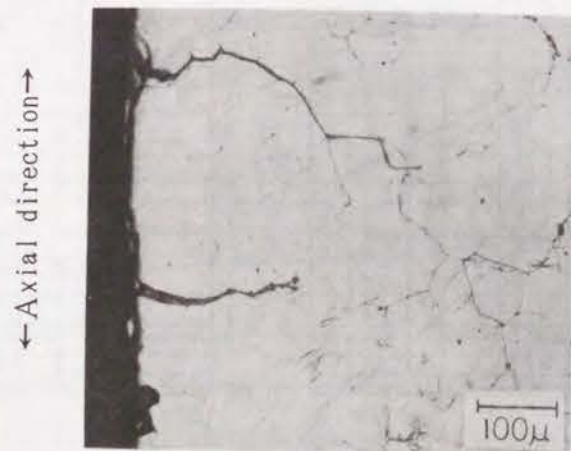


Fig. 1-20 Longitudinal cross-sectioned view of secondary surface fatigue cracks (304, $T = 650^\circ\text{C}$, $\Delta \epsilon_t = 1\%$, $\dot{\epsilon}_1 = 4 \times 10^{-4} \text{ 1/sec}$, $\dot{\epsilon}_2 = 2 \times 10^{-3} \text{ 1/sec}$)

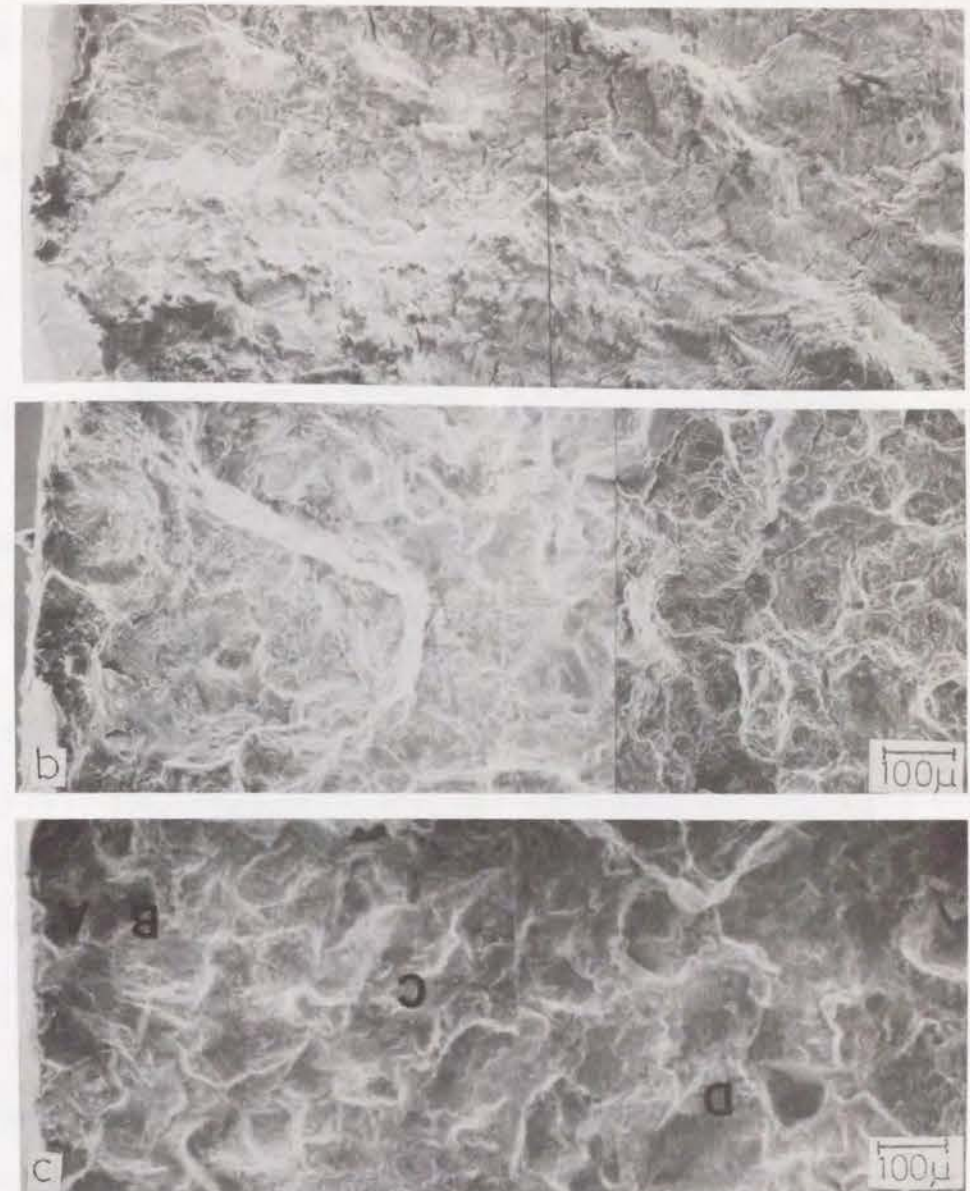


Fig. 1-21 Scanning electron micrographs of fracture surfaces of 304 steel at 650°C
 a) Symmetrical triangular wave, $\dot{\epsilon} = 2 \times 10^{-3} \text{ 1/sec}$, $\Delta \epsilon_t = 1\%$, $N_f = 811$
 b) Trapezoidal wave, $\dot{\epsilon} = 2 \times 10^{-3} \text{ 1/sec}$, $t_{H2} = 10 \text{ min}$, $\Delta \epsilon_t = 0.6\%$, $N_f = 2519$
 c) Asymmetrical triangular wave, $\dot{\epsilon}_1 = 4 \times 10^{-4} \text{ 1/sec}$, $\dot{\epsilon}_2 = 2 \times 10^{-3} \text{ 1/sec}$, $\Delta \epsilon_t = 1\%$, $N_f = 512$

試験後に観察された析出物の形態をFig. 1-22に示す。304鋼では保持時間の導入により粒界析出物 $M_{23}C_6$ が凝集粗大化する傾向にあり、単純三角波の場合には析出物の認められなかった粒内にも $M_{23}C_6$ が均一に析出して来る。一方、321鋼では保持時間の有無にかかわらず粒界には $M_{23}C_6$, $Ti(C, N)$ が、粒内には $Ti(C, N)$ が認められる。ただ保持時間

が導入された場合には粒界析出物の形態は著しく異なり、 $M_{23}C_6$ が減少し σ 相が析出するとともに無析出帯が形成される。これらの結果をTable 1-7に示す。

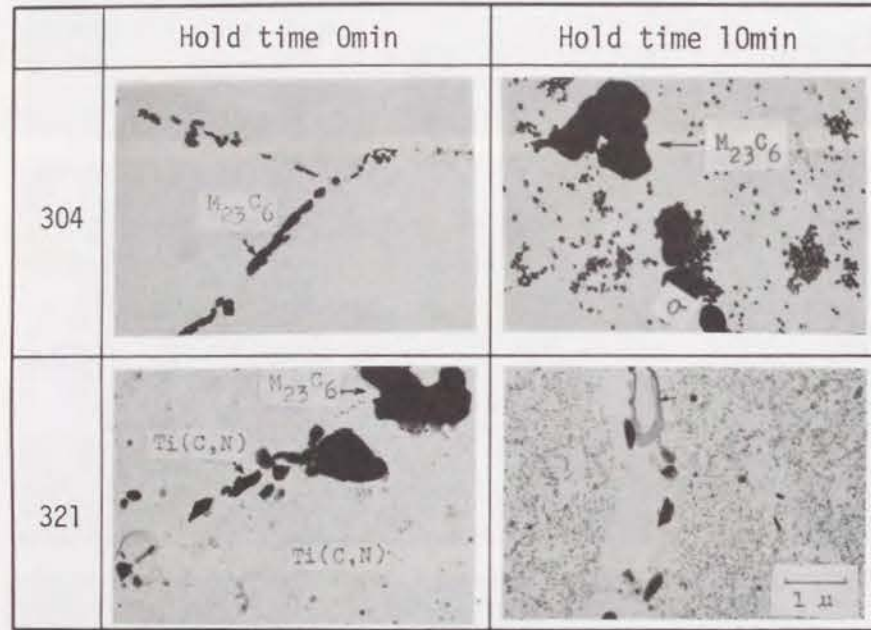


Fig. 1-22 Precipitates observed after the test with an electron microscope ($T=700^{\circ}\text{C}$, $\Delta\epsilon_t=1\%$)

Table 1-7. Morphologies of precipitates observed after the tests

		$t_H=0\text{min}$	$t_H=10\text{min}$
304 steel	Grain boundary	$M_{23}C_6$ (agglomerate)	$M_{23}C_6$ (agglomerate) (net)
	Matrix	No precipitates observed	$M_{23}C_6$ (oblong) (rod)
321 steel	Grain boundary	$M_{23}C_6$ (agglomerate) $Ti(C, N)$ (agglomerate)	$M_{23}C_6$ (agglomerate) $Ti(C, N)$ (agglomerate) σ -Phase
	Matrix	$Ti(C, N)$ (globule) (agglomerate)	$Ti(C, N)$ (globule)

1.3.3 長時間時効処理の影響

321鋼700°C時効材のひずみの繰返しに伴う応力範囲の変化例を単純三角波、台形波についてFig. 1-23に示す。これより時効材では、溶体化処理材と異なり、ひずみ波形によらず応力範囲は疲労過程中ほぼ一定であることがわかる。非対称三角波の結果およびSUS304についても同様の傾向であった。

単純三角波による高温低サイクル疲労試験結果を溶体化材のそれと比較してFig. 1-24に示す。これより304, 321鋼いずれも時効材は溶体化材に比べ長寿命側にあり、時効処理は寿命を長くする傾向にあることがわかる。保持時間を含む台形波試験結果をFig. 1-25に示す。304, 321鋼いずれも保持時間による寿命の低下割合は溶体化材に比べて大きく、特に保持時間が長いところで顕著であることがわかる。しかし時効材で比較すると、304, 321鋼の低下率はほぼ等しく溶体化材で認められた低下率の材質による大きな差は認められなかった。

非対称波における負荷ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_1$ の寿命に及ぼす影響を304鋼について調べた結果をFig. 1-26に示す。負荷ひずみ速度の減少に伴う疲労寿命の低下割合は溶体化材に比べ時効の方が著しく大きい。したがって単純三角波($\dot{\epsilon}_1 = \dot{\epsilon}_2 = 2 \times 10^{-3} \text{sec}^{-1}$)では時効材の方が高寿命であったものが $\dot{\epsilon}_1 = 4 \times 10^{-5} \text{sec}^{-1}$ 程度で溶体化材と変わらなくなり、さらに負荷ひずみ速度が小さくなると逆に時効材の方が低寿命となる傾向にある。また、321鋼について $\dot{\epsilon}_1 = 10^{-5} \text{sec}^{-1}$ 一定としたときの全ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_t$ と疲労寿命 N_f の関係を調べた結果をFig. 1-27に示す。Table 1-8にこれらの試験結果をまとめて示す。

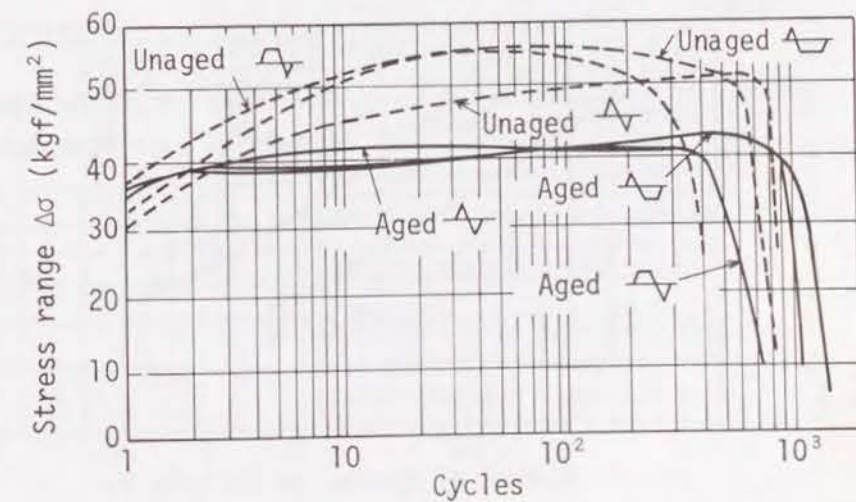


Fig. 1-23 Variation of stress range in 321 steel at 700°C ($\Delta\epsilon_t=1\%$)

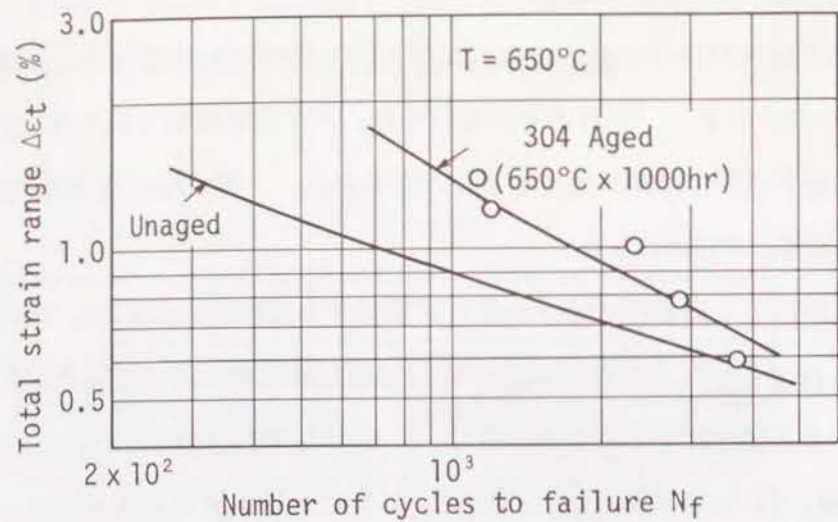


Fig. 1-24(a) Results of the low-cycle fatigue test with a symmetrical triangular strain waveform (aged 304 steel)

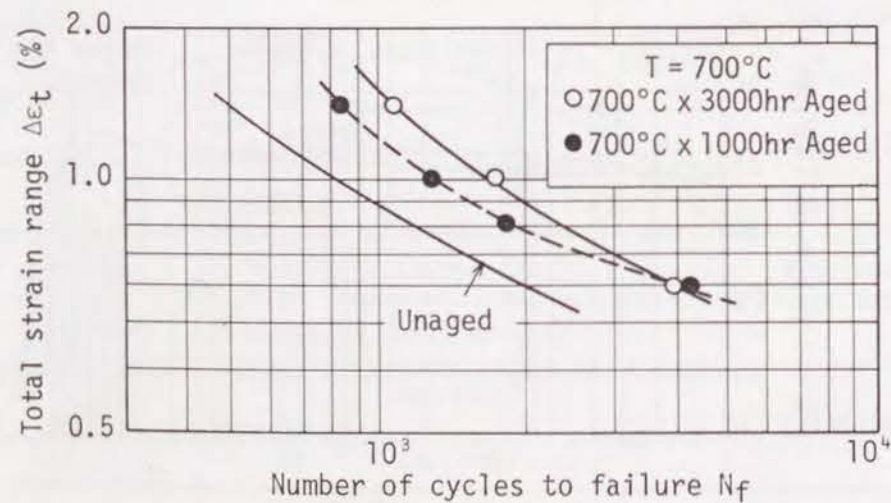
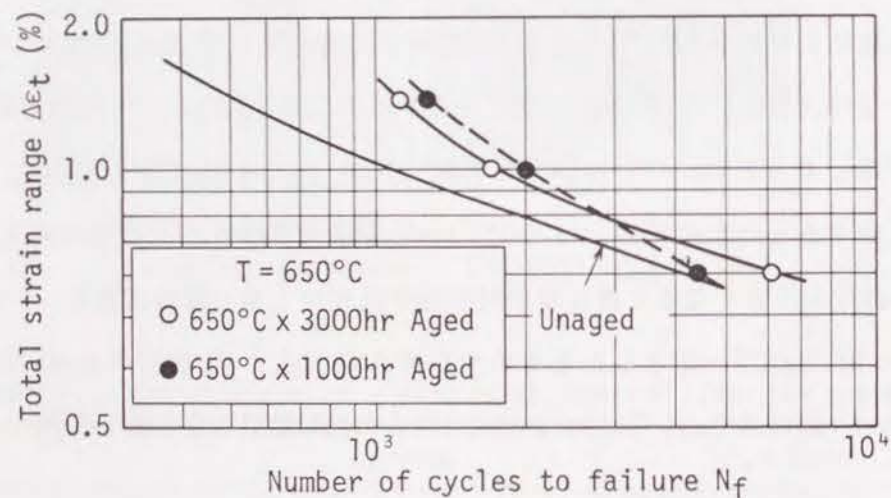


Fig. 1-24(b) Results of the low-cycle fatigue test with a symmetrical triangular strain waveform (aged 321 steel)

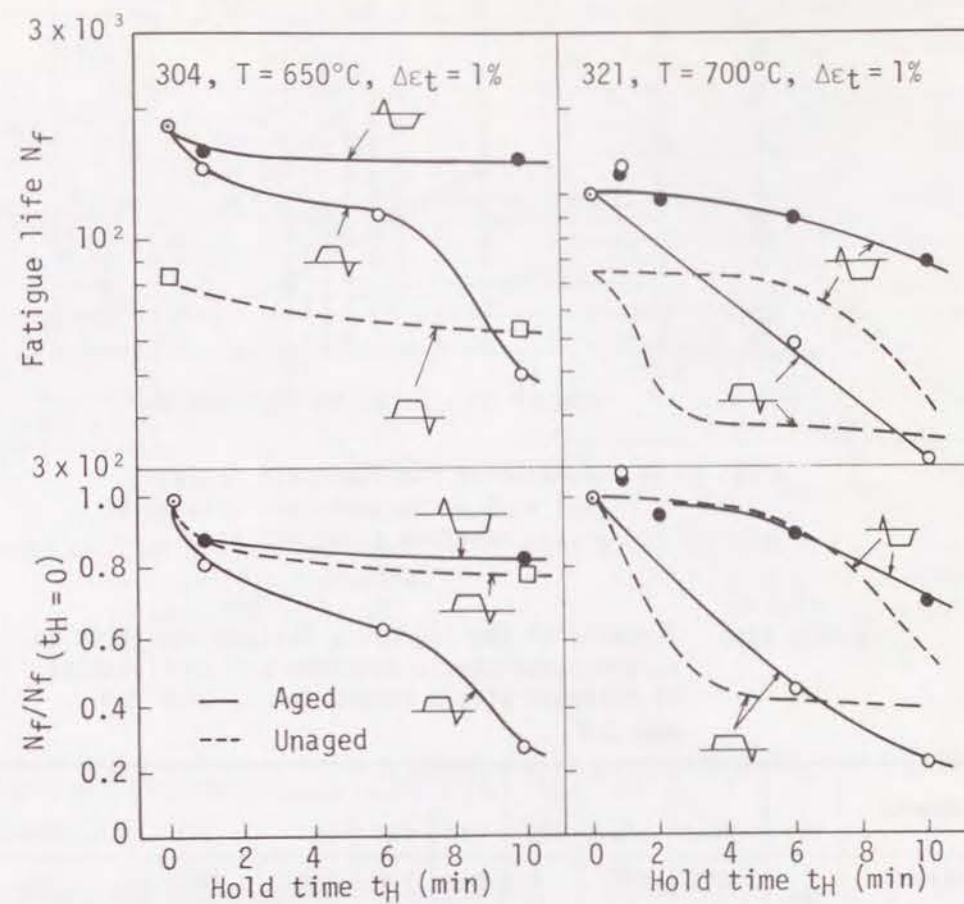


Fig. 1-25 The effect of hold time on the low-cycle fatigue life of aged 304 and 321 steels

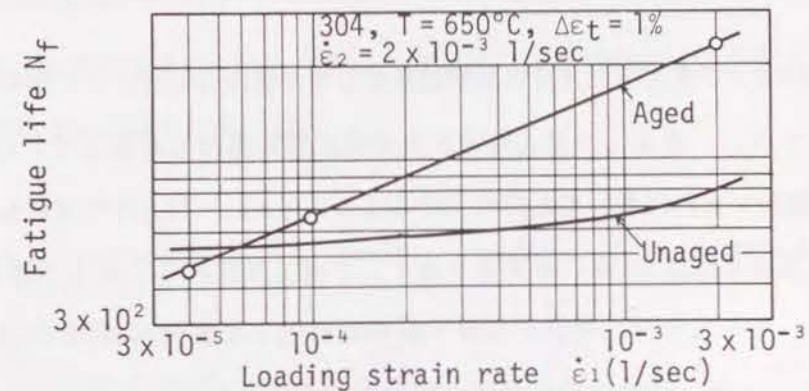


Fig. 1-26 Results of the low-cycle fatigue test with an asymmetrical triangular strain waveform (aged 304 steel)

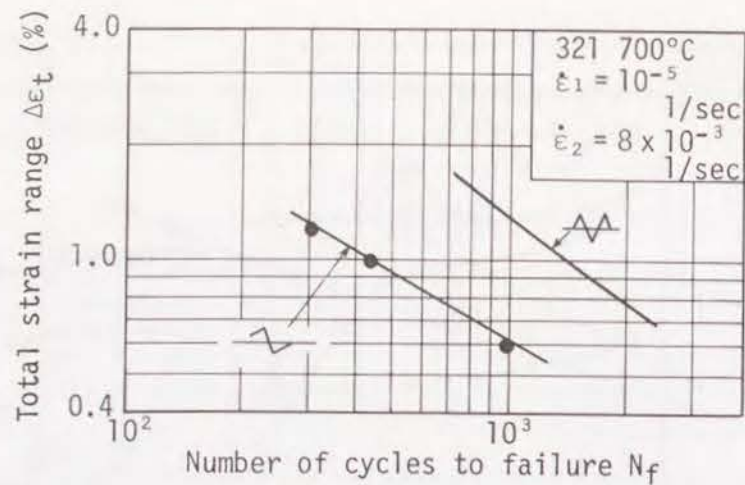


Fig. 1-27 Results of the low-cycle fatigue test with an asymmetrical triangular strain waveform (aged 321 steel)

Table 1-8. Results of the low-cycle fatigue test with an asymmetrical strain waveform and partitioning of inelastic strain ranges $\Delta \epsilon_{in}$ into $\Delta \epsilon_{pp}$ and $\Delta \epsilon_{cp}$

Material	T (°C)	$\dot{\epsilon}_1$ (1/sec)	$\dot{\epsilon}_2$ (1/sec)	$\Delta \epsilon_i$ (%)	$\Delta \epsilon_{in}$ (%)	$\Delta \epsilon_{pp}$ (%)	$\Delta \epsilon_{cp}$ (%)	Fatigue life (N_f)	Time to failure (h)
304 aged 650°C x 1000h	650	4×10^{-4}	2×10^{-3}	1.0	0.73	0.63	0.10	600	5.5
		4×10^{-5}	2×10^{-3}	1.0	0.76	0.48	0.28	435	30.8
321 aged 700°C x 1000h	700	10^{-5}	8×10^{-3}	1.2	0.95	0.16	0.79	300	100.1
				1.0	—	—	—	429	119.3
		0.6	0.38	0.15	0.23	963	160.7		
		10^{-4}	8×10^{-3}	1.0	0.73	0.26	0.47	559	15.7

単純三角波および非対称三角波の試験結果をひずみ範囲分割法により解析し求めた長時間時効材の $\Delta \epsilon_{pp} - N_{pp}$, $\Delta \epsilon_{cp} - N_{cp}$ 両特性を溶体化材の場合と比較して Fig. 1-28 に示す。304鋼, 321鋼のいずれにおいても長時間時効により $\Delta \epsilon_{pp} - N_{pp}$ 特性は著しく向上している。時効時間, 試験温度は321鋼の結果より $\Delta \epsilon_{pp} - N_{pp}$ 特性にほとんど影響を及ぼさないと言える。一方, $\Delta \epsilon_{cp} - N_{cp}$ 特性に及ぼす長時間時効の影響は304鋼と321鋼で異なっており, 304鋼の $\Delta \epsilon_{cp} - N_{cp}$ 特性は溶体化材と時効材で全く変わらないのに対し, 321鋼では $\Delta \epsilon_{cp} - N_{cp}$ 特性も溶体化材に比べ時効材の方が優れている。

長時間時効処理した304, 321鋼における析出物の析出状況を Fig. 1-29 に示す。304鋼は粒界, 粒内いずれも $M_{23}C_6$ で粒界には塊状, もしくは網目状に析出している。一方321鋼の析出物は650°Cでは $M_{23}C_6$ と $Ti(C, N)$ であったものが700°Cでは $Ti(C, N)$

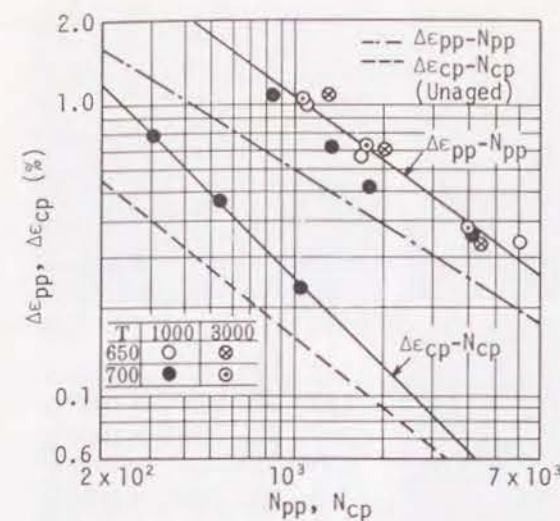


Fig. 1-28(a) The $\Delta \epsilon_{pp} - N_{pp}$ and $\Delta \epsilon_{cp} - N_{cp}$ properties of aged 304 steel at 650°C

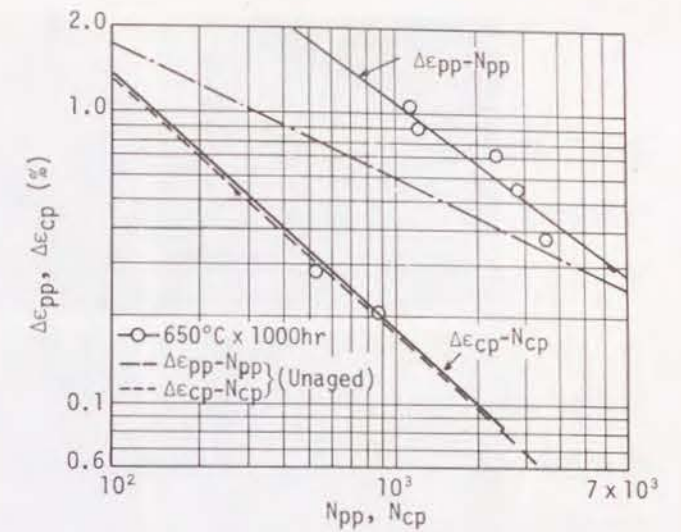


Fig. 1-28(b) The $\Delta \epsilon_{pp} - N_{pp}$ and $\Delta \epsilon_{cp} - N_{cp}$ properties of aged 321 steel at 650 and 700°C

と $Cr_{23}C_2$ に変化している。これら試験前に観察された時効材の析出物の形態をまとめて Table 1-9 に示す。

疲労試験後の析出物の形態を調べた結果を Fig. 1-30 に示す。Fig. 1-29 と比較すると試験前後において析出物形態にほとんど変化のないことがわかる。すなわち, 時効材の高温低サイクル疲労試験においては溶体化材の場合と異なり試験中の材質変化という因子を考えなくてよいことが明らかである。

疲労き裂は単純三角波では主に粒内を台形波, 非対称三角波では主に粒界を伝播しており, 1.3.2節で述べた溶体化材の場合と同じであった。

Table 1-9. Morphologies of precipitates observed after thermal aging

Aging time (h)	304		321			
	650°C		650°C		700°C	
	Grain boundary	Matrix	Grain boundary	Matrix	Grain boundary	Matrix
1000	$M_{23}C_6$ (agglomerate) (net)	$M_{23}C_6$ (oblong) (rod)	$M_{23}C_6$ (agglomerate)	$Ti(C, N)$ (string)	$Ti(C, N)$ (agglomerate) σ -phase	TiC (globule) $Cr_{23}C_2$ (needle)
3000			$M_{23}C_6$ (agglomerate) TiC (agglomerate) σ -phase	$Ti(C, N)$ (string)	$Ti(C, N)$ (agglomerate) σ -phase	TiC (globule) $Cr_{23}C_2$ (needle)

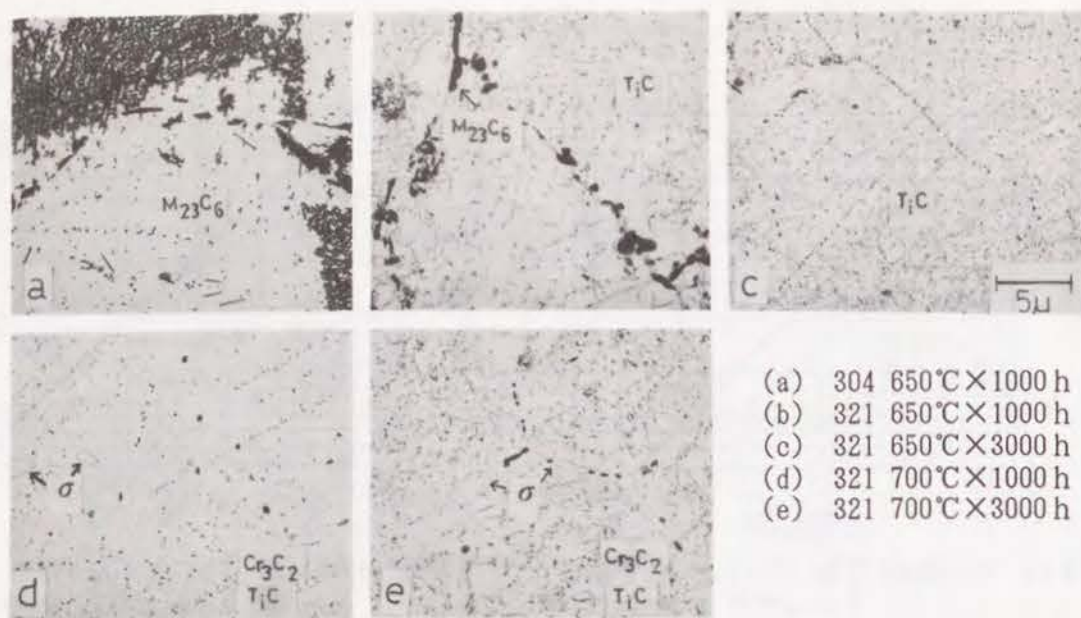


Fig. 1-29 Precipitates observed by electron microscope after thermal aging

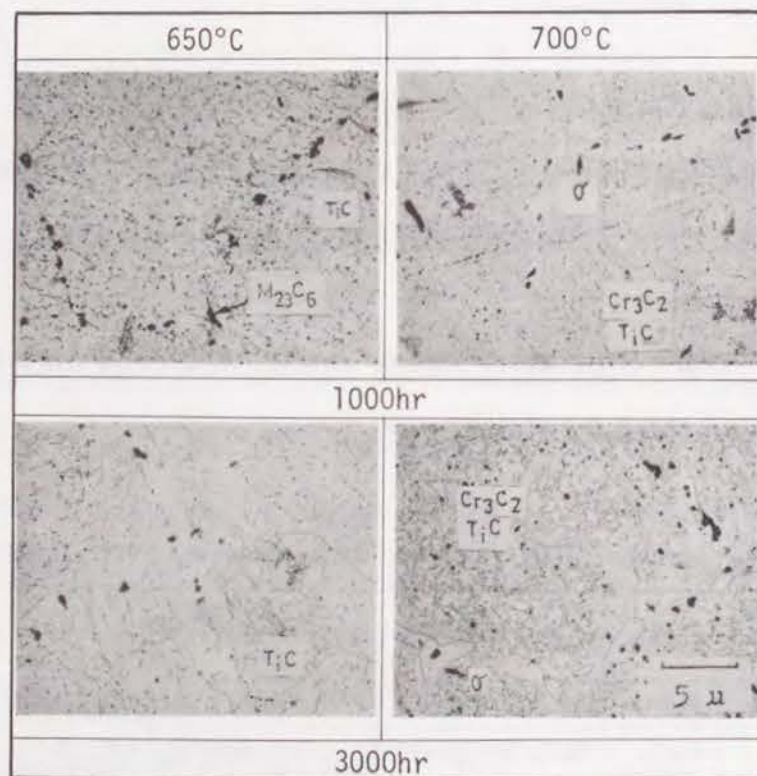


Fig. 1-30 Precipitates observed in fatigued aged materials (321 steel)

1.4 考 察

1.4.1 溶体化材における温度、ひずみ速度の影響

SUS304は温度550°Cにおいて、SUS321は温度550°C、650°Cにおいて、それぞれ繰返しひずみ硬化し、しかも応力範囲の大きさはひずみ速度が遅くなるとともに大きくなる現象が認められた。この点については高温で起こり得る変形メカニズムとの関連を明確にすることが重要であり、以下に考察する。

高温で起り得る変形メカニズムとして、(1) 動的ひずみ時効、(2) クリープ変形、および(3) 析出の三つが考えられる。動的ひずみ時効は青熱温度域で顕著に現れ、応力-ひずみ曲線に著しいセレーションが認められるのが特徴である。Fig. 1-31はSUS321の550°Cと650°Cでのヒステリシスループの一例を示したものである。550°Cにおいてはセレーションが生じているのに対し、650°Cではセレーションの発生は認められない。これからSUS321の550°Cでの変形には動的ひずみ時効が大きな影響を及ぼしているものと考えられる。

すなわち、550°Cでの繰返しひずみ硬化挙動は、動的ひずみ時効による変形抵抗の向上が大きく寄与しており、この温度でのクリープ変形、析出物の形態からみてクリープ変形、析出は少ない。一方、SUS321の650°Cでの繰返し変形には、動的ひずみ時効と析出による硬化、クリープ変形による軟化を考慮する必要がある。Fig. 2-8(b)のような繰返し応力変化のひずみ速度依存性は、比較的繰返し初期の動的ひずみ時効による時効硬化と比較的繰返しの後期の析出による硬化がクリープ変形による軟化を上まわったと考えることにより理解できる。

動的ひずみ時効による材料の硬化は主として粒内の強化に起因するものであるのに対し、析出による硬化は粒内および粒界の強化に起因するものであるから、同じ繰返しひずみ硬化挙動でもミクロな観点では大きく異なっていることがわかる。

Abdel-Raoufら⁹⁾は動的ひずみ時効が著しい場合の低サイクル疲労挙動が、パラメータ $\rho(T/\dot{\epsilon}) \exp(-Q/RT)$ で記述できることをFerrovac Eについて示している。ここに、 ρ : 可動転位密度、 T : 温度 (K)、 $\dot{\epsilon}$: ひずみ速度、 Q : 溶質原子の拡散のための活性化エネルギー、 R : 気体定数、である。Fig. 1-32は $(T/\dot{\epsilon}) \exp(-Q/RT)$ と N_f の関係を304、321鋼について示したものである。500~550°Cでの実用温度域でのオーステナイト系ステンレス鋼の単純三角波での疲労挙動は上述のパラメータで記述できると言える。

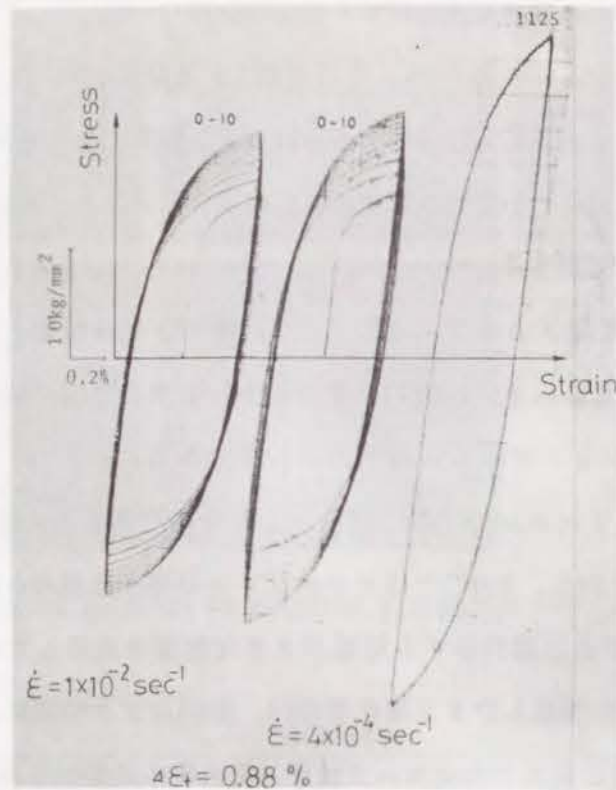


Fig. 1-31 Examples of the stress-strain curves of SUS321

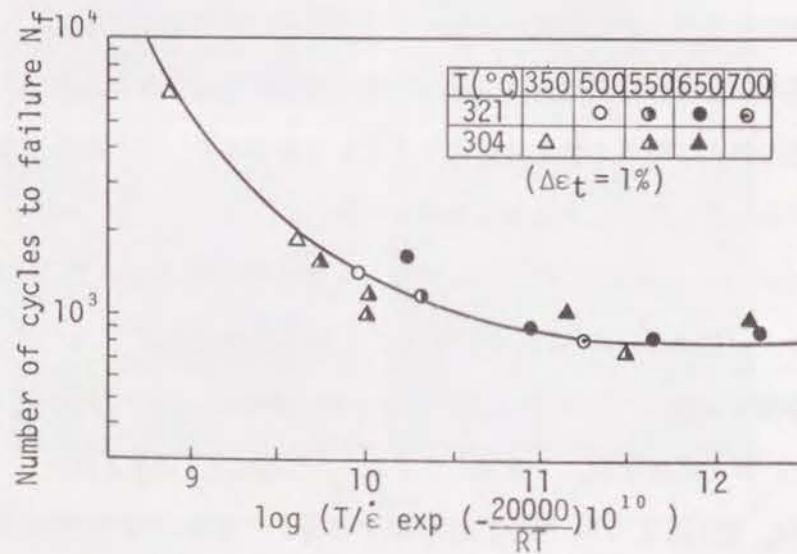


Fig. 1-32 Relationship between N_f and the dynamic strain aging parameter, $T/\dot{\epsilon} \exp(-Q/RT)$

1.4.2 溶体化材実用温度域 (500~600°C) でのひずみ波形の影響

前節の考察および Fig. 1-10 および 1-11 に示した引張ひずみ保持台形波の応力変化挙動から、オーステナイト系ステンレス鋼の実用温度域 (500~600°C) ではクリープ温度域 ($\geq 650^\circ\text{C}$) の場合とひずみ波形の影響に関する取扱を変える必要があると考えられる。すなわち、動的ひずみ時効の影響が著しい実用温度域では、前節で検討したパラメータの使用が考えられ、 $\dot{\epsilon} = 2\Delta\epsilon_s/t_H$ として $(T/\dot{\epsilon}) \exp(-Q/RT)$ と N_f の関係をプロットすれば実用温度域でのひずみ波形の影響を記述することができると考えられる。

1.4.3 溶体化材クリープ温度域でのひずみ波形の影響

650°C および 700°C での疲労寿命に及ぼすひずみ波形の影響としてクリープ、組織変化およびき裂の発生と進展に対する環境効果が考えられる。台形波試験では $\Delta\epsilon_{op}$ の値が $\Delta\epsilon_{pp}$ の値に比べて小さいため、クリープの影響は非対称三角波試験よりも小さくなるうえ、Table 1-5 および Table 1-6 に示したように試験時間が逆に長いためにクリープの影響よりも組織変化や環境効果などの他の因子の影響を受けやすい条件にあると言える。したがって、Fig. 1-15 において 304 鋼と 321 鋼の間で保持時間の影響が大きく異なった原因も、これらの因子が関連していると考えられる。Fig. 1-33 は、Table 1-5 および Fig. 1-18 をもとに引張保持時間 10mm の疲労寿命を式 (1-3) で推定し試験結果と比較したものである。両鋼とも推定値と実験値は factor to two の範囲で良く一致しており、Fig. 1-15 で認められたばらつきも factor of two の範囲内にあり問題とならない。しかし、304 鋼にくらべて 321 鋼の場合は推定値よりも実験値のほうが低寿命となる傾向があり、このことは 321 鋼ではクリープの影響による寿命の低下に加えて組織変化の影響や酸化などの環境因子の影響を受けやすいことを示唆している。ひずみ保持台形波試験では $\Delta\epsilon_{op}$ が $\Delta\epsilon_{pp}$ にくらべて小さい場合、このような組織変化や環境効果などのクリープ以外の因子の影響も敏感に反映しているといえる。

ひずみの繰返し中の組織変化をみても、Fig. 1-22 に示したように 304 鋼に比べ 321 鋼では粒界に σ 相が形成されるなど変化が著しい。 σ 相には無析出物帯が隣接していることから、321 鋼では試験中に粒界に Cr 欠乏相を生じこれが耐酸化性の劣化につながり寿命が大きく低下したものと推定される。

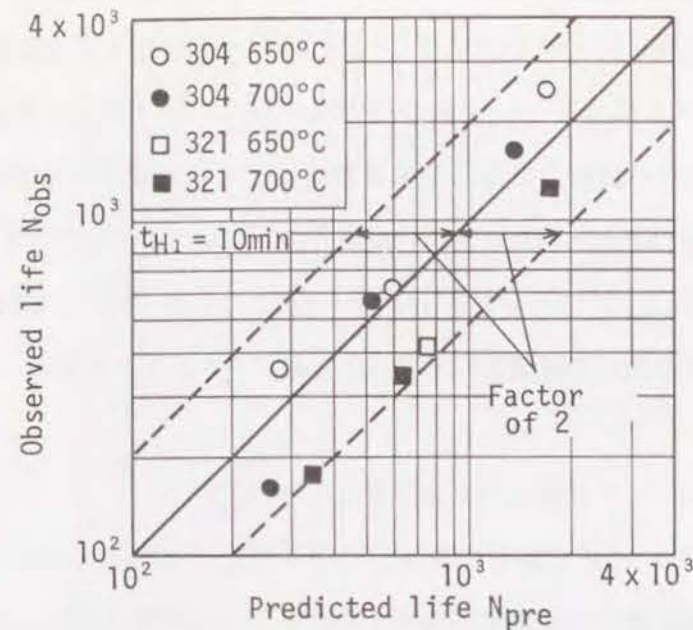


Fig. 1-33 Predictability of the strain-range partitioning creep-fatigue analysis for tension-hold fatigue data ($t_{H1} = 10\text{min}$)

1.4.4 長時間時効材におけるひずみ波形の影響

溶体化処理材ではいずれのひずみ波形においても繰返し硬化現象を示したが、時効材では繰返しによって応力範囲は全く変化しない。これは長時間の時効過程において溶質原子が炭化物や窒化物として析出し、その後の繰返し変形中に動的ひずみ時効や析出が生じないためと考えられる。

疲労寿命に及ぼす時効の影響は、単純三角波の場合には寿命を長くし保持時間が導入された台形波では保持時間による寿命の低下率を増大させる傾向にあり、単純三角波と非対称三角波とから得られた $\Delta \epsilon_{pp} - N_{pp}$ 特性と $\Delta \epsilon_{cp} - N_{cp}$ 特性でみると、304鋼の $\Delta \epsilon_{cp} - N_{cp}$ 特性を除き長時間時効処理はこれらの特性を向上させる傾向にあることが明らかとなった。

単純三角波の場合の疲労寿命、すなわち $\Delta \epsilon_{pp} - N_{pp}$ 特性が時効処理により向上するという結果は、Chengら⁴⁾により304, 316鋼の長時間時効材(564°C×1000h)、吉田ら⁵⁾による321鋼の短時間時効材(750°C×24h, 900°C×1h)についても得られている。また、James⁶⁾は304鋼の長時間時効(538, 649°C×1500, 3000, 6000h)のき裂進展試験を行ない、き裂進展速度が溶体化材に比べ時効材の方が遅いことを認めている。さらに、Jamesは、304L鋼と比較して時効の影響が304鋼の場合に著しくなることから、炭化物がき裂進展に対

する抵抗となることを示している。本章で得られた結果も含めていずれの試験結果もひずみ範囲の大きい領域で時効の影響が著しいが、ひずみ範囲が小さくなると時効の影響は小さくなっている。これは、試験時間に関係があると考えられる。すなわち、試験時間が長くなると溶体化材でも炭化物が析出し、時効材に近づくためである。したがって、き裂進展試験では試験開始後の応力拡大係数の小さい領域で時効材と溶体化材とのき裂進展速度の違いが大きい。これらの事実と単純三角波ではき裂が主に粒内を伝播することを考え合わせると粒内炭化物が疲労寿命($\Delta \epsilon_{pp} - N_{pp}$ 特性)を向上させていると結論できる。

非対称三角波の場合の寿命は $\Delta \epsilon_{pp}$ 成分による損傷と $\Delta \epsilon_{cp}$ 成分による損傷により決まり、 $\Delta \epsilon_{cp} - N_{cp}$ 特性が時効によって改善されることから、時効材の寿命も改善される。(Fig. 1-24)

保持時間が導入された台形波の場合の寿命も $\Delta \epsilon_{pp}$ 成分と $\Delta \epsilon_{cp}$ 成分による損傷によって決定されるが、溶体化材の場合の保持時間の影響に関する考察の結果雰囲気の影響も考慮する必要があることが示唆されており、時効材の場合の寿命も雰囲気の影響を受けている可能性がある。

Fig. 1-34は、Table 1-10に示す台形波試験データ($\Delta \epsilon_{pp}$, $\Delta \epsilon_{cp}$)とFig. 1-28の $\Delta \epsilon_{pp} - N_{pp}$, $\Delta \epsilon_{cp} - N_{cp}$ 特性とから疲労寿命を推定し、推定値と実験値を比較したものであるが、保持時間が長くなると実験値は推定値よりも著しく低寿命側となっている。溶体化材の場合(Fig. 1-33)と比較すると、推定値からの実験値のずれが大きく、保持時間10minの点は321鋼だけでなく304鋼でもfactor of twoの範囲外にある。このことは時効処理するとクリープ以外の因子が大きく寿命を低下させていることを意味しており、雰囲気の影響が溶体化材の場合よりも大きく現れた結果と言える。時効材が溶体化材より雰囲気の影響を受けやすいという事実は、材料の組織の差すなわち粒界析出物の析出量の違いとそれに伴う粒界の耐酸化性の劣化度の差に関係していると考えられる。非対称三角波の場合と台形波の場合の雰囲気の影響の程度の差は試験時間の差と $\Delta \epsilon_{in}$ 中に占める $\Delta \epsilon_{cp}$ 値の差によるものであり、非対称三角波の場合にも試験時間が長くなると雰囲気の影響が大きくなることに留意する必要がある。

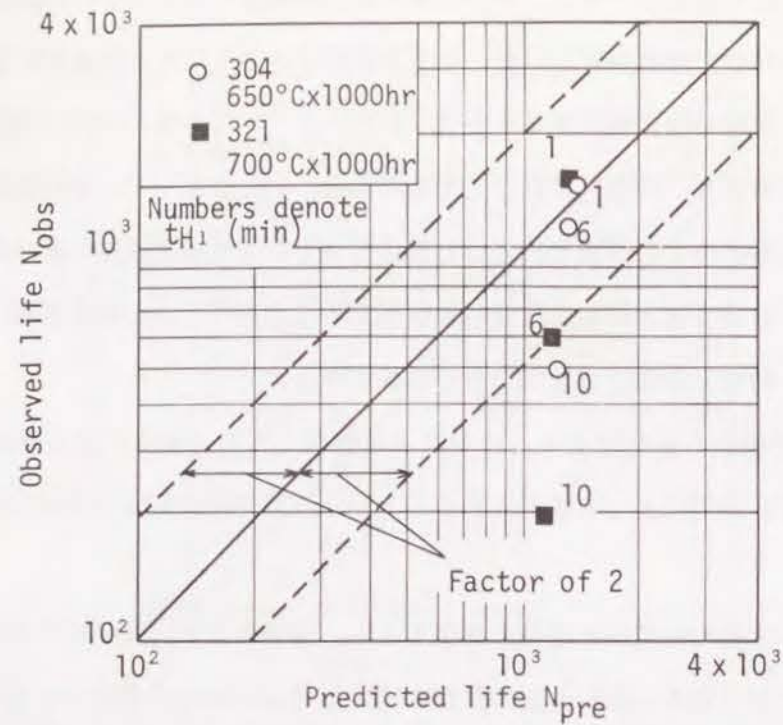


Fig. 1-34 Predictability of the strain-range partitioning creep-fatigue analysis for tension hold fatigue life of aged materials

Table 1-10. Results of the low-cycle fatigue test with a trapezoidal strain waveform and partitioning of inelastic strain ranges $\Delta \epsilon_{in}$ into $\Delta \epsilon_{pp}$ and $\Delta \epsilon_{cp}$

Material	T (°C)	t_{H1} (min)	$\Delta \epsilon_t$ (%)	$\Delta \epsilon_{in}$ (%)	$\Delta \epsilon_{pp}$ (%)	$\Delta \epsilon_{cp}$ (%)	Fatigue Life N_r
Aged 304 (650°C×1000 h)	650	1	1.0	0.76	0.73	0.03	1460
		6	1.0	0.75	0.71	0.04	1147
		10	1.0	0.75	0.71	0.05	498
Aged 321 (700°C×1000 h)	700	1	1.0	0.77	0.72	0.05	1517
		6	1.0	0.79	0.72	0.07	600
		10	1.0	0.76	0.67	0.09	205

1.4.5 き裂の発生および進展に及ぼす温度およびひずみ速度の影響

疲労寿命に及ぼす諸因子の影響がき裂発生過程と進展過程のいずれに寄与しているかを明らかにするため、破面にストライエーションの認められた単純三角波の場合についてストライエーション間隔 (SS) がき裂進展速度に等しいと仮定して0.5mmの深さのき裂が成長して深さ a (mm) のき裂になるために必要な繰返し数 N を計算した。 Fig. 1-35は Fig. 1-8をもとにして計算した N/N_r と a/D (D: 試験片直径) の関係を温度550°Cの場合について示したも

のである。ここで計算上必要となる最終破断時の疲労き裂の大きさ a_r は破面より実測し、 $\dot{\epsilon} = 10^{-2} \text{ sec}^{-1}$ のとき $a_r = 7.6 \text{ mm}$ 、 $\dot{\epsilon} = 4 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$ のとき $a_r = 7.0 \text{ mm}$ とした。図より明らかなように、き裂が発生して0.5mmのき裂に成長するまでに寿命の約30%が消費され、残りの進展で70%が消費されており、この傾向はひずみ速度の大小によらない。これから、ひずみ速度の影響はき裂の発生と進展の両者に等しく働いているといえる。

Fig. 1-36は Fig. 1-35と同様の過程で計算した $(N/N_r)_{a=0.5 \text{ mm}}$ と温度の関係を示したものである。温度の上昇に伴い、 $(N/N_r)_{a=0.5 \text{ mm}}$ の大きさが小さくなる傾向にあり、き裂の発生が促進されることが明らかである。ただし、ここで計算された $(N/N_r)_{a=0.5 \text{ mm}}$ は SS とき裂進展速度の対応関係によって異なるので、本章では定性的な結論に留めておく。

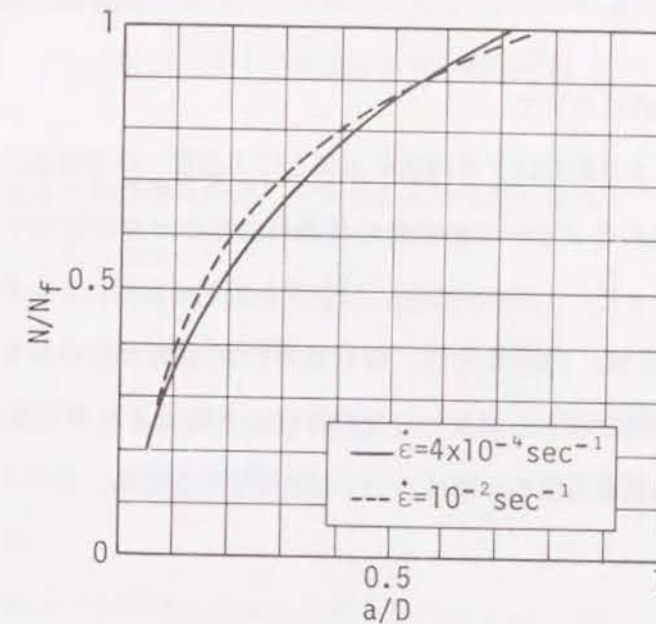


Fig. 1-35 Influence of the strain rate on the relationship between N/N_r and a/D where N is the cycle at which the crack length is equal to a , and D is the specimen diameter ($\Delta \epsilon_t = 0.88\%$)

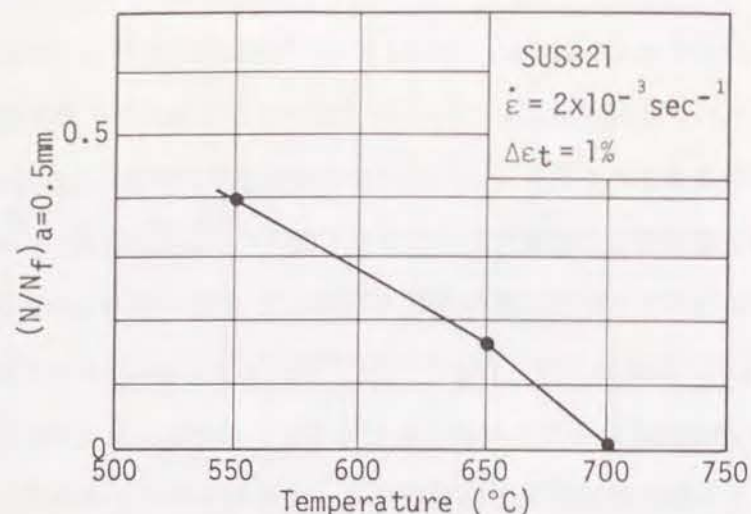


Fig. 1-36 Influence of the test temperature on the cycle at which the crack length is equal to 0.5mm

1.4.6 加速試験条件について

本章で行った検討により動的ひずみ時効が顕著となる温度・ひずみ条件や大気雰囲気の影響が著しい温度・ひずみ条件はクリープ疲労特性評価のための加速試験条件としては避けるべきであることが明らかとなった。具体的には、1)ひずみ波形の如何にかかわらず溶体化処理材では500~650°Cの実用温度域、2)溶体化材、時効処理材の如何にかかわらず温度650°C以上の台形波ひずみ条件、3)650°C以上の温度での周期が10minを越えるひずみ波形、である。このような知見に基づく加速試験方法の詳細については次章で検討する。

1.5 結 言

本章では、オーステナイト系ステンレス鋼SUS304鋼およびSUS321鋼の低サイクル疲労挙動に及ぼす温度、ひずみ速度、ひずみ波形および長時間時効処理の影響を実験的に求め、低サイクル疲労挙動と微視的組織変化および高温変形メカニズムの関連を検討した。その結果、明らかとなった事柄は以下の通りである。

1) 温度およびひずみ速度の影響

a. 温度550°Cおよび650°Cにおいて溶体化材の疲労寿命はひずみ速度の低下とともに短くなる。これは550°Cでは主として動的ひずみ時効の影響、650°Cでは主としてクリープ

の影響によるものと理解される。

b. ひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ =一定のとき、 $N_f \propto \exp(1/T(K))$ で寿命 N_f は温度上昇に伴い低下する。

c. 温度500, 550°Cでは材料は繰返しひずみ硬化し、ひずみ速度が遅くなるほど繰返しひずみ硬化の程度が大となり破面のストライエーション間隔も大きくなる。

d. $T < 650^\circ\text{C}$ 低サイクル疲労寿命 N_f と動的ひずみ時効の程度を表すパラメータ($T/\dot{\epsilon}$) $\exp(-Q/RT)$ の間には良い相関が認められる。

e. しかし $T \geq 650^\circ\text{C}$ では両者の相関がなくなり、この温度域では粒内(Ti(C, N))および粒界($M_{23}C_6$, σ 相)における析出物の生成とクリープ変形が材料の繰返し硬化特性を支配している。

f. 疲労き裂の形態は温度が高くひずみ範囲が大きく、ひずみ速度が小さいほど粒界型となる傾向にあり、クリープの影響が小さくても動的ひずみ時効が著しくなる条件では低温度でもき裂は粒界型となる。

g. 温度が高くなるとき裂発生寿命の全寿命に占める割合は低下する傾向にあるが、ひずみ速度が低下してもその割合は変わらない。

2) 溶体化材におけるひずみ波形の影響

a. 保持時間の影響により疲労寿命は低下する。その程度は304鋼より321鋼の方が大きい。304鋼の寿命の低下は保持時間の導入による $\Delta \epsilon_{in}$ の増加として評価できるが、321鋼ではそれ以上に大きい。

b. 単純三角波および非対称三角波より得られた $\Delta \epsilon_{pp} - N_{pp}$, $\Delta \epsilon_{op} - N_{op}$ 特性は304鋼と321鋼ではほぼ等しくかつ $\Delta \epsilon_{pp} - N_{pp}$ 特性にくらべて $\Delta \epsilon_{op} - N_{op}$ 特性が著しく劣る。

c. 上記結論は台形波試験における321鋼の顕著な寿命の低下がクリープ損傷の影響よりもむしろ試験中の組織変化や環境効果などの力学的因子以外の影響が強く現れていることを示す。

d. すなわち、保持時間がある場合き裂は粒界を伝播し、321鋼においては σ 相が析出するとともに無析出帯が形成される。このため大気雰囲気の影響を強く受け、大きな寿命低下につながったと考えられる。

e. 以上よりオーステナイト系ステンレス鋼のクリープ疲労特性を評価する場合、力学的因子以外の影響が入ってくる可能性の強い大気中の台形波試験を用いるよりも非対称三角波試験を用いてひずみ範囲分割法による解析を行うのがよい。

3) 長時間時効処理の影響

- a. 時効材では繰返しによって応力範囲は全く変化しない。これは繰返し変形中に動的ひずみや析出が生じないためである。
- b. 単純三角波の場合、時効材の疲労寿命は溶体化材より長くなる。これは時効により粒内に析出した炭化物が $\Delta \varepsilon_{pp} - N_{pp}$ 特性を改善するためである。
- c. 非対称三角波により求められる $\Delta \varepsilon_{cp} - N_{cp}$ 特性は304鋼では時効材と溶体化材とで変わらないが321鋼では時効材の方が優れている傾向にある。
- d. 保持時間を有する台形波において時効材は保持時間が長くなるとクリープの影響だけでは説明できない大きな寿命低下を示し、低下割合は溶体化材よりも大きくなる。これは、時効による粒界の耐酸化性の劣化が溶体化材の試験中の組織変化による粒界耐酸化性の劣化を上まわり、大気雰囲気の影響を強く受けたためと考えられる。この結果は3)e.の結論をさらに強調するものである。

4) 加速試験条件について

オーステナイト系ステンレス鋼のクリープ疲労特性評価のための加速試験条件としては、動的ひずみ時効が顕著となる温度・ひずみ条件や大気雰囲気の影響が著しくなる温度・ひずみ条件は避ける必要がある。

参考文献

- 1) Berling, J.T., and Slot, ASTM STP, 459, 3 (1969)
- 2) 山口弘二, 金沢健二, 吉田 進, 材料, 24, 234 (1975)
- 3) Abdel-Raouf, H., A. Plumtree, and T.H. Topper, ASTM STP, 519, 28 (1973)
- 4) Cheng, C.F. et al ASTM STP, 520, 355 (1973)
- 5) 吉田 進, 金沢健二, 山口弘二, 鉄と鋼, 61, S619 (1975)
- 6) James, J.A. Met. Trans., 5, 831 (1974)

第2章 高温クリープ疲労特性の迅速評価試験技術の検討

2.1 緒 言

第1章でのオーステナイト系ステンレス鋼の種々の温度・ひずみ条件下の低サイクル疲労挙動と微視的組織変化および高温変形メカニズムとの関係に関する検討結果から、オーステナイト系ステンレス鋼溶体化処理材の場合、動的ひずみ時効の影響と大気雰囲気の影響がクリープの影響に比較して小さくなるように試験条件を選ぶ必要があり、ひずみ範囲分割法による高温クリープ疲労特性評価のための温度・ひずみ波形条件がかなりの制約を受けることを明らかにした。このような事実はひずみ範囲分割法の提唱者であるNASAの研究者も明確には認識していない状況である。

本章では本論文の意図するひずみ範囲分割概念に基づく高温材料のクリープ疲労特性評価のための加速試験の考え方、具体的方法およびその各種高温材料の適用結果についてまとめた。

2.2 加速試験の基本的な考え方

Fig. 2-1は高温クリープ疲労特性評価にひずみ範囲分割法を用いた場合の加速試験の基本的な考え方を図にまとめて示したものである。すなわち、

- 1) 雰囲気の影響が少なくクリープ以外の変形機構や微視的な組織変化の少ない条件で $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性を求める。
- 2) $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性に及ぼす雰囲気の影響やその他諸因子の影響を定量化する。
- 3) 求められた $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性と引張およびクリープ破断特性との関係を求める。すなわちDuctility Normalized Strain-range Partitioned Life Relations¹⁾²⁾(略してDN-SRP Life Relations)を定式化する。
- 4) このようにして求められた $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性と引張およびクリープ破断特性の関係(例えばDN-SRP Life Relations)は試験条件が変化してもその試験条件下の引張およびクリープ破断特性(例えば D_p , D_c)を用いれば成立する。
- 5) Fig. 2-2やFig. 2-3のようなクリープ変形領域図³⁾⁴⁾においてクリープ変形機構が変化しても上記関係はそのまま使用できる。
- 6) 長時間側への外挿は長時間のクリープ破断特性を用いて行う。

このような考え方は高温クリープ疲労試験データに比較して極めて長時間のクリープ破断試験

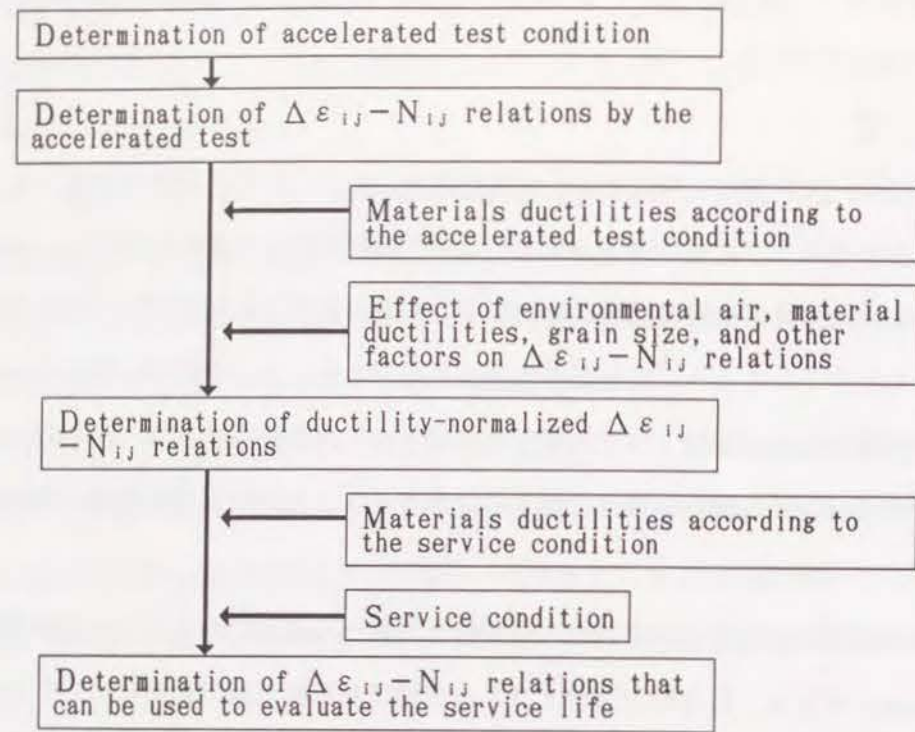


Fig. 2-1 Illustrated concepts of accelerated creep-fatigue test

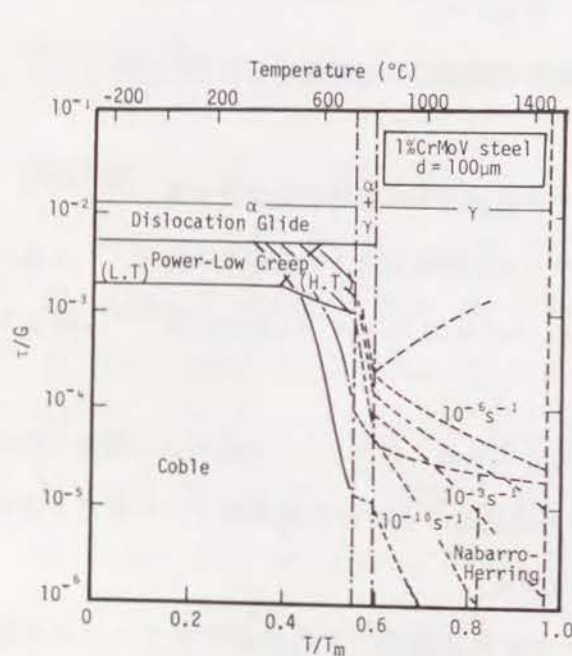


Fig. 2-2 Deformation mechanism map for 1%CrMoV steel³⁾

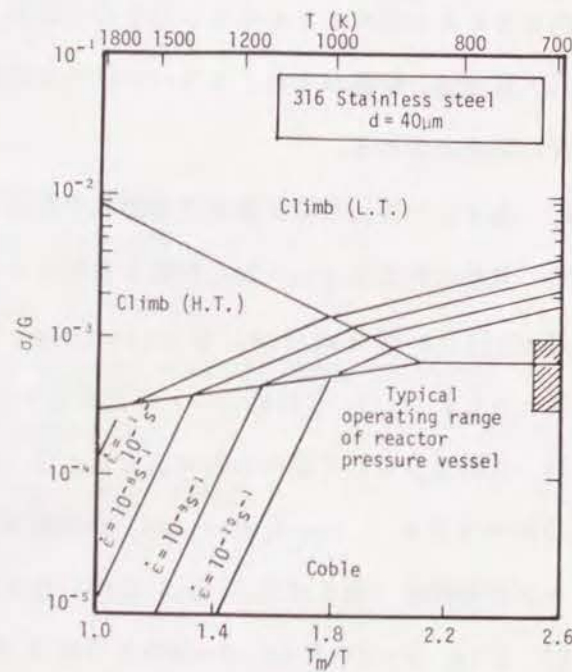


Fig. 2-3 Deformation mechanism map for 316 stainless steel⁴⁾

結果が数多く存在する現状を考慮すると非常に合理的であると言える。

2.3 加速試験方法

2.3.1 $\Delta \epsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性の把握に有効なひずみ波形とそのひずみ範囲分割方法

Mansonらは $\Delta \epsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性を求めするための波形としてFig. 2-4に示すようなヒステリシスループ⁶⁾の得られる応力あるいはひずみ波形を用いているが⁷⁾, 第1章で得られたオーステナイト系ステンレス鋼の高温クリープ疲労挙動に関する結果より, $\Delta \epsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性評価上有効と破断されるのは, Fig. 2-5に示すような非対称三角波⁷⁾である. このひずみ波形を用いた試験の利点は非弾性ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_{in}$ に含まれる $\Delta \epsilon_{op}$ あるいは $\Delta \epsilon_{pc}$ の値が比較的容易に決定できること, および一定周期の1サイクルに生じる $\Delta \epsilon_{op}$ あるいは $\Delta \epsilon_{pc}$ 値を温度, 全ひずみ範囲を変化させることにより小さい値から大きい値まで広い範囲にわたって変化させ得ることである. この点は台形波を用いたひずみ保持試験では保持時間を長くしても1サイクル中に導入される $\Delta \epsilon_{op}$ あるいは $\Delta \epsilon_{pc}$ 値が飽和してしまう傾向にある点や, 荷重保持効果試験では所要の $\Delta \epsilon_{pc}$ あるいは $\Delta \epsilon_{op}$ の値を1サイクル中に導入するために必要な時間が試験前に予測できない点などと異なっている. 大気中の試験ではひずみ保持効果試験の場合, 保持時間を長くするとクリープの影響よりも大気酸化の影響が大きくなっていくという欠点があるが, Fig. 2-5のような非対称三角波を用いた試験では1サイクルの周期を一定にしておいてクリープひずみの量を変化させることができるので, 酸化の影響よりもクリープの影響を大きくすることができる.

Table 2-1は, 非対称三角波を用いた試験に於てMansonらが示したひずみ範囲の分割法を応用して $\Delta \epsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性を求めするための加速試験として本論文で採用した4種類の試験(PP試験, PC試験, CP試験およびCC試験)(以下IJ試験と総称する)とその内容を示したものである. また, Fig. 2-6にそれぞれの試験において得られるヒステリシスループより非弾性ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_{ij}$ を分割して $\Delta \epsilon_{pp}$, $\Delta \epsilon_{pc}$, $\Delta \epsilon_{op}$, $\Delta \epsilon_{oc}$ を求める具体的方法を示す. ここで特に強調すべき点は試験中にFig. 2-6に示すようなヒステリシスループを採取する点であり, これによりひずみ範囲分割の精度向上が図られている.

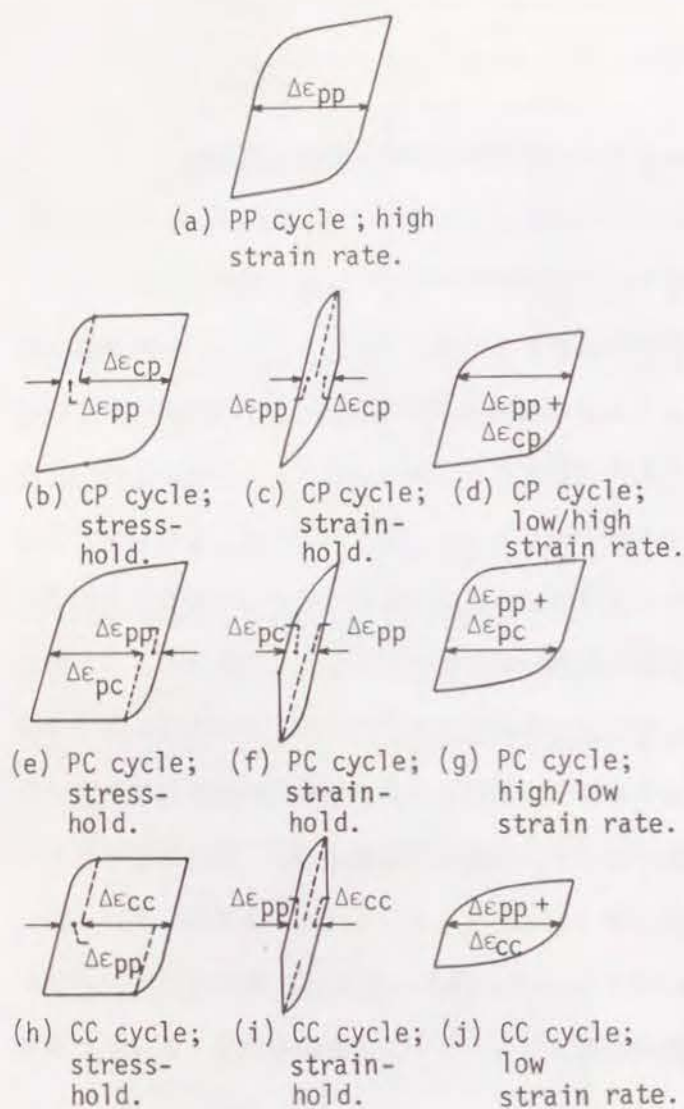


Fig. 2-4 Examples of isothermal test cycles to determine partitioned strainrange-life relationships⁵⁾

Table 2-1. Practical procedures in PP, PC, CP and CC tests

Type of test	Strain waveform	Loading strain rate $\dot{\epsilon}_1$	Unloading strain rate $\dot{\epsilon}_2$	Type of inelastic strain	Partitioning of the strainrange
PP		Fast enough for creep not to occur ($\dot{\epsilon}_1 = 10^{-3} - 8 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$)	$\dot{\epsilon}_2 = \dot{\epsilon}_1$	$\Delta \epsilon_{pp}$	$\Delta \epsilon_{in} = \Delta \epsilon_{pp}$ (Fig. 2-6(a))
PC		The same as above	$\dot{\epsilon}_2 \ll \dot{\epsilon}_1$ ($\dot{\epsilon}_2 \leq 10^{-4} \text{ s}^{-1}$)	$\Delta \epsilon_{pp} + \Delta \epsilon_{cp}$	PP type of strain waveform is inserted during the test (Fig. 2-6(b))
CP		$\dot{\epsilon}_1 \leq 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	Fast enough for creep not to occur ($\dot{\epsilon}_1 = 10^{-3} - 8 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$)	$\Delta \epsilon_{pp} + \Delta \epsilon_{cp}$	The same as above (Fig. 2-6(c))
CC		The same as above	$\dot{\epsilon}_2 = \dot{\epsilon}_1$	$\Delta \epsilon_{pp} + \Delta \epsilon_{cc}$	PC and CP types of strain waveforms are inserted during the test (Fig. 2-6(d))

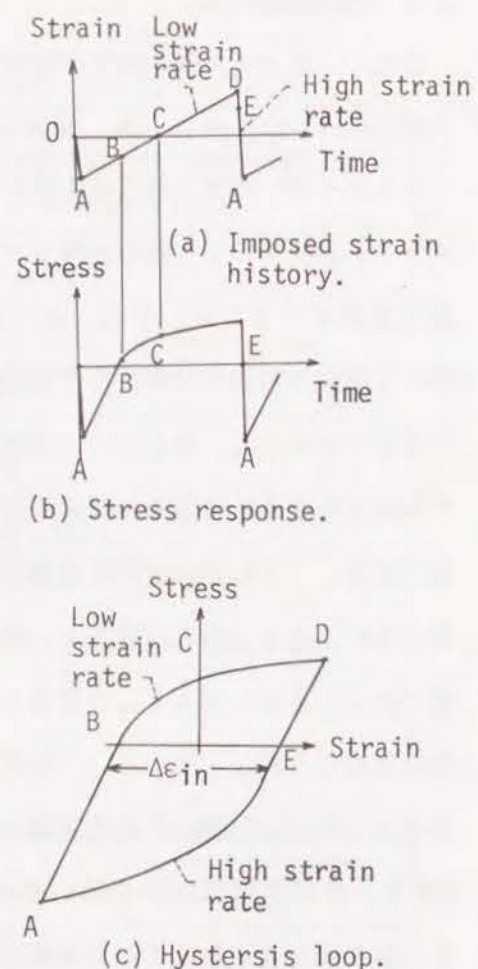


Fig. 2-5 Schematic illustration of hysteresis loop developed under unsymmetrical straining rates in tension and compression⁷⁾

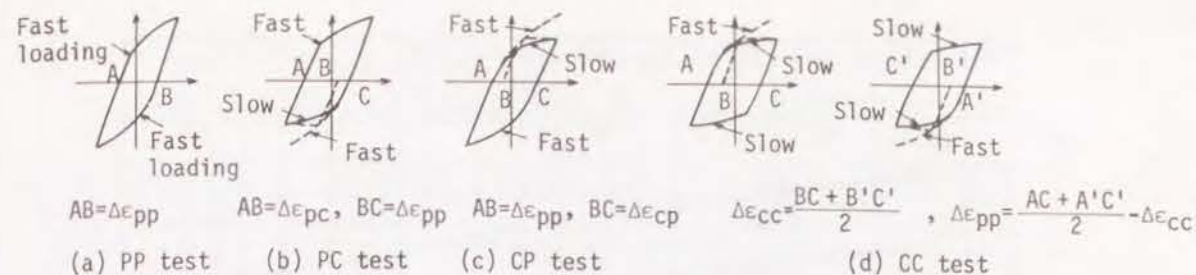


Fig. 2-6 Hysteresis loops needed to analyze an inelastic strain range $\Delta \epsilon_{in}$ into partitioned strain ranges $\Delta \epsilon_{pp}$, $\Delta \epsilon_{pc}$, $\Delta \epsilon_{cp}$ and $\Delta \epsilon_{cc}$ in PP, PC, CP and CC tests

2.3.2 試験条件の決定方法

Table 2-1に示した4種類の試験を行うには試験温度に応じて負荷ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_1$ および除荷ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_2$ を適当に選択する必要がある。そこで、あらかじめ1~2本の試験片を用いてCP波形を数回繰返し種々の $(\dot{\epsilon}_1, \dot{\epsilon}_2)$ の組合せに対してFig. 2-6(c)に相当するヒステリシスループを採取してひずみ範囲分割を行うことにより $\Delta \epsilon_{op}$ と温度、ひずみ速度の関係を調べ、 $\Delta \epsilon_{pp}$ に対して $\Delta \epsilon_{op}$ がある程度大きくなる温度・ひずみ条件を選択した。

Fig. 2-7はその測定例を示したものである。

$\dot{\epsilon}_1$ を小さくしても $\Delta \epsilon_{op}$ の値が大きくなる温度条件やひずみ条件下でのTable 2-1のような試験はあまり意味がない。例えば、オーステナイト系ステンレス鋼の実用温度域では、すでに述べたように、1サイクルの時間が短いためにクリープの影響よりも動的ひずみ時効の影響が大きく現れ、クリープによる軟化よりも動的ひずみ時効による繰返し硬化が大となり $\Delta \epsilon_{op}$ が負となったり、たとえ正の値が得られても $\dot{\epsilon}_1$ の低下とともに $\Delta \epsilon_{op}$ の値も小さくなる場合がある。このような場合には試験温度を上げるかひずみ速度を極端に小さくするかにして動的ひずみ時効を抑制しなければならない。動的ひずみ時効は材料の変形特性に影響を及ぼすだけでなく低サイクル疲労寿命を低下させるからである。試験時間を考えると温度を上げて実験の方が望ましい。

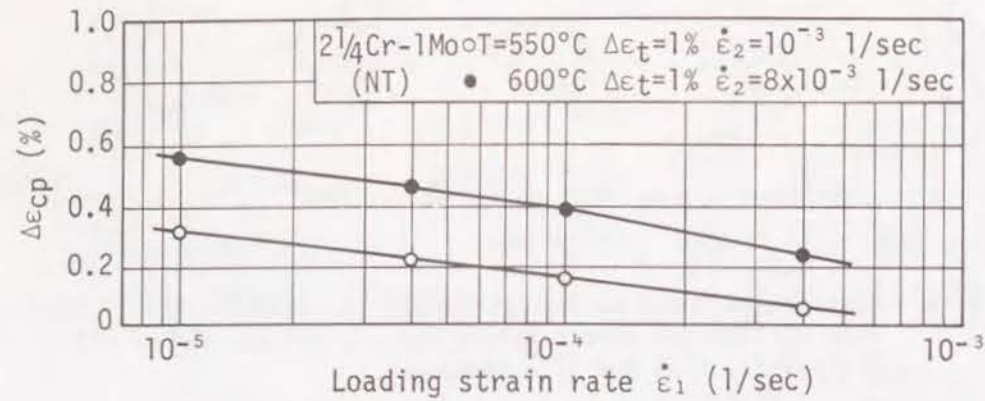


Fig. 2-7 An example of the observed relationship between $\Delta \epsilon_{cp}$ and the loading strain rate $\dot{\epsilon}_1$ in CP test

2.3.3 $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性の決定方法

第1章 第1.2節で述べた方法と同じ方法で $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性を求めた。Mansonは式(1-1)のLinear Damage Ruleに代わってInteraction Damage Ruleの使用を推奨している⁸⁾が本論文では前者を用いた。その理由については本章 第2.5節で考察する。

2.4 各種高温材料の高温クリープ疲労特性評価結果

Table 2-2に本章で $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性を評価した8種類の材料の化学成分を、Table 2-3にその室温における機械的性質をそれぞれ示す。また、Fig. 2-8に顕微鏡組織を示す。

試験片、試験装置は第1章と同一のものを用い、試験片の採取方向は軸方向より採取した。

Table 2-4に各供試材に対する加速試験条件を示す。

Table 2-2. Chemical compositions of the materials tested

No	Material	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Al	Ti	V	W	Remarks
1	SUS304 (Solution-treated)	0.07	0.74	1.71	0.025	0.004	0.04	9.22	19.04	0.05	0.04	-	-	-	23φ forged bar
2	SUS321 (Solution-treated)	0.08	0.53	1.69	0.018	0.007	0.02	10.55	17.70	0.03	0.02	0.46	-	-	"
3	2 1/2Cr-1Mo(Ann.)	0.11	0.47	0.47	0.021	0.009	0.02	0.09	2.17	0.99	0.02	-	-	-	"
4	2 1/2Cr-1Mo(N.T.)	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"
5	9Cr-2Mo	0.043	0.30	0.30	0.021	0.019	0.05	0.16	8.77	2.12	0.05	-	-	-	"
6	12Cr-1Mo-V	0.19	0.33	0.33	0.023	0.005	0.02	0.61	11.40	0.87	-	-	0.28	-	Pipe
7	12Cr-1Mo-V-W	0.20	0.32	0.60	0.019	0.005	0.03	0.63	11.30	0.89	-	-	0.32	0.55	Pipe
8	Alloy 800	0.069	0.67	0.79	0.012	0.005	0.04	32.87	21.40	0.02	0.36	0.39	-	-	23φ forged bar

Table 2-3. Mechanical properties at room temperature of the materials tested

No.	0.2% proof stress $\sigma_{0.2}$ (kgf/mm ²)	Tensile σ_B (kgf/mm ²)	Elongation δ (%)	Reduction of area ϕ (%)
1	22.7	59.0	66.9	79.8
2	25.7	59.3	56.0	69.0
3	23.7	53.7	33.3	71.6
4	44.5	60.1	29.7	78.2
5	44.0	62.0	29.3	76.6
6	57.2	77.1	21.0	55.0
7	56.6	78.0	22.0	55.0
8	19.9	53.3	48.0	76.7

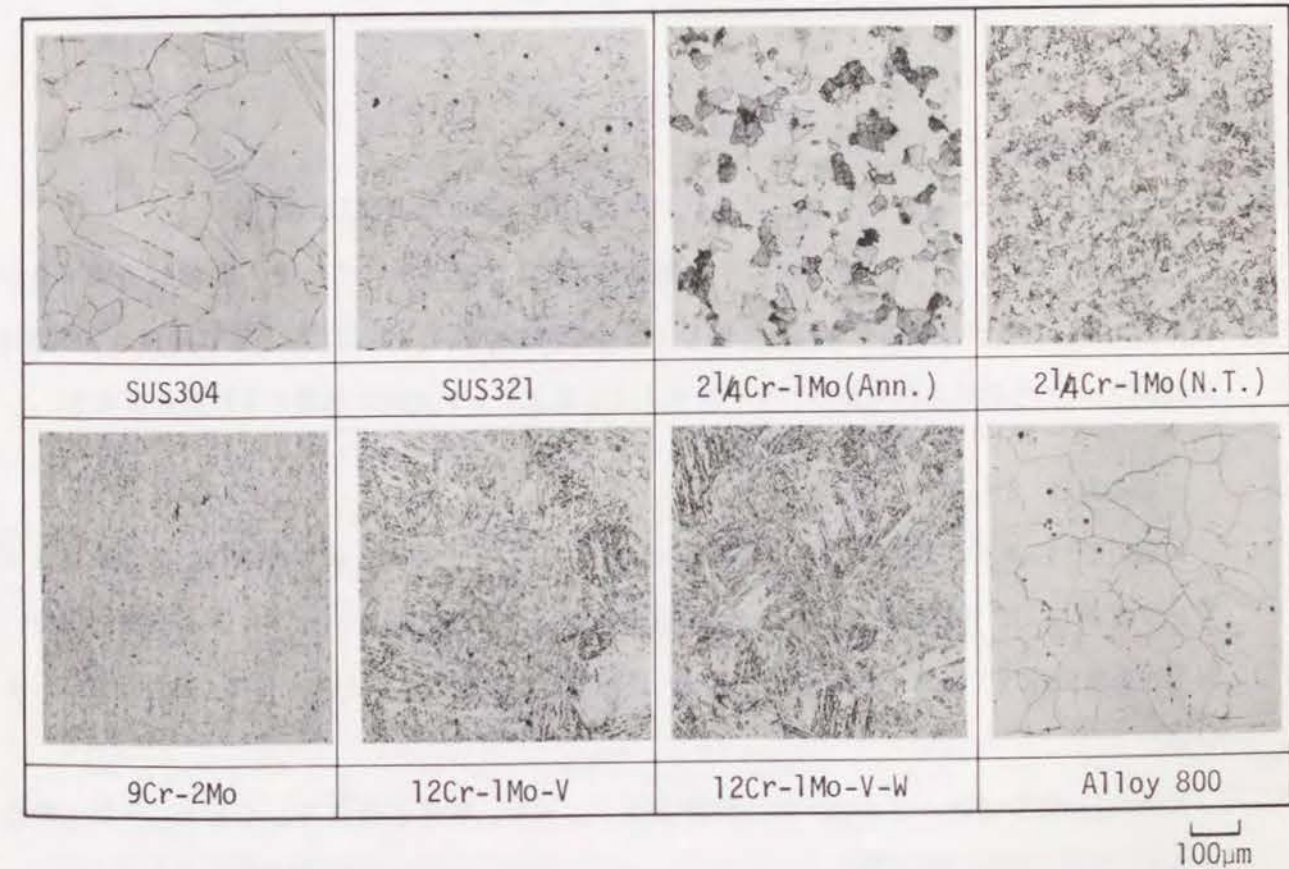


Fig. 2-8 Microphotographs of the materials tested

Table 2-4. Test conditions

Temperature (°C)	Type of test	$\dot{\epsilon}_1$ (1/sec)	$\dot{\epsilon}_2$ (1/sec)	Materials tested
450	PP	10^{-3}	10^{-3}	9Cr-2Mo 2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo (Annealed, NT)
	PC	2×10^{-3}	$10^{-5} - 10^{-4}$	
	CP	$10^{-3} - 10^{-4}$	2×10^{-3}	
550	CC	10^{-4}	10^{-4}	
	PP	8×10^{-3}	8×10^{-3}	
600	PC	8×10^{-3}	$10^{-3} - 10^{-4}$	
	CP	$10^{-5} - 10^{-4}$	8×10^{-3}	12Cr-1Mo-V-W
	CC	10^{-4}	10^{-4}	
	PP	2×10^{-3}	2×10^{-3}	
650	CP	$10^{-3} - 10^{-4}$	2×10^{-3}	SUS304, 321
	PP	8×10^{-3}	8×10^{-3}	
700	CP	$10^{-3} - 10^{-4}$	8×10^{-3}	
	PP	8×10^{-3}	8×10^{-3}	
800	PP	8×10^{-3}	8×10^{-3}	Alloy 800
	PC	8×10^{-3}	10^{-4}	
	CP	10^{-4}	8×10^{-3}	
	CC	10^{-4}	10^{-4}	

2.4.1 $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性

2.4.1.1 オーステナイト系ステンレス鋼 SUS304および321鋼

Fig. 2-9およびFig. 2-10に示す結果は第1章で報告されており、詳細は省略するが、 $\Delta \epsilon_{op} - N_{op}$ 特性が他の特性に比べて著しく短寿命側に位置する傾向にあり、このような傾向は316鋼についても認められており⁶⁾オーステナイト系ステンレス鋼に共通する性質と言える。

2.4.1.2 2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo鋼

Fig. 2-11およびFig. 2-12から明らかなように同一化学成分でも熱処理の差異によって、すなわちマイクロ組織の差 (Annealed材の組織 (フェライト+パーライト) 組織であり、NT材の組織は (フェライト+ベイナイト) 組織である) によって $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性が異なっている。

Annealed材の場合、 $\Delta \epsilon_{pp} - N_{pp}$ 特性と $\Delta \epsilon_{pc} - N_{pc}$ 特性がほぼ等しく $\Delta \epsilon_{op} - N_{op}$ 特性と $\Delta \epsilon_{oc} - N_{oc}$ 特性がほぼ等しい。 $\Delta \epsilon_{pp} - N_{pp}$ 特性、 $\Delta \epsilon_{pc} - N_{pc}$ 両特性と $\Delta \epsilon_{cp} - N_{cp}$ 、 $\Delta \epsilon_{oc} - N_{oc}$ 両特性の差は小さく前者が後者に比べて若干長寿命側に位置している。

一方、NT材の場合、 $\Delta \epsilon_{op} - N_{op}$ 特性が最も短寿命側に位置し、他の3つの特性はほぼ一致する傾向にある。

このようなAnnealed材とNT材の $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性とそれら相互の差異を理解するためにはFig. 2-13に示したき裂の発生と進展状況からみて大気雰囲気の影響を考慮する必要があると思われる。

従来の研究によれば、Annealed材の場合引張保持時間よりも圧縮保持時間の方が寿命が短い傾向にありNT材の場合はその逆の傾向にあることが報告されているが⁹⁾¹⁰⁾、Fig. 2-11およびFig. 2-12は定性的にそのような傾向を示唆している。

Annealed材とNT材の間で耐酸化性に差があるかどうかは第6章で検討するが、上述の結果はNT材の方が組織的に安定であることと関連しているように思われる。

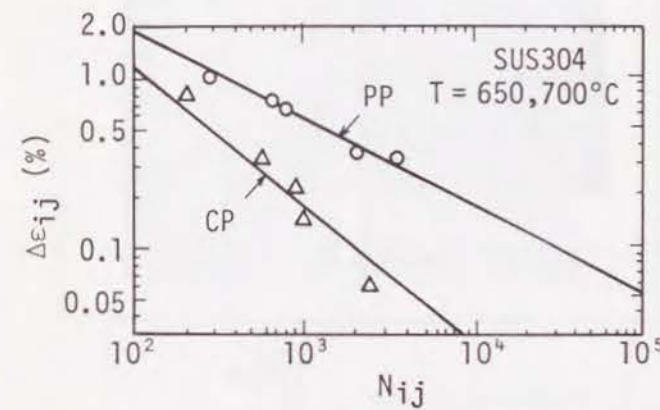


Fig. 2-9 The partitioned strain-life relationships of SUS304

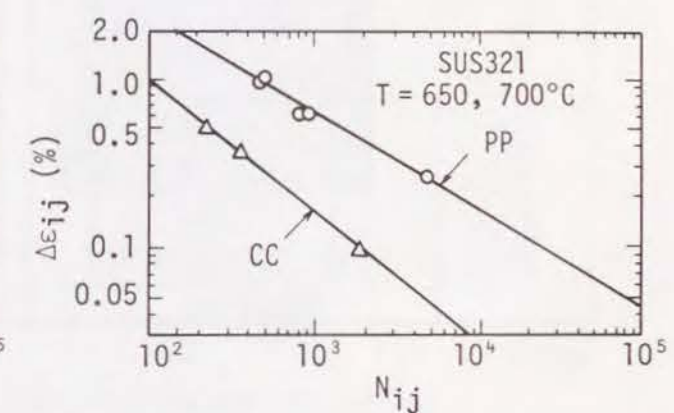


Fig. 2-10 The partitioned strain-life relationships of SUS321

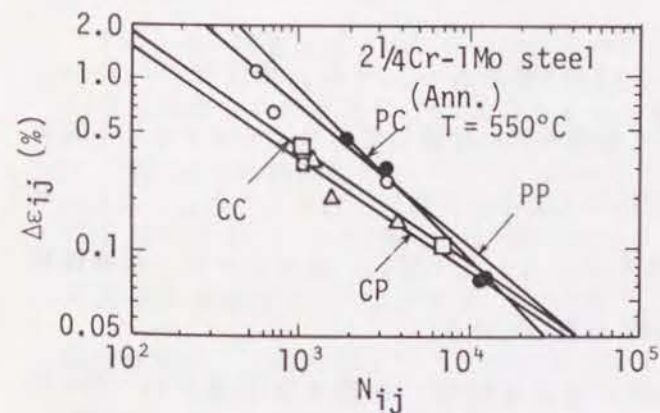


Fig. 2-11 The partitioned strain-life relationships of the annealed 2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo steel

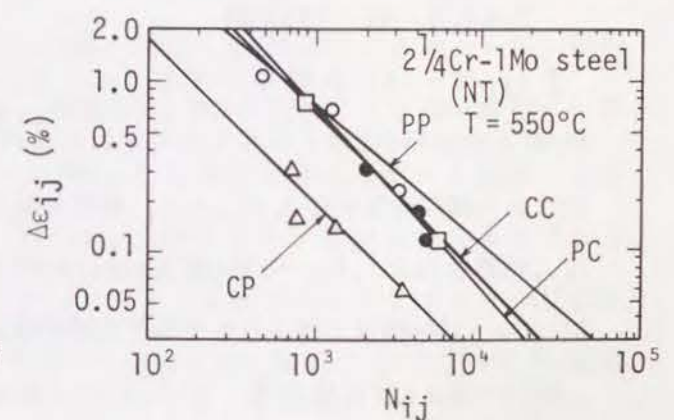


Fig. 2-12 The partitioned strain-life relationships of the normalized and tempered 2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo steel

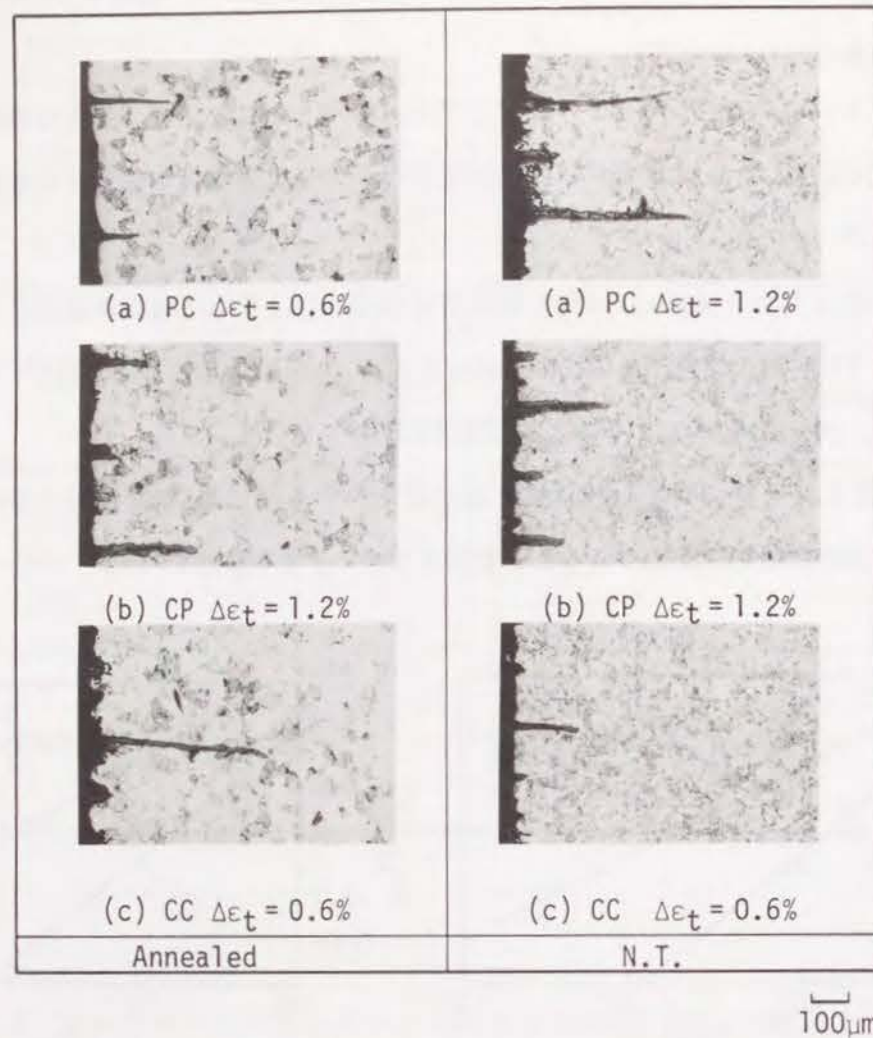


Fig. 2-13 Appearance of cracks near the specimen surface (2¹/₄Cr-1Mo steel)

2.4.1.3 9Cr-2Mo鋼

Fig. 2-14から明らかなように、9Cr-2Mo鋼の $\Delta \epsilon_{pp} - N_{pp}$ 特性は2¹/₄Cr-1Mo鋼 Annealed材およびNT材のそれに比べて長寿命側に位置しておりオーステナイト系ステンレス鋼の大気中の $\Delta \epsilon_{pp} - N_{pp}$ 特性とほぼ同等であるのに対し、 $\Delta \epsilon_{pc} - N_{pc}$ 、 $\Delta \epsilon_{cp} - N_{cp}$ 両特性は2¹/₄Cr-1Mo鋼 Annealed材よりも、 $\Delta \epsilon_{pc} - N_{pc}$ 、 $\Delta \epsilon_{cc} - N_{cc}$ 両特性は2¹/₄Cr-1Mo鋼NT材よりもそれぞれ短寿命側に位置している。

9Cr-2Mo鋼の場合も、2¹/₄Cr-1Mo鋼の場合と同様、き裂の発生はFig. 2-15に示すように試験片の表面に限られており、大気雰囲気の影響を考慮した評価が必要である。

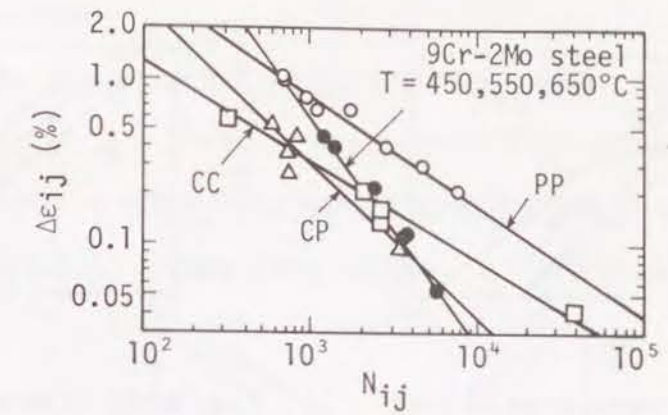


Fig. 2-14 The partitioned strain-life relationships of 9Cr-2Mo steel

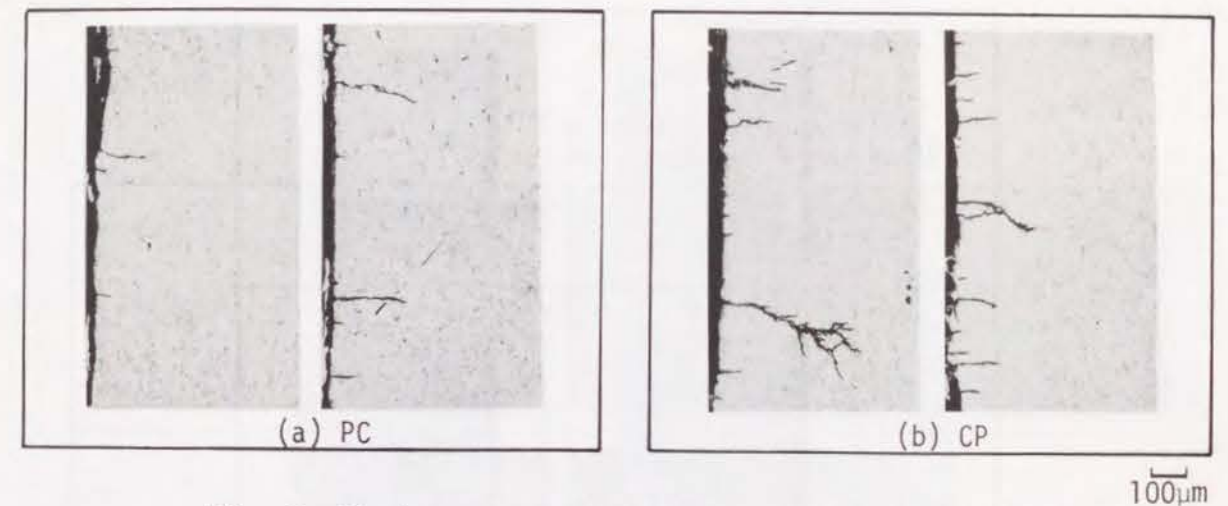


Fig. 2-15 Appearance of cracks near the specimen surface (9Cr-2Mo steel)

2.4.1.4 12Cr鋼

Fig. 2-16およびFig. 2-17から12Cr(A)鋼と12Cr(B)鋼の間で $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性の差は小さく、わずかに(A)鋼の $\Delta \epsilon_{pp} - N_{pp}$ 特性が(B)鋼のそれよりも長寿命側に位置し、他の3つの特性については(B)鋼の方が(A)鋼よりも長寿命側に位置する程度であることがわかる。(A)鋼と(B)鋼の差は、(B)鋼はタングステン添加材である点であり、高温強度調査結果¹¹⁾によれば、(B)鋼の方が(A)鋼よりも組織的に安定でクリーブ破断強度が高く、これにはタングステン添加による固溶強化の効果とM₂₃C₆炭化物中のMo富化が関係していることが報告されている。

Fig. 2-18に示すようなき裂発生状況をみると、この場合も大気雰囲気の影響を考慮する必要があり、上述の析出物の差が微妙に雰囲気効果に反映しているものと考えられる。

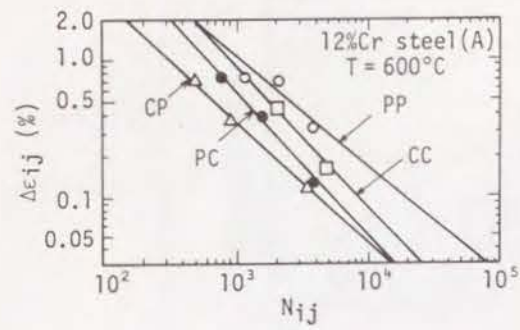


Fig. 2-16 The partitioned strain-life relationships of 12Cr-Mo-V steel

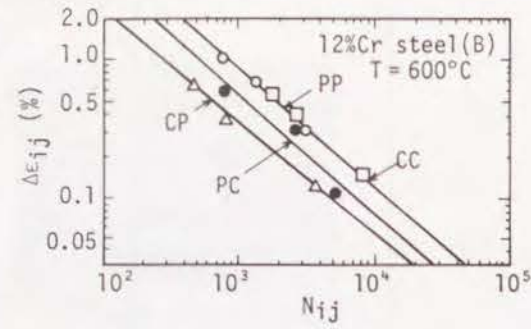


Fig. 2-17 The partitioned strain-life relationships of 12Cr-Mo-V-W steel

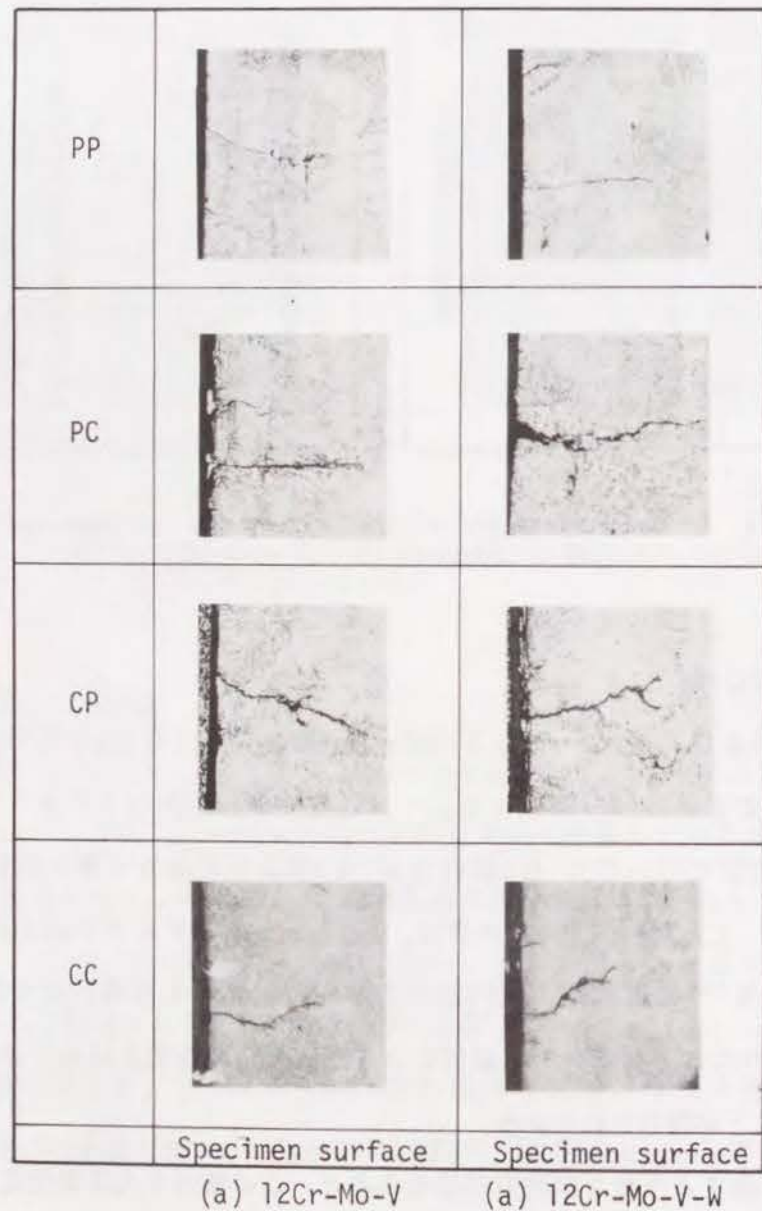


Fig. 2-18 Appearance of cracks near the specimen surface (12Cr-Mo-V and 12Cr-Mo-V-W steels)

2.4.1.5 Alloy 800H

Alloy 800Hの場合、まずきわめて高い温度が選定されている点に注目する必要がある。Fig. 2-19に示すように、 $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性は他の3特性に比べ低寿命側に位置しており、他の3特性間の差は小さい。試験片表面におけるき裂の発生進展挙動および試験片中央部のき裂の発生の有無をみるとFig. 2-20に示すようにPP, CC試験では試験片の表面からのき

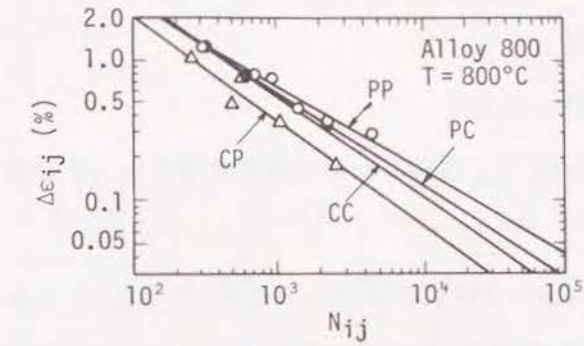


Fig. 2-19 The partitioned strain-life relationships of Alloy 800H

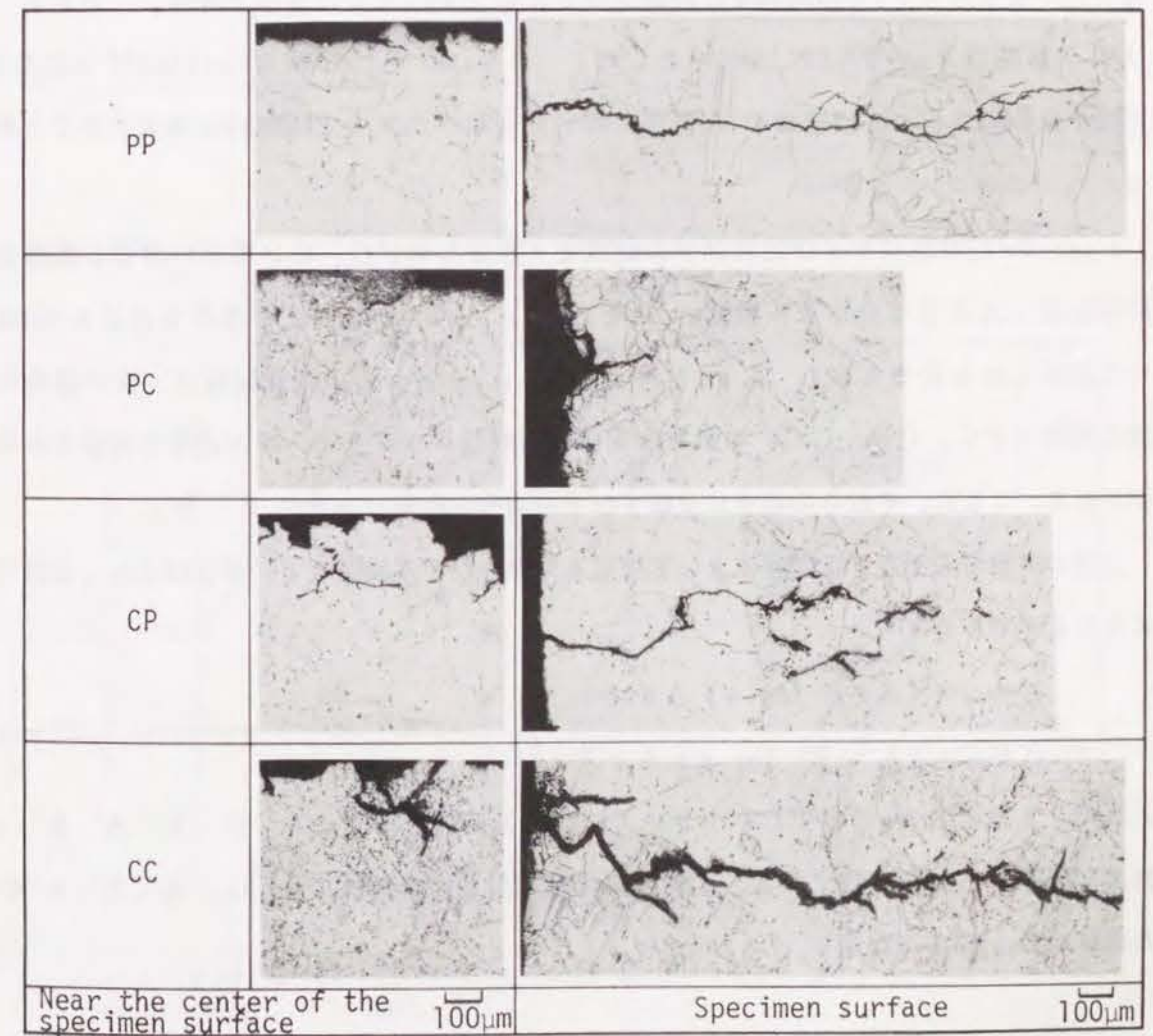


Fig. 2-20 Appearance of cracks near the specimen surface and in the center of the specimen (Alloy 800H)

裂の発生進展が主体であり、その形態はPP試験の場合粒内型であり、CC試験の場合は明瞭ではないが粒界型となる傾向にある。一方、PC試験では試験片表面における粒内型き裂の発生、試験中央部では粒内ボイドの発生と成長が認められ、CP試験では試験片表面および試験中央部の粒界型き裂の発生が特徴的である。

2.4.2 高温変形特性

2.4.2.1 変形特性の表示式

供試した各材料についてIJ試験において発生する $\Delta \epsilon_{ij}$ と試験条件の関係についてまとめた。

Fig. 2-21は、9Cr-2Mo, 2¹/₄Cr-1MoおよびSUS304鋼の各鋼について、1本の試験片を用いて負荷ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_1$ の異なるCP波形を繰返した場合の $\Delta \epsilon_{in}$ および $\Delta \epsilon_{cp}$ の値を求め $\dot{\epsilon}_1$ との関係を片対数グラフ上にプロットしたものである。ただし、除荷ひずみ速度は $\dot{\epsilon}_2 = 8 \times 10^{-3} \text{sec}^{-1}$ とした。2¹/₄Cr-1Mo鋼 Annealed材の温度600℃の場合を除いて $\Delta \epsilon_{cp}$ の値は $\dot{\epsilon}_1$ の低下に伴い片対数グラフ上で直線的に増大することがわかる。

Fig. 2-22は負荷および除荷ひずみ速度を一定としてPC, CPあるいはCC波形を試験片に繰返したときの全ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_t$ と $\Delta \epsilon_{in}$, $\Delta \epsilon_t$ と $\Delta \epsilon_{ij}$ の関係をSUS304鋼について図示したものである。 $\Delta \epsilon_t$ と $\Delta \epsilon_{in}$, $\Delta \epsilon_t$ と $\Delta \epsilon_{ij}$ の関係は温度一定の場合には試験の種類(PC, CP, CC)にはほぼ無関係に両対数グラフ上で一本の直線で表示されることがわかる。また、それらの傾きに及ぼすひずみ速度の影響は小さい。

上述の実験事実よりIJ試験によって生じる非弾性ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_{in}$ および $\Delta \epsilon_{ij}$ は次式で与えることができる。

$$\left. \begin{aligned} \Delta \epsilon_{in} &= (A + B \log \dot{\epsilon}) \Delta \epsilon_t^n \\ \Delta \epsilon_{ij} &= (A' + B' \log \dot{\epsilon}) \Delta \epsilon_t^{n'} \end{aligned} \right\} \text{-----} \quad (2-1)$$

ここで、 $\dot{\epsilon}$ は $\dot{\epsilon}_1, \dot{\epsilon}_2$ のいずれか小さい方のひずみ速度であり、A, B, n, A', B', n'は温度に依存する材料定数である。各供試材料に対して定数A, B, n, A', B', n'を求めた結果をTable 2-5に示す。

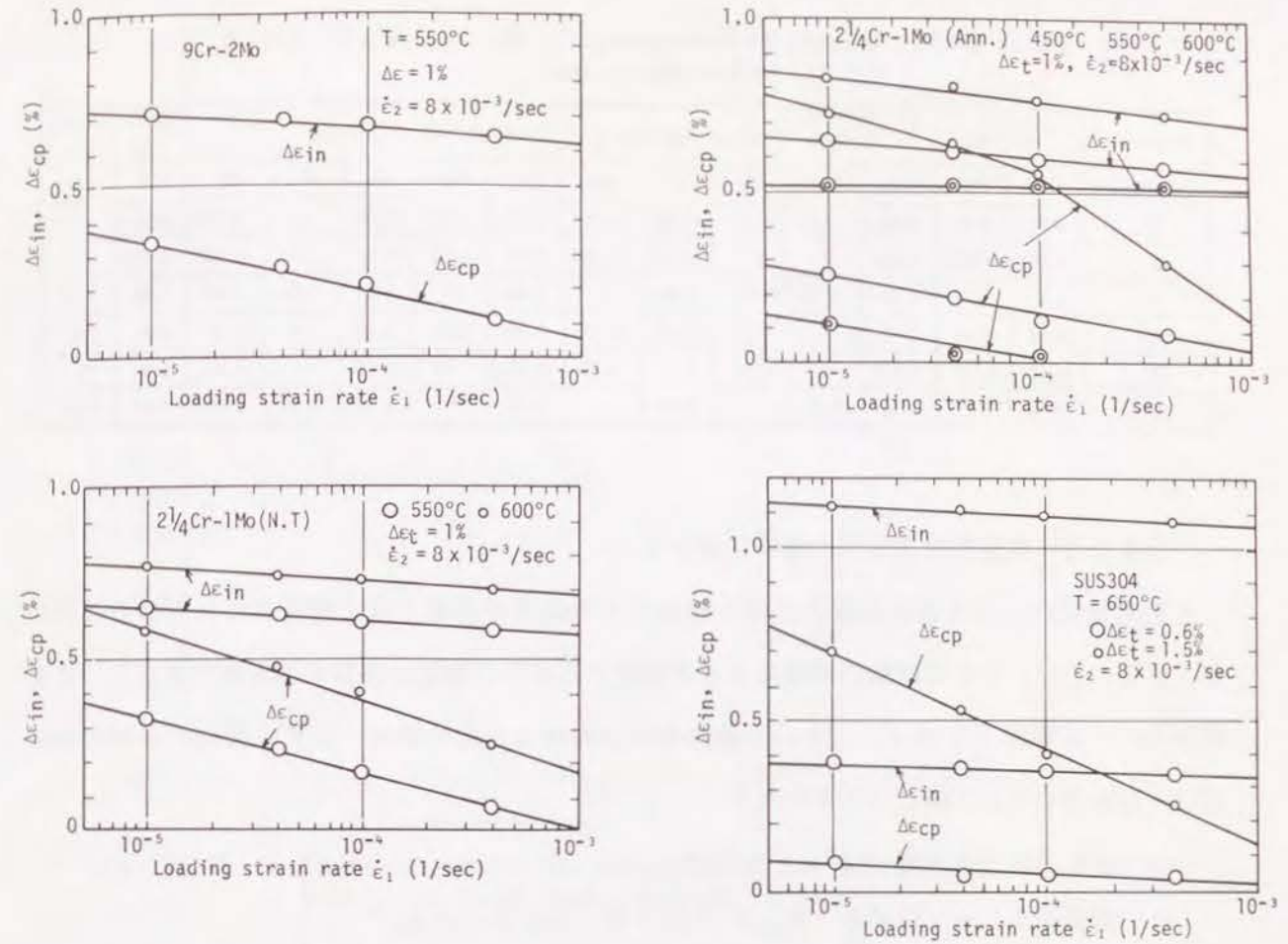


Fig. 2-21 Effect of loading strain rate $\dot{\epsilon}_1$ on $\Delta \epsilon_{in}$ and $\Delta \epsilon_{cp}$ in CP test

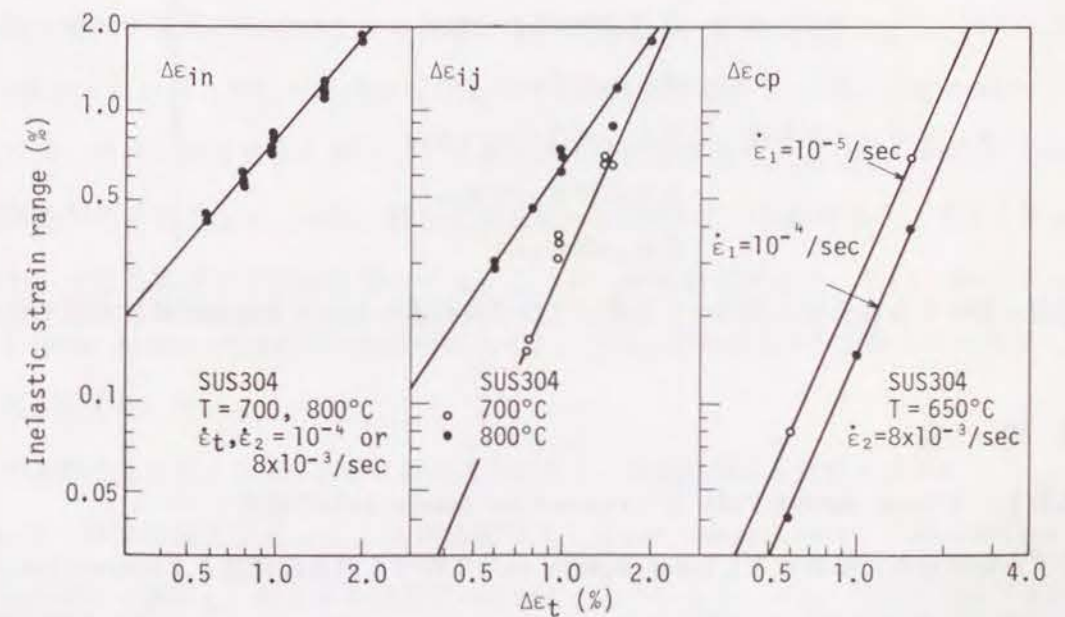


Fig. 2-22 Effect of total strain range $\Delta \epsilon_t$ on $\Delta \epsilon_{in}$ and $\Delta \epsilon_{ij}$

Table 2-5. Values of constants, A, B, n, A', B' and n' for the materials tested

Material	304			321	2 ¹ / ₄ Cr-1Mo (Ann.)			2 ¹ / ₄ Cr-1Mo(NT)		9Cr-2Mo		12%Cr (A)	12%Cr (B)	Alloy 800
	650	700	800	700	450	550	600	550	600	550	600	600	600	800
A	0.61	0.59	0.68	-	0.52	0.42	0.51	0.45	0.57	0.48	-	0.49	0.43	-
B	-0.016	-0.037	-0.031	-	0	-0.045	-0.065	-0.04	-0.04	-0.05	-	-0.056	-0.062	-
n	1.2	1.2	1.2	1.32	-	1.40	-	1.40	-	1.44	1.30	1.40	1.50	1.25
A'	-0.24	-0.46	0.49	-	-0.39	-0.29	-0.17	-0.48	-0.64	-0.37	-	0.43	-0.49	-
B'	-0.10	-0.30	-0.066	-	-0.10	-0.11	-0.18	-0.16	-0.20	-0.14	-	-0.22	0.23	-
n'	2.46	2.31	1.49	2.24	-	2.70	-	2.02	-	2.79	2.15	2.05	1.97	1.35

2.4.2.2 変形特性表示式の意味について

上記実験式(2-1)は高温非弾性変形の構成式との関係が明確でなく完成されたものではないが、PC, CP, CCの試験の種類によらず成立するという事実は注目すべき点である。この式から、一定温度下での(ε₁, ε₂)の組合せの非対称三角波の場合、ひずみ範囲の分割方法は式(2-1)を用いて以下のごとくとなる。

$$\Delta \varepsilon_{in} = (A + B \log \varepsilon) \Delta \varepsilon_t^n$$

$$\left. \begin{aligned} \text{引張側クリープひずみ } \varepsilon_{c1} &= (A' + B' \log \dot{\varepsilon}_1) \Delta \varepsilon_t^{n'} \\ \text{圧縮側クリープひずみ } \varepsilon_{c2} &= (A' + B' \log \dot{\varepsilon}_2) \Delta \varepsilon_t^{n'} \\ \varepsilon_{c1} > \varepsilon_{c2} \text{ ならば } \Delta \varepsilon_{pp} &= \Delta \varepsilon_{in} - \varepsilon_{c1} \\ &\Delta \varepsilon_{cp} = \varepsilon_{c1} - \varepsilon_{c2} \\ &\Delta \varepsilon_{cc} = \varepsilon_{c2} \\ \varepsilon_{c1} < \varepsilon_{c2} \text{ ならば } \Delta \varepsilon_{pp} &= \Delta \varepsilon_{in} - \varepsilon_{c2} \\ &\Delta \varepsilon_{pc} = \varepsilon_{c2} - \varepsilon_{c1} \\ &\Delta \varepsilon_{cc} = \varepsilon_{c1} \end{aligned} \right\} \text{----- (2-2)}$$

温度が変化する場合もに式(2-1)を用いてひずみ範囲の分割が方法論的には可能である。

2.5 考察

2.5.1 Linear damage rule と Interaction damage ruleの比較

ひずみ範囲分割法におけるLinear damage ruleに基づく寿命評価法とInteraction damage ruleに基づく寿命評価法の相違をFig. 2-23に示す。Mansonらはひずみ範囲分割法の初期の研究ではLinear damage ruleを用いていたが、後になってInteraction damage ruleの使用を推奨している¹⁾。

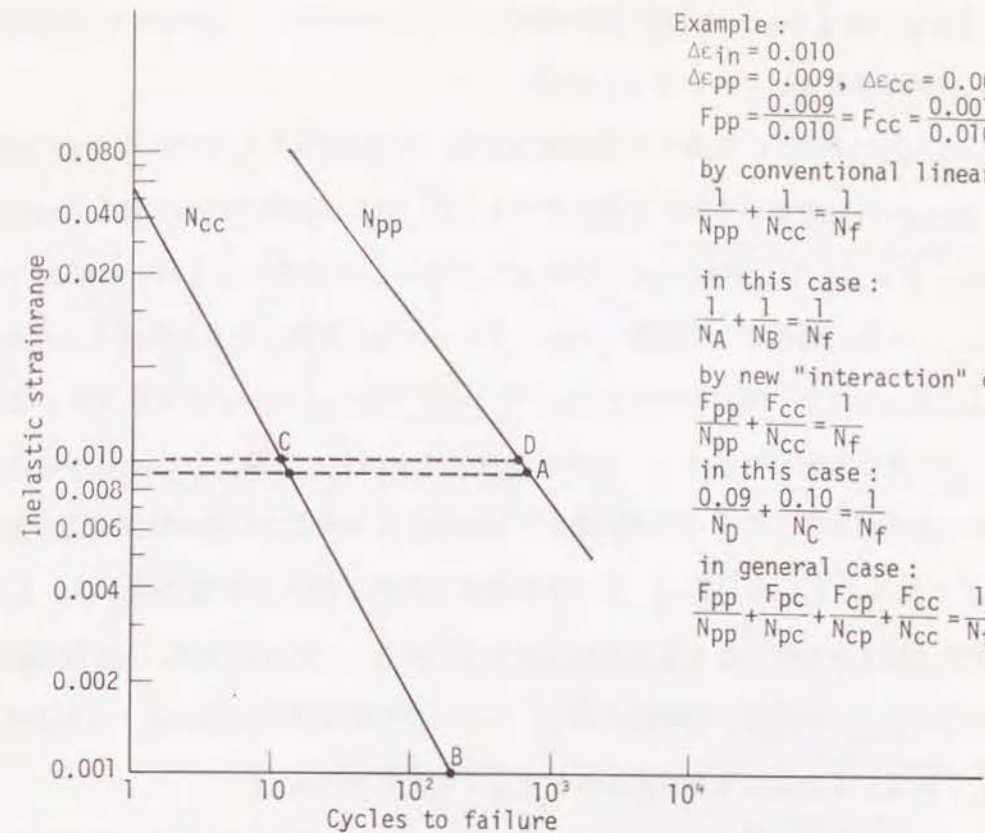


Fig. 2-23 Difference between two damage rules for determining life when two or more strainrange components are present¹⁾

Manson and Halford^{1,2)}によると彼らがLinear damage ruleよりもInteraction damage ruleを推奨する理由は次のとおり非常に単純である。すなわちFig. 2-24に示すように、4つのΔε_{ij}-N_{ij}特性が非常に接近しているか等しい場合Interaction damage ruleはΔε_{ij}-N_{ij}特性の傾きによらず正しい寿命を計算するのに対し、Linear damage ruleが正しい結果を与えるのはΔε_{ij}-N_{ij}特性の傾きが-1の場合でその他の場合は大きく誤った結果を与え、逆に各種波形の試験結果からΔε_{ij}-N_{ij}特性を求めると、Fig. 2-25に示すように、Linear damage ruleを用いた場合にはΔε_{ij}-N_{ij}特性の傾きが実際よりも大きくなる傾向にあると主張している。

そこで本節ではこのようなNASAの考え方に対し、実験結果から反証を試みた。

Fig. 2-26は本論文で行ったIJ試験結果をLinear damage ruleとInteraction damage ruleを用いて解析し、使用する損傷則の差がどのようにΔε_{ij}-N_{ij}特性に反映するか調べたものである。図から明らかなように両損傷則で求めたΔε_{ij}-N_{ij}特性は完全に一致しており、NASAの主張するような傾向は認められない。逆にFig. 2-26の結果は非対称三角

Example :
 $\Delta \varepsilon_{in} = 0.010$
 $\Delta \varepsilon_{pp} = 0.009, \Delta \varepsilon_{cc} = 0.001$
 $F_{pp} = \frac{0.009}{0.010} = F_{cc} = \frac{0.001}{0.010} = 0.1$
 by conventional linear damage rule :
 $\frac{1}{N_{pp}} + \frac{1}{N_{cc}} = \frac{1}{N_f}$
 in this case :
 $\frac{1}{N_A} + \frac{1}{N_B} = \frac{1}{N_f}$
 by new "interaction" damage rule :
 $\frac{F_{pp}}{N_{pp}} + \frac{F_{cc}}{N_{cc}} = \frac{1}{N_f}$
 in this case :
 $\frac{0.09}{N_D} + \frac{0.10}{N_C} = \frac{1}{N_f}$
 in general case :
 $\frac{F_{pp}}{N_{pp}} + \frac{F_{pc}}{N_{pc}} + \frac{F_{cp}}{N_{cp}} + \frac{F_{cc}}{N_{cc}} = \frac{1}{N_f}$

波を用いた I J 試験では Linear damage rule を用いても Interaction damage rule を用いても $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性に差はないことを示している。

一方, Fig. 2-27 は第 1 章の引張ひずみ保持台形波の試験結果を Linear damage rule と Interaction damage rule を用いて解析したものであるが, 台形波試験の場合には Linear damage rule で求めた $\Delta \epsilon_{op} - N_{op}$ 特性の傾きが水平に近くなるのに対し, Interaction damage rule で求めた $\Delta \epsilon_{op} - N_{op}$ 特性は I J 試験で求めた $\Delta \epsilon_{op} - N_{op}$ 特性の傾きとほぼ等しくなる。この事実は一見 Interaction damage rule の方が Linear damage rule よりも好ましいとの印象を与えるが, 第 1 章で考察したように, 引張保持台形波を用いた試験では $\Delta \epsilon_{in}$ 中に占める $\Delta \epsilon_{op}$ の割合が小さいために, クリープの影響よりも動的ひずみ時効や大気雰囲気などの他の因子の影響が大きくなることから, Fig. 2-27 の場合は大気雰囲気の影響が著しく,むしろ $\Delta \epsilon_{op} - N_{op}$ 特性は傾きが水平となる方が真実に近いと言える。換言すれば, 台形波試験結果を Interaction damage rule を用いて解析すると, クリープの影響以外の他の因子の影響をクリープの影響として処理することになり重要な誤りを冒すおそれがある。

上述の結果より Manson and Halford が示すような $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性がすべて一致するケースは稀であることを考慮すると, 真の $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性が明らかでそれをベースとして寿命を計算する場合には損傷則として Linear damage rule を用いても Interaction damage rule を用いても大きな差はなく問題ないと言える。しかし, 逆の場合で, 実験により $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性を評価する場合には, どちらの損傷則を用いるかという問題よりもどのようなひずみ波形を使用するかという問題の方が基本的に重要である。本論文で採用した加速試験方法は上述の観点からは問題のない方法であることがわかる。

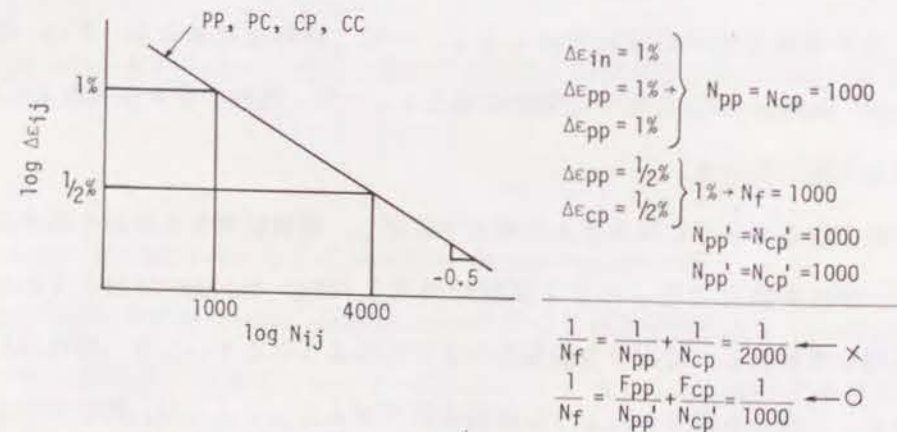


Fig. 2-24 Comparison in life predicted between conventional linear damage rule and interaction damage rule in the case that all partitioned life relations coincide

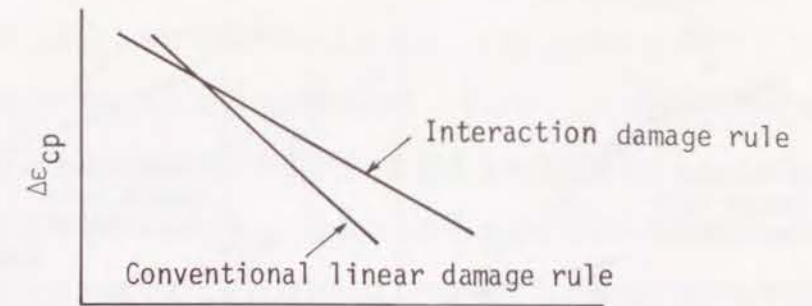


Fig. 2-25 Comparison in slopes of $\Delta \epsilon_{cp} - N_{cp}$ relations determined by using two damage rules

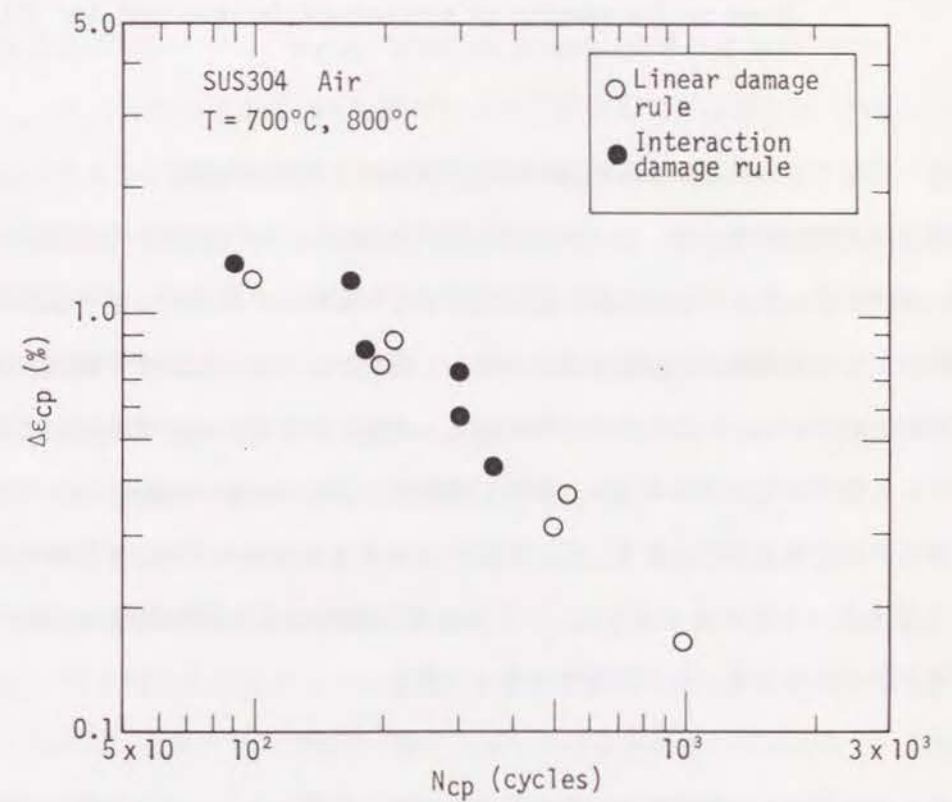


Fig. 2-26 Partitioned strain-life relations $\Delta \epsilon_{cp} - N_{cp}$ relations determined by using both linear damage rule and interaction damage rule based on the I J test results for SUS304 steel at 700°C and 800°C in air

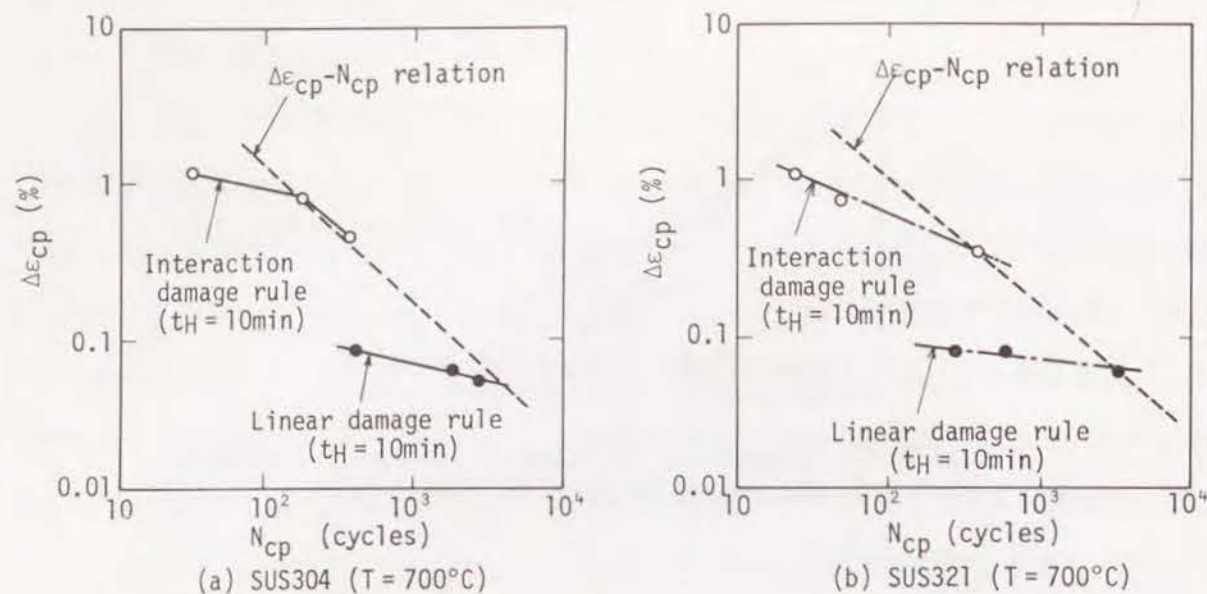


Fig. 2-27 Partitioned strain-life relations determined by two damage rules based on the results of strain-hold fatigue test for SUS304 and SUS321 steels at 700°C in air

2.5.2 文献でみられるひずみ範囲分割法の使用例とその問題点

これまでの考察の結果より、ひずみ範囲分割法の適用については細かな注意が必要であり、とくにオーステナイト系ステンレス鋼の実用温度域を対象にした場合やひずみ保持台形波を用いた試験結果に対しては再検討が必要と思われる。実際にこのようなひずみ範囲分割法の誤用例は数多く報告されている。これらのうちのほとんどはひずみ保持台形波を用いてオーステナイト系ステンレス鋼溶体化処理材の $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性を Interaction damage rule で求めている。また、単に PP 試験と PC, CP, CC 試験のヒステリシスループのひずみ幅を比較して、ひずみ範囲分割を行ったものもある¹⁹⁾。このような場合にはひずみ範囲分割法の有効性に否定的な結論が得られており、十分留意すべき点である。

2.5.3 大気雰囲気の影響および動的ひずみ時効の影響とクリープの影響の分離について

第1章および本章で得られた結果より大気雰囲気の影響および動的ひずみ時効の影響とクリープの影響をいかに分離し、これらの影響をいかに定量的に表示するかが重要な課題であることが明らかとなった。

大気雰囲気の影響を実験的に分離するためにはまず真空雰囲気での試験を行い、真空中の特性把握を行う必要がある。そこで本論文では第3章および第4章で $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性に及ぼす大

気雰囲気効果を検討し、第5章で完全真空中の DN-SRP Life Relations を求めた。

次に動的ひずみ時効の影響とクリープの影響の分離については、長時間時効処理材の $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性を基準にする方法とより高温で得られた $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性を基準にする方法が考えられる。しかし SUS321 のように長時間時効処理によって $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性が改善されることを考慮すると、前者の方法では動的ひずみ時効の影響を過大に見積もることとなり、一方高温では大気酸化の影響を受けて $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性が劣化することを考慮すると後者の方法では動的ひずみ時効の影響を過小に評価することになる。したがってこの場合にも大気雰囲気の影響の定量化が前提となることが理解される。

2.6 結 言

本章ではひずみ範囲分割概念に基づく材料の高温クリープ疲労特性の迅速評価試験技術を検討し、以下の結果を得た。

- (1) $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性の迅速評価に有効なひずみ波形として両振非対称三角波を用いた I J 試験と称する加速試験法を提案し、その長所と有用性を明らかにした。
- (2) I J 試験では、非弾性ひずみ範囲 $\Delta \varepsilon_{in}$ に含まれる $\Delta \varepsilon_{ij}$ の値が比較的容易に決定できること、および一定周期の1サイクルに生じる $\Delta \varepsilon_{ij}$ の値を温度、全ひずみ範囲を変化させることにより小さい値から大きい値まで広い範囲にわたって変化させることができる。
- (3) I J 試験条件は、 $\Delta \varepsilon_{in}$ に占める $\Delta \varepsilon_{ij}$ の値が十分大きくなるように選定する必要がある。本章では I J 試験条件の具体的決定方法を明らかにした。
- (4) $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性の決定に際しては Linear Damage Rule を採用した。本章で提案した I J 試験法によれば、Linear Damage Rule を用いても Interaction Damage Rule を用いても得られる $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性には差がないことを明らかにした。
- (5) しかしながら、通常クリープ疲労の研究に用いられる台形波ひずみを用いた試験結果を解析した場合、Interaction Damage Rule を用いると、動的ひずみ時効や大気雰囲気の影響による寿命低下をクリープの影響によるものと誤る恐れがあり、 $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性の決定に際しては Linear Damage Rule を用いた方がよい。
- (6) 本章で提案した I J 試験によれば(5)のような事態は回避できる。
- (7) 動的ひずみ時効の影響とクリープの影響を分離するには長時間時効材を用いるかあるいはより高温での試験を行う必要がある。

第3章 SUS304鋼の高温クリープ疲労特性に及ぼす 大気雰囲気の影響

3.1 緒 言

第1章では650°C以上の高温での非対称三角波を用いた試験によりSUS304鋼およびSUS321鋼の $\Delta \varepsilon_{pp} - N_{pp}$, $\Delta \varepsilon_{op} - N_{op}$ 特性を求め、第2章では非対称三角波を用いて $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性を求める加速クリープ疲労試験方法を提案した。しかしながら、高温になると動的ひずみ時効が抑制されクリープ変形が大きくなる反面、大気雰囲気（高温酸化）の影響も大きくなるので、高温大気中で得られた $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性をより低温での寿命推定に使う場合には $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性に及ぼす高温酸化の影響を定量的に把握することが重要である。

本章ではこのような目的のためにオーステナイト系ステンレス鋼SUS304鋼の $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性を大気中と真空中で求め、高温クリープ疲労特性に及ぼす大気雰囲気の影響について検討を加えた。

3.2 試 験

供試材はTable 3-1にその化学組成を示すオーステナイト系ステンレス鋼SUS304で、日本材料学会の高温熱疲労小委の共通試験¹⁾に提供した材料と同一のものである。直径28mm長さ400mmの丸棒に鍛伸後溶体化処理(1100°C×30min, 水冷)を施したのち試験に供した。Table 3-2に機械的性質(引張およびクリープ破断試験結果)を示す¹⁾。高温疲労試験片は直径10mm, 平行部30mm(GL=25mm)の中実丸棒試験片で、試験片表面は試験前に400番エメリー紙で軸方向に仕上げ機械加工による条痕を除去して供試した。

Table 3-1. Chemical compositions (wt.%)

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
0.07	0.74	1.71	0.025	0.004	0.04	9.22	19.04	0.05

Table 3-2. Mechanical properties

Temperature (°C)	Tensile properties				Creep rupture properties				
	0.2% proof stress $\sigma_{0.2}$ (kgf/mm ²)	Tensile strength σ_B (kgf/mm ²)	Elongation δ_e (%)	Reduction of area ψ_e (%)	Stress (kgf/mm ²)	Minimum creep rate (%/hr)	Rupture time t_r (hr)	Elongation δ_c (%)	Reduction of area ψ_c (%)
RT	22.7	59.0	66.9	79.8	-	-	-	-	-
700	10.3	25.5	58.0	75.1	9	0.0159	1139	51.2	51.1
					10	0.0602	422	44.5	51.1
					11	0.126	233	54.0	58.0
					13.5	0.827	43.5	69.4	68.7

Table 3-3. Performance of high temperature low-cycle fatigue testing machine

Environment	Air, He Vacuum (10^{-5} – 10^{-6} mmHg)
Test temperature	RT–1000°C
Capacity	Static 10 tf Dynamic ± 7.5 tf
Maximum stroke of actuator	125mm
Maximum frequency of actuator	7.5Hz (full load ± 0.5 mm amplitude)
Control system	Electrohydraulic servo control
Controlled variables	<ul style="list-style-type: none"> • Load • Stroke • Strain ① Axial strain or diametral one by diametral extensometer and strain computer ② Axial strain by axial extensometer <ul style="list-style-type: none"> • Temperature
Heating device	Induction heater (5kW 250–650kc)
(Material test) chamber	Double wall water jacketed stainless steel vertical chamber

Fig. 3-1は本章での大気雰囲気効果の検討のために設置した真空チャンバー付高温疲労試験装置の外観を示したものであり、Table 3-3にその性能をまとめて示す。真空チャンバーの到達可能な真空度は 5×10^{-6} mmHg以下である。試験片の加熱には高周波誘導加熱装置が用いられており、ひずみ波形の制御はデジタル関数発生器で行えるようになっている。

本章で実施した試験条件をTable 3-4に示す。第2章で提案した4種類の試験PP, PC, CPおよびCC試験を温度700°Cおよび800°Cにおいて大気中と真空中 ($< 5 \times 10^{-6}$ mmHg)で実施した。ひずみ速度としては非常に速くて材料にクリープ変形が生じないひずみ速度として $8 \times 10^{-3} \text{sec}^{-1}$ を、温度700°C, 800°Cでは十分大きなクリープ変形が得られるひずみ速度として 10^{-4}sec^{-1} を選んだ。

本章で行った試験方法(非弾性ひずみ範囲の分割方法, $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性の求め方)はすべて第2章で提案した加速試験方法によった。疲労寿命 N_f は引張荷重が50%低下する繰返し数として求めた。疲労試験後、き裂の発生および進展状況を調べるため、試験片軸を含む縦断面のミクロ組織を光学顕微鏡により調べ、一部破面のSEM観察を行った。

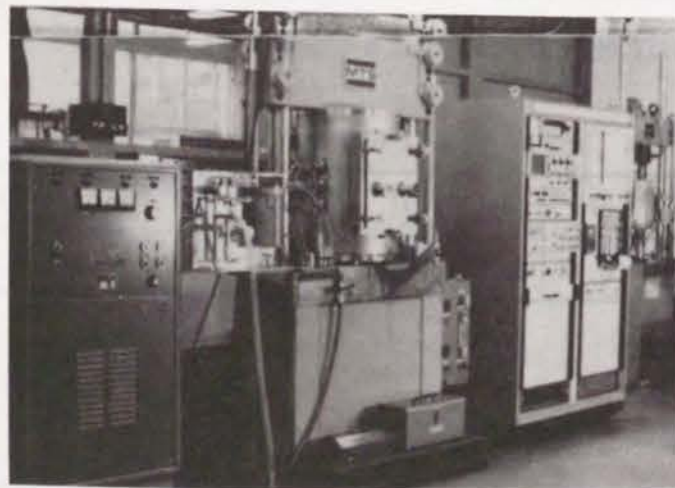


Fig. 3-1 High temperature low-cycle fatigue testing machine with a vacuum test chamber and an induction heater

Table 3-4. High temperature low-cycle fatigue test conditions

Type of test	Strain-wave form	Environment	Temperature T (°C)	Loading strain rate $\dot{\epsilon}_1$ (1/sec)	Unloading strain rate $\dot{\epsilon}_2$ (1/sec)	Type of inelastic strain range imposed	Total strain range $\Delta \epsilon_i$ (%)
PP	Fully reversed triangular	Air, Vacuum	700, 800	8×10^{-3}	8×10^{-3}	$\Delta \epsilon_{pp}$	2.0~0.3
PC				8×10^{-3}	10^{-4}	$\Delta \epsilon_{pp} + \Delta \epsilon_{pc}$	1.5~0.6
CP				10^{-4}	8×10^{-3}	$\Delta \epsilon_{pp} + \Delta \epsilon_{cp}$	1.5~0.6
CC				10^{-4}	10^{-4}	$\Delta \epsilon_{pp} + \Delta \epsilon_{cc}$	2.0~0.6

3.3 試験結果

3.3.1 $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性

Fig. 3-2~Fig. 3-5にPP, PC, CPおよびCCの各試験により得られた $\Delta \epsilon_{pp} - N_{pp}$, $\Delta \epsilon_{pc} - N_{pc}$, $\Delta \epsilon_{cp} - N_{cp}$ および $\Delta \epsilon_{cc} - N_{cc}$ 特性を示す。

Fig. 3-2から明らかなように $\Delta \epsilon_{pp} - N_{pp}$ 特性は大気中と真空中とで大きく異なるが、700°Cと800°Cの両温度であまり変わらない。大気中に比べ真空中の疲労寿命は約4倍長く、 $\Delta \epsilon_{pp} - N_{pp}$ 特性は大気雰囲気の影響を受けやすい特性であることがわかる。

Fig. 3-3の $\Delta \varepsilon_{pc} - N_{pc}$ 特性については $\Delta \varepsilon_{pp} - N_{pp}$ 特性の場合に比べ実験点が少なく、かつデータにばらつきが認められたが、定性的にはすべての実験点が両対数グラフ上でほぼ一本の直線上に載る傾向にある。また、 $\Delta \varepsilon_{pp} - N_{pp}$ 特性に認められたような著しく大きい大気雰囲気の影響は認められず大気中のデータと比較して真空中のデータはむしろ短寿命側にある。これから $\Delta \varepsilon_{pc} - N_{pc}$ 特性は温度および大気雰囲気の影響を受けにくい特性であると言える。

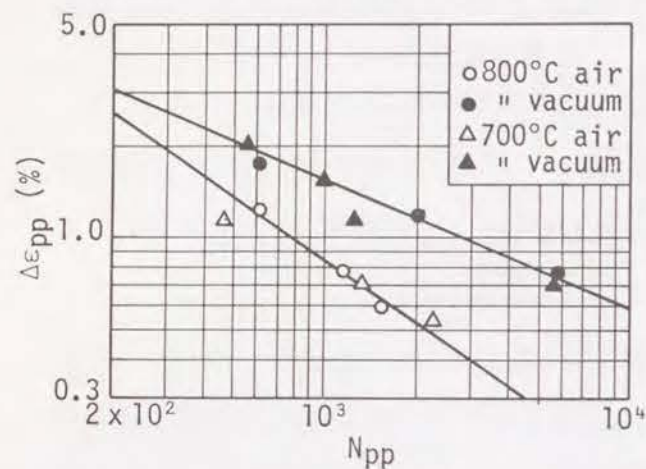


Fig. 3-2 Partitioned strain-life relation $\Delta \varepsilon_{pp} - N_{pp}$ at 700 and 800°C in air and vacuum

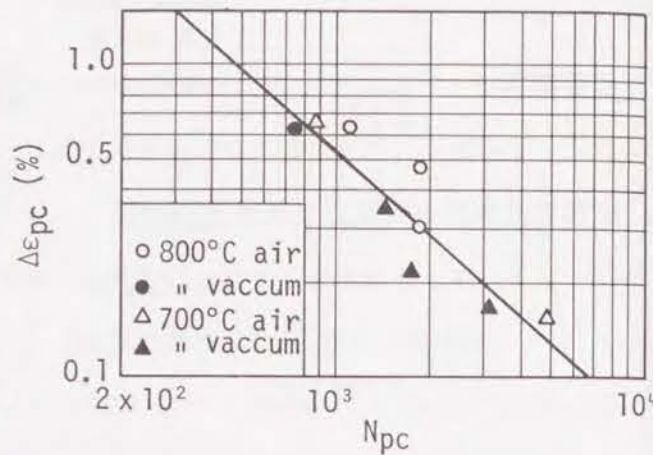


Fig. 3-3 Partitioned strain-life relation $\Delta \varepsilon_{pc} - N_{pc}$ at 700 and 800°C in air and vacuum

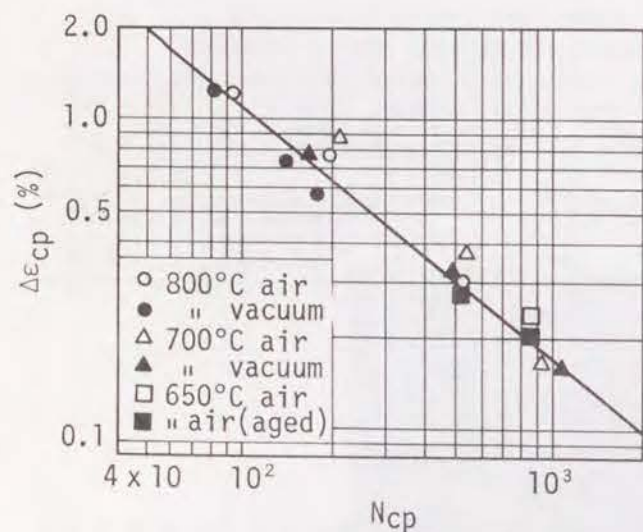


Fig. 3-4 Partitioned strain-life relation $\Delta \varepsilon_{cp} - N_{cp}$ at 700 and 800°C in air and vacuum (Data at 650°C are cited from chapter 2)

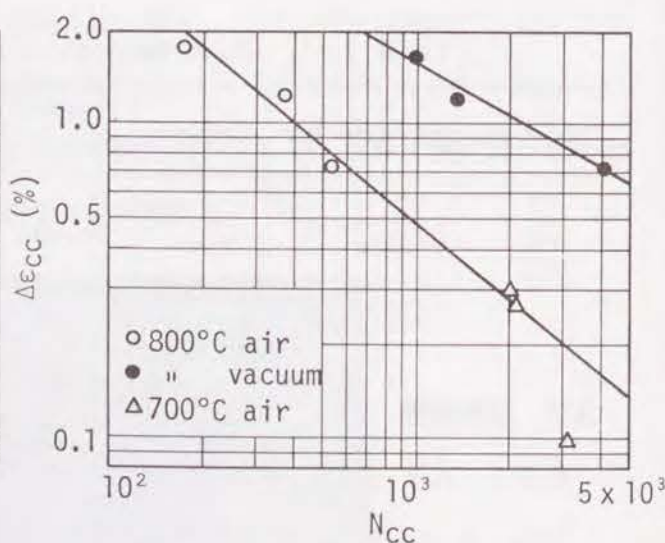


Fig. 3-5 Partitioned strain-life relation $\Delta \varepsilon_{cc} - N_{cc}$ at 700 and 800°C in air and vacuum

Fig. 3-4の $\Delta \varepsilon_{cp} - N_{cp}$ 特性についてみると大気中および真空中におけるすべての実験点が両対数グラフ上で一本の直線上に載り、ばらつきも小さい。Fig. 3-4中には第1章のロッドが異なるSUS304鋼の溶体化処理材および長時間時効材(650°C×1000hr)の温度650°Cで求めた $\Delta \varepsilon_{cp} - N_{cp}$ 特性データも引用されているが、今回のデータはこれらとも完全に一致している。このことから、温度650°C~800°Cの範囲においてSUS304鋼の $\Delta \varepsilon_{cp} - N_{cp}$ 特性は変わらず、かつ $\Delta \varepsilon_{cp} - N_{cp}$ 特性に及ぼす大気雰囲気の影響はないことが結論される。Fig. 3-5の $\Delta \varepsilon_{cc} - N_{cc}$ 特性については、実験点が少なく真空中での温度の影響は調べられていないが、 $\Delta \varepsilon_{pp} - N_{pp}$ 特性の場合と同様に大気雰囲気の影響が歴然としており、真空中の疲労寿命は大気中の疲労寿命の約5倍である。温度の影響は大気中のデータからみて他の特性の場合と同様に小さく真空中の場合も温度の影響は小さいものと考えられる。

全体的にみて引張側と圧縮側の変形モードが等しい場合の疲労特性($\Delta \varepsilon_{pp} - N_{pp}$, $\Delta \varepsilon_{cc} - N_{cc}$ 特性)には大気雰囲気の影響が顕著であり、引張側と圧縮側で変形モードが異なる疲労特性($\Delta \varepsilon_{pc} - N_{pc}$, $\Delta \varepsilon_{cp} - N_{cp}$ 特性)には大気雰囲気の影響は認められない。

Fig. 3-6は大気中および真空中におけるSUS304鋼の $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性を相互に比較したものである。大気中および真空中の各特性を通じて $\Delta \varepsilon_{cp} - N_{cp}$ 特性が最も低寿命側にあり、SUS304鋼の場合、真空中、大気中を問わず $\Delta \varepsilon_{cp}$ タイプのひずみの繰返しが最も致命的となる。このことはMansonらが報告しているType 316鋼についての結果と一致するものであり、オーステナイト系ステンレス鋼の一般的な性質と言える。また、Fig. 3-6から大気中の $\Delta \varepsilon_{pc} - N_{pc}$ 特性と $\Delta \varepsilon_{cc} - N_{cc}$ 特性の差および真空中の $\Delta \varepsilon_{pp} - N_{pp}$ 特性と $\Delta \varepsilon_{cc} - N_{cc}$ 特性の差はあまり大きくないことがわかる。

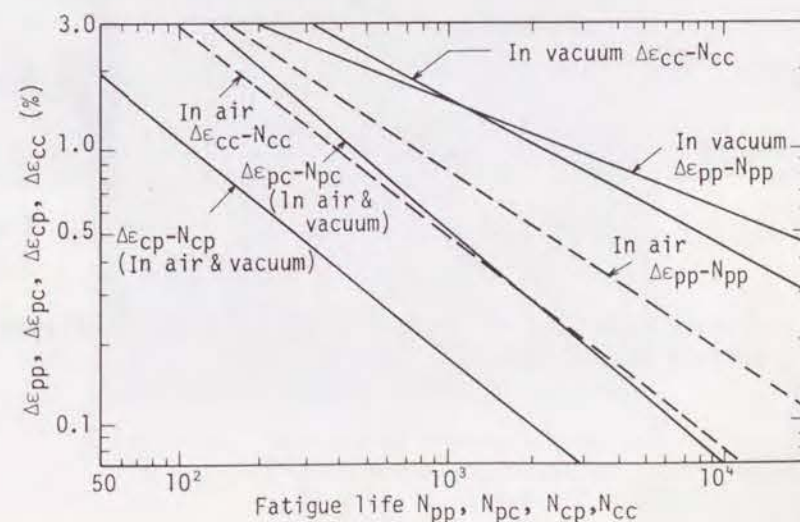


Fig. 3-6 Summary of partitioned strain-life relations in air and vacuum

3.3.2 き裂の発生および進展状況

PP, PC, CPおよびCCの各試験における破面を目視した結果, PP試験およびCC試験においてはき裂は試験片の表面に発生し, これが試験片軸方向とほぼ直角に進展し破断に至る傾向にあり, 一方, PC試験とCP試験ではPP, CC試験とは様相の異なるき裂の発生および進展状況が観察された. すなわち, PC試験においては表面にき裂は発生するが, き裂の進展よりも $\Delta\varepsilon_{pp}$ の繰返しによる引張ひずみの蓄積が大きくなり, 引張破断に近い状況を呈し, 破断部はネッキングを生じていた. また, CP試験ではき裂の発生点は明確でなく破面には凹凸が認められ, き裂の進展が粒界的であることが容易に推測された.

Fig. 3-7は試験片の表面に発生した二次き裂の進展状況例を示したものであり, Fig. 3-8は試験片中央部の破面近傍の縦断面のマイクロ組織を示したものである.

PP試験およびCC試験の場合にはFig. 3-8に示すように真空中の場合は大気中の場合と異なって, き裂先端の酸化が極めて少ない. また, Fig. 3-8に示すように, 試験片中心部にはき裂の発生は認められない. PC試験の場合には破面近傍は大きな引張塑性変形を受けており, 介在物が軸方向に長く伸びている. SEM観察の結果破面にディンプルが多数認められた. CP試験の場合は大気中, 真空中を問わず試験後の試験片の表面から内部にかけて断面全体に無数の粒界き裂の発生が認められることが特徴である. Fig. 3-9は破面のSEM写真であり, 粒界破面が試験後の破面全体にわたって認められ, Fig. 3-8の断面写真中に認められる粒界き裂が互いに連絡して最終の破面が形成されたことが明らかである.

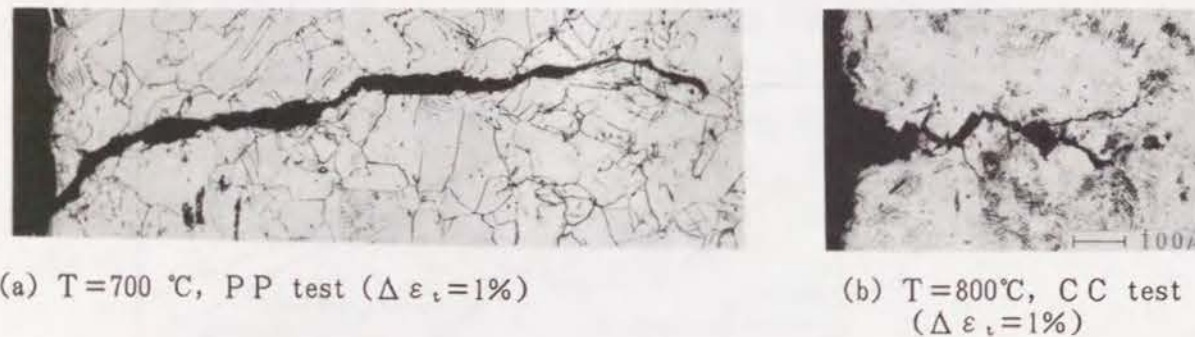


Fig. 3-7 Growth behaviors of secondary fatigue cracks initiated at the specimen surface in PP and CC test in vacuum

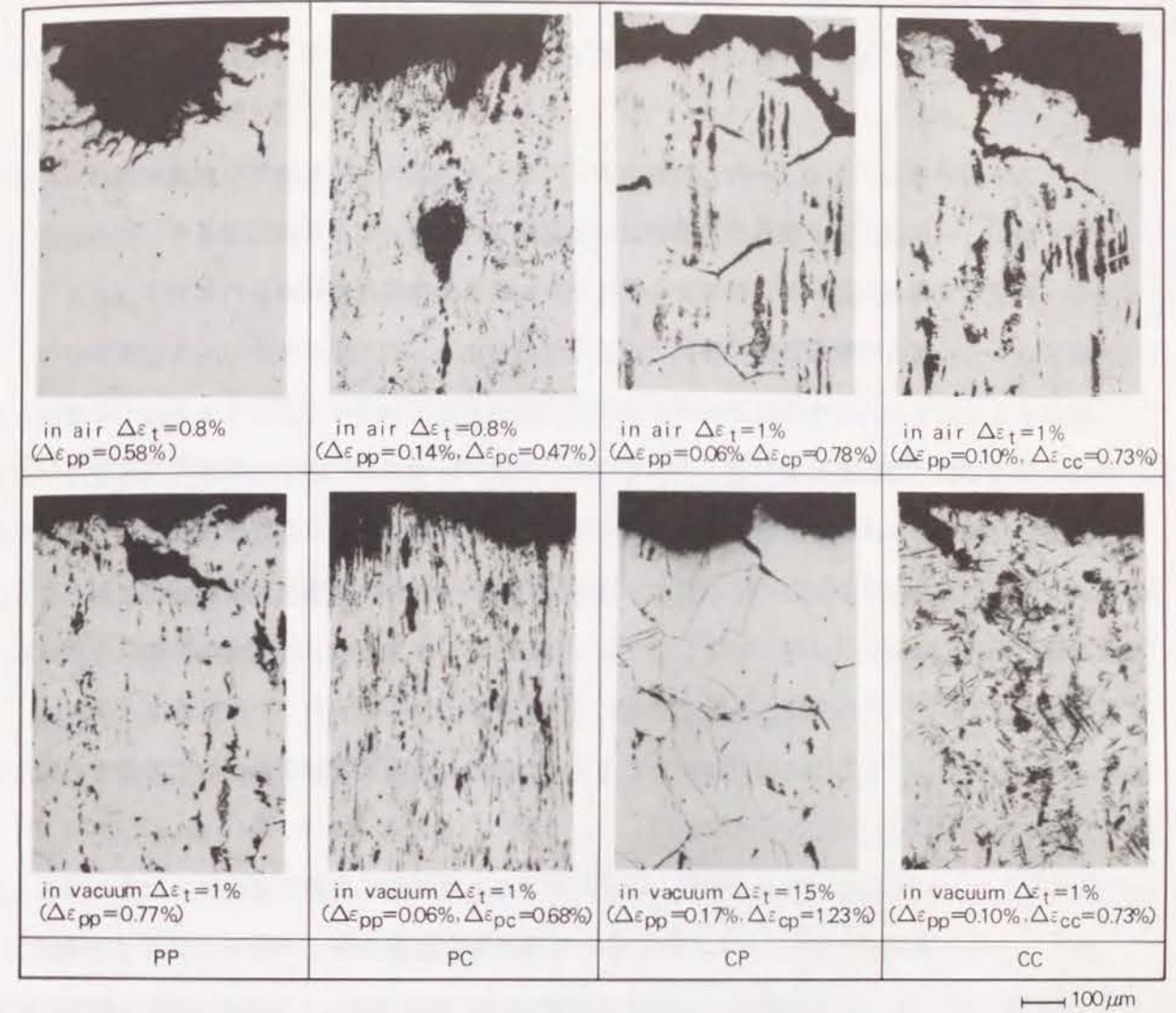


Fig. 3-8 Microphotographs obtained in the center of specimen near the fracture surface ($T=800^{\circ}\text{C}$)

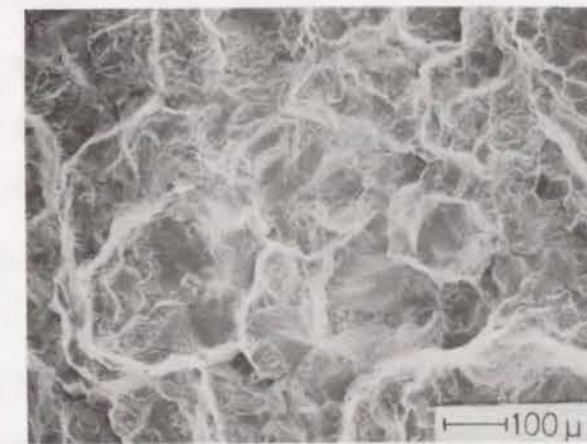


Fig. 3-9 An SEM photograph of the fracture surface obtained in CP test in vacuum ($T=700^{\circ}\text{C}$, $\Delta\varepsilon_t=1\%$, $N_f=484$, $\Delta\varepsilon_{pp}=0.42\%$, $\Delta\varepsilon_{cp}=0.33\%$)

3.4 考 察

上述の結果より、 $\Delta \varepsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性に及ぼす大気雰囲気の影響として次の興味ある点が明らかとなった。

- (1) $\Delta \varepsilon_{pp}-N_{pp}$, $\Delta \varepsilon_{cc}-N_{cc}$ 特性に対して著しく大きな大気雰囲気の影響が認められる。
- (2) $\Delta \varepsilon_{pc}-N_{pc}$, $\Delta \varepsilon_{cp}-N_{cp}$ 特性は大気雰囲気の影響に対して鈍感である。
- (3) 真空中では $\Delta \varepsilon_{pp}-N_{pp}$ 特性と $\Delta \varepsilon_{cc}-N_{cc}$ 特性の間に差が認められない。
- (4) $\Delta \varepsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性は温度の影響に対して鈍感である。

このような結果は、得られたデータをひずみ範囲分割法で解決することによりはじめて明らかになったのであって、これまで報告されている三角波²⁾、台形波³⁾および非対称三角波⁴⁾⁵⁾による雰囲気効果やクリープの影響の検討結果にみられるように得られた結果をそのまま力学的な関係式で表示しようとする方向では把握できなかった事実であり、雰囲気効果の解析に対してもひずみ範囲分割法の概念が有用であることを示している。すなわち、雰囲気の影響についても、繰返し作用するひずみの種類との関連で考える必要がある。

以下においては、上述の各項目についてその原因とその示唆する事柄について考察を加えた。

3.4.1 $\Delta \varepsilon_{pp}-N_{pp}$, $\Delta \varepsilon_{cc}-N_{cc}$ 特性に対する大気雰囲気効果の存在について

$\Delta \varepsilon_{pp}-N_{pp}$ および $\Delta \varepsilon_{cc}-N_{cc}$ 特性が大気雰囲気の影響を著しく受け大気中の寿命の $1/4 \sim 1/5$ となる事実は、PP試験あるいはCC試験において粒内あるいは粒界き裂の発生がまず試験片の表面から起りこれがき裂となって進展するというき裂進展形態の観察結果により定性的に説明される。すなわち、 $\Delta \varepsilon_{pp}$ あるいは $\Delta \varepsilon_{cc}$ のように引張と圧縮のひずみが同一種類でかつreversibleである場合、微視的にみて三軸応力状態の試験片内部よりも二軸応力状態の試験片表面で損傷が大となるため、き裂は表面から発生進展することにより、発生および進展の過程でき裂は常に大気雰囲気の影響を受けることになる。したがって、大気雰囲気の影響により損傷を受ける場所とひずみの繰返しにより損傷が大となる場所(き裂の先端)とが疲労過程に一致しているとき、大気雰囲気の影響が顕著となる。

これまで高温疲労に対する大気雰囲気の影響について数多くの研究がなされてきたが⁶⁾、その多くが $\Delta \varepsilon_{pp}$ あるいは $\Delta \varepsilon_{pp}+\Delta \varepsilon_{cc}$ タイプのひずみの繰返しに対して得られており、大きな雰囲気効果が観察されているのは本章の結果からみて当然といえる。

また、Coffin and Solomonが実施したようなき裂進展試験による雰囲気効果の検討⁷⁾も、

$\Delta \varepsilon_{pp}$ あるいは $\Delta \varepsilon_{pp}+\Delta \varepsilon_{cc}$ タイプのひずみの繰返しに対して有効であるといえる。しかし、次に述べるように、 $\Delta \varepsilon_{pc}$ あるいは $\Delta \varepsilon_{cp}$ タイプのひずみの繰返しに対してき裂進展試験により雰囲気効果を検討することは必ずしも一般的でない。

3.4.2 $\Delta \varepsilon_{pc}-N_{pc}$, $\Delta \varepsilon_{cp}-N_{cp}$ 特性が大気雰囲気の影響を受けにくい原因について

$\Delta \varepsilon_{pc}-N_{pc}$, $\Delta \varepsilon_{cp}-N_{cp}$ 特性が大気雰囲気の影響に対して鈍感である原因についてもき裂の発生進展および破断状況の点から説明することができる。すなわち $\Delta \varepsilon_{pc}-N_{pc}$ 特性についてはPC試験での試験片の破断がほとんど引張破断であるためであり、 $\Delta \varepsilon_{cp}-N_{cp}$ 特性についてはFig. 3-8およびFig. 3-9に示したように、大気雰囲気の影響の及ばない試験片内部での粒界き裂の発生とその連結が疲労寿命を支配しているためである。

$\Delta \varepsilon_{pc}$ あるいは $\Delta \varepsilon_{cp}$ となるひずみの繰返しに対して引張破断あるいは粒界き裂の連結現象が認められるのは、Manson⁸⁾が述べているように、 $\Delta \varepsilon_{pc}$, $\Delta \varepsilon_{cp}$ なるひずみは引張と圧縮で変形モードが異なり、したがってirreversible strainであるため“Internal ratcheting”現象で $\Delta \varepsilon_{pc}$ の場合引張側plastic flow strain, 圧縮側creep, $\Delta \varepsilon_{cp}$ の場合引張側creep strain, 圧縮側plastic flow strainがそれぞれ蓄積され、引張側の変形の蓄積に対する破壊抵抗性が圧縮側のそれを下回ったためと考えられる。また、この程度は材料およびひずみの種類によって異なり、SUS304鋼の $\Delta \varepsilon_{cp}$ の場合、特にその程度が著しかったと言える。

$\Delta \varepsilon_{pc}$ あるいは $\Delta \varepsilon_{cp}$ が繰返される場合、大気雰囲気の影響が及ぶ場所とは別の場所で損傷が大きくなるので、 $\Delta \varepsilon_{pc}-N_{pc}$, $\Delta \varepsilon_{cp}-N_{cp}$ 特性は大気雰囲気の影響とひずみの繰返しによる損傷がき裂先端という同一箇所に同時に重畳されるき裂進展試験では把握できない特性であることに注意が必要であることがわかった。

3.4.3 真空中における $\Delta \varepsilon_{pp}-N_{pp}$ および $\Delta \varepsilon_{cc}-N_{cc}$ 特性

真空中では $\Delta \varepsilon_{pp}-N_{pp}$ 特性と $\Delta \varepsilon_{cc}-N_{cc}$ 特性の間に差が認められない事実は、Table 3-2に示すように高温での引張破断絞り ϕ_p とクリープ破断絞り ϕ_c がほぼ等しいことに原因があると思われる。第3.4.1節で考察したように $\Delta \varepsilon_{pp}-N_{pp}$, $\Delta \varepsilon_{cc}-N_{cc}$ 特性は試験片の表面からき裂の発生寿命とその進展寿命の和で支配されることから、 $\Delta \varepsilon_{pp}-N_{pp}$ 特性と同様 $\Delta \varepsilon_{cc}-N_{cc}$ 特性に対してもManson-Coffin式が成立し、かつ、真空中では大気雰囲気の影響が小さいので、室温で成立することが一般に認められているUniversal slopes式が高温で

成立すると考えられる。すなわち、

$$\left. \begin{aligned} \Delta \varepsilon_{pp} &= D_p^{0.6} N_{pp}^{-0.6} \quad (D_p = -\ln(1 - \phi_p)) \\ \Delta \varepsilon_{cc} &= D_c^{0.6} N_{cc}^{-0.6} \quad (D_c = -\ln(1 - \phi_c)) \end{aligned} \right\} \text{----- (3-1)}$$

式(3-1)と実験結果の比較を Fig. 3-10に示す。

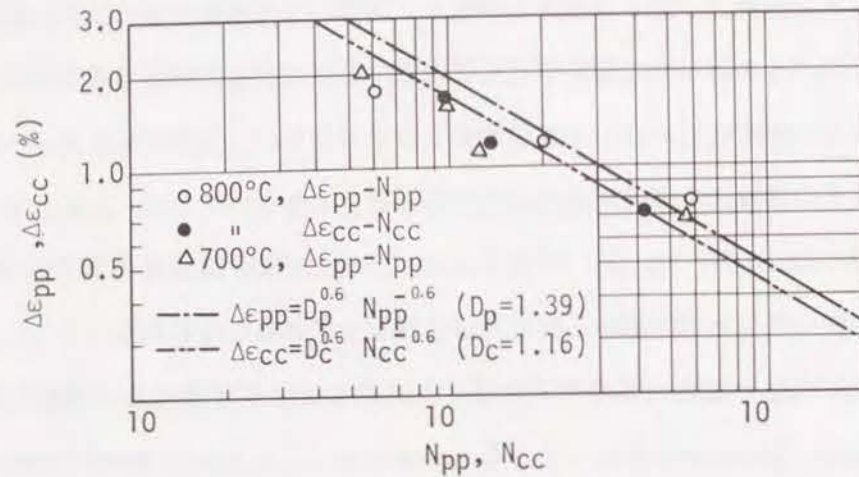


Fig. 3-10 Comparison between the experimental results and the calculated one of partitioned strain-life relations, $\Delta \varepsilon_{pp} - N_{pp}$ and $\Delta \varepsilon_{cc} - N_{cc}$.

Fig. 3-10から明らかなように、引張破断延性 $D_p = 1.39$ とクリーブ破断延性 $D_c = 1.16$ とから求めた $\Delta \varepsilon_{pp} - N_{pp}$ 特性と $\Delta \varepsilon_{cc} - N_{cc}$ 特性はほぼ等しく真空中の実験結果とは良好な一致を示すことがわかる。これから大気雰囲気の影響の及ばない真空中での $\Delta \varepsilon_{pp} - N_{pp}$, $\Delta \varepsilon_{cc} - N_{cc}$ 特性は引張およびクリーブの破断延性より簡単に求め得るといえる。

なお、 D_c の計算には Table 3-2 の 700°C の最も短時間のデータを採取したが、これは、CC 試験の試験時間が短いことを考慮したものである。

3.4.4 $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性の温度依存性について

$\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性が温度の影響に対して鈍感であるという事実は Halford, Hirschberg and Manson⁹⁾ によって大気中で 316 鋼について示されており、今回得られた結果は大気中および真空中の SUS 304 鋼についてもその結果を確認したことになる。

本章で得られた結果で注意すべき点は温度 700°C と 800°C とでは高温酸化の程度が大きく異なるにもかかわらず $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性に差がないことである。これは SUS 304 鋼の場合、

酸化の程度がある限界以上大きくなると $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性が変化しない傾向にあることを示しており、Fig. 3-4 に示したように $\Delta \varepsilon_{op} - N_{op}$ 特性が温度 650°C のデータと一致していることから、700°C ~ 800°C で得られた $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性をより低温での寿命推定に使用できることをも示している。

3.5 結 言

本章では高温クリーブ疲労特性に及ぼす大気雰囲気の影響を基本的に明らかにすることを目的として SUS 304 鋼の $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性を第 2 章で提案した加速試験方法によって温度 700°C, 800°C の大気中および真空中で求め、 $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性に及ぼす大気雰囲気の影響を検討した。得られた結果をまとめると次のとおりである。

- (1) $\Delta \varepsilon_{pp} - N_{pp}$ 特性および $\Delta \varepsilon_{cc} - N_{cc}$ 特性は大気雰囲気の影響には敏感であるが温度の影響に対しては鈍感である。
- (2) $\Delta \varepsilon_{po} - N_{po}$ 特性および $\Delta \varepsilon_{co} - N_{co}$ 特性は温度の影響に対して鈍感であるばかりでなく、大気雰囲気の影響に対しても鈍感である。
- (3) 真空中での $\Delta \varepsilon_{pp} - N_{pp}$ 特性および $\Delta \varepsilon_{cc} - N_{cc}$ 特性は Manson の式

$$\Delta \varepsilon_{pp} = D_p^{0.6} N_{pp}^{-0.6}, \quad \Delta \varepsilon_{cc} = D_c^{0.6} N_{cc}^{-0.6}$$
 で与えられる。
- (4) $\Delta \varepsilon_{pp} - N_{pp}$, $\Delta \varepsilon_{cc} - N_{cc}$ 両特性が大気雰囲気の影響に対して敏感であるのは、 $\Delta \varepsilon_{pp}$, $\Delta \varepsilon_{cc}$ が試験片に繰返されたときの試験片の破断が表面き裂の発生と進展の結果を生ずるため、き裂の発生および進展ともに大気雰囲気の影響を受けることが原因である。
- (5) $\Delta \varepsilon_{po} - N_{po}$ 特性が大気雰囲気の影響に鈍感であるのは $\Delta \varepsilon_{po}$ が繰返させたときの試験片の破断がほぼ引張破断に等しいことによるものと推定される。
- (6) $\Delta \varepsilon_{co} - N_{co}$ 特性が大気雰囲気の影響を受けない原因は $\Delta \varepsilon_{co}$ の繰返しによる試験片の破断が大気雰囲気の影響の及ばない試験片内部での粒界き裂の発生とその連結によって生じるためである。
- (7) $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性は高温酸化の程度が異なる 2 つの温度 700°C と 800°C で差がなく、SUS 304 鋼の場合、酸化の程度がある限界以上大きくなると $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性に及ぼす大気雰囲気の影響は飽和する傾向にある。

参考文献

- 1) 耐熱合金の高温熱疲労に関する共同研究報告書, p 32, および p 36 (1977), 日本材料学会
- 2) L.F. Coffin, Jr., Extension Seminar on High Temperature Strength of Metals of ICM, p 31 (1971), Kyoto
- 3) 鶴戸口英善, 朝田泰英, 三橋俊作, 山中一由, 日本機械学会講演論文集, 770-11, 130 (1977)
- 4) 平 修二, 藤野宗昭, 高橋 努, 材料, 27, 434 (1978)
- 5) D. Sidey and L.F. Coffin, Jr., GE Technical Information Series No. 78 GRD 050 (1978)
- 6) 例えば, 本間恒夫, 日本金属学会会報, 14, 257 (1975)
- 7) H.D. Solomon and L.F. Coffin, Jr., GE Technical Information Series No. 72, CRD 101(1972)
- 8) S.S. Manson, ASTM STP 520, 744 (1973)
- 9) G.R. Halford, M.H. Hirschberg, and S.S. Manson, ASTM STP 520, 658 (1973)

第4章 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼の高温クリープ疲労特性に及ぼす大気雰囲気の影響

4.1 緒 言

$2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼は重要な構造材料の一つであり, 最近では高速増殖炉構造物材料としてその性能の解明に大きな努力がなされている^{1)~4)}. 第3章で検討したSUS304鋼よりも本鋼は実用温度域でのクリープ強度と耐酸化性が低いために, そのクリープ疲労特性の評価にあたっては大気雰囲気の影響を明確にしておく必要がある.

本論文では第2章でひずみ範囲分割法に基づく加速試験法で $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼の大気中の $\Delta\epsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性を評価した. その結果, 大気中の $\Delta\epsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性がAnnealed材とNT材(Normalized and tempered材)の間で異なることが明らかとなった. すなわち, Annealed材では $\Delta\epsilon_{op}-N_{op}$ 特性と $\Delta\epsilon_{oc}-N_{oc}$ 特性の間に大きな差がなく, き裂の発生も試験の種類によらず試験片表面に限られていることから, $\Delta\epsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性間の小さな差は主として大気雰囲気の影響によると考えられたのに対して, NT材では $\Delta\epsilon_{op}-N_{op}$ 特性が最も低寿命側に位置し, 明確なクリープの影響が認められた.

本章は, このような $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼の大気中での試験結果をcreep-fatigue-environment interactionの観点から理解するために実施した真空中試験結果についてとりまとめたものである. 得られた知見をもとに $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼の $\Delta\epsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性に及ぼす雰囲気効果モデルの提案を行った.

4.2 試 験

供試材 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼の化学成分をTable 4-1に示す. 直径23mmの丸棒に鍛伸後所定の熱処理を実施した. Annealed材およびNT材の室温および550°Cにおける機械的性質をTable 4-2, 光学顕微鏡組織をFig. 4-1に示す. Annealed材はフェライト・パーライト組織, NT材はフェライト・ベイナイト組織を有する. 試験片は直径10mm, 平行部30mm (G.L. 25mm)の中実丸棒試験片で第2章(大気中)および第3章(真空中)で用いた試験片と同一形状とした.

Table 4-1. Chemical composition (wt. %)

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Al
0.11	0.47	0.47	0.021	0.009	0.02	0.09	2.17	0.99	0.02

Table 4-2. Mechanical properties of the materials tested

Heat treatment	Tensile property					Creep rupture strength				
	Temp. (°C)	$\sigma_{0.2}$ (kgf/mm ²)	σ_B (kgf/mm ²)	δ_5 (%)	ψ_5 (%)	Temp. (°C)	σ (kgf/mm ²)	t_r (hr)	δ_c (%)	ψ_c (%)
Isothermally annealed (Ann.)	RT	23.7	53.7	33.3	71.6	550	18.0	159.8	53.7	84.5
	550	15.0	1019.1	61.3	78.8		12.0	8885.3	15.7	41.9
Normalized and tempered (N.T.)		RT	44.5	60.1	29.7		78.2	19.0	158.7	48.0
	550	17.5	353.7	42.0	91.3		15.0	944.2	44.6	89.3
13.0		3314.8	47.2	87.9						

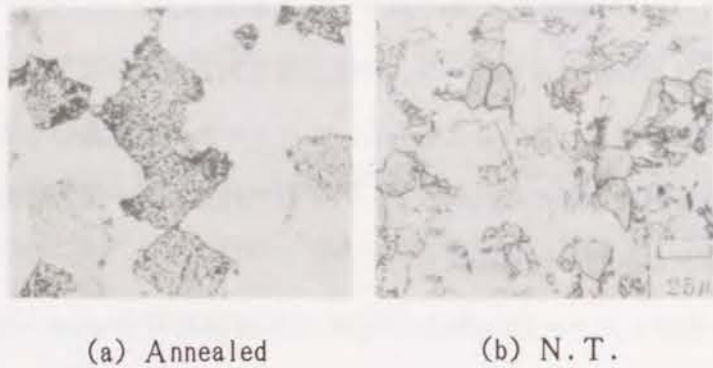


Fig. 4-1 The microstructure of the materials tested

用いた試験機は第1章および第3章で用いた容量10Tonおよび容量25Tonの電気油圧式サーボ制御高温疲労試験装置であり、大気中の試験は前者を用いて行い、真空試験は後者を用いて行った。真空度およびクリープ疲労試験方法は前者と同じである。本章で採用した試験条件をTable 4-3に示す。

Table 4-3. The I J test conditions

Type of Test	Temp. (°C)	Strain waveform	In air		In vacuum	
			$\dot{\epsilon}_1$ (1/sec)	$\dot{\epsilon}_2$ (1/sec)	$\dot{\epsilon}_1$ (1/sec)	$\dot{\epsilon}_2$ (1/sec)
PP	550		10^{-3}	10^{-3}	8×10^{-3}	8×10^{-3}
PC			2×10^{-3}	10^{-4}	8×10^{-3}	10^{-4}
CP			10^{-4}	2×10^{-3}	10^{-4}	8×10^{-3}
CC			10^{-4}	10^{-4}	10^{-4}	10^{-4}

4.3 試験結果

本章で得られた試験結果およびそのひずみ範囲分割法による解析結果をTable 4-4にまとめて示す。

Fig. 4-2およびFig. 4-3はI J試験によって得られたAnnealed材およびNT材の $\Delta \epsilon_t - N_f$ 関係である。両材質とも大気中に比べて真空中の寿命は大幅に改善されており、また真空中の方がひずみ波形効果がより明確に認められる。

ひずみ範囲分割法による解析の結果求めた大気中および真空中の $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性をFig. 4-4およびFig. 4-5に示す。大気中ではAnnealed材とNT材で $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性相互間の関係が大きく異なっているのに対し、真空中では $\Delta \epsilon_{pc} - N_{pc}$ 特性と $\Delta \epsilon_{cc} - N_{cc}$ 特性の関係が両材質間で逆傾向となる以外は両材質の $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性は同じような傾向を示し、 $\Delta \epsilon_{pp} - N_{pp}$ 特性が上限寿命を、 $\Delta \epsilon_{cp} - N_{cp}$ 特性が下限寿命を与えている。大気中ではひずみが小さくなると $N_{pc} \leq N_{cp}$ となる傾向が認められている(特にFig. 4-4(a) Annealed材の場合)が、真空中ではそのような傾向は認められない。

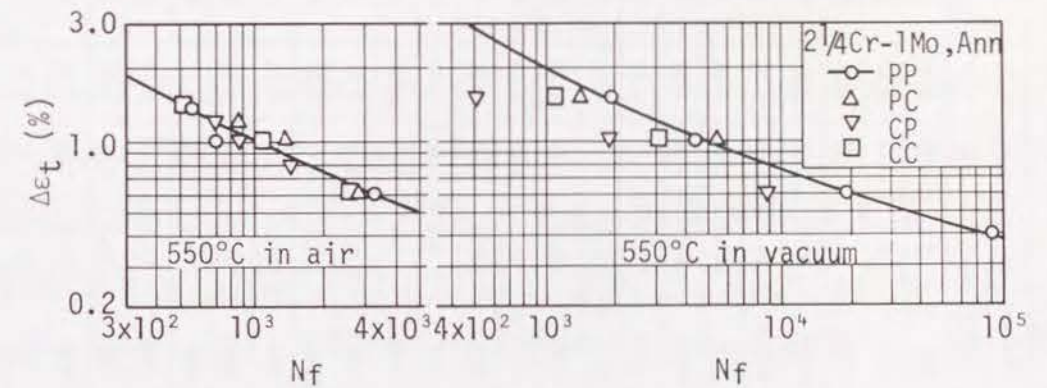


Fig. 4-2 $\Delta \epsilon_t$ versus N_f relations obtained by I J test at 550°C for the annealed $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo steel

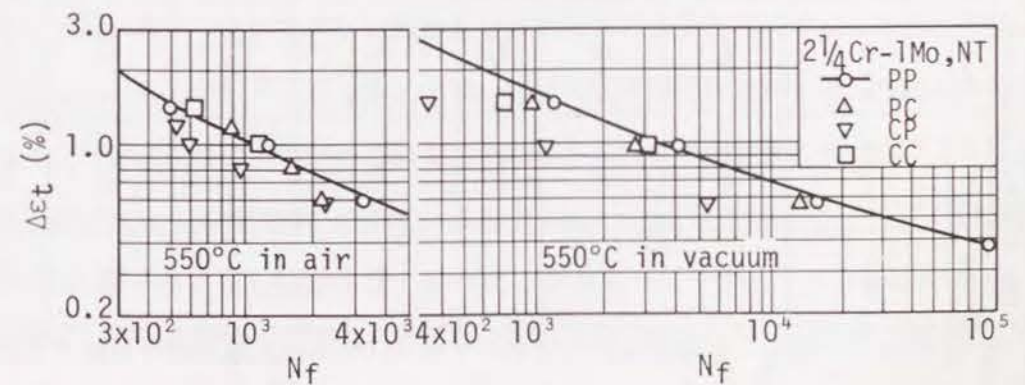
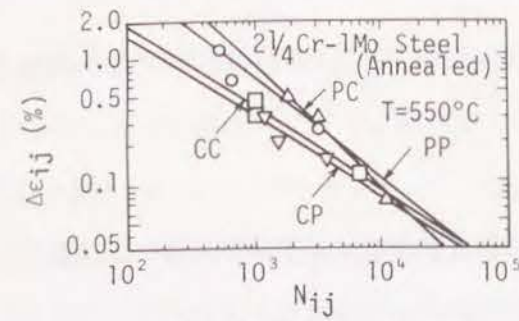


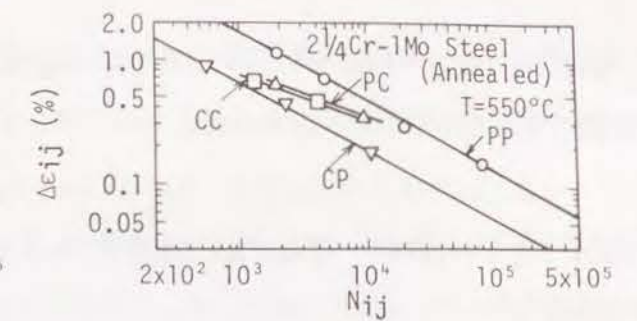
Fig. 4-3 $\Delta \epsilon_t$ versus N_f relations obtained by I J test at 550°C for the normalized and tempered $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo steel

Table 4-4. Summary of I J test results for 2 1/4 Cr-1 Mo steels

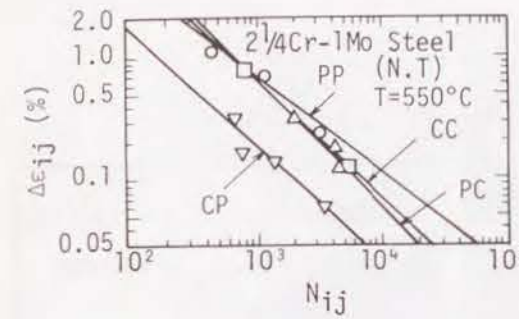
Material	Type of test	Strain rates (1/sec)		$\Delta \epsilon_{ij}$ (%)	Fatigue life		$\Delta \epsilon_{ip}$ (%)	$\Delta \epsilon_{op}$ (%)	$\Delta \sigma$ (kgf/mm ²)	$\Delta \epsilon_{pp}$ (%)	N_{pp} (cycle)	$\Delta \epsilon_{pc}$ (%)	N_{pc} (cycle)	$\Delta \epsilon_{cc}$ (%)	N_{cc} (cycle)
		$\dot{\epsilon}_1$	$\dot{\epsilon}_2$		N_f (cycle)	t_f (hr)									
2 1/4 Cr-1 Mo (Ann.)	PP	8×10^{-3}	8×10^{-3}	1.5	1932	2.0	1.13	0.37	60.6	1.13	1932				
				1.0	4437	3.1	0.68	0.32	55.4	0.68	4437				
	0.6	10552	8.3	0.29	0.31	49.5	0.29	19552							
	0.4	82328	22.9	0.15	0.25	3.2	0.15	82328							
	1.5	1421	60.0	1.18	0.32	53.3	0.57	6400	0.61	1827					
	1.0	5434	152.8	0.72	0.28	47.1	0.38	13500	0.34	9095					
2 1/4 Cr-1 Mo (N.T.)	PP	8×10^{-3}	8×10^{-3}	0.6	22795	384.7	0.38	0.22	40.9	0.23	36500				
				1.5	511	21.6	1.21	0.29	47.8	0.34	16600	0.87	527		
	1.0	1918	53.9	0.74	0.26	46.6	0.31	19500	0.43	2127					
	0.6	8807	145.3	0.37	0.23	40.6	0.19	49000	0.15	10430					
	1.5	1081	90.1	1.20	0.30	46.3	0.55	6800	0.49	1247					
	1.0	3024	168.0	0.76	0.24	36.8	0.33	17700	0.26	3728					
2 1/4 Cr-1 Mo (N.T.)	PP	8×10^{-3}	8×10^{-3}	0.6	15804	6.7	0.29	0.31	52.7	0.29	15804				
				0.4	80327	24.3	0.13	0.27	45.3	0.13	89327				
	1.5	956	40.3	1.16	0.34	59.4	0.67	4100	0.49	1247					
	1.0	2636	74.1	0.69	0.31	53.6	0.43	9000	0.26	3728					
	0.6	13080	220.8	0.33	0.27	43.9	0.21	35500	0.12	20711					
	1.5	364	15.4	1.13	0.37	57.0	0.40	10400	0.73	377					
CP	8×10^{-3}	10^{-4}	1.0	1153	32.4	0.71	0.29	52.1	0.31	16000	0.40	1243			
			0.6	5404	91.2	0.34	0.26	45.9	0.19	39200	0.15	6268			
CC	8×10^{-3}	10^{-4}	1.5	736	61.3	1.21	0.29	47.2	0.50	7000			0.71	822	
			1.0	3005	166.9	0.73	0.27	42.2	0.33	14700			0.40	3777	



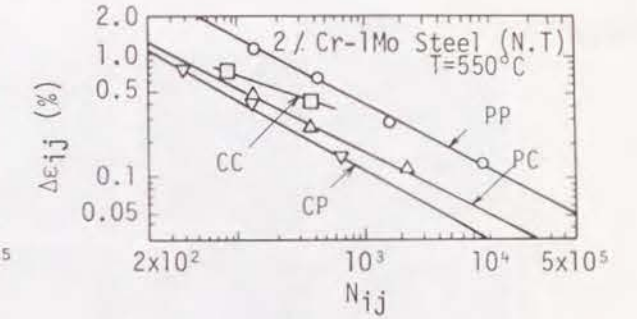
(a) Annealed material



(a) Annealed material



(b) N.T. material



(b) N.T. material

Fig. 4-4 $\Delta \epsilon_{ij}-N_{ij}$ relations at 550°C in air

Fig. 4-5 $\Delta \epsilon_{ij}-N_{ij}$ relations at 550°C in a vacuum

Fig. 4-6は Fig. 4-4および Fig. 4-5をもとに2 1/4 Cr-1 Mo鋼の $\Delta \epsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性に及ぼす大気雰囲気および材質の影響を示したものである。 $\Delta \epsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性に及ぼす大気雰囲気の影響についてみると、各特性とも雰囲気の影響に敏感であり、とくに低ひずみ側でその傾向が著しい。材質の影響についてみると真空中の $\Delta \epsilon_{pp}-N_{pp}$ 特性および $\Delta \epsilon_{cc}-N_{cc}$ 特性は、Annealed材とNT材でほとんど差がないのに対し、真空中の $\Delta \epsilon_{pc}-N_{pc}$ 特性および $\Delta \epsilon_{op}-N_{op}$ 特性は両材質の間で明らかな差が認められ、NT材の方がAnnealed材に比べ劣っている。とくに $\Delta \epsilon_{pc}-N_{pc}$ 特性の材質による差異が大きい。真空中で認められたこのような $\Delta \epsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性に及ぼす材質の影響は大気中では各特性によって傾向が異なっている。大気中の $\Delta \epsilon_{pp}-N_{pp}$ 特性および $\Delta \epsilon_{cc}-N_{cc}$ 特性には材質の影響が明確には認められないのに対し、 $\Delta \epsilon_{op}-N_{op}$ 特性には材質の影響が明確に認められ、その程度は真空中よりも大気中の方が低ひずみ側で大きくなる傾向にある。大気中の $\Delta \epsilon_{cc}-N_{cc}$ 特性については、傾向的には材質による差が真空中よりも拡大されている。すなわち、2 1/4 Cr-1 Mo鋼の $\Delta \epsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性に及ぼす材質の影響は大気雰囲気によって変わらない場合($\Delta \epsilon_{pp}-N_{pp}$ 特性)、拡大される場合($\Delta \epsilon_{op}-N_{op}$ および $\Delta \epsilon_{cc}-N_{cc}$ 特性)および隠ぺいされる場合($\Delta \epsilon_{pc}-N_{pc}$ 特性)のあることがわかる。

また, Fig. 4-6(a)中に示すように, 真空中の $\Delta \varepsilon_{pp} - N_{pp}$ 特性は前章で述べた SUS 304鋼の場合と同様に Manson の式

$$\Delta \varepsilon_{pp} = D_p \cdot 0.6 N_{pp}^{-0.6}, D_p = \ln(1 - \phi_p) \quad (4-1)$$

で表示できるのに対し, Fig. 4-6(d)に示すように真空中の $\Delta \varepsilon_{cc} - N_{cc}$ 特性は Manson タイプの式

$$\Delta \varepsilon_{cc} = D_c \cdot 0.6 N_{cc}^{-0.6}, D_c = \ln(1 - \phi_c) \quad (4-2)$$

で表示できないことがわかる。

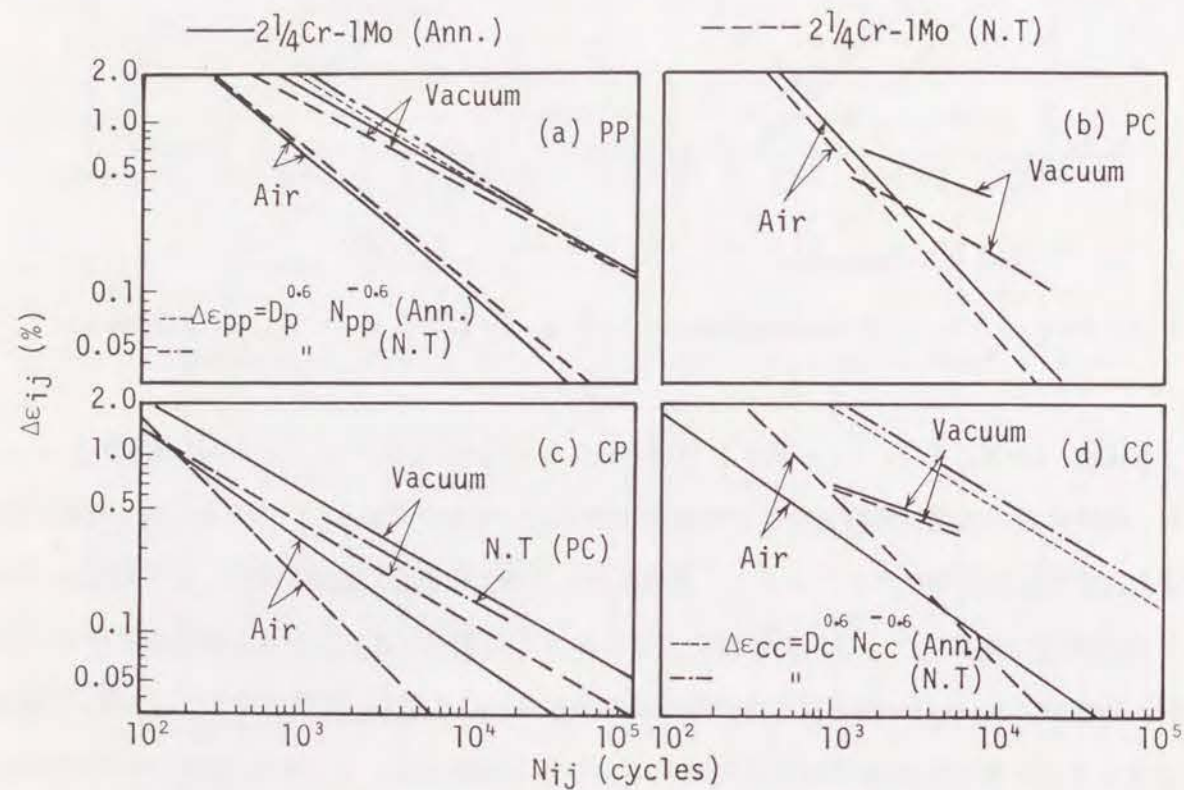


Fig. 4-6 The effect of environment and heat treatment on the $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ relations of $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo steel

真空中での I J 試験後の破面の外観写真および SEM 観察結果を Fig. 4-7 および Fig. 4-8 に示す。 Fig. 4-7 から明らかなように PP, PC および CC 試験後の破面と CP 試験後の破面とで大きく様相が異なっており, CP 試験後の破面の凹凸が特徴的である。 PP, PC, CC の各試験では試験片表面からのき裂進展が明瞭に認められる。 このことから, PP, PC, CC の各試験では試験片表面からのき裂進展が寿命を支配していると考えられるのに対し, CP 試験では試験片表面からのき裂進展だけでなく試験片内部からのき裂の発生成長も寿命に大きな影響を与えたものと推定できる。 このような破面の外観から推定される CP 試験

片内部からのき裂の発生成長形態は Fig. 4-8 からみて粒内における voids の成長合体であると言える。 オーステナイト系ステンレス鋼で認められたような粒界割れは観察されていない。

各試験後の試験片縦断面を光学顕微鏡によって観察した結果, 大気中に比べ真空中では各試験とも主き裂以外からの表面き裂の発生は極めて少なく, また試験片内部からのき裂の発生も認められなかった。

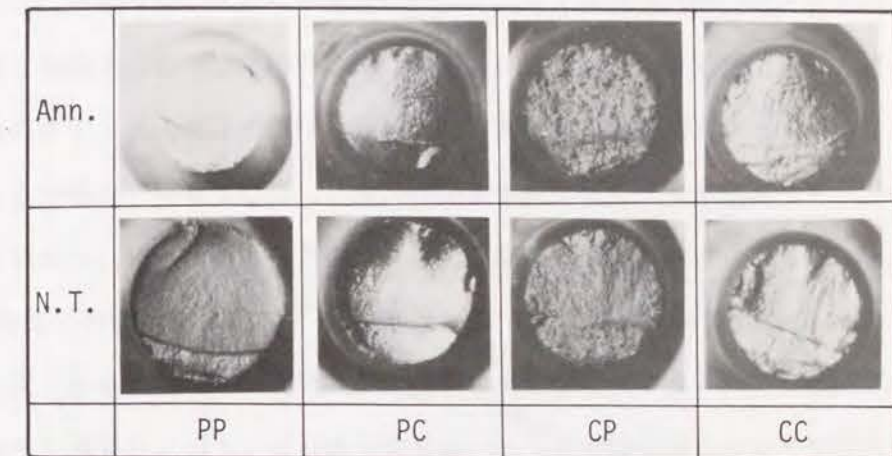


Fig. 4-7 The appearance of fracture surfaces obtained by I J test in a vacuum

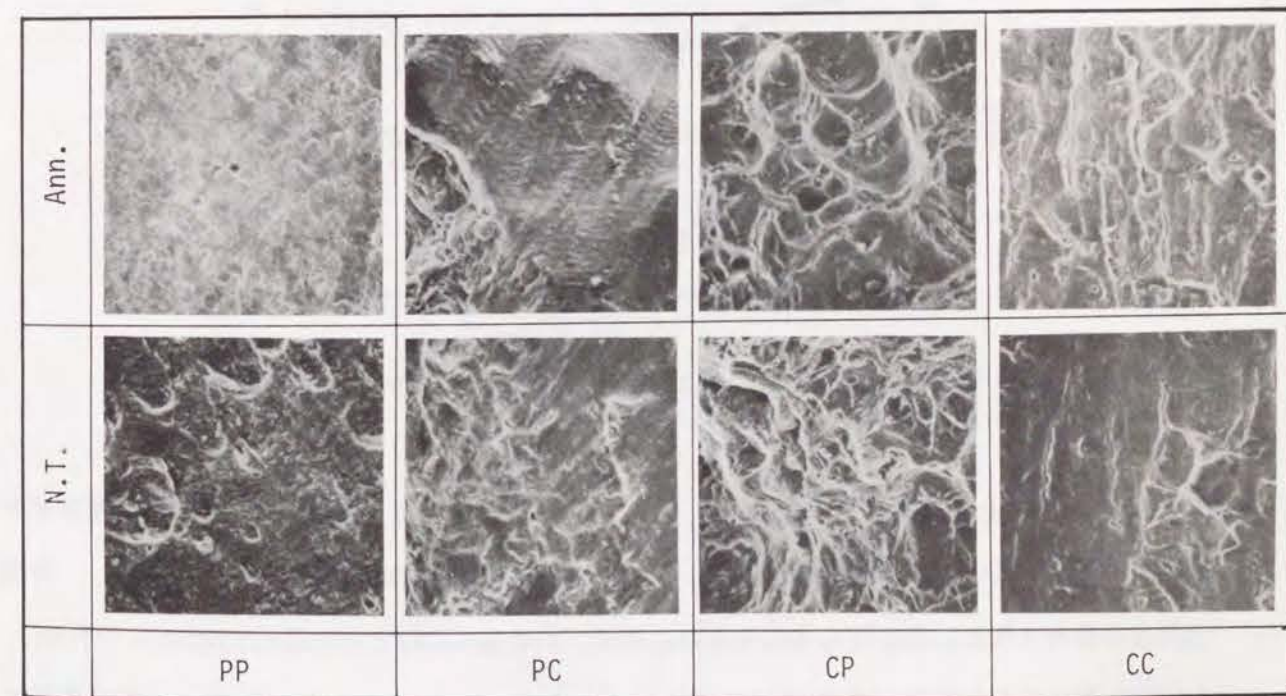


Fig. 4-8 The SEM photographs of the fracture surface obtained by I J test in a vacuum

4.4 考 察

上述の結果より、真空中では材質によらずクリープの影響が明確に存在するが、 $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性がすべて大気雰囲気の影響に敏感であり、その程度が材質間で異なるために、大気中ではAnnealed材の場合のように雰囲気効果が強調された結果が得られることがわかった。

以下、 $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性に及ぼす大気雰囲気の影響と材質の影響について若干の考察を加える。

4.4.1 $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性に及ぼす大気雰囲気の影響と雰囲気効果モデル

$\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性に及ぼす大気雰囲気の影響について特徴的なのは、各特性とも大気雰囲気の影響に敏感であり、とくに低ひずみ側でその傾向が著しいことである。ひずみが大きいところでは大気中データと真空中データが一致する傾向にあり、高ひずみ側へ外挿すると真空中データの方が大気中データよりも短寿命となる傾向にある（特に、 $\Delta \epsilon_{pp} - N_{pp}$ および $\Delta \epsilon_{cc} - N_{cc}$ 特性の場合）。このような事実はFig. 4-9に示すように高ひずみ側ほど雰囲気の影響が少なく、ある限界のひずみ $(\Delta \epsilon_{ij})_{cr}$ 以上では疲労寿命が雰囲気の影響を全く受けなため、高ひずみ側で大気中データと真空中データが一致すると考えることにより理解できる。

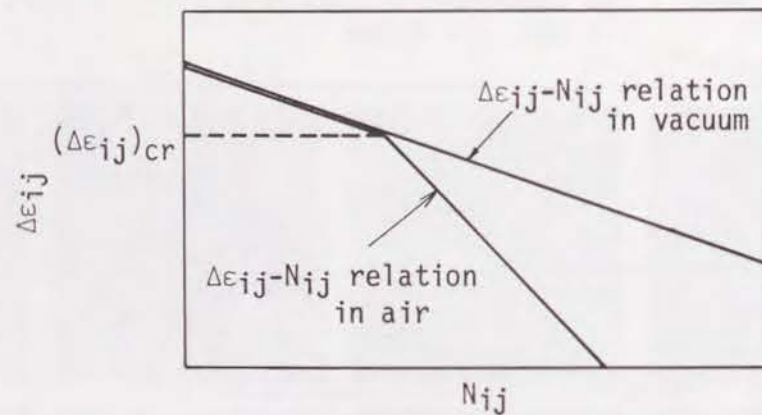


Fig. 4-9 Explanation of the environmental effect on $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ relation of a 2¹/₄Cr-1Mo steel

Fig. 4-9のような考え方に従うと、大気中の高温低サイクル疲労特性は、非弾性ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_{ij}$ と寿命 N_{ij} の関係で表示した場合両対数グラフ上でdouble linearとなる。対称三角波の場合($\Delta \epsilon_{pp}$ および $\Delta \epsilon_{pp} + \Delta \epsilon_{cc}$ タイプの場合)にはすでにCoffinによってFig. 4-10に示すような結果が報告されており^{5)~7)}。Fig. 4-9のような考え方は十分妥当であると思われる。すなわちFig. 4-10において、周波数修正疲労寿命 $N_{f,k-1}$ をクリープの影響を除いた寿命と考え、温度の影響を大気雰囲気の影響と考えると450°Cのデータは大

気雰囲気の影響の無い場合のデータ、650°Cおよび816°Cのデータは程度の異なる大気雰囲気下のデータと考えることができる。そのように考えると、Fig. 4-10は寿命曲線の折れ曲り点が大気雰囲気の影響の程度の異なる場合も同一の点Oとなる可能性を示唆している。

Fig. 4-11は上述のような現象が $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性のすべてに起こると考えて、新しく提案する雰囲気効果のモデルである。ここで完全真空中(高温酸化の影響が無視できる程度の高真空中)における $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性を次式で定義する。

$$\Delta \epsilon_{ij} = \alpha_{ij} D_i N_{ij}^{-0.6} \quad \text{-----} \quad (4-3)$$

あるいは

$$\Delta \epsilon_{ij} = (\alpha'_{ij} D_i)^{0.6} N_{ij}^{-0.6} \quad \text{-----} \quad (4-4)$$

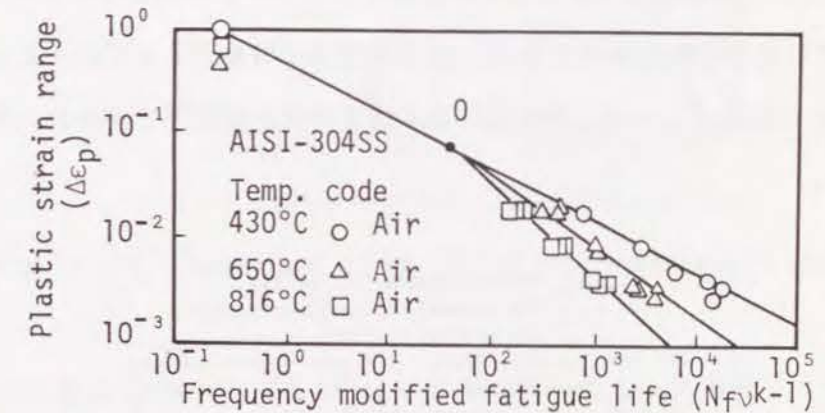


Fig. 4-10 The effect of temperature on the plastic strain range versus frequency modified fatigue life relation of AISI 304 stainless steel⁵⁾⁶⁾⁷⁾

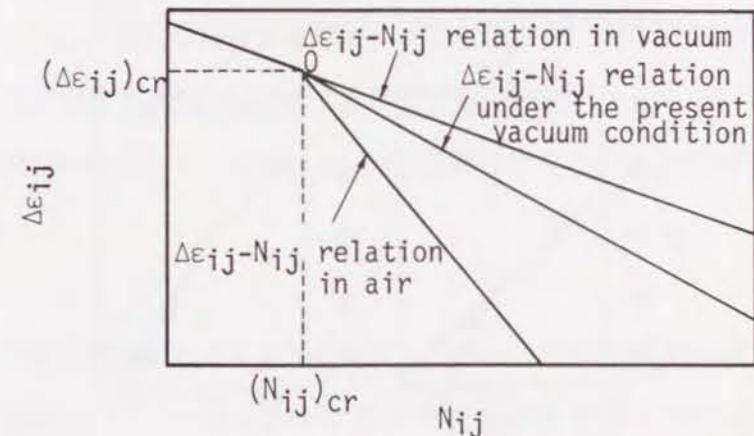


Fig. 4-11 Proposed model of environmental effect in SRP life relations

式(4-3)はCoffinの式から類推であり、式(4-4)はMansonの式からの類推である⁸⁾⁹⁾。

さらに、第3章で示したように、SUS304鋼では真空中の $\Delta \epsilon_{pp} - N_{pp}$ 、 $\Delta \epsilon_{cc} - N_{cc}$ 両特性がMansonの式で表示できた事実を考慮して次のように仮定する。

$$\left. \begin{aligned} \alpha_{pp} &= \alpha_{cc} = 0.5 \\ \alpha_{pp}' &= \alpha_{cc}' = 1 \end{aligned} \right\} \text{-----} \quad (4-5)$$

定数 α_{pc} 、 α_{cp} 、 α_{pc}' 、 α_{cp}' については、Fig. 6-13のモデルにしたがって、大気中のデータと今回実施した真空中のデータから点Oを決定し、式(4-3)あるいは式(4-4)が点Oを通るように値を定めた。

このようにして定めた完全真空中の $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性と実験値との対応をNT材の場合についてFig. 4-12およびFig. 4-13に示す。完全真空中の特性として式(4-3)を採用した場合(Fig. 4-12)には本論文で採用した真空条件下で得られた特性がいずれも大気雰囲気の影響を包含していることになるのに対し、完全真空中の特性として式(4-4)を採用した場合(Fig. 4-13)には $\Delta \epsilon_{cc} - N_{cc}$ 特性以外は本論文の真空条件下で得られた特性が式(4-4)と一致している。

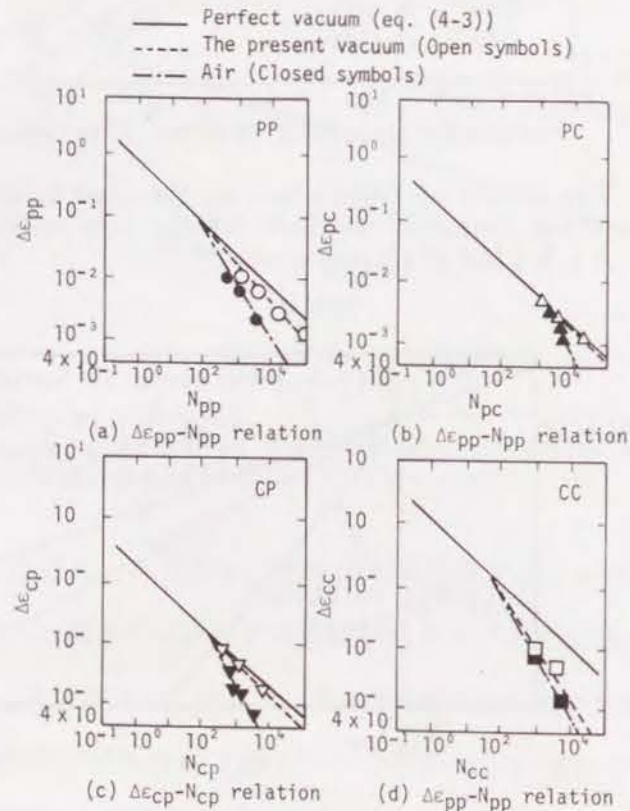


Fig. 4-12 Comparison of eq. (4-3) with experimental data

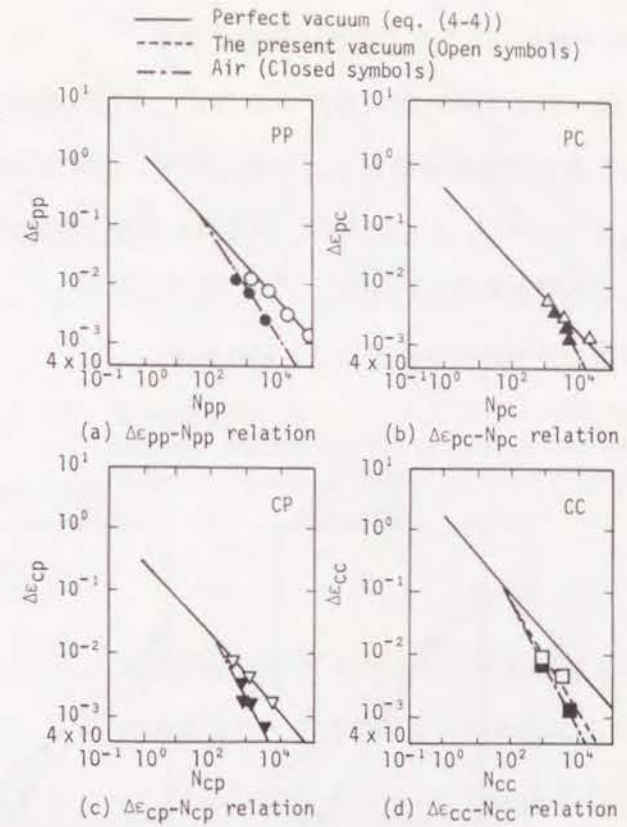


Fig. 4-13 Comparison of eq. (4-4) with experimental data

完全真空中の特性を式(4-3)、(4-4)のいずれで表示するのが適切であるかについてはCoffin⁵⁾⁷⁾が超高真空(10⁻⁸mmHgオーダ)での試験により対称三角波($\Delta \epsilon_{in} = \Delta \epsilon_{pp} + \Delta \epsilon_{cc}$ タイプ)について式(4-3)が成立することを報告していることを考慮すると、式(4-4)よりも式(4-3)の方が完全真空中の特性表示式としては適切と判断される。

以上より、式(4-3)と大気中の特性とを比較することにより、大気雰囲気効果の定量的評価が可能であり、材質の影響も定量的に論ずることができる。 $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性のうち最も低ひずみ領域まで環境の影響を受けにくいのは $\Delta \epsilon_{po} - N_{po}$ 特性であり、次いで $\Delta \epsilon_{op} - N_{op}$ 特性であることがわかる。

4.4.2 $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性に及ぼす材質の影響 (Annealed材とNT材の比較)

2¹/₄Cr-1Mo鋼の $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性に及ぼす材質の影響すなわちAnnealed材とNT材の差は大気中と完全真空中の特性の差としてとらえることができる。Fig. 4-14は式(4-3)を仮定して求めた完全真空中の $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性と大気中の $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性の両材質間

の差を示したものである。 大気中および完全真空中の特性は $\Delta \varepsilon_{oo}-N_{oo}$ 特性を除きすべて Annealed材の方がすぐれていることが明確に理解できる。

Fig. 4-15は式(4-3)で求めた完全真空中の $\Delta \varepsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性を材質ごとに示したものである。 Annealedの場合上限寿命は $\Delta \varepsilon_{pp}-N_{pp}$ 特性, 下限寿命は $\Delta \varepsilon_{op}-N_{op}$ 特性で与えられる ($N_{op}/N_{pp}=1/20\sim 1/10$) のに対し, NT材の場合上限寿命は $\Delta \varepsilon_{oo}-N_{oo}$ 特性, 下限寿命は $\Delta \varepsilon_{op}-N_{op}$ 特性であたえられ ($N_{op}/N_{oo}=1/35\sim 1/15$), しかも $\Delta \varepsilon_{op}-N_{op}$ 特性と $\Delta \varepsilon_{oo}-N_{oo}$ 特性の間の差が非常に小さいことがわかる。

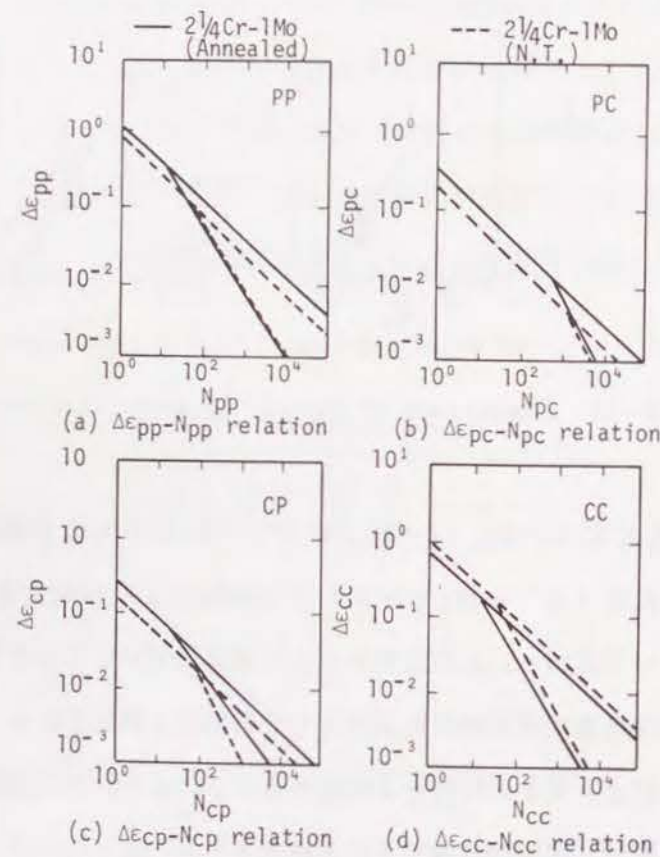


Fig. 4-14 Effect of heat treatment on $\Delta \varepsilon_{ij}-N_{ij}$ relations of $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ steel in air and in a perfect vacuum

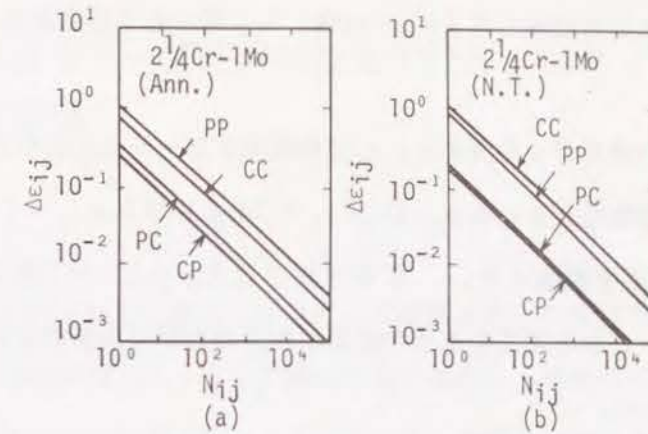


Fig. 4-15 Summary of $\Delta \varepsilon_{ij}-N_{ij}$ relations in a perfect vacuum of the annealed and the normalized and tempered $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ steel

4.5 結 言

$2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼の Annealed材およびNT材の 550°C における真空中 ($<2\times 10^{-6}\text{mm Hg}$)および大気中の $\Delta \varepsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性を求め, 以下のことを明らかにした。

- (1) $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼の $\Delta \varepsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性は Annealed材, NT材ともに $\Delta \varepsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性の種類によらず大気雰囲気の影響に敏感であるが, $\Delta \varepsilon_{ij}$ がある限界の大きさ $(\Delta \varepsilon_{ij})_{cr}$ 以上になると大気雰囲気の影響が認められなくなる傾向にあり, $(\Delta \varepsilon_{oo})_{cr}$ が最も小さく, 次いで $(\Delta \varepsilon_{op})_{cr}$ が小さい。 NT材と Annealed材では後者の方が $(\Delta \varepsilon_{ij})_{cr}$ が大きい。
- (2) 本論文の真空条件下では $\Delta \varepsilon_{pp}-N_{pp}$, $\Delta \varepsilon_{oo}-N_{oo}$ 両特性は Annealed材とNT材で差がないのに対し, $\Delta \varepsilon_{pc}-N_{pc}$, $\Delta \varepsilon_{op}-N_{op}$ 両特性については Annealed材よりもNT材の方が劣っている。
- (3) 真空中 $\Delta \varepsilon_{pp}-N_{pp}$ 特性はMansonの式 $\Delta \varepsilon_{pp}=D_p^{0.6}N_{pp}^{-0.6}$ でほぼ与えられるのに対し, $\Delta \varepsilon_{oo}-N_{oo}$ 特性はMansonタイプの式 $\Delta \varepsilon_{oo}=D_o^{0.6}N_{oo}^{-0.6}$ よりもはるかに短寿命側となり, 第4章でSUS304鋼について得られた結果と異なる。 これから, 本論文の真空雰囲気 ($<2\times 10^{-6}\text{mm Hg}$)は $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼の真空中の特性とくに $\Delta \varepsilon_{oo}-N_{oo}$ 特性を求めるにはなお不完全である。
- (4) $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼の $\Delta \varepsilon_{ij}$ の繰返しによる破壊の形態は $\Delta \varepsilon_{ij}$ の種類によらず試験片表面における粒内き裂の発生とその進展であり, このために大気雰囲気の影響に敏感になると考えられる。 とくに, $\Delta \varepsilon_{op}$ の場合には粒内におけるvoidsの成長合体を示唆する破壊

形態を示す。これを反映してAnnealed材、NT材とも下限寿命は $\Delta \varepsilon_{cp} - N_{cp}$ 特性で与えられる。

- (5) 新しい雰囲気効果モデルを提案し、不完全真空中データと大気中データを用いて完全空中の $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性を $\Delta \varepsilon_{ij} = \alpha_{ij} D_i N_{ij}^{-0.5}$ あるいは $\Delta \varepsilon_{ij} = (\alpha_{ij} D_i)^{0.6} N_{ij}^{-0.6}$ の形で求める方法を提案した。本章で得られた $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼の大気中データと不完全真空中データとから両式を求めた結果、前式の方が完全真空中の特性表示式として妥当であると判断された。
- (6) このようにして得られた完全真空中の $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性は $\Delta \varepsilon_{cc} - N_{cc}$ 特性を除きすべてAnnealed材の方がすぐれている。下限寿命と上限寿命の比はAnnealed材の場合 $N_{cp}/N_{pp} = 1/20 \sim 1/10$ 、NT材の場合 $N_{cp}/N_{cc} = 1/36 \sim 1/15$ であり、NT材の方が完全真空中においてクリープの影響を受けやすい。
- (7) 大気中でAnnealed材で認められた「 $\Delta \varepsilon_{ij}$ が極端に小さくなると $N_{pc} \cong N_{cp}$ となる」傾向は真空中では認められずAnnealed材、NT材ともに $N_{cp} < N_{pc}$ であり、大気中でのAnnealed材の特性には雰囲気効果が大きいことが確認された。

参考文献

- 1) C.R. Brinkman, J.P. Strizak, M.K. Booker and C.E. Jaske, J. Nucl. Mater., 62, 181 (1976)
- 2) K.D. Challenger, A.K. Miller and C.R. Brinkman, J. Eng. Mater. Technol., 103, 7 (1981)
- 3) K.D. Challenger, A.K. Miller and R.L. Langdon, J. Mater. Energy System 3, 51 (1981)
- 4) 野中 勇, 北川正樹, 大友 暁, 和田雄作, 鉄と鋼, 73, 2267 (1987)
- 5) L.F. Coffin, ASTM STP 520, 5 (1973)
- 6) L.F. Coffin, J. Mater., 6, 388 (1971)
- 7) L.F. Coffin, Met. Trans., 3, 177 (1972)
- 8) S.S. Manson, ASTM STP 520, 744 (1973)
- 9) G.R. Halford, J.F. Saltsman and M.H. Hirschberg, NASA TM-73737 (1977)

第5章 高温クリープ疲労特性と引張およびクリープ破断延性の関係

5.1 緒言

高温クリープ疲労特性と高温引張およびクリープ破断延性との関係を明確にすることは高温構造設計上だけでなく材料開発上からも有意義なことである。材料特性評価手法上の意義としては第2章でも述べたように短時間試験によりこのような関係を一般化することによってクリープ疲労試験がほとんど実施不可能な条件でも特性評価が可能となる点にある。

これまで、ひずみ範囲分割法で求められた高温クリープ疲労特性($\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性)と引張およびクリープ破断延性の関係についてはTable 5-1に示すようにDuctility Normalized Strainrange Partitioning life relations (略してDN-SRR life relations)が提案されているが¹⁾²⁾、いずれも大気中データをベースとしており、第3章および第4章で得られた雰囲気効果を考慮すると必ずしも一般的な関係式とは言えないようである。また、Fig. 5-1に示すように精度的にもよくない。これは、DN-SRP life relationsを導くために用いたデータベースが大気中データを主としており、本論文の第3章および第4章で示したような「材料によって $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性に及ぼす雰囲気効果が異なるという事実」を考慮していないためと考えられる。

すなわち、大気中の $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性と引張およびクリープ破断延性の関係は(完全真空中のDN-SRP life relations) × (材料によって異なる雰囲気効果)によって定まると考えられるから、異なる数種類の材料の大気中データをベースとして一般的なDN-SRP life relationsを求める試みは無謀と言え、Fig. 5-1のような精度の悪さは当然の結果と考えられる。したがって、DN-SRP life relationsを求める試みは大気雰囲気の影響のない完全真空中データをベースとした場合のみ有意義となると言える。

ところで第4章で求めた完全真空中の $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性式(4-3)あるいは式(4-4)はDuctilityを含んだ式となっており、式中の定数 α_{ij} 、 α_{ij}' が材質によらない定数として求めることができれば、式(4-3)あるいは式(4-4)が求めるDN-SRP life relationsとなる。

そこで本章では完全真空中の $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性、式(4-3)あるいは式(4-4)における N_{ij} の指数が一定値(-0.5)あるいは(-0.6)となる理由および α_{ij} あるいは α_{ij}' が材質によらない定数として用いることができるかどうかを検討した。

Table 5-1. DN-SRP life relations reported in the literatures

Authors	DN-SRP life relations
Manson (1973) ¹⁾	$\Delta \varepsilon_{pp} = 0.75 D_p N_{pp}^{-0.8}$, $\Delta \varepsilon_{pc} = 1.25 D_p N_{pc}^{-0.8}$ $\Delta \varepsilon_{cp} = 0.25 D_c N_{cp}^{-0.8}$, $\Delta \varepsilon_{cc} = 0.75 D_c N_{cc}^{-0.8}$
Halford, Saltsman and Hirschberg (1977) ²⁾	$\Delta \varepsilon_{pp} = 0.5 D_p N_{pp}^{-0.8}$, $\Delta \varepsilon_{pc} = 0.25 D_p N_{pc}^{-0.8}$ $\Delta \varepsilon_{cp} = 0.2 D_c^{0.8} N_{cp}^{-0.8}$ (Transgranular crack) $\Delta \varepsilon_{cp} = 0.1 D_c^{0.8} N_{cp}^{-0.8}$ (Intergranular crack) $\Delta \varepsilon_{cc} = 0.25 D_c^{0.8} N_{cc}^{-0.8}$
D_p : Tensile ductility, D_c : Creep ductility	

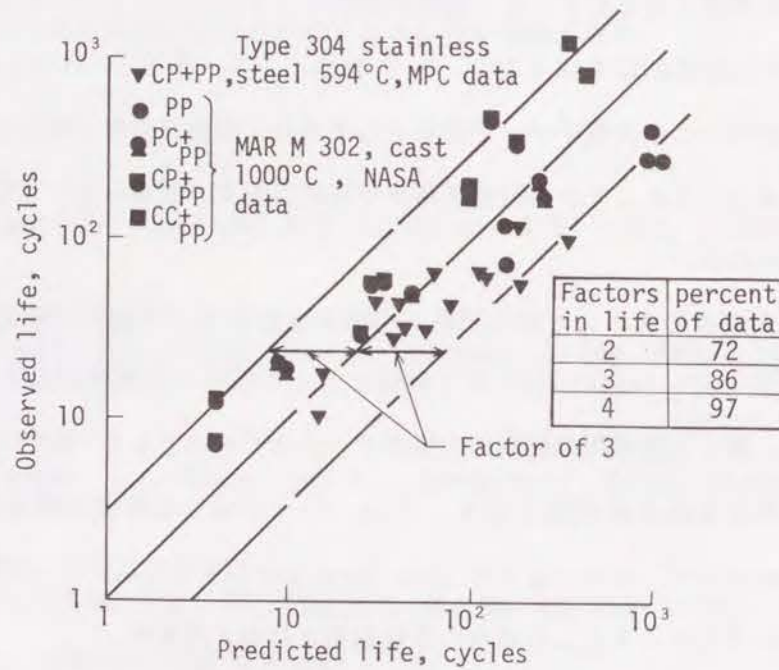


Fig. 5-1 Comparison of observed and predicted cyclic lives for two alloys based on the ductility normalized strainrange partitioning life relations²⁾

5.2 検討方法および結果

5.2.1 完全真空中の $\Delta \varepsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性式の検討

完全真空中の $\Delta \varepsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性において i, j によらず N_{ij} の指数が(-0.5)あるいは(-0.6)となる理由については次のような説明が可能と考えられる。

まず、次のような5つの仮定を設定する。

(1) 完全真空中の $\Delta \varepsilon_{pp}-N_{pp}$ 特性は室温と同じ形になる。

$$\Delta \varepsilon_{pp} = 0.5 D_p N_{pp}^{-0.5} \quad \text{-----} \quad (5-1)$$

あるいは

$$\Delta \varepsilon_{pp} = D_p^{0.6} N_{pp}^{-0.6} \quad \text{-----} \quad (5-2)$$

(2) 完全真空中の $\Delta \varepsilon_{cc}-N_{cc}$ 特性も式(5-1)あるいは(5-2)と同じ形になる。

$$\Delta \varepsilon_{cc} = 0.5 D_c N_{cc}^{-0.5} \quad \text{-----} \quad (5-3)$$

あるいは

$$\Delta \varepsilon_{cc} = D_c^{0.6} N_{cc}^{-0.6} \quad \text{-----} \quad (5-4)$$

(3) き裂発生寿命は $\Delta \varepsilon_{ij}$ の大きい場合き裂進展寿命に比べ無視できる。

(4) 完全真空中におけるき裂進展速度式は繰返し変形の引張側の変形モードが同じであれば同じである。

(5) 完全真空中のき裂進展速度 $(da/dN)_{ij}$ とき裂長さ a は比例関係にある。

上述の仮定(1), (2)は第3章および第4章および第6章で得られた知見より設定可能である。また仮定(3)はFig. 5-2に示すような実験事実³⁾をベースにしたものである。仮定(4)は中山, 大谷⁴⁾によって報告されているFig. 5-3に示すような知見に基づいており, 仮定(5)はIbrahim and Miller⁵⁾による次元解析結果や多くの実験事実に基づいたものである。

Fig. 5-3(a)および(b)に示すような $\Delta J_f, \Delta J_c$ に相当する高温のき裂進展速度を律する破壊力学パラメータを P, C とすると, 仮定(4)は以下の諸式の成立を意味している。

$$\left. \begin{aligned} \left(\frac{da}{dN} \right)_{pp} &= \left(\frac{da}{dN} \right)_{pc} = A_p \cdot f(P) \\ \left(\frac{da}{dN} \right)_{cp} &= \left(\frac{da}{dN} \right)_{cc} = A_c \cdot g(C) \end{aligned} \right\} \text{-----} \quad (5-5)$$

$$\left. \begin{aligned} P &= F(\sigma_{pj}, \Delta \varepsilon_{pj}, a) \\ C &= G(\sigma_{cj}, \Delta \varepsilon_{cj}, a) \end{aligned} \right\} \text{-----} \quad (5-6)$$

ただし, σ_{ij} : $\Delta \varepsilon_{ij}$ を繰返したときの引張側応力 ($i, j=p, c$)

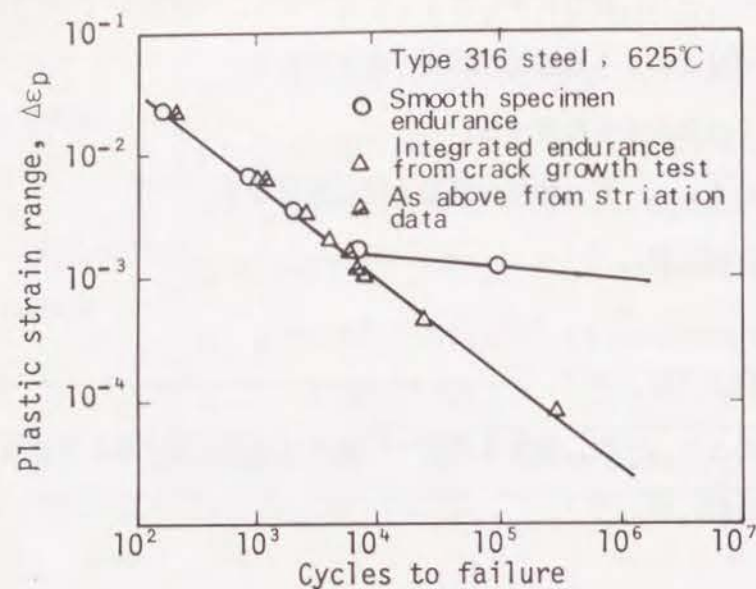


Fig. 5-2 Total endurance and integrated crack growth endurance compared³⁾

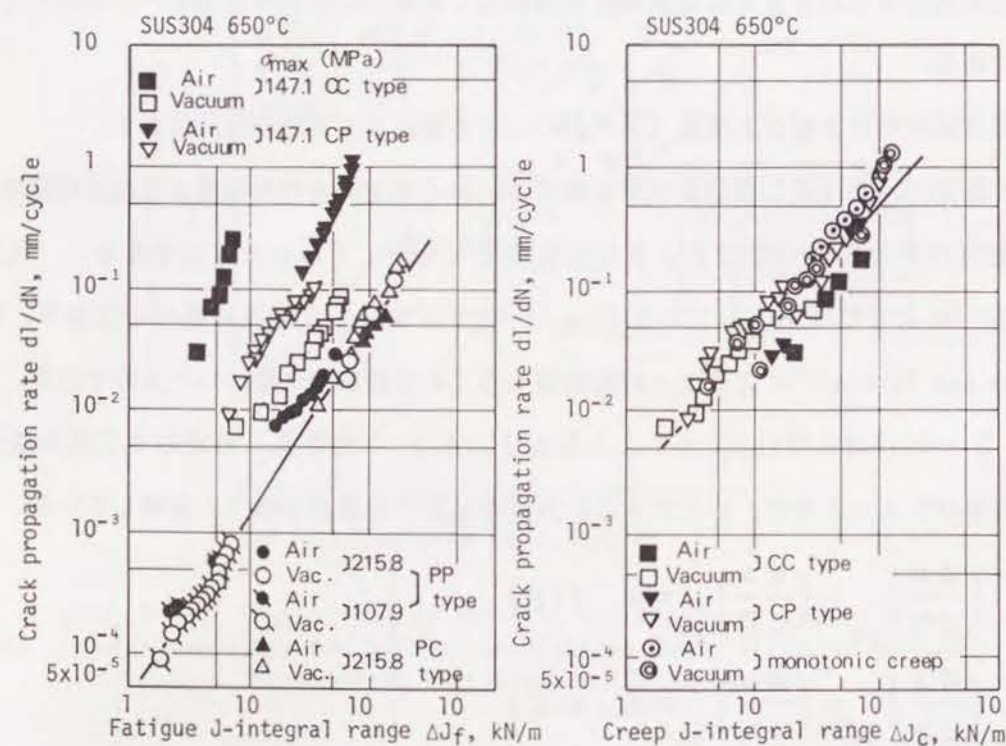


Fig. 5-3 dl/dN versus ΔJ_f and dl/dN versus ΔJ_c relationships for SUS304 steel at 650°C⁴⁾

式(5-5)および仮定(5)により式(5-5)を次のように σ_{ij} , $\Delta \varepsilon_{ij}$ および a の関数として表示できる。

$$\left. \begin{aligned} \left(\frac{da}{dN}\right)_{pp} &= \left(\frac{da}{dN}\right)_{po} = B_p \sigma_{pj}^{m_p} \Delta \varepsilon_{pj}^{n_p} a \\ \left(\frac{da}{dN}\right)_{op} &= \left(\frac{da}{dN}\right)_{oo} = B_o \sigma_{oj}^{m_o} \Delta \varepsilon_{oj}^{n_o} a \end{aligned} \right\} \text{-----} \quad (5-7)$$

すなわち、

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_{ij} = B_{ij} \Delta \varepsilon_{ij}^{n_i} a \text{-----} \quad (5-8)$$

が $(da/dN)_{ij}$ を $\Delta \varepsilon_{ij}$ で表示したときの一般的な形となる。

式(5-8)を初期き裂長さ $(a_0)_{ij}$ より最終き裂長さ $(a_f)_{ij}$ まで積分すると、仮定(3)より

$$B_{ij} \Delta \varepsilon_{ij}^{n_i} N_{ij} = \ln \left\{ \frac{(a_f)_{ij}}{(a_0)_{ij}} \right\} \text{-----} \quad (5-9)$$

となる。ここで仮定(1), (2)を考慮すると $n_p = n_o$ となり、式(5-9)が式(5-1)と同形となるのは $n_p = n_o = 2$ の場合であり、式(5-9)が式(5-2)と同形となるのは $n_p = n_o = 1.67$ となる場合であることが明らかである。

そこで、式(5-9)において

$$n_i = 2, \quad \frac{1}{B_{ij}} \ln \left\{ \frac{(a_f)_{ij}}{(a_0)_{ij}} \right\} = (\alpha_{ij} D_i)^2 \text{-----} \quad (5-10-a)$$

あるいは

$$n_i = 1.67, \quad \frac{1}{B_{ij}} \ln \left\{ \frac{(a_f)_{ij}}{(a_0)_{ij}} \right\} = \alpha_{ij}' D_i \text{-----} \quad (5-10-b)$$

とおけば

$$\Delta \varepsilon_{ij} = (\alpha_{ij} D_i) N_{ij}^{-0.5} \text{-----} \quad (5-11-a)$$

あるいは

$$\Delta \varepsilon_{ij} = (\alpha_{ij}' D_i)^{0.6} N_{ij}^{-0.6} \text{-----} \quad (5-11-b)$$

が得られる。

5.2.2 $\alpha_{ij}, \alpha_{ij}'$ の決定

式(5-1)および(5-2)より $\alpha_{pp} = \alpha_{cc} = 0.5, \alpha_{pp}' = \alpha_{cc}' = 1$ であり, 残りの $\alpha_{pc}, \alpha_{cp}, \alpha_{pc}', \alpha_{cp}'$ の値を実験データより求める. 本章では, まず $2^{1/4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼 Annealed材およびNT材についてこれらの値を定め, その結果のSUS304鋼への適用性を検討した.

Fig. 5-4は $2^{1/4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼 Annealed材, 同鋼NT材およびSUS304鋼のクリープ破断試験結果である. 図中, 実験点に付して()で示した数値はそのときの D_0 値である. 温度, 応力, 破断時間によって D_0 値は変化している, ここでは $\Delta \epsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性を求めたときの試験時間が最大500hr程度であることを考慮してクリープ破断時間が500hr以内の実験点の最小の D_0 値を用いて $\alpha_{cp}, \alpha_{cp}'$ を求めた. D_p 値については第3章および第4章の値を用いた. $\alpha_{pc}, \alpha_{cp}, \alpha_{pc}', \alpha_{cp}'$ の具体的な求め方は第4章で述べたとおりであり, Table 5-2に $2^{1/4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼 AnnealedおよびNT材についてそれらを求めた結果を示す. 実験データに基づいて求めた $\alpha_{pc}, \alpha_{cp}, \alpha_{pc}', \alpha_{cp}'$ の値は両材質間で最大2倍以内の差であり, 両者の平均をとって求めた $\alpha_{pc}, \alpha_{cp}, \alpha_{pc}', \alpha_{cp}'$ を用いても両材質の特性をfactor of 1.5の範囲内で記述することができる. そこで両材質の平均値を一般的な $\alpha_{pc}, \alpha_{cp}, \alpha_{pc}', \alpha_{cp}'$ の値とした.

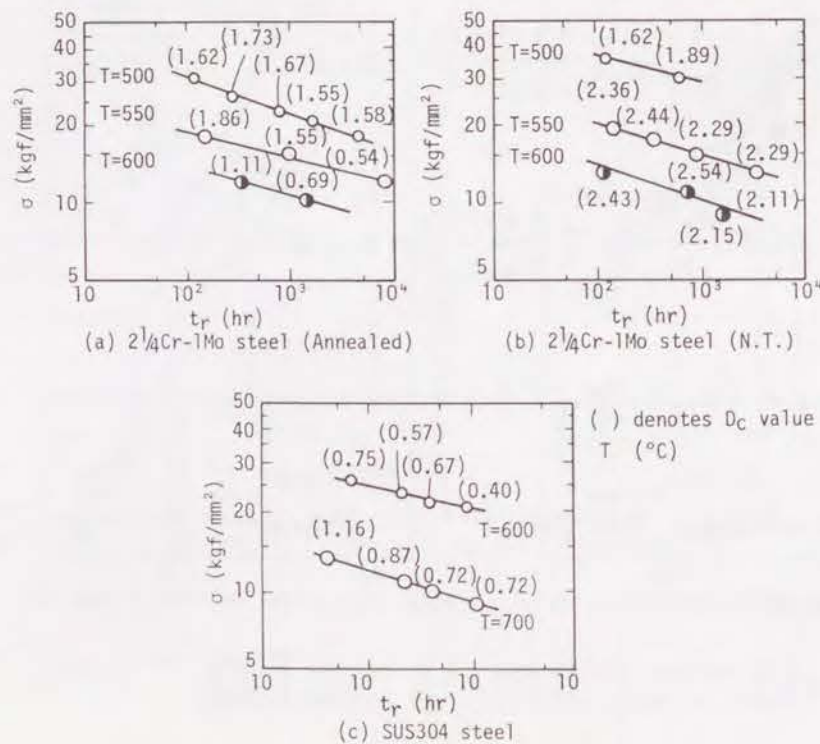


Fig. 5-4 Creep rupture test results

Table 5-2 $D_p, D_c, \alpha_{pc}, \alpha_{cp}, \alpha_{pc}', \alpha_{cp}'$ for $2^{1/4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ steels at 550°C

Material	D_p	D_c	α_{pc}	α_{cp}	α_{pc}'	α_{cp}'
Annealed	2.01	1.86	0.167	0.147	0.243	0.103
N.T.	1.54	2.36	0.123	0.074	0.141	0.052
(Averaged)	-	-	(0.145)	(0.111)	(0.192)	(0.078)

以上の結果よりDN-SRP life relationとして次のような関係式が得られた.

$$\left. \begin{aligned} \Delta \epsilon_{pp} &= 0.5 D_p N_{pp}^{-0.5} \\ \Delta \epsilon_{pc} &= 0.145 D_p N_{pc}^{-0.5} \\ \Delta \epsilon_{cp} &= 0.111 D_c N_{cp}^{-0.5} \\ \Delta \epsilon_{cc} &= 0.5 D_c N_{cc}^{-0.5} \end{aligned} \right\} \text{----- (5-12)}$$

あるいは

$$\left. \begin{aligned} \Delta \epsilon_{pp} &= D_p^{0.8} N_{pp}^{-0.6} \\ \Delta \epsilon_{pc} &= (0.192 D_p)^{0.8} N_{pc}^{-0.6} \\ \Delta \epsilon_{cp} &= (0.078 D_c)^{0.8} N_{cp}^{-0.6} \\ \Delta \epsilon_{cc} &= D_c^{0.8} N_{cc}^{-0.6} \end{aligned} \right\} \text{----- (5-13)}$$

Fig. 5-5は式(5-12)と $2^{1/4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼NT材の実験データを比較したものである. また, Fig. 5-6は式(5-13)と実験データとの比較を $\Delta \epsilon_{pc}-N_{pc}, \Delta \epsilon_{cp}-N_{cp}$ 両特性について示したものである. 第4章で述べたように, 式(5-12)の方は不完全真空データにおける雰囲気効果の存在を強調しているのに対し, 式(5-13)は, 不完全真空中データと完全に一致している.

Fig. 5-7はSUS304鋼の実験データに対して式(5-12)および(5-13)の適用性を調べたものである. D_0 値としてはFig. 5-4(c)の $T=700^\circ\text{C}$ のクリープ破断時間が500hr以内のデータより $D_0=0.72$ を用いた. 実験値とDN-SRP life relationsとの対応をみると, 式(5-12)および式(5-13)とも真空データとおおむね良好な対応を示している.

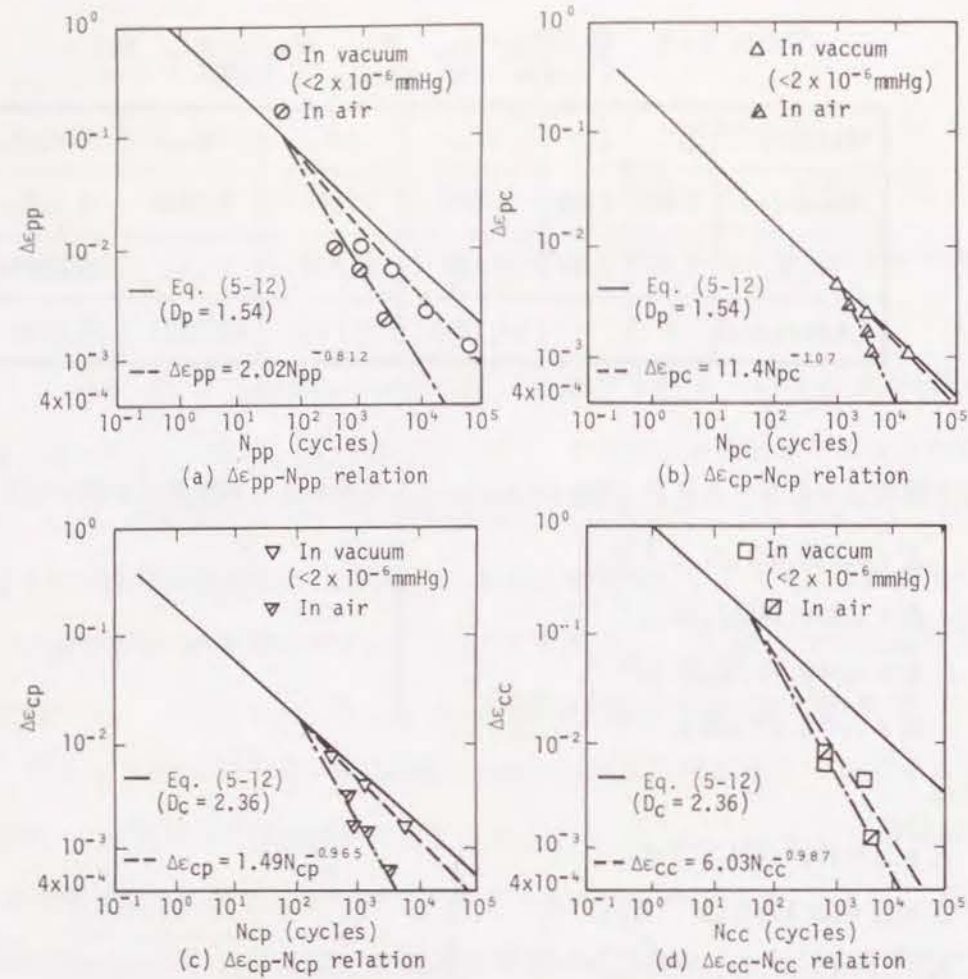


Fig. 5-5 DN-SRP life relations (eq. (5-12)) and experimental data obtained at 550°C for the normalized and tempered 2¹/₄Cr-1Mo steel

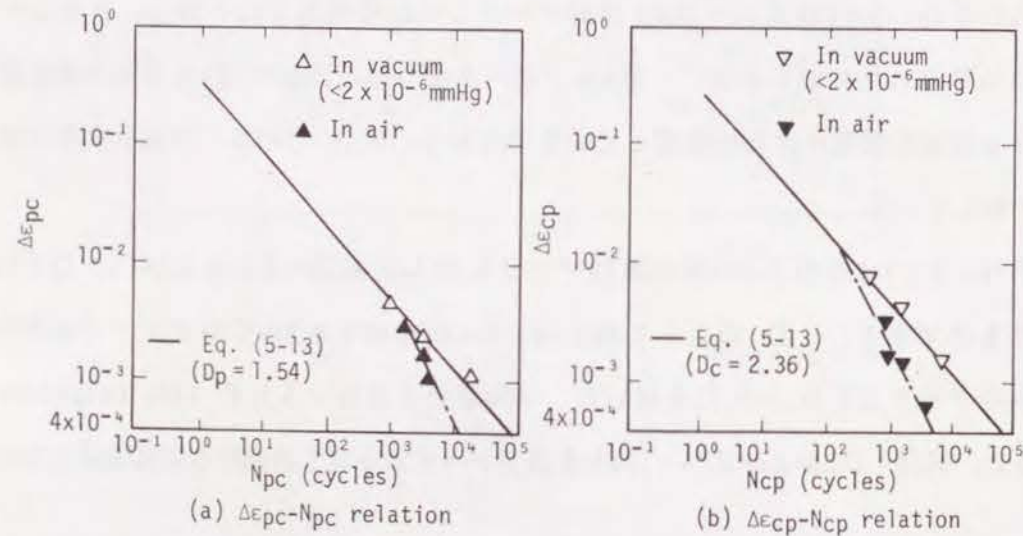


Fig. 5-6 DN-SRP life relations (eq. (5-13)) and experimental data obtained at 550°C for the normalized and tempered 2¹/₄Cr-1Mo steel

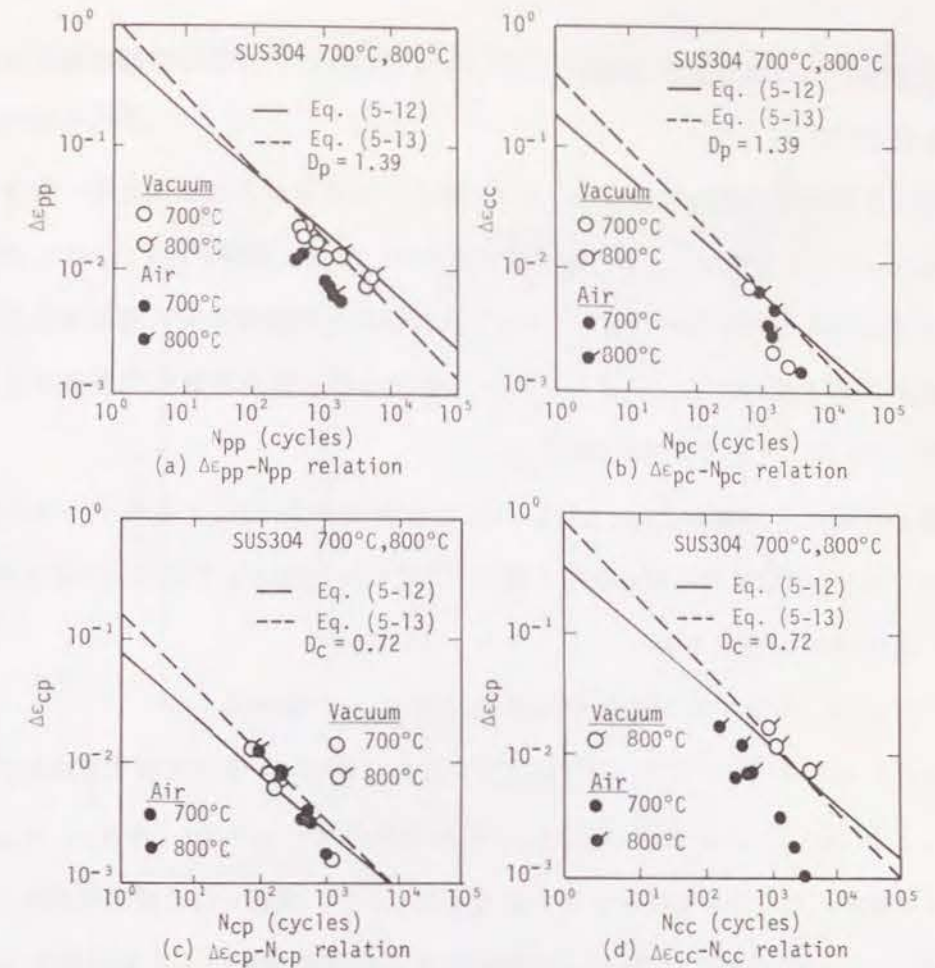


Fig. 5-7 DN-SRP life relations (eqs. (5-12) and (5-13)) and experimental data obtained at 700°C and 800°C for SUS304 stainless steel

5.3 考察

5.3.1 完全真空中のDN-SRP life relations

完全真空中のDN-SRP life relationsとして式(5-12), 式(5-13)のいずれを採用すべきかについて

- (1) SUS304鋼特性データとの適合性
- (2) 2¹/₄Cr-1Mo鋼特性データとの適合性

の2点により考察した。

まず, 2¹/₄Cr-1Mo鋼のデータをベースとして求められたDN-SRP life relations 式(5-12)あるいは式(5-13)とSUS304鋼の特性データの適合性をみる場合, 次の二通りの立場がある. 一つは真空条件が 5×10^{-6} mmHg以下程度であることを考慮して2¹/₄Cr-1Mo鋼の場合と同様SUS304鋼の場合にも雰囲気効果が存在しているとする

立場であり、一つはSUS304鋼の $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性データには雰囲気効果は含まれていないとする立場である。

前者の立場に立つ場合には式(5-12)と真空中特性データとは完全に一致する必要はないが、真空中データと大気中データが一致している $\Delta \varepsilon_{p,c} - N_{p,c}$ 特性と $\Delta \varepsilon_{o,p} - N_{o,p}$ 特性においてひずみの小さいところでDN-SRP life relationsと実験値の間に存在する差について何らかの説明が必要と思われる。Fig. 5-8は疲労寿命と真空度影響の関係が $\Delta \varepsilon_{ij}$ の種類によって異なると考えたときの説明図である。

後者の立場に立つ場合には、式(5-12)あるいは式(5-13)と実験データの合致しない理由についてかなり詳細な考察が必要である。考え得る理由として次の二つがあげられる。

(1) 式(5-8)の導出において $n_{ij} \approx n_i$ である。

(2) D_p, D_o のひずみ速度依存性が材料によって異なる。

(1)の場合には式(5-5)、式(5-6)の成立(すなわち仮定(4))を再検討する必要があることになる。しかし、Fig. 5-3(a)および(b)に示す実験事実は $n_{pp} = n_{pc} = n_p, n_{op} = n_{oc} = n_o$ を十分に示唆するものであり理由としては考えにくい、式(5-6)の成立可否については検討の余地がある。(2)については D_p 値が比較的ひずみ速度のおそいJIS試験法で求められたものであり、 D_p 値のひずみ速度依存性⁹⁾を考慮すると、PP試験やPC試験の引張側ひずみ速度($8 \times 10^{-3} \text{sec}^{-1}$)とJIS法のひずみ速度の間の領域でひずみ速度の上昇による D_p 値の上昇がSUS304鋼よりも $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼の方が大きい可能性がある。Fig. 5-9のデータ⁷⁾はこのような考察を裏付けるデータと言えよう。 D_o 値のひずみ速度依存性についてはFig. 5-4に示す結果からクリープ破断時間が500hr以内でみるとSUS304鋼の方が応力(すなわちひずみ速度)依存性が大きいようである。このような D_p, D_o 値のひずみ速度依存性はFig. 5-7で認められたDN-SRP life relationsと実験値の差を少なくする傾向にある。

一方、式(5-12)および(5-13)と $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼特性データとの適合性を見る場合、注目すべき点は今回の実験真空雰囲気条件下で求められた $\Delta \varepsilon_{o,c} - N_{o,c}$ 特性が両式と大きくかけ離れており、明らかに雰囲気効果を包含した形で求められている点であり、今回の真空条件下で求められた $\Delta \varepsilon_{p,c} - N_{p,c}$ 特性、 $\Delta \varepsilon_{o,p} - N_{o,p}$ 特性にも雰囲気効果が包含されていると考えるのが妥当であると考えられる。

以上の考察結果より、完全真空中のDN-SRP life relationsとしては式(5-12)が妥当であると判断される。

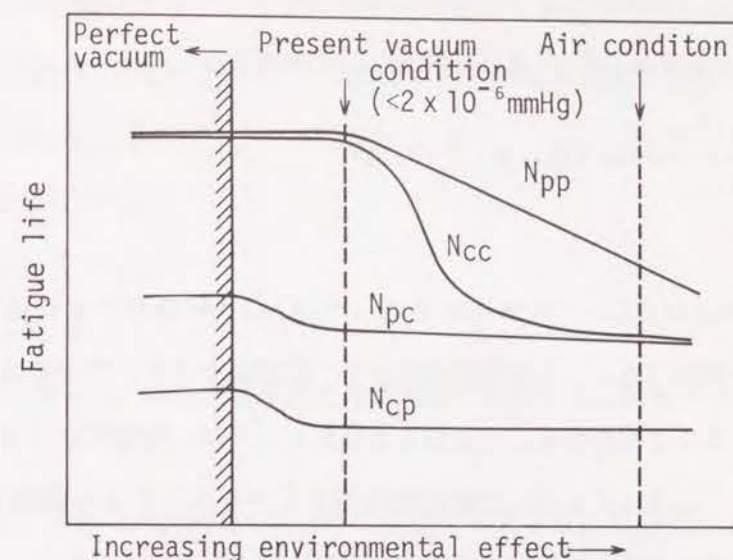


Fig. 5-8 Explanation of the environmental effect in the smaller strain range of SPR life relations of SUS304 stainless steel

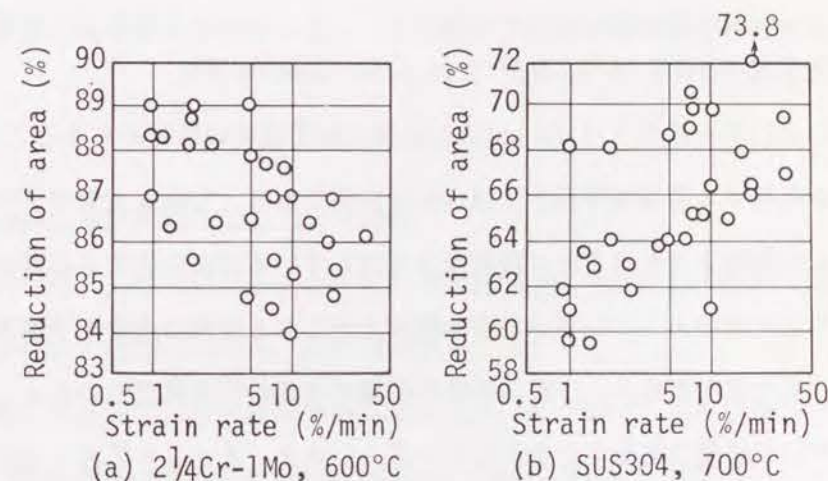


Fig. 5-9 The effect of strain rate on the reduction of area in high temperature tensile test⁹⁾

5.3.2 平滑丸棒試験片のクリープ疲労破壊寿命とき裂進展特性の関係

本章で展開した理論によれば平滑丸棒試験片のクリープ疲労破壊寿命はき裂進展寿命によって支配され、そのときのひずみと寿命の関係式は式(5-9)で与えられる。式(5-9)において $N_{ij}=1$ のとき $\Delta \epsilon_{ij} = \alpha_{ij} D_i$ (式(5-10-a))とすると

$$\frac{(a_r)_{ij}}{(a_0)_{ij}} = \exp(B_{ij} \alpha_{ij}^{n_i} D_i^{n_i}) \quad (5-14)$$

となる。

式(5-9)および式(5-10)あるいは式(5-14)より材料が定まれば $(a_r)_{ij}/(a_0)_{ij}$ の値は非弾性ひずみ範囲($\Delta \epsilon_{ij}$)の種類に応じて一定の値をとり、その値はき裂進展特性と密接な関係を持っていることがわかる。このことは $\Delta \epsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性だけでなくき裂進展特性をも知ることにより、 $(a_r)_{ij}/(a_0)_{ij}$ の値を知り得ることを示しており興味ある知見である。すなわち、材料に作用する非弾性ひずみ範囲の種類、すなわち $\Delta \epsilon_{pp}$ か $\Delta \epsilon_{pc}$ か $\Delta \epsilon_{cp}$ か $\Delta \epsilon_{cc}$ かによって a_0 , a_r , a_r/a_0 の値が異なるという基本的な考え方を高温クリープ疲労き裂進展試験の実施によって定量的に裏付け得ることを示唆している。

5.3.3 完全真空中のDN-SRP life relationsの重要性

完全真空中のDN-SRP life relationsは大気雰囲気の影響のあるところでは $(\Delta \epsilon_{ij})_{cr}$ 以上のひずみに対する寿命を予測する場合には有用であり、しかも大気中データをそのまま短寿命側へ外挿した場合よりもはるかに短寿命を予測している点に注目する必要がある。

このことは切欠き材のようにひずみがある程度大きくなる場合の寿命を予測する場合、ひずみの大きさに応じて大気中の $\Delta \epsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性を使用すべきか完全真空中の $\Delta \epsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性を使用すべきかの判定が必要であることを示している。いま、 $\Delta \epsilon_{in} = \sum \Delta \epsilon_{ij} (i, j = p, c)$ なる非弾性ひずみが繰返されたとき、寿命 N_r は次のように計算する必要がある。

$$\left. \begin{aligned} \frac{1}{N_r} &= \sum \frac{1}{N_{ij}} \quad (i, j = p, c) \\ N_{ij} &= \text{minimum of } (N_{ij})_{air} \text{ and } (N_{ij})_{vac} \end{aligned} \right\} \quad (5-15)$$

ただし、 $(N_{ij})_{air}$, $(N_{ij})_{vac}$ はそれぞれ大気中、真空中特性データをそのまま外挿あるいは内挿して得られる $\Delta \epsilon_{ij}$ に対応する寿命である。

5.4 結 言

完全真空中のDN-SRP life relationsを $2^{1/4}Cr-1Mo$ 鋼 AnnealedおよびNT材の大気中および不完全真空中で求めた $\Delta \epsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性より求めSUS304鋼の真空中データと比較した結果、完全真空中のDN-SRP life relationsとして次式を得た。

$$\begin{aligned} \Delta \epsilon_{pp} &= 0.5 D_p N_{pp}^{-0.5} \\ \Delta \epsilon_{pc} &= 0.145 D_p N_{pc}^{-0.5} \\ \Delta \epsilon_{cp} &= 0.111 D_p N_{cp}^{-0.5} \\ \Delta \epsilon_{cc} &= 0.5 D_c N_{cc}^{-0.5} \end{aligned}$$

これら完全真空中の特性は、繰返されるひずみが大きい場合には、大気中でも寿命評価上必要な性質である。

また、上記DN-SRP life relationsの導出プロセスより、材料の $\Delta \epsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性だけでなく、き裂進展特性を知ることにより、 $(a_r)_{ij}/(a_0)_{ij}$ の値を知ることができるとわかった。すなわち、「材料に作用する非弾性ひずみ範囲の種類によって、 a_0 , a_r , a_r/a_0 の値が異なる」という基本的な考え方を高温クリープ疲労き裂進展試験の実施によって検証できる可能性のあることがわかった。この点については第8章で検討する。

参考文献

- 1) S.S. Manson, ASTM STP 520, 744 (1973)
- 2) G.R. Halford, J.F. Saltsman and M.H. Hirschberg, NASA TM-73737 (1977)
- 3) R.P. Skelton, ASTM STP 770, 337 (1982)
- 4) 中山 忍, 大谷隆一, 日本機械学会講演論文集, No. 820-2, 264 (1982)
- 5) M.F.E. Ibrahim and K.J. Miller, Fatigue Engng. Mater. Struct., 1, 351 (1980)
- 6) L.F. Coffin, Exp. Mechanics, 8, 218 (1968)
- 7) 平 修二, 鉄と鋼, 54, 87 (1968)

第6章 高温クリープ疲労特性に及ぼす結晶粒径の影響

6.1 緒言

高温クリープ疲労特性に及ぼす結晶粒度の影響は材料設計を総合的な観点から行うために解明すべき重要な課題の一つであり、また実機厚肉部材で認められる肉厚方向の大きな結晶粒度差¹⁾や同一材料でのチャージ間の結晶粒度のばらつきの存在を考えると、高温機器の信頼性評価上からもその定量化が要求される問題であると言える。

高温材料の高温低サイクル疲労寿命の結晶粒度依存性についての研究は、オーステナイト系ステンレス鋼に関する Yamaguchi and Kanazawa²⁾や Raoら³⁾の報告や、多目的高温ガス炉材料に関する藤岡⁴⁾や服部ら⁵⁾の報告があるが必ずしも定量的な知見が得られていないのが現状である。この理由は高温低サイクル疲労寿命に及ぼすクリープの影響、大気雰囲気の影響および結晶粒度の影響が複雑にからみあっているためと考えられる。したがって、まず大気雰囲気の影響を分離した状態で高温クリープ疲労特性の結晶粒度依存性の定量化をはかることが問題解決の早道であると判断される。

第5章では、完全真空中の高温クリープ疲労特性を不完全真空中および大気中の試験結果より求める手法について述べたが、このような手法を用いれば、大気雰囲気の影響を分離した状態での結晶粒度依存性の評価が可能であると考えられる。さらに、完全真空中の DN-SRP life relations (Ductility Normalized Strain range Partitioning life relations) を用いれば、完全真空中の高温クリープ疲労特性に関係する ductility の結晶粒度依存性を求めることが出来る。一方、大気中の高温クリープ疲労特性の DN-SRP life relations としては Halford, Saltsman and Hirschberg の提案した式⁶⁾があり、結晶粒度依存性に関する大気中クリープ疲労データと ductility データを知れば、Halfordらの式を修正した形で、結晶粒度依存性を加味した新しい DN-SRP life relations を求め得る可能性がある。

本章ではこのような観点より、結晶粒径の異なる5種類の347鋼について大気中および不完全真空中のクリープ疲労試験を実施し、高温クリープ疲労特性の結晶粒度依存性の定量化について検討した。

6.2 試験および試験結果の解析方法

本研究に用いた347H鋼供試材の化学成分、製造履歴および結晶粒径をTable 6-1に示す。

No. 1, No. 3の供試材はSUS347H, TP347Hにそれぞれ相当している。高温クリープ破断強度はTP347Hの方がSUS347Hに比較して高い。通常、最終溶体化処理温度が高い程粗粒となり高温クリープ強度も高くなるが、No. 2の供試材は途中熱処理温度を従来よりも高温にしてSUS347H相当の細粒組織とTP347H相当の高温クリープ強度を有する細粒TP347Hと称されるものである⁷⁾。No. 4はTP347Hの場合よりも最終溶体化処理温度を高めて粗粒化をはかったものであり、No. 5はさらに処理してNo. 2およびNo. 3と最終熱処理温度を同一にしたものである。各供試材のマイクロ組織をFig. 6-1に示す。

試験片は直径10mm, 平行部30mm (G.L.=25mm)の中実丸棒試験片であり、圧延方向より採取した。試験温度はクリープ変形が著しくなる温度として750°Cを選び、大気中および真空中(5×10⁻⁶mmHg以下)で、PP, PC, CPおよびCC試験を実施した。試験温度750°Cにおける機械的性質をTable 6-2に示す。各試験に用いた最大ひずみ速度は8×10⁻³ 1/sec, 最小ひずみ速度は10⁻⁴ 1/secとし、試験結果より $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性を定める手法は第1章で述べた通りである。

Table 6-1. Chemical compositions, heat treatment condition and the grain size of the materials tested

No.	Chemical compositions, wt. %								Heat treatment condition after hot-rolled into 22mm thick plate	Grain size μm
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Nb		
1	0.09	0.53	1.56	0.004	0.004	12.12	17.59	0.87	1150°C×30min→30%CW→1160°C×10minWQ	20
2	0.09	0.53	1.56	0.004	0.004	12.12	17.59	0.87	1300°C×30min→30%CW→1220°C×10minWQ	30
3	0.09	0.52	1.60	0.016	0.004	12.44	18.25	0.92	1150°C×30min→30%CW→1220°C×10minWQ	40
4	0.09	0.52	1.60	0.016	0.004	12.44	18.25	0.92	1150°C×30min→30%CW→1220°C×10minWQ →1280°C×10minWQ	70
5	0.09	0.52	1.60	0.016	0.004	12.44	18.25	0.92	1150°C×30min→30%CW→1220°C×10minWQ →1280°C×10minWQ→1220°CWQ	80

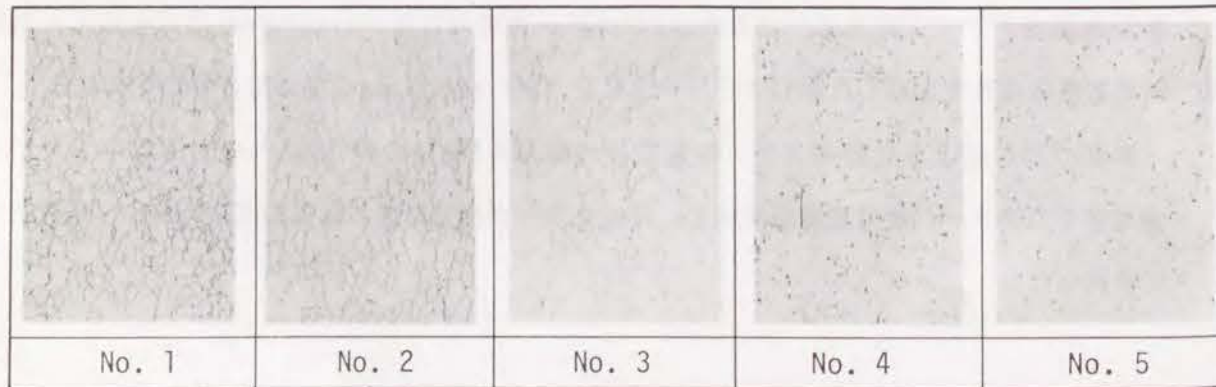


Fig. 6-1 Microphotographs of the materials tested

Table 6-2. Mechanical properties at 750°C of the materials tested

Test material	Tensile properties				Creep rupture properties				
	0.2% proof stress MPa	Tensile strength MPa	Elongation %	Reduction of area %	Applied stress MPa	Minimum creep rate %/1000hr	Time to rupture hr	Elongation %	Reduction of area %
No. 1	120	270	50.0	59.9	137	44.0	56.8	45.3	76.2
					98	9.7	225.4	63.7	78.1
					69	1.2	835.5	63.0	78.5
No. 2	130	300	43.0	51.0	127	130	82.2	44.0	57.8
					108	34.3	273.3	40.7	45.4
					98	2.5	333.0	-	-
No. 3	115	313	40.0	48.7	127	3.4	141.7	50.3	67.1
					98	0.6	384.3	48.3	62.8
					-	-	-	-	-
No. 4	118	326	36.5	48.2	(Not measured)				
No. 5	128	303	37.6	57.7					

また、前章で述べたように、本研究で採用した真空雰囲気(5×10⁻⁶mmHg以下)は完全真空中の $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性を求めるためには十分でなく、そこで求められた $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性には大気雰囲気の影響が包含されていると考えられる。そこで、各供試材毎に、Fig. 6-2に示すような雰囲気効果モデルを用いて、完全真空中の $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性を次式の形で求めた。

$$\Delta \epsilon_{ij} = C_{ij} N_{ij}^{-0.5} \quad (i, j = p, c) \quad \text{-----} \quad (6-1)$$

このようにして得られた大気中および完全真空中の $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性をもとにして、次のような手順によって、 $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性に及ぼす結晶粒径の影響を表示する実験式を求めた。

- (1) 定数 C_{ij} の結晶粒径依存性の定式化
- (2) 完全真空中のDN-SRP life relations

$$\Delta \epsilon_{ij} = \alpha_{ij} D_i N_{ij}^{-0.5} \quad (i, j = p, c) \quad \text{-----} \quad (6-2)$$

中の定数 α_{ij} は結晶粒径に依存しないものと仮定し、 D_i の結晶粒径依存性を次式で求める。

$$D_i = \frac{1}{\alpha_{ij}} C_{ij} \quad (i, j = p, c) \quad \text{-----} \quad (6-3)$$

- (3) 引張試験およびクリープ破断試験より求めた D_i と式(6-3)で求めた D_i を比較し、上記手順(2)で設定した仮定の妥当性を検討する。

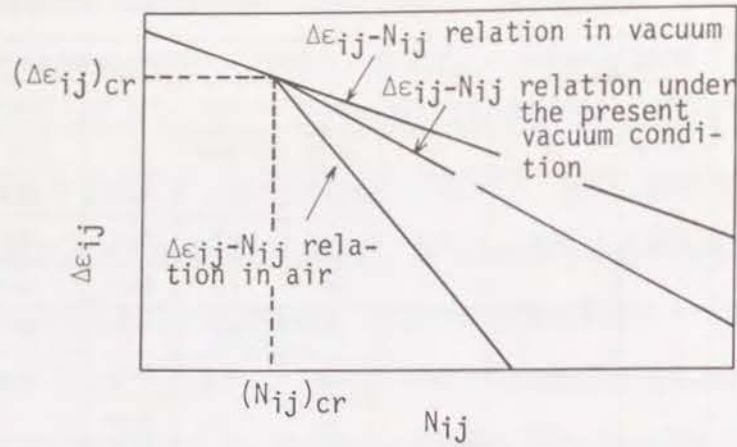


Fig. 6-2 Environmental effect in SRP life relations

(4) 大気中のDN-SRP life relationsを, Halfordら⁶⁾の提案した式を参考にして, 次式のように仮定し, 大気中の実験データおよび式(6-3)を用いて, 定数 k_{ij} の結晶粒径依存性を定式化する.

$$\left. \begin{aligned} \Delta \varepsilon_{pp} &= k_{pp} D_p N_{pp}^{-0.6} \\ \Delta \varepsilon_{pc} &= k_{pc} D_p^{0.6} N_{pc}^{-0.6} \\ \Delta \varepsilon_{cp} &= k_{cp} D_c^{0.6} N_{cp}^{-0.6} \\ \Delta \varepsilon_{cc} &= k_{cc} D_c^{0.6} N_{cc}^{-0.6} \end{aligned} \right\} \text{----- (6-4)}$$

6.3 結果

6.3.1 $\Delta \varepsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性

Fig. 6-3に大気中で得られた各供試材の $\Delta \varepsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性を, Fig. 6-4に真空中($<5 \times 10^{-6}$ mmHg)で得られた $\Delta \varepsilon_{pp}-N_{pp}$ 特性と $\Delta \varepsilon_{cp}-N_{cp}$ 特性を示す. Fig. 6-5は $\Delta \varepsilon_{ij}=1\%$ および 0.3% の場合の疲労寿命 N_{ij} と結晶粒径の関係を示したものであり, これから寿命 N_{ij} は ij によらずいずれも結晶粒が大となるに従って短くなる傾向にあることが明らかである.

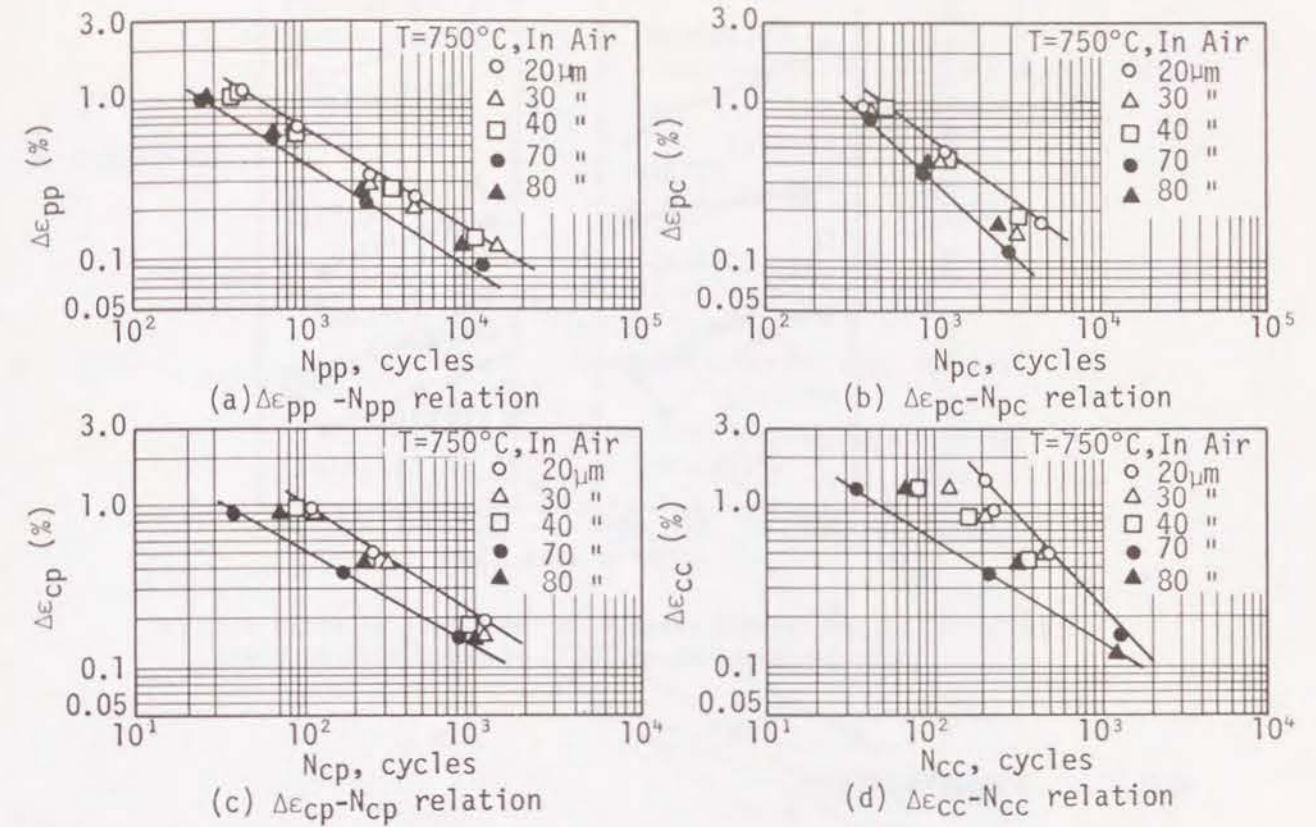


Fig. 6-3 Experimental data on $\Delta \varepsilon_{ij}$ versus N_{ij} relationship in air

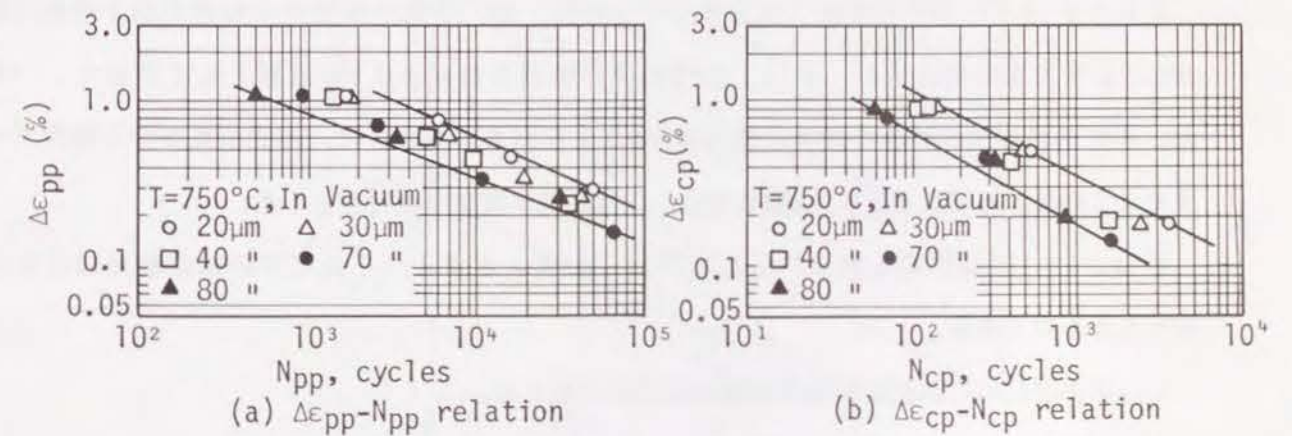


Fig. 6-4 Experimental data on $\Delta \varepsilon_{ij}$ versus N_{ij} relationship in a vacuum of pressure lower than 5×10^{-6} mmHg

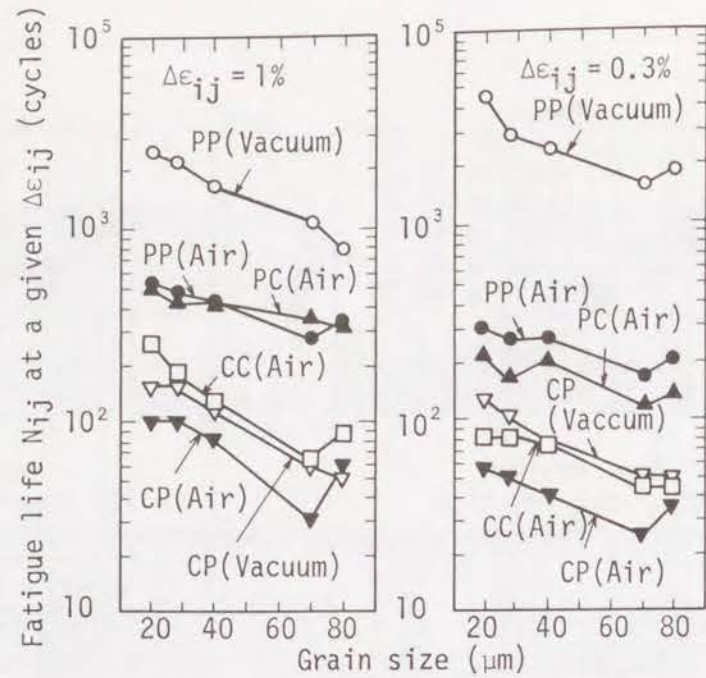


Fig. 6-5 Experimental results on the effect of grain size on the fatigue life at 750°C of 347 stainless steel

6.3.2 C_{ij} の結晶粒径依存性

Fig. 6-6は、Fig. 6-2に示したような雰囲気効果モデルに基づいて完全真空中の $\Delta \varepsilon_{pp}-N_{pp}$ 特性および $\Delta \varepsilon_{cp}-N_{cp}$ 特性を求め、大気中および真空中特性データと比較して示したものである。

ここでFig. 6-6中の実線（完全真空中の特性）は、不完全真空中の特性の傾きの絶対値が0.5より大きい場合には、Fig. 6-2の点Oを通る傾き-0.5の直線として求めた。また、不完全真空中の特性の傾きの絶対値が0.5より小さい場合には、不完全真空中の特性データとよく合致する傾き-0.5の直線を求め、これを完全真空中の特性とした。

Fig. 6-7は定数 C_{pp} および C_{cp} をFig. 6-6より求め、それぞれの結晶粒径依存性を図示したものである。

C_{pp} および C_{cp} の結晶粒径依存性は次式で表示できる。

$$\left. \begin{aligned} C_{pp} &= 0.080 + 0.070 d^{-1/2} \\ C_{cp} &= 0.060 + 0.008 d^{-1/2} \end{aligned} \right\} (d: \text{mm}) \quad \text{-----} \quad (6-5)$$

ところで、第5章での結果より、式(6-2)中の α_{ij} は $\alpha_{pp}=0.5$ 、 $\alpha_{pc}=0.145$ 、 $\alpha_{cp}=0.111$ および $\alpha_{cc}=0.5$ であるから、式(6-3)より、

$$\left. \begin{aligned} D_p &= 0.160 + 0.140 d^{-1/2} \\ D_c &= 0.540 + 0.072 d^{-1/2} \end{aligned} \right\} \text{-----} \quad (6-6)$$

$$\left. \begin{aligned} C_{pc} &= 0.0230 + 0.0200 d^{-1/2} \\ C_{cc} &= 0.270 + 0.0360 d^{-1/2} \end{aligned} \right\} \text{-----} \quad (6-7)$$

が得られる。

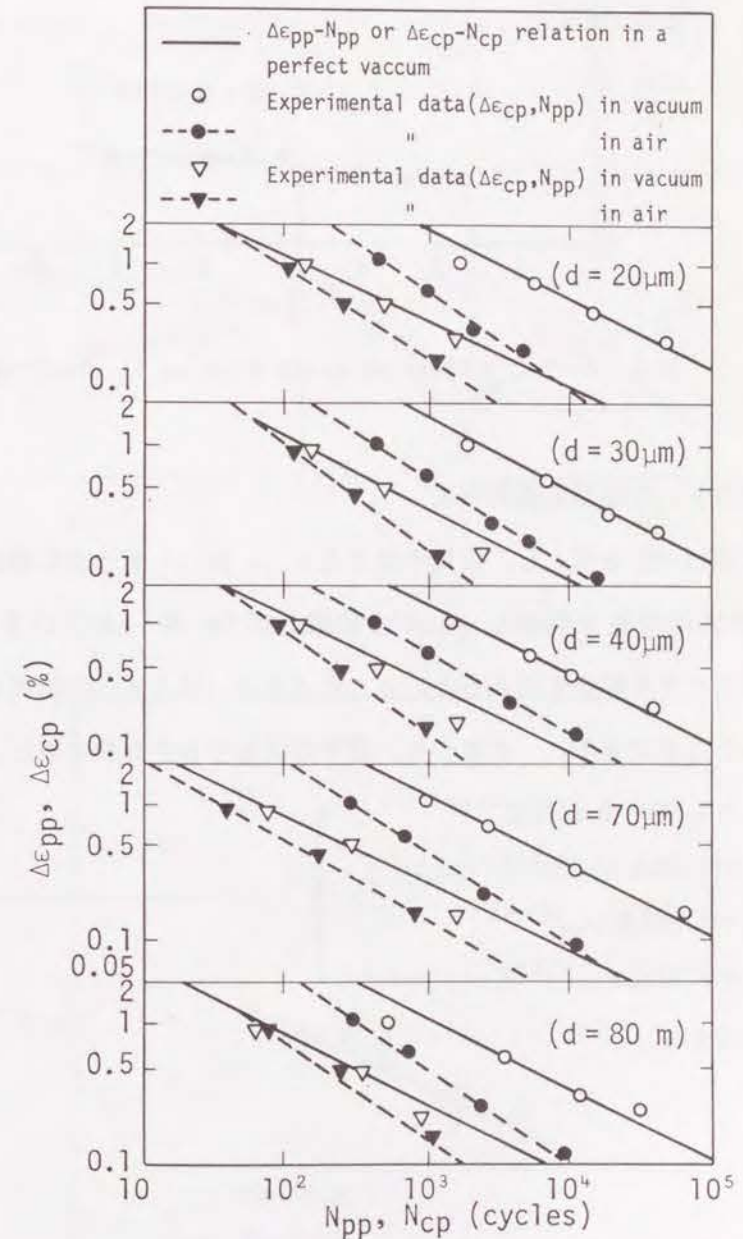


Fig. 6-6 The $\Delta \varepsilon_{pp}-N_{pp}$ and $\Delta \varepsilon_{cp}-N_{cp}$ relations in a perfect vacuum determined by taking into account the environmental effect shown in Fig. 6-2 based on the experimental data

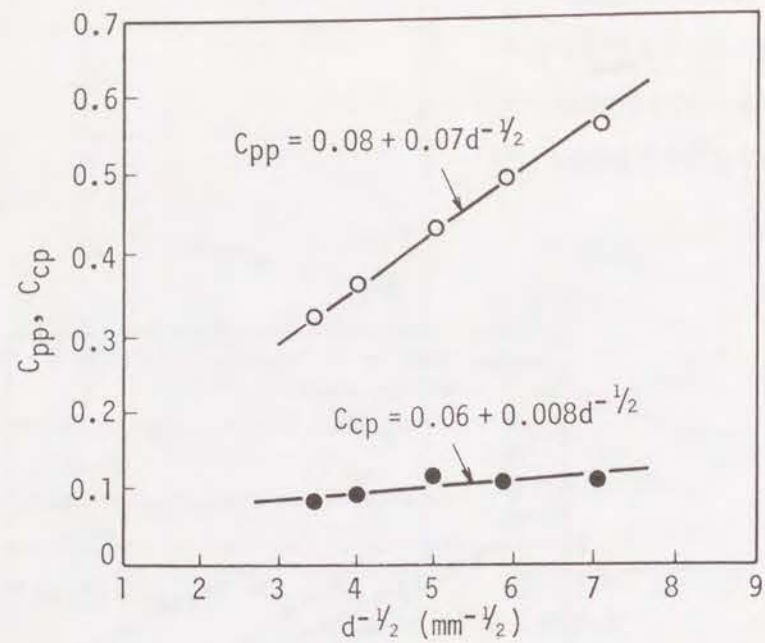


Fig. 6-7 Effect of grain size on C_{pp} and C_{cp}

6.3.3 定数 k_{ij} の結晶粒径依存性

式(6-4)に式(6-6)を代入し、大気中の $(\Delta \varepsilon_{ij}, N_{ij})$ データに対応する k_{ij} データを定め、 k_{ij} の結晶粒径依存性を調べた。その結果、Fig. 6-8およびFig. 6-9に示すように、 $d = 70 \mu\text{m}$ のデータを除いて考えると、 k_{ij} と d あるいは $\Delta \varepsilon_{ij}$ の間にはほぼ一定の関係があると考えられることができる。すなわち、若干のばらつきを無視すれば、次式

$$\left. \begin{aligned} k_{pp} &= 0.640 - 0.0438 d^{-1/2} \\ k_{pc} &= 1.19 \Delta \varepsilon_{pc}^{0.238} \\ k_{cp} &= 0.328 \Delta \varepsilon_{cp}^{0.169} \\ k_{cc} &= 1.19 \Delta \varepsilon_{cc}^{0.364} \end{aligned} \right\} \text{----- (6-8)}$$

が成立すると言える。

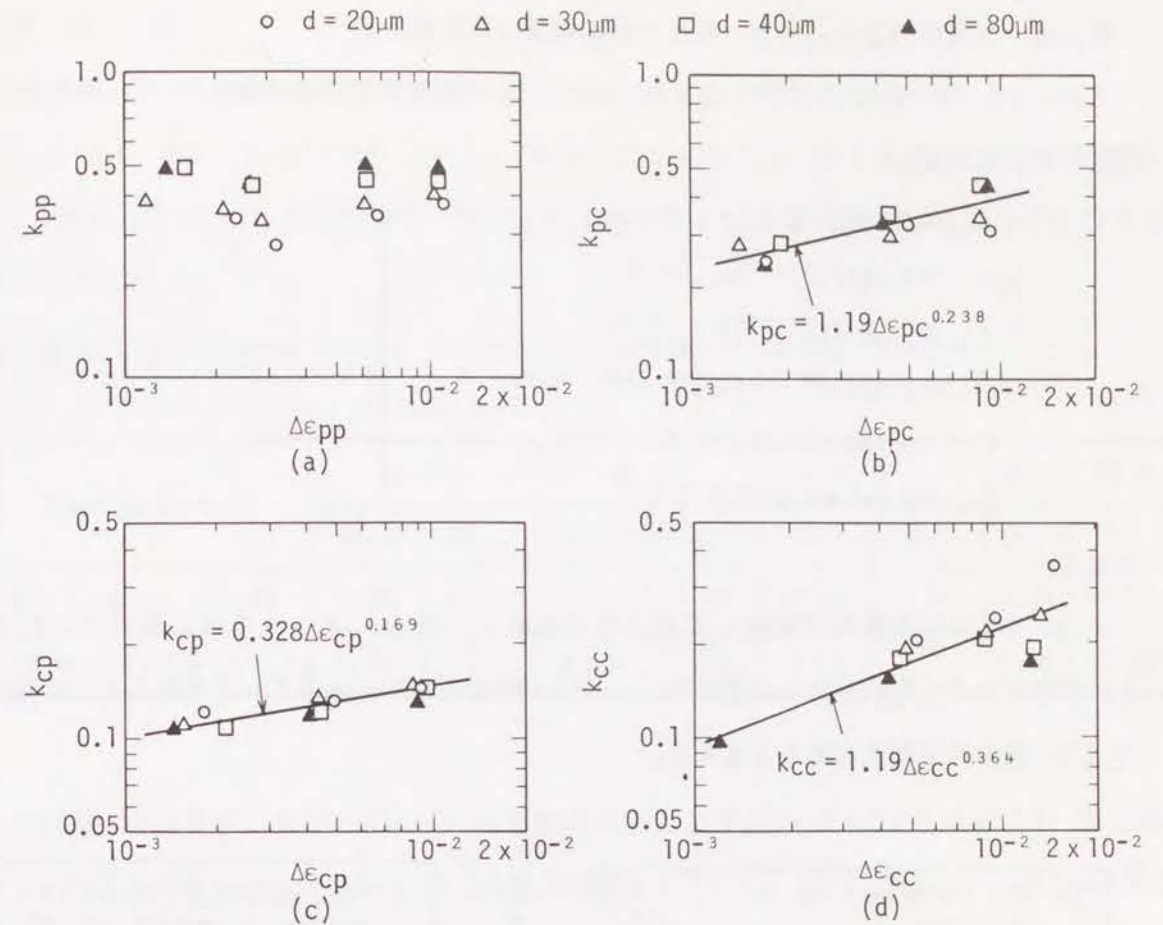


Fig. 6-8 Effect of grain size on k_{ij}

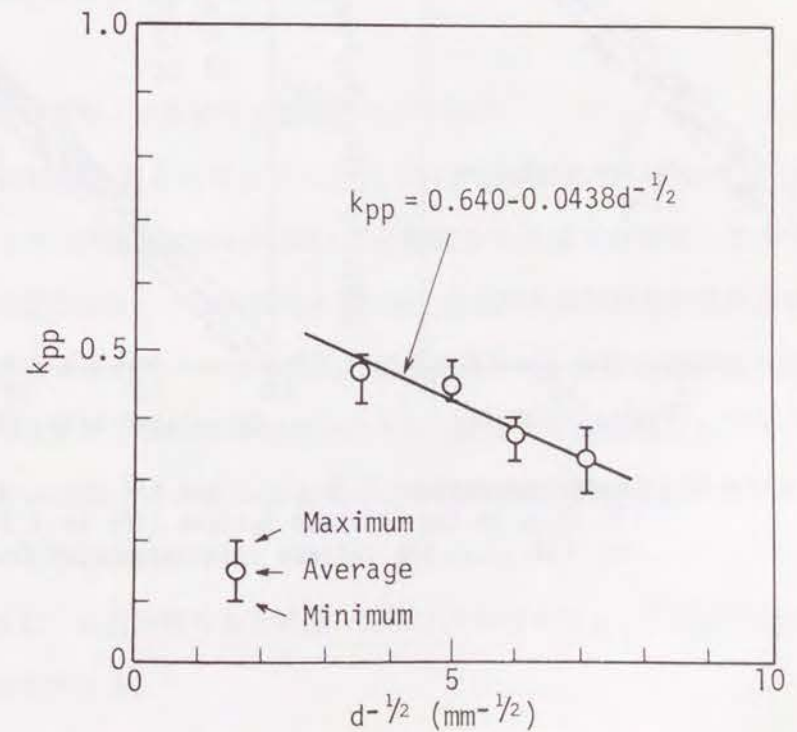


Fig. 6-9 Effect of grain size on k_{pp}

6.3.4 大気中の $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性の結晶粒径依存性表示式

式(6-4), (6-6)および(6-8)より, 347H鋼の750°C大気中の $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性の結晶粒径依存性表示式は,

$$\left. \begin{aligned} \Delta \varepsilon_{pp} &= (0.640 - 0.0438 d^{-1/2}) D_p N_{pp}^{-0.8} \\ \Delta \varepsilon_{pc} &= 1.26 D_p^{0.787} N_{pc}^{-0.787} \\ \Delta \varepsilon_{cp} &= 0.261 D_c^{0.722} N_{cp}^{-0.722} \\ \Delta \varepsilon_{cc} &= 1.31 D_c^{0.943} N_{cc}^{-0.943} \\ D_p &= 0.160 + 0.140 d^{-1/2} \\ D_c &= 0.540 + 0.0720 d^{-1/2} \end{aligned} \right\} \text{----- (6-9)}$$

となる。

Fig. 6-10は本研究で実施して求めた $(\Delta \varepsilon_{ij}, N_{ij})$ データの N_{ij} を式(6-9)で推定し, 実験データと比較したものである。式(6-9)は $d = 70 \mu\text{m}$ のデータを除くと, ほぼfactor of 1.5の寿命推定精度があると言える。

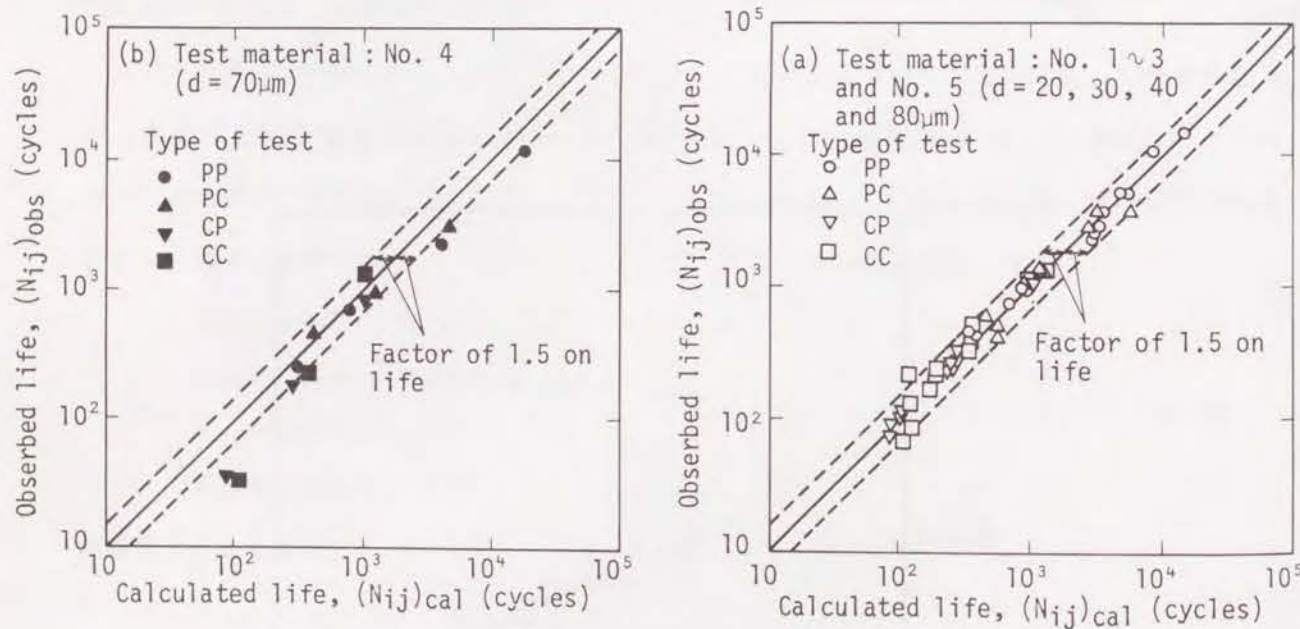


Fig. 6-10 Comparison between $(N_{ij})_{obs}$ and $(N_{ij})_{cal}$, where $(N_{ij})_{obs}$ is the observed fatigue life in IJ test and $(N_{ij})_{cal}$ the fatigue life calculated from eq. (6-9)

6.4 考 察

6.4.1 C_{ij} の結晶粒径依存性表示式より求めた D_i 値と実験値の対応について

Table 6-3は, 各供試材について, 式(6-6)で求めた D_i 値とTable 6-2の破断絞り ϕ_i の値から求めた D_i 値を比較し, 式(6-9)を参考にしてその寿命推定精度への影響を調べたものである。

Table 6-3. Comparison of D_i values determined from eq. (6-6) with those calculated by $D_i = -\ln(1 - \phi_i)$ using ϕ_i measured by tensile and creep rupture tests

Test material	No. 1		No. 2		No. 3		No. 4	No. 5
	D_p	D_c	D_p	D_c	D_p	D_c	D_p	D_p
D_i from eq. (6-6)	1.15	1.05	1.00	0.97	0.86	0.90	0.69	0.65
$D_i = \ln(1 - \phi_i)$	0.91	1.44 ~1.54	0.71	0.61 ~0.86	0.67	0.99 ~1.11	0.66	0.86

Table 6-3より, 式(6-6)の D_i 値を採用するか, Table 6-2より求めた D_i 値を採用するかによる寿命値の差はfactor of 2の範囲に収まっており, とくに問題のないことがわかる。したがって, 第6.2節の手順(2)で設定した仮定「 α_{ij} は結晶粒径に依存しない定数」は今回の実験範囲内ではほぼ妥当であると言える。

6.4.2 結晶粒径70 μm のデータの特異性について

Fig. 6-10(b)から明らかなように, $d = 70 \mu\text{m}$ の N_{ij} データは式(6-9)で推定される値よりも小さく, その程度はfactor of 1.5の範囲から大きくはみ出しており, factor of 3の範囲に収まる程度である。この原因としては, 供試材の最終熱処理温度が他の供試材のそれに比べ高いことが考えられる。溶体化処理温度が高いと, 溶体化処理後の固溶炭素量が大で, Fig. 6-11に示すような粒界析出物とくにCr炭化物の析出時には, その周囲にCr欠乏層が形成されるのが通常であり, したがって, Cr炭化物の析出が多いほど粒界の耐酸化性が損なわれると考えることができる。

このことはまた, 材質が異なると式(6-8)のように求めた k_{ij} の結晶粒径依存性が異なることを示唆するものと言える。

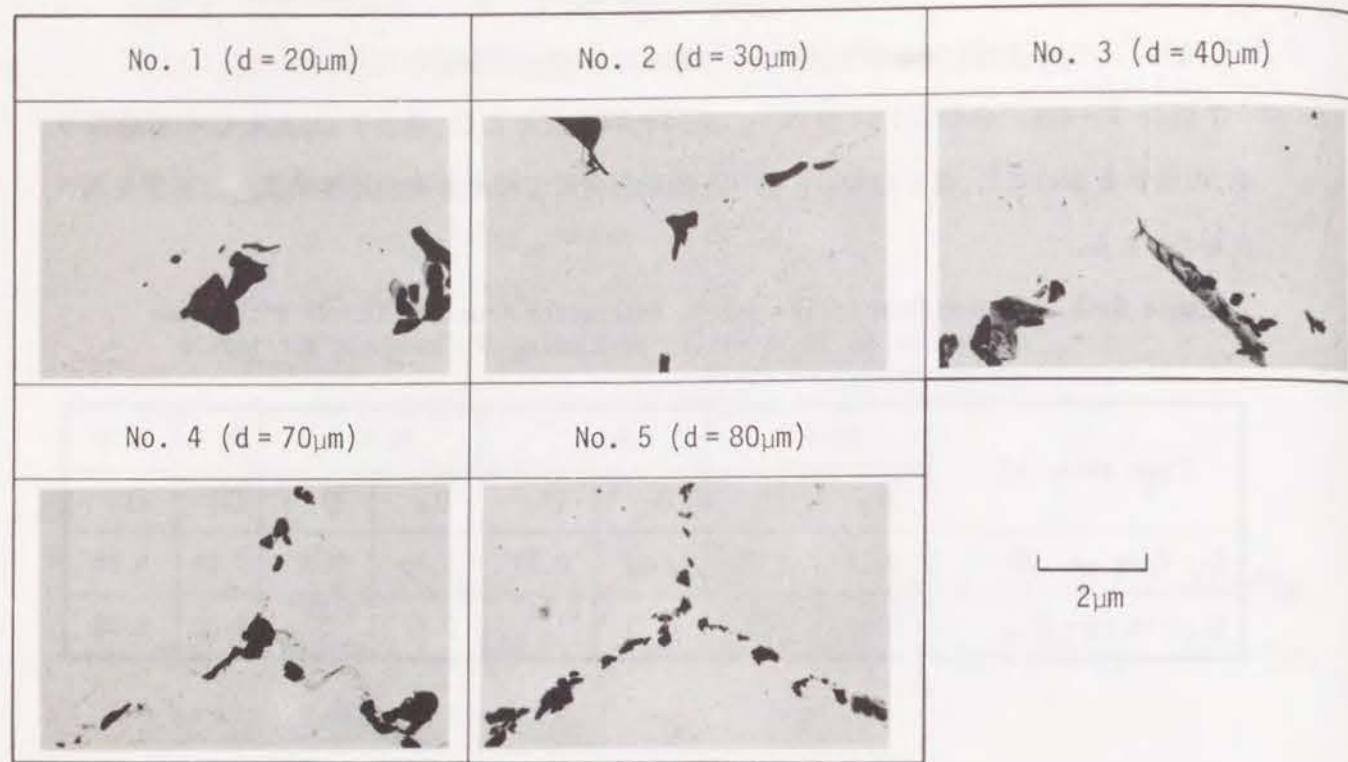


Fig. 6-11 Cr carbides precipitated during the tests

6.4.3 C_{pc} および C_{cc} の結晶粒径依存式の成立性について

Fig. 6-12は、式(6-7)の定数 C_{pc} の粒径依存性の成立性を評価するため、真空中で2, 3のPC試験を行い、式(6-7)から得られる $\Delta \epsilon_{pc} - N_{pc}$ 関係と試験より得られた($\Delta \epsilon_{pc}$, N_{pc})データを比較したものである。実験データが少なく断定的なことは言えないが、式(6-7)の定数 C_{pc} を用いるとかなり寿命 N_{pc} を小さく見積もる事になることがわかる。式(6-7)は $\alpha_{pc} = 0.145$ を D_p 値に乗じて求められたものであることを考えると、Fig. 6-12に認められるような結果は α_{pc} 値の決定誤差および D_p 値の決定誤差に起因するものであり、とくに α_{pc} 値については今後更なる実験データの蓄積により修正が必要であることを示唆していると言える。事実 α_{pc} 値にはfactor of 2程度の不確かさがあり(第5章)、これを考慮すると、Fig. (6-12)に示す推定値と実験値の差は許容範囲内であると言える。

定数 C_{cc} の成立性を実証するデータは本研究では得られていないが、 $\alpha_{cc} = 0.5$ には決定誤差が含まれないことを考えると、 C_{cc} は式(6-7)の形でそのまま使用できると考えられる。

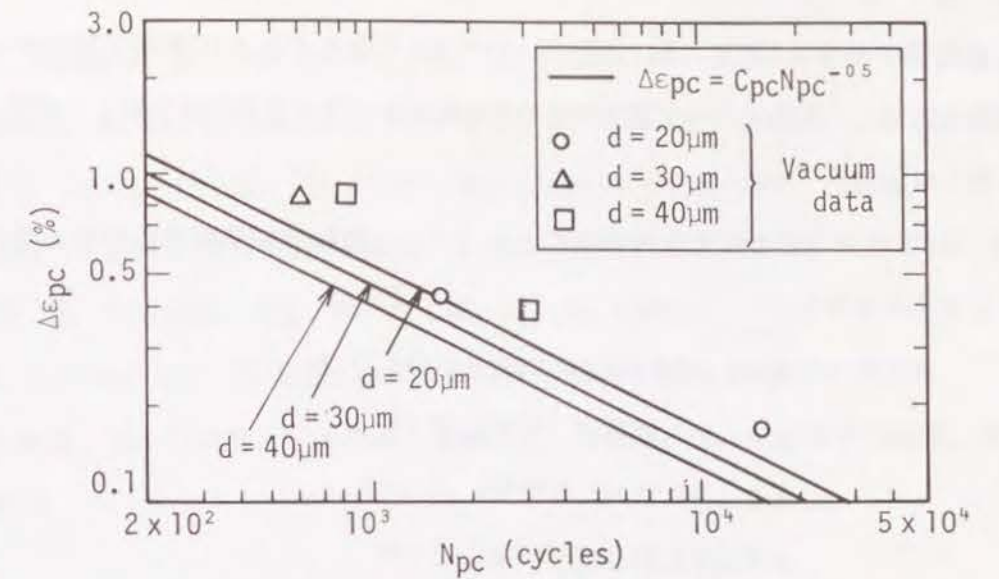


Fig. 6-12 Comparison of the $\Delta \epsilon_{pc} - N_{pc}$ relation in a perfect vacuum with the experimental data

6.4.4 大気中の $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性の結晶粒径依存性の一般形について

本章で得られた347鋼の場合から類推して大気中の $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性の結晶粒径依存性は

$$\left. \begin{aligned}
 \Delta \epsilon_{pp} &= (\gamma_{pp1} + \gamma_{pp2} d^{-1/2}) D_p N_{pp}^{-0.8} \\
 \Delta \epsilon_{pc} &= \gamma_{pc} (D_p / N_{pc})^{n_{pc}} \\
 \Delta \epsilon_{cp} &= \gamma_{cp} (D_c / N_{cp})^{n_{cp}} \\
 \Delta \epsilon_{cc} &= \gamma_{cc} (D_c / N_{cc})^{n_{cc}} \\
 &(\gamma_{pp1}, \gamma_{pp2}, \gamma_{pc}, \gamma_{cp}, \gamma_{cc}, n_{pc}, n_{cp}, n_{cc}: \text{材料定数})
 \end{aligned} \right\} (6-10)$$

と表示できると考えられる。 $\Delta \epsilon_{pp} - N_{pp}$ 特性を除き、いずれも D_p , D_c の結晶粒径依存性に包含された形となる。

式(6-10)中の材料定数 γ_{pp1} , γ_{pp2} , γ_{pc} , γ_{cp} , n_{pc} , n_{cp} , n_{cc} を決定するためには、各特性につき少なくとも2個以上の試験データが必要である。とくに $\Delta \epsilon_{pp} - N_{pp}$ 特性を決定するためには結晶粒径の異なる試験片についてのデータが必要である。

6.5 結 言

結晶粒径の異なる5種類の347H鋼について750℃大気中および不完全真空中のクリープ疲労試験を実施し、高温クリープ疲労特性の結晶粒度依存性の定量化を検討した結果、以下の事が明らかとなった。

- (1) 750℃大気中および完全真空中の $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性の結晶粒度依存性に関する実験式として次式を得た。

$$\text{大気中: } \Delta \varepsilon_{pp} = (0.640 - 0.0438 d^{-1/2}) D_p N_{pp}^{-0.6}$$

$$\Delta \varepsilon_{pc} = 1.26 D_p^{0.787} N_{pc}^{-0.787}$$

$$\Delta \varepsilon_{cp} = 0.261 D_c^{0.722} N_{cp}^{-0.722}$$

$$\Delta \varepsilon_{cc} = 1.31 D_c^{0.843} N_{cc}^{-0.843}$$

$$D_p = 0.160 + 0.140 d^{-1/2}$$

$$D_c = 0.540 + 0.0720 d^{-1/2} \quad (d: \text{結晶粒径, mm})$$

$$\text{真空中: } \Delta \varepsilon_{pp} = 0.5 D_p N_{pp}^{-0.5}$$

$$\Delta \varepsilon_{pc} = 0.145 D_p N_{pc}^{-0.5}$$

$$\Delta \varepsilon_{cp} = 0.111 D_c N_{cp}^{-0.5}$$

$$\Delta \varepsilon_{cc} = 0.5 D_c N_{cc}^{-0.5}$$

- (2) 上記実験式は、最終熱処理温度1220℃以下の4種類の供試材（ $d = 20, 28, 40$ および $80 \mu\text{m}$ ）のPP, PC, CPおよびCC試験データをfactor of 1.5の精度で予測し得る。
- (3) しかし、最終熱処理温度が1280℃と高い供試材に対しては、その予測精度はfactor of 3程度であり、ミクロ組織（析出物生成に伴うCr欠乏層の存在）の影響を考慮する必要がある。
- (4) 本章で得られた347鋼の場合から類推して一般的な大気中の $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性の結晶粒径依存性は

$$\Delta \varepsilon_{pp} = (\gamma_{pp1} + \gamma_{pp2} d^{-1/2}) D_p N_{pp}^{-0.6}$$

$$\Delta \varepsilon_{pc} = \gamma_{pc} (D_p / N_{pc})^{n_{pc}}$$

$$\Delta \varepsilon_{cp} = \gamma_{cp} (D_c / N_{cp})^{n_{cp}}$$

$$\Delta \varepsilon_{cc} = \gamma_{cc} (D_c / N_{cc})^{n_{cc}}$$

($\gamma_{pp1}, \gamma_{pp2}, \gamma_{pc}, \gamma_{cp}, \gamma_{cc}, n_{pc}, n_{cp}, n_{cc}$: 材料定数)

と表示できると考えられる。 $\Delta \varepsilon_{pp} - N_{pp}$ 特性を除き、いずれも D_p, D_c の結晶粒径依存性に包含された形となる。

参考文献

- 1) J.F. DeLong et al, ASME-MPC vol. 25, 192 (1984)
- 2) K. Yamaguchi and K. Kanagawa, Met. Trans. A, 11a, 1691 (1980)
- 3) K.B.S. Rao et al, Proc. Int. Conf. Creep, April 14-18, 1986, Tokyo, p. 77
- 4) 藤岡順三ほか3名, 学振123委研報告, 19, 165 (1978)
- 5) 服部 博, 北川正樹, 大友 暁, 鉄と鋼, 68, 121 (1982)
- 6) G.R. Halford, J.F. Saltsman and M.H. Hirschberg, NASA TM-73737 (1977)
- 7) 吉川州彦, 富士川尚男, 寺西洋志, 湯沢 浩, 久保田 稔, 火力原子力発電, 36, 1325 (1985)

第7章 高温クリープ疲労の破壊形態

7.1 緒言

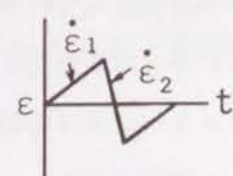
クリープ疲労の微視的な破壊機構を把握するためには、まず材料の破壊形態がクリープと疲労の重畳の仕方によってどのように変化するかを理解しておく必要がある。本章においては、前章までの研究結果をもとに、主としてオーステナイト系ステンレス鋼のクリープ疲労破壊形態の定性的な傾向についてまとめ、クリープ疲労の破壊機構について考察した。

7.2 検討方法

Table 7-1はクリープ疲労破壊形態を評価するために用いた基本的な5種類の試験と条件を示す。PP, PC, CPおよびCC試験は前章までの試験と同一のものであり、完全両振三角波のひずみ波形を用い、各試験間で引張過程と圧縮過程のひずみ速度 $\dot{\epsilon}_1$, $\dot{\epsilon}_2$ を変えることにより引張側と圧縮側に含まれるクリープ変形の割合を変化させ、疲労とクリープの重畳の仕方を変えた。DC試験では、Fig. 7-1に示すように、長時間クリープ試験とPP試験を交互に行い、クリープ損傷と疲労損傷を交互に独立に与えた。

供試材はSUS304, SUS321で、その化学成分および室温の機械的性質をTable 7-2に示す。試験温度は600~800°C, 試験雰囲気は大気中および真空中($<5 \times 10^{-6}$ mm Hg)である。また、用いた試験片は直径10mm, 平行部30mmの中実丸棒試験片であり、DC試験片はクリープ負荷のためつば付のものを用いた。き裂の発生と進展は光学顕微鏡による縦断面組織観察と走査電子顕微鏡による破面観察により調べた。

Table 7-1. Basic tests and their test condition for evaluation of creep-fatigue interaction

Type of test	Type of inelastic strain cycled to the specimen	Stress or strain waveform	
PP	$\Delta \epsilon_{pp}$		$\dot{\epsilon}_1 : \text{fast}, \dot{\epsilon}_2 : \text{fast}$
PC	$\Delta \epsilon_{pp} + \Delta \epsilon_{pc}$		$\dot{\epsilon}_1 : \text{fast}, \dot{\epsilon}_2 : \text{slow}$
CP	$\Delta \epsilon_{pp} + \Delta \epsilon_{cp}$		$\dot{\epsilon}_1 : \text{slow}, \dot{\epsilon}_2 : \text{fast}$
CC	$\Delta \epsilon_{pp} + \Delta \epsilon_{cc}$		$\dot{\epsilon}_1 : \text{slow}, \dot{\epsilon}_2 : \text{slow}$
DC	$N_i \Delta \epsilon_{pp} + \delta_c$		Repetition of long term creep (σ, t_i hr) and low cycle fatigue (PP test, N_i cycles)

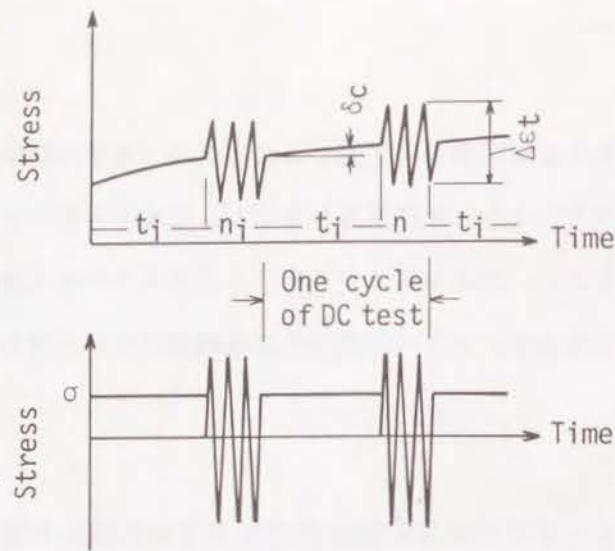


Fig. 7-1 Schematic representation of stress and strain variation in DC test

Table 7-2. Chemical compositions and tensile properties of materials tested

Material	Chemical compositions (wt. %)										Tensile properties at room temperature			
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Ti	0.2% proof stress $\sigma_{0.2}$ (kgf/mm ²)	Tensile strength σ_B (kgf/mm ²)	Elongation δ (%)	Reduction of area ψ (%)
304 steel(I)	0.07	0.69	1.71	0.022	0.008	0.03	9.22	18.79	0.05	-	25.2	63.0	66.0	75.8
304 steel(II)	0.07	0.74	1.71	0.025	0.004	0.04	9.22	19.04	0.05	-	22.7	59.0	66.9	79.8
321 steel	0.08	0.53	1.69	0.018	0.007	0.02	10.55	17.70	0.03	1.46	25.7	59.3	56.0	69.0

7.3 き裂および破面観察結果

7.3.1 PP試験の場合

PP試験により表面に発生したき裂の断面写真をFig. 7-2に、大気中および真空中のPP試験で得られた破面のSEM写真をFig. 7-3およびFig. 7-4に示す。PP試験条件下ではき裂は試験片の表面から発生し粒内を進展する。真空中で得られた破面ではストライエーションはあまり明瞭でないが、大気中で得られた破面には明瞭なストライエーションが認められる。このようなストライエーションの間隔をき裂発生点からき裂進展方向に一定距離aで測定し、ストライエーション間隔(SS)と $\Delta \epsilon_t \sqrt{a}$ の関係を異なる全ひずみ $\Delta \epsilon_t$ に対してプロットすると、Fig. 7-5に示すように、温度一定のとき $\Delta \epsilon_t$ の大きいかんによらずSSとパラメータ $\Delta \epsilon_t \sqrt{a}$ の間に良い相関が認められる。(第1章参照)



Fig. 7-2 An optical micrograph of the secondary cracks appeared near the specimen surface in PP test (SUS304, T=700°C in air, $\Delta \epsilon_t=1\%$, $\Delta \epsilon_{pp}=0.71\%$)



Fig. 7-3 A scanning electron micrograph of the fracture surface obtained in PP test in air (SUS321, T=650°C, $\Delta \epsilon_t=0.6\%$, $\Delta \epsilon_{pp}=0.27\%$)



Fig. 7-4 A scanning electron micrograph of the fracture surface obtained in PP test in vacuum (SUS304, $T=800^{\circ}\text{C}$, $\Delta\varepsilon_t=1\%$, $\Delta\varepsilon_{pp}=0.77\%$)

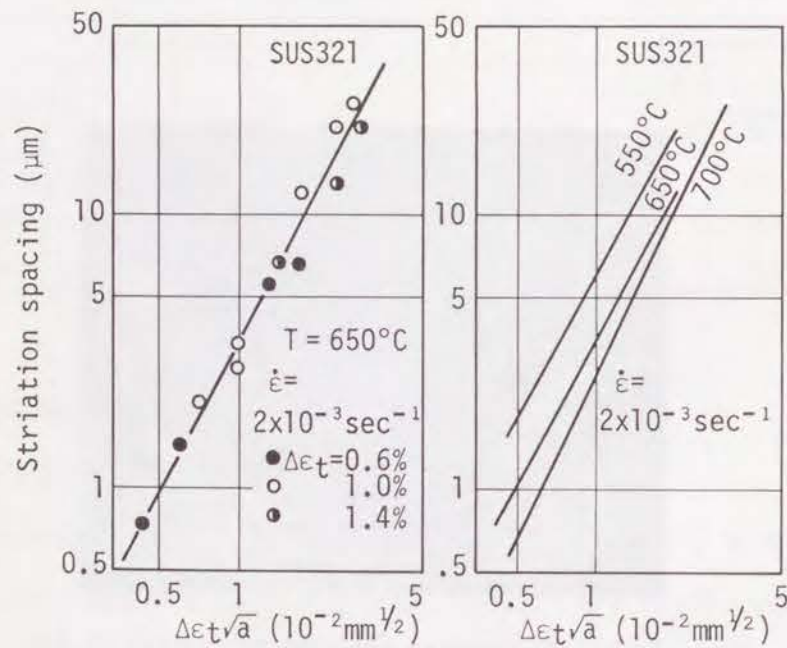


Fig. 7-5 Relationship between the striation spacing measured at a distance a from the point of crack initiation and $\Delta\varepsilon_t\sqrt{a}$

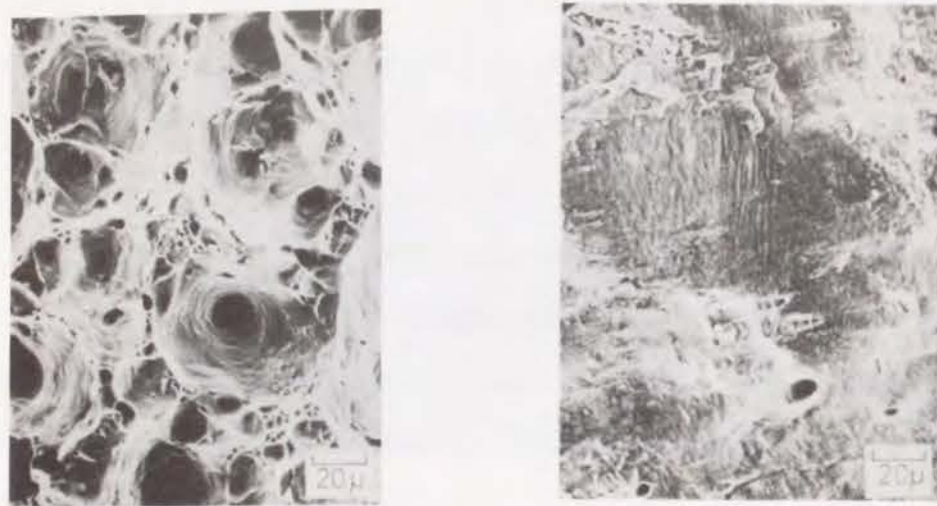
7.3.2 PC試験の場合

Fig. 7-6は真空中 700°C でのPC試験で得られた破面中央付近の断面写真である。試験片の破断は引張変形による破断に近く、これから、PC試験の場合 $\Delta\varepsilon_{pc}$ の値が $\Delta\varepsilon_{pp}$ の値に比べて大きくなると引張変形の蓄積による破断が生じると考えられる。Fig. 7-7はPC試験で得られた破面のSEM写真である。破面の中央部には大きな等軸ディンプルが形成されており、一方破面の試験片表面近傍の様相は小さなディンプルがストライエーション模様の中に点在している。この試験片表面近傍の破面の様相は $\Delta\varepsilon_{pc}$ によるディンプルの形成と $\Delta\varepsilon_{pp}$ による疲労き裂の発生進展という二つの破壊機構の混在を示すものであろう。

以上の観察結果より、純粋な $\Delta\varepsilon_{pc}$ のみによる破壊形態はディンプルの形態を伴う引張破壊であるといえることができる。



Fig. 7-6 An optical micrograph of longitudinal cross section of the specimen after PC test in vacuum (SUS304, $T=700^{\circ}\text{C}$, $\Delta\varepsilon_t=1\%$, $\Delta\varepsilon_{pp}=0.53\%$, $\Delta\varepsilon_{pc}=0.22\%$)



(a) At the center of the fracture surface (b) Near the specimen surface of the fracture surface

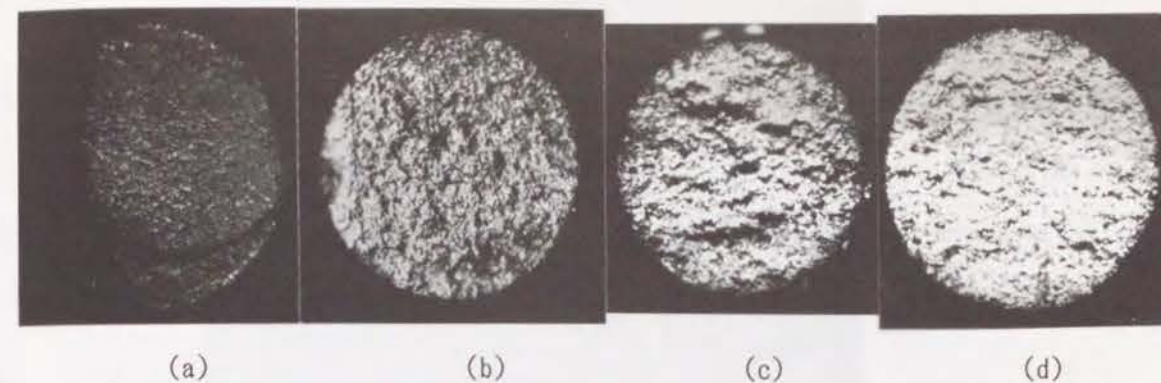
Fig. 7-7 A scanning electron micrograph of the fracture surface obtained in PC test in vacuum (SUS304, T=700°C, $\Delta \epsilon_t = 1\%$, $\Delta \epsilon_{pp} = 0.53\%$, $\Delta \epsilon_{pc} = 0.22\%$)

7.3.3 CP試験の場合

CP試験後の破面の外観をPP試験の場合と比較してFig. 7-8に、破面中央部および表面き裂の断面写真をFig. 7-9およびFig. 7-10に示す。破面は凹凸が大で一見して粒界型破面と断定できる様相を呈しており、き裂の起点は判然としなくなる傾向にある。断面写真から、CP試験条件下では試験片表面からのき裂の発生進展よりも試験片内部での粒界き裂の発生とその連結が支配的となることがわかる。試験片内部に発生した粒界き裂の連結の仕方は粒界を通過して連結する場合と粒内を通過して連結する場合があるようである。定性的には高温ほど粒界型の連結が支配的になると推定される。

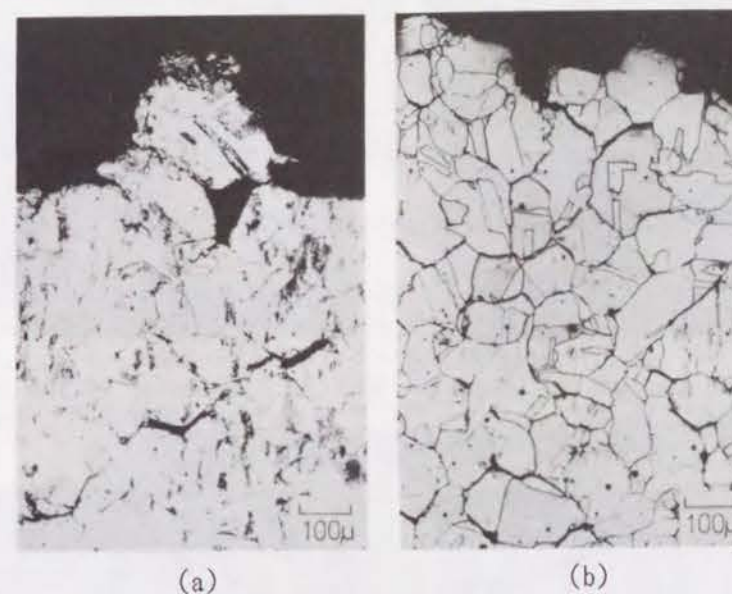
Fig. 7-11(a), (b)は大気中650°CでのCP試験後の破面のSEM写真であるが、この温度では粒内き裂進展部と粒界き裂進展部ともにストライエーション模様が認められ、とくに試験片表面近傍のストライエーションが明瞭である。温度が700°C, 800°Cと高くなると、Fig. 9-11(c), (d)に示すように、粒界、粒内ともにキャビティが認められるようになる。

以上の観察結果より、粒界き裂の発生と連結が純粋な $\Delta \epsilon_{cp}$ のみによる破壊形態であるということが出来る。



(a) PP test in vacuum at 700°C ($\Delta \epsilon_t = 1\%$, $\Delta \epsilon_{pp} = 0.72\%$)
 (b) CP test in air at 650°C ($\Delta \epsilon_t = 1\%$, $\Delta \epsilon_{pp} = 0.51\%$, $\Delta \epsilon_{cp} = 0.24\%$)
 (c) CP test in vacuum at 700°C ($\Delta \epsilon_t = 1.5\%$, $\Delta \epsilon_{pp} = 0.44\%$, $\Delta \epsilon_{cp} = 0.79\%$)
 (d) CP test in vacuum at 800°C ($\Delta \epsilon_t = 1.5\%$, $\Delta \epsilon_{pp} = 0.054\%$, $\Delta \epsilon_{cp} = 1.28\%$)

Fig. 7-8 Difference in fracture appearance between the PP tested specimen and the CP tested ones (SUS304)



(a) SUS304, T=650°C in vacuum, $\Delta \epsilon_t = 0.6\%$, $\Delta \epsilon_{pp} = 0.29\%$, $\Delta \epsilon_{cp} = 0.08\%$
 (b) SUS304, T=800°C in air, $\Delta \epsilon_t = 0.6\%$, $\Delta \epsilon_{pp} = 0.13\%$, $\Delta \epsilon_{cp} = 0.31\%$

Fig. 7-9 Optical micrographs of the longitudinal cross section of specimen after CP test, taken near the center of fracture surface



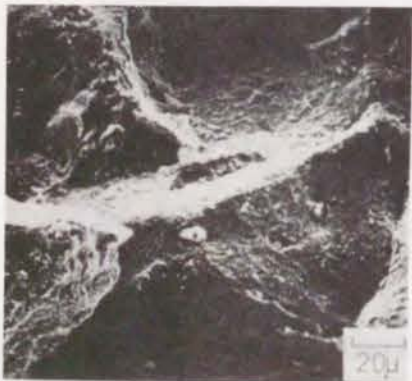
Fig. 7-10 An optical micrograph of the secondary crack appeared near the specimen surface in CP test in air (SUS304, $T=800^{\circ}\text{C}$, $\Delta\varepsilon_t=0.6\%$, $\Delta\varepsilon_{pp}=0.13\%$, $\Delta\varepsilon_{cp}=0.31\%$)



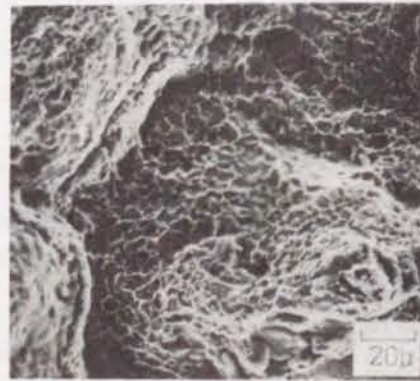
(a) Near the specimen surface ($T=650^{\circ}\text{C}$ in air)



(b) At the center of the fracture surface ($T=650^{\circ}\text{C}$, in air)



(c) At the center of the fracture surface ($T=700^{\circ}\text{C}$ in vacuum)

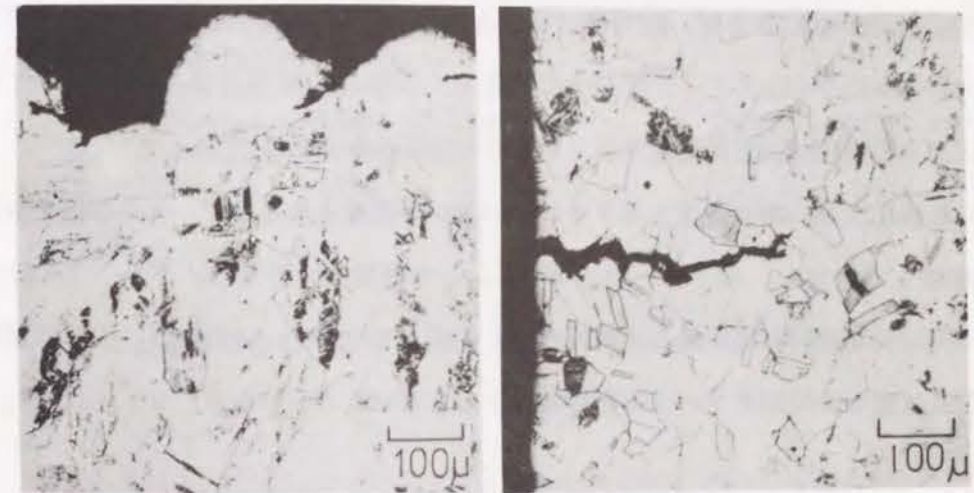


(b) At the center of the fracture surface ($T=800^{\circ}\text{C}$, in vacuum)

Fig. 7-11 Scanning electron micrographs of the fracture surfaces obtained in CP test (SUS304)

7.3.4 CC試験の場合

Fig. 7-12は大気中 700°C でのCC試験後の破面中央部および表面近傍の断面写真である。CC試験条件下では試験片表面からの粒界型き裂進展が特徴的である。試験片の内部にはCP試験の場合に認められた粒界き裂の発生と連結は認められない。Fig. 7-13は真空中 800°C でのCC試験後の破面のSEM写真であるが、このような高温では粒界き裂進展はキャビティの成長に支配されている。



(a) At the center of the specimen, (b) Near the specimen surface

Fig. 7-12 Optical micrographs of the longitudinal cross section of specimen after CC test in air (SUS304, $T=700^{\circ}\text{C}$, $\Delta\varepsilon_t=1\%$, $\Delta\varepsilon_{pp}=0.46\%$, $\Delta\varepsilon_{cc}=0.68\%$)

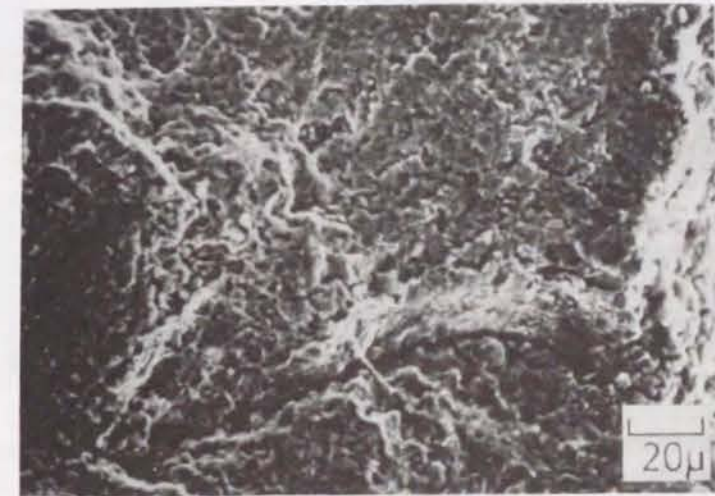


Fig. 7-13 A scanning electron micrograph of the fracture surface obtained in CC test in vacuum (SUS304, $T=800^{\circ}\text{C}$, $\Delta\varepsilon_t=1.5\%$, $\Delta\varepsilon_{pp}=0.11\%$, $\Delta\varepsilon_{cc}=1.2\%$)

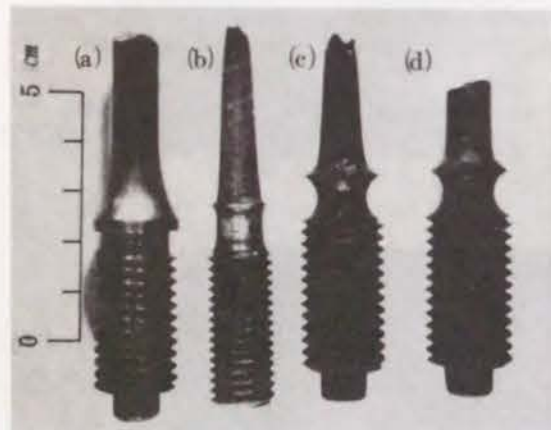
以上の観察結果より、試験片表面からの粒界型のき裂進展が $\Delta \epsilon_c$ による破壊形態であると言える。

7.3.5 DC試験の場合

Fig. 7-14に示すように、クリープ期間中に破断したものは純粋クリープ破断の場合と外観が似通っており、疲労期間中に破断したものは純粋疲労破壊の場合と外観が似通っている。

Fig. 7-15に示すように、クリープ変形時に破断した試験片の破面中央部の断面組織にはボイドが多数発生しているが、疲労時に破断した試験片ではこのようなボイドは認められなかった。 Fig. 7-16はクリープ期間中に破断した試験片の破面写真であるが、クリープき裂進展と疲労き裂進展が交互に繰返されていることが明らかである。

疲労き裂進展部には明瞭なストライエーションが観察されるので、この間隔をき裂の起点から一定距離 a で測定し、パラメータ $\Delta \epsilon_c \sqrt{a}$ との関係を求めると、Fig. 7-17に示すように、両者の関係は単純三角波の場合の関係とよく一致している。これから、DC試験時の疲労き裂進展速度に対し長時間クリープの影響はほとんどないことがわかる。



(a) PP tested specimen
(b) Creep-ruptured specimen
(c) DC tested specimen fractured during creep period
(d) DC tested specimen fractured during fatigue period

Fig. 7-14 Macroscopic view of the DC tested specimens compared with those of the PP tested specimen and creep-ruptured specimen

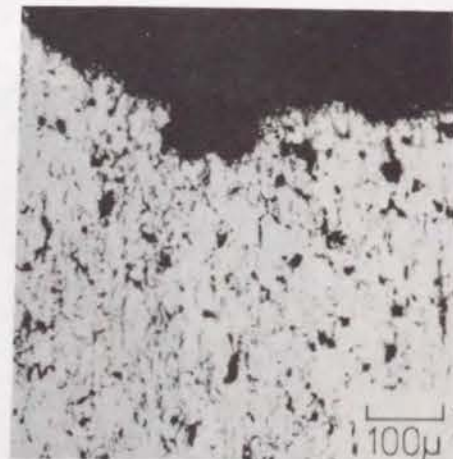


Fig. 7-15 An optical micrograph of DC tested specimen that fractured during creep period



Fig. 7-16 A scanning electron micrograph taken from fatigue-to-creep transition region in the fracture of DC tested specimen (SUS 321, T=650°C, $\sigma=18\text{kgf/mm}^2$, $t_c=190\text{hr}$, $\Delta \epsilon_c=1\%$, $N_f=180$, fractured during 3rd creep period)

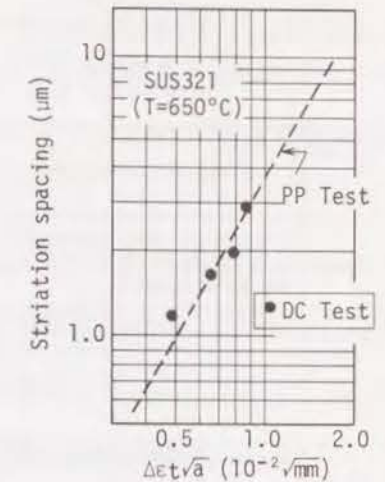


Fig. 7-17 Relationship between the striation spacing at a and $\Delta \epsilon_c \sqrt{a}$ in DC test, compared with that obtained in PP test

以上より、 δ_c による破壊形態は試験片表面および内部からの粒界型き裂進展であると言えることができる。

7.4 考 察

上述の結果をまとめるとTable 7-3に示すごとくとなる。この結果から、任意の疲労とクリープの重畳条件下での破壊の形態を定性的に推定することが可能である。しかし、そのためには基本的なひずみの種類に対応する大気雰囲気、温度、ひずみ条件の影響が定量的に明確でなければならない。ここでは、基本的な破壊形態に及ぼす大気雰囲気、温度およびひずみレベルの影響について定性的な考察を加え、その結果をTable 7-4にまとめた。

Table 7-3. Features of the fracture appearance under the basic strain conditions for creep-fatigue interaction

Type of the cyclic inelastic strain	Fracture appearance		
	Surface	Inside	Main cause of fracture
$\Delta \epsilon_{pp}$	T.G.C. with fatigue striation	T.G.C. with fatigue striation	T.G.C.G. from surface to inside
$\Delta \epsilon_{pp} + \Delta \epsilon_{pc}$	T.G.C. with fatigue striation	Elongated dimples or voids	Void formation
$\Delta \epsilon_{pp} + \Delta \epsilon_{cp}$	T & I.G.C. with fatigue striation	I.G.C.	Connection or coalescence of many I.G.C. inside the specimen
$\Delta \epsilon_{pp} + \Delta \epsilon_{cc}$	I.G.C.	I.G.C.	I.G.C.G. from surface to inside
$N_f \Delta \epsilon_{pp} + \delta_c$	T.G.C. due to $\Delta \epsilon_{pp}$	I.G.C. due to δ_c	Intermittent T.G.C.G. and I.G.C.G. from surface to inside

Note: T.G.C.=Transgranular crack.
I.G.C.=Intergranular crack.
T.G.C.G.=Transgranular crack growth.
I.G.C.G.=Intergranular crack growth.

Table 7-4. Predicted effect of environmental air, temperature and imposed stress or strain level on the fracture appearance under the basic strain condition for creep-fatigue interaction

Type of strain	Effect of environmental air	Effect of elevating temperature (without environmental effects)	Effect of increasing strain level (without environmental effects)
$\Delta \varepsilon_{pp}$	Crack growth rate acceleration T.G.C.G. \rightarrow I.G.C.G. Striation formation	None	Fatigue striation \rightarrow I.G.C.
$\Delta \varepsilon_{pc}$	None	None	Void formation \rightarrow I.G.C.
$\Delta \varepsilon_{cp}$	None	Transgranular connection or coalescence of I.G.C. \rightarrow Intergranular one Cavity formation in grain boundaries	Round type I.G.C. \rightarrow Wedge type I.G.C.
$\Delta \varepsilon_{cc}$	Acceleration of I.G.C.G. Striation formation	Cavity formation in grain boundaries	Round type I.G.C. \rightarrow Wedge type I.G.C.
δ_c	Acceleration or deceleration of I.G.C.G.	Cavity formation in grain boundaries	Round type I.G.C. \rightarrow Wedge type I.G.C.

7.4.1 大気雰囲気の影響

$\Delta \varepsilon_{pc}$, $\Delta \varepsilon_{cp}$ による破壊形態は、破壊の原因となる核が試験片内部で形成されるために、大気雰囲気の影響をほとんど受けない。 $\Delta \varepsilon_{pp}$, $\Delta \varepsilon_{cc}$ および δ_c による破壊の形態は破壊の原因となる核が試験片表面で形成されるため大気雰囲気の影響を受けやすく、 $\Delta \varepsilon_{pp}$ による破壊形態は大気雰囲気の影響による粒界侵食が著しくなると粒内き裂進展から粒界き裂進展へ移行し、き裂進展速度が加速される傾向にある。

7.4.2 温度の影響

$\Delta \varepsilon_{pp}$, $\Delta \varepsilon_{pc}$ による破壊形態に及ぼす温度の影響は極めて小さいと考えられる。ただし、粒界強度が極端に低下するような高温ではいずれの場合の破壊形態も粒界型となるものと考えられる。 $\Delta \varepsilon_{cp}$, $\Delta \varepsilon_{cc}$ および δ_c による破壊の形態は、温度が変化しても粒界型破壊であることに変化はないが、温度の上昇とともに粒界にディンプルの形成が認められるようになり、wedgeタイプの粒界き裂からroundタイプの粒界き裂へと変化する傾向にある。したがって、 $\Delta \varepsilon_{cp}$ による破壊形態において認められた粒界き裂の連結あるいは合体の様式も温度の上昇に伴い粒内型から粒界型へ移行するものと考えられる。Fig. 7-9はこのような推定結果を示す実験事実である。

7.4.3 ひずみレベルの影響

応力あるいはひずみレベルの上昇に伴い、 $\Delta \varepsilon_{pp}$, $\Delta \varepsilon_{pc}$ による破壊形態は粒内型から粒界型へ移行し、 $\Delta \varepsilon_{cp}$, $\Delta \varepsilon_{cc}$, δ_c による破壊形態はroundタイプの粒界き裂よりもwedgeタイプの粒界き裂の数が増えると考えられる。

F. Garofalo¹⁾によれば、高温クリープにおけるwedgeタイプの粒界き裂とroundタイプの粒界空洞の生成は化学成分、組織、温度、応力、予ひずみの関数であることが知られており、また、その核生成および成長の機構についても多くの説が提案されている。その中で注目されるのがZenerによる三重点におけるwedgeタイプの粒界き裂の核生成機構とGifkinsやChenらによる粒界突出しによるroundタイプの空洞の核生成機構である。とくに粒界突出しによる粒界空洞の核生成機構は、圧縮予ひずみによりクリープ中の空洞密度が増加するという実験事実を無理なく説明できる点から注目される。この機構によれば粒界突出しがあっても圧縮クリープでは空洞は形成されない。

また、本章で明らかにされた基本的な破壊形態($\Delta \varepsilon_{pc}$, $\Delta \varepsilon_{cp}$, $\Delta \varepsilon_{cc}$ および δ_c による破壊形態)とそれら相互間の差異も粒界突出しによるroundタイプの粒界空洞の核生成機構で説明できる。 $\Delta \varepsilon_{pc}$ の場合引張の塑性変形で刃状転位が粒界を横切ることにより、粒界突出しが形成されるが、圧縮クリープ中には粒界空洞は形成されないのに対し、 $\Delta \varepsilon_{cp}$ および $\Delta \varepsilon_{cc}$ の場合には圧縮側での変形時に粒界突出しが形成され引張クリープに粒界空洞が形成される。 $\Delta \varepsilon_{cc}$ の場合よりも $\Delta \varepsilon_{cp}$ の場合の方がはるかに圧縮変形時に形成される粒界突出しの数が多く、 $\Delta \varepsilon_{cp}$ の場合の方が $\Delta \varepsilon_{cc}$ の場合よりも粒界空洞の生成が速い。 δ_c の場合は δ_c の負荷中に刃状転位が粒界を横切るときに形成される粒界突出しから空洞が形成されるため、一般には $\Delta \varepsilon_{cp}$, $\Delta \varepsilon_{cc}$ の場合よりも空洞の生成が遅くなると考えられる。

7.5 結 言

オーステナイト系ステンレス鋼の疲労とクリープ重畳条件下で得られた破面およびき裂を観察し、ひずみ範囲分割法に基づいて材料に繰返されるひずみのタイプと破壊形態との関係について検討した結果、以下のことが明らかとなった。

- (1) 高温におけるクリープと疲労の重畳条件下で材料に繰返される基本的なひずみのタイプ $\Delta \varepsilon_{pp}$, $\Delta \varepsilon_{pc}$, $\Delta \varepsilon_{cp}$, $\Delta \varepsilon_{cc}$ および δ_c に応じて破壊の形態が異なる。
- (2) $\Delta \varepsilon_{pp}$ タイプのひずみの繰返しによる破壊の形態は試験片表面における粒内き裂の発生と

その内部への進展である。環境が過酷になると粒界型のき裂進展を呈する可能性がある。大気中では明瞭なストライエーションが観察され、その間隔は温度が一定のとき $\Delta \varepsilon_c \sqrt{a}$ とよい相関を有する。

- (3) $\Delta \varepsilon_{pc}$ タイプのひずみの繰返しによる破壊の形態はディンプルの形成を伴う引張破壊であり、環境の影響に対しては鈍感である。
- (4) $\Delta \varepsilon_{op}$ タイプのひずみの繰返しによる破壊の形態は試験片内部における粒界き裂の発生とその連結である。環境の影響に対しては鈍感であり、温度の上昇とともに粒界き裂のタイプはwedgeタイプからroundタイプと移行し、その連結も粒内型から粒界型へ移行する。ひずみのレベルが大となると粒界き裂のタイプはwedgeタイプとなると考えられる。
- (5) $\Delta \varepsilon_{oo}$ タイプのひずみの繰返しによる破壊の形態は試験片表面における粒界き裂の発生とその内部への進展である。環境の影響に鈍感で、き裂進展速度が大となる。温度が上昇しひずみレベルが低下するとwedgeタイプからroundタイプの粒界き裂へ移行する。
- (6) δ_o タイプのひずみによる破壊の形態は試験片表面および内部からの粒界き裂発生と進展である。
- (7) $\Delta \varepsilon_{po}$, $\Delta \varepsilon_{op}$, $\Delta \varepsilon_{oo}$ および δ_o による破壊形態とその相違は、粒界突出しによる粒界空洞の核生成機構によって説明できる。

参考文献

- 1) Garofalo, F., Fundamentals of Creep and Creep-Rupture in Metals, 202 (1965)
MacMillan Co.

第8章 高温クリープ疲労におけるき裂進展特性と それに基づく寿命評価法

8.1 緒言

高温におけるクリープおよび疲労き裂の進展挙動がどのようなパラメータで統一的に記述し得るかを明確にすることは、き裂進展を考慮した寿命予測を行う上で重要な課題であるだけでなく、第1章で明らかにしたように平滑材の高温クリープ疲労寿命の大部分がき裂進展寿命で支配されているという事実および第5章で述べたようにDN-SRP life relationsと密接な関係を持ち、それを知ることにより平滑材における $(a_0)_{ij}$, $(a_f)_{ij}$ および $(a_f)_{ij}/(a_0)_{ij}$ の値を知り得るという事実を考慮すると、平滑材の高温クリープ疲労の力学的機構を解明する上で重要な課題であるといえる。

本章では第5章で示唆された $\Delta \varepsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性とクリープ疲労き裂進展特性との間の密接な関係に注目し、材料の高温クリープ疲労特性をき裂進展の立場から解析することを目的とした。

平滑材の高温クリープ疲労寿命をそのき裂進展特性を用いて計算で求めようとする試みは多くの研究者によって検討されている^{1)~6)}。そのほとんどは材料のき裂進展挙動を記述するパラメータとして ΔK , ΔK_c (相当応力拡大係数 $=E \Delta \varepsilon \sqrt{\pi a}$)、塑性ひずみ応力拡大係数 $(\Delta \varepsilon_p^m a)$ 、J積分 $(\Delta J, J_r, \Delta J_o, J')$ 、CODを用いており、第5章で示したような $\Delta \varepsilon_{ij}$ を含むパラメータで記述した例は見当たらない。大谷、北村⁶⁾は $\Delta J_r, \Delta J_o$ で記述したFig. 5-3に示したようなき裂進展特性に関する知見をもとに \bar{W}_r, \bar{W}_o なる2つの変数が高温クリープ疲労寿命を統一的に表示し得ることを報告している。しかし、 a_0, a_f の設定に問題があり、実験値との対応も $\Delta \varepsilon_{pp}, \Delta \varepsilon_{po}, \Delta \varepsilon_{op}, \Delta \varepsilon_{oo}$ の4つの変数で表示した場合よりも悪くなっている。

本章では、2¹/₄Cr-1Mo鋼およびSUS304鋼について、その高温クリープ疲労き裂進展特性を $(da/dN) \sim \Delta \varepsilon_{ij}$ 関係の形で求め、 $(a_0)_{ij}, (a_f)_{ij}, (a_f)_{ij}/(a_0)_{ij}$ の値について検討することにより、き裂進展パラメータとき裂進展に基づく寿命予測法を再検討した。

8.2 試験および解析方法

8.2.1 $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性とクリープ疲労き裂進展特性の関係モデルの提案

Fig. 8-1は第4章および第5章で得られた結果をもとに新しく提案する $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性とクリープ疲労き裂進展特性($(da/dN)_{ij} \sim \Delta \varepsilon_{ij}$ 関係)の関係モデルである。これを式で表示すると次のとおりである。

1) 真空中の $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性

$$\Delta \varepsilon_{ij} = \alpha_{ij} D_i N_{ij}^{-0.5} \quad \text{-----} \quad (8-1)$$

2) 大気中の $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性

$$\Delta \varepsilon_{ij} < (\Delta \varepsilon_{ij})_{cr} \text{ のとき } \Delta \varepsilon_{ij} = A_{ij} N_{ij}^{-m_{ij}} \quad \text{-----} \quad (8-2)$$

$$\Delta \varepsilon_{ij} > (\Delta \varepsilon_{ij})_{cr} \text{ のとき } \Delta \varepsilon_{ij} = \alpha_{ij} D_i N_{ij}^{-0.5} \quad \text{---} \quad (8-1)$$

3) 真空中の $(da/dN)_{ij} \sim \Delta \varepsilon_{ij}$ 関係

$$\frac{1}{a} \left(\frac{da}{dN} \right)_{ij} = \ln \left(\frac{a_f}{a_0} \right)_{ij} \left(\frac{\Delta \varepsilon_{ij}}{\alpha_{ij} D_i} \right)^2 \quad \text{-----} \quad (8-3)$$

4) 大気中の $(da/dN)_{ij} \sim \Delta \varepsilon_{ij}$ 関係

$\Delta \varepsilon_{ij} < (\Delta \varepsilon_{ij})_{cr}$ のとき

$$\frac{1}{a} \left(\frac{da}{dN} \right)_{ij} = \ln \left(\frac{a_f}{a_0} \right)_{ij} \left(\frac{\Delta \varepsilon_{ij}}{A_{ij}} \right)^{1/m_{ij}} \quad \text{-----} \quad (8-4)$$

$\Delta \varepsilon_{ij} > (\Delta \varepsilon_{ij})_{cr}$ のとき

$$\frac{1}{a} \left(\frac{da}{dN} \right)_{ij} = \ln \left(\frac{a_f}{a_0} \right)_{ij} \left(\frac{\Delta \varepsilon_{ij}}{\alpha_{ij} D_i} \right)^2 \quad \text{-----} \quad (8-3)$$

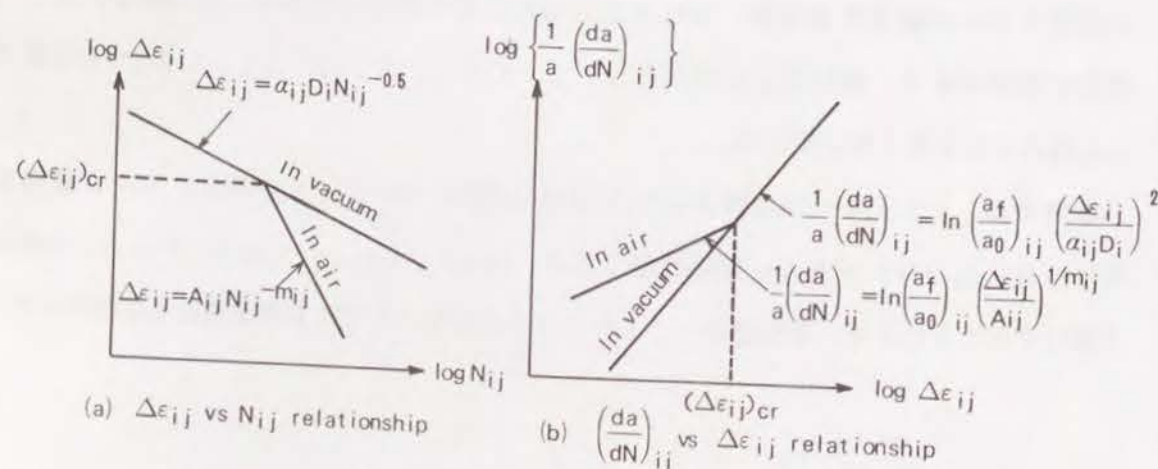


Fig. 8-1 Proposed model of relationships between partitioned creep-fatigue life and crack growth rate ($i, j = p, c$)

ここで、 D_p および D_c は引張およびクリープ破断延性、 $\alpha_{pp} = \alpha_{cc} = 0.5$ 、 $\alpha_{pc} = 0.145$ 、 $\alpha_{cp} = 0.111$ であり、 A_{ij} 、 m_{ij} は材料、温度によって決まる定数である。

Fig. 8-1から明らかなように、 $\Delta \varepsilon_{ij} \geq (\Delta \varepsilon_{ij})_{cr}$ なるひずみ領域では大気中、真空中のき裂進展速度式は一致し、 $\Delta \varepsilon_{ij} < (\Delta \varepsilon_{ij})_{cr}$ なるひずみ領域で雰囲気の影響による加速効果が認められ、かつ大気中および真空中で $(a_f/a_0)_{ij}$ は等しい。したがって、Fig. 8-1のモデルによれば $(a_f/a_0)_{ij}$ が明らかになれば真空中および大気中の $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性あるいは $(da/dN)_{ij} \sim \Delta \varepsilon_{ij}$ 関係のいずれか一方を知ることにより他方を知ることができる。逆に、 $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性と $(da/dN)_{ij}$ 関係が明らかになれば $(a_f/a_0)_{ij}$ を決定することができる。

8.2.2 クリープ疲労き裂進展試験およびその解析

Fig. 8-2に示す形状寸法の中央切欠き付き裂進展試験片を用いて、平滑材の $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性の明らかな $2\frac{1}{4}Cr-1Mo$ 鋼のNT材およびSUS304鋼についてTable 8-1に示す条件のIJ試験を実施した。両鋼の化学成分、機械的性質をTable 8-2に示す。

Table 8-1. IJ test condition

Test	Waveform	$\dot{\varepsilon}_1$ (1/sec)	$\dot{\varepsilon}_2$ (1/sec)
PP		8×10^{-3}	8×10^{-3}
PC		"	10^{-4}
CP		10^{-4}	8×10^{-3}
CC		"	10^{-4}

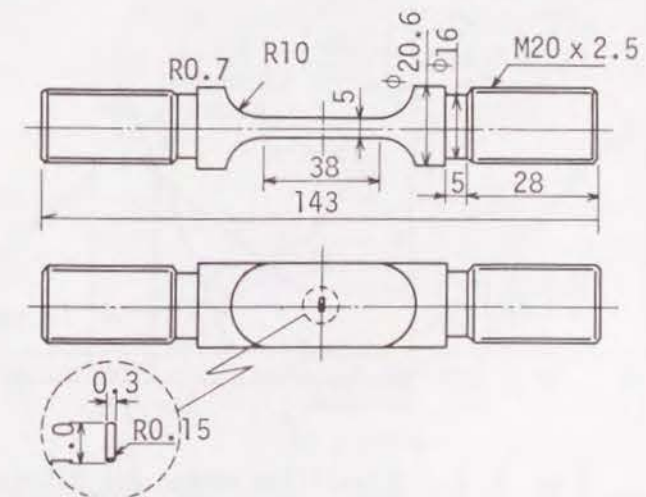


Fig. 8-2 Crack growth test specimen (GL=25mm)

Table 8-2. Chemical compositions and mechanical properties of the normalized and tempered 2¹/₄Cr-1Mo and SUS304 creep-fatigue crack growth specimens

Test material	Chemical compositions (%)								Mechanical properties at room temperature			
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Yield strength (kgf/mm ²)	Tensile strength (kgf/mm ²)	Elongation (%)	Reduction of area (%)
2 ¹ / ₄ Cr-1Mo (N.T.)	0.12	0.36	0.47	0.026	0.010	-	2.20	0.94	33.5	56.2	34	75
SUS304	0.05	0.56	0.98	0.025	0.007	9.30	18.25	-	22.4	65.0	82	81

I J 試験結果の解析に際しては I J 試験中のき裂挙動を次のように考えて所望の (da/dN)_{ij} ~ Δε_{ij} 関係を定めた。すなわち、長さ a まで進展したき裂が (ΣΔε_{ij}) なる非弾性変形の ΔN サイクルの繰返しで (a+Δa) まで進展したとき、Δa = Σ(Δa)_{ij} (加算式) であると仮定した。これから、

$$\frac{da}{dN} = \sum \left(\frac{da}{dN} \right)_{ij} \quad (8-5)$$

が成立するので、ある与えられた Δε 条件で I J 試験を行うと、Δε_{ij} に対応する 1/a (da/dN)_{ij} の値を求めることができる。これら実験値、{(Δε_{ij})₀, {1/a (da/dN)_{ij}}₀ を式(8-3)あるいは式(8-4)に代入することにより、α_{ij}, D_i, A_{ij}, m_{ij} が既知であるから、ln(a_r/a₀)_{ij} を求めることができる。

本章では、大気中の I J 試験を行い式(8-4)を用いて ln(a_r/a₀)_{ij} を求め、大気中と真空中の (da/dN)_{ij} ~ Δε_{ij} 関係を定めた。また、(Δε_{ij})_{cr} も既知であるので、Fig. 8-3 のような方法でも大気中および真空中の (da/dN)_{ij} ~ Δε_{ij} 関係を定めた。

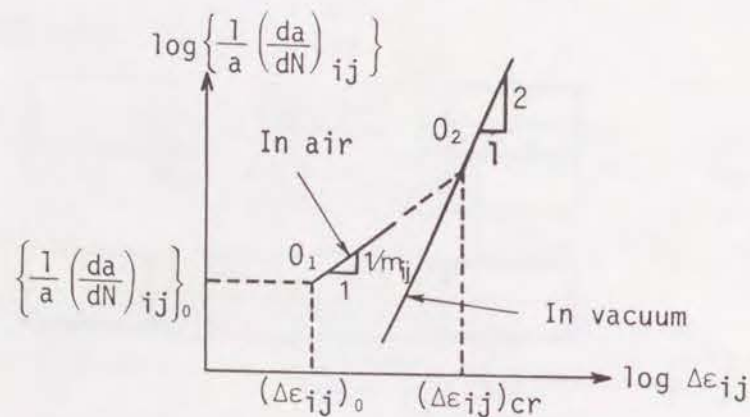


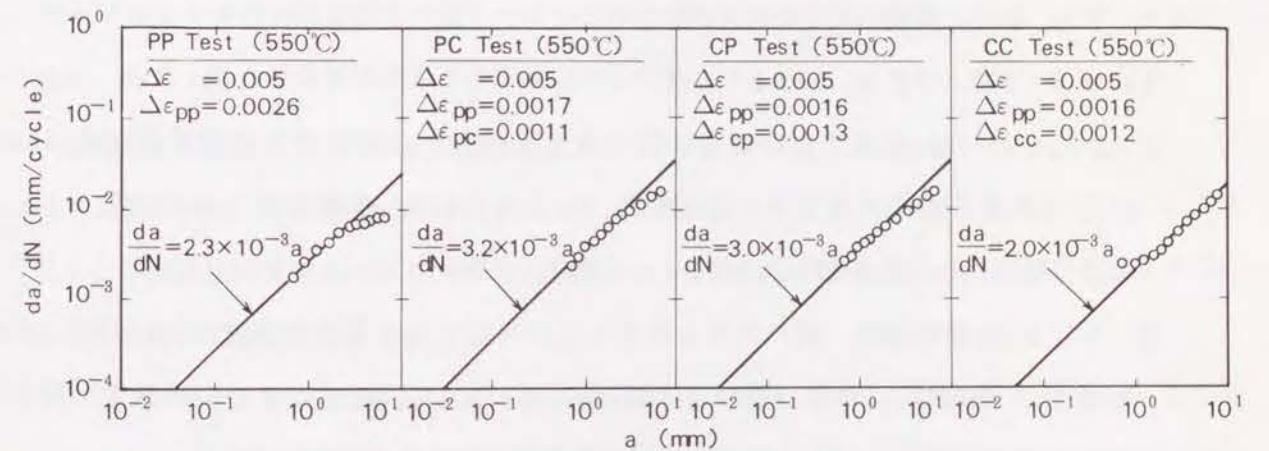
Fig. 8-3 Simplified method for determining (da/dN)_{ij} versus Δε_{ij} relationship

8.3 結果

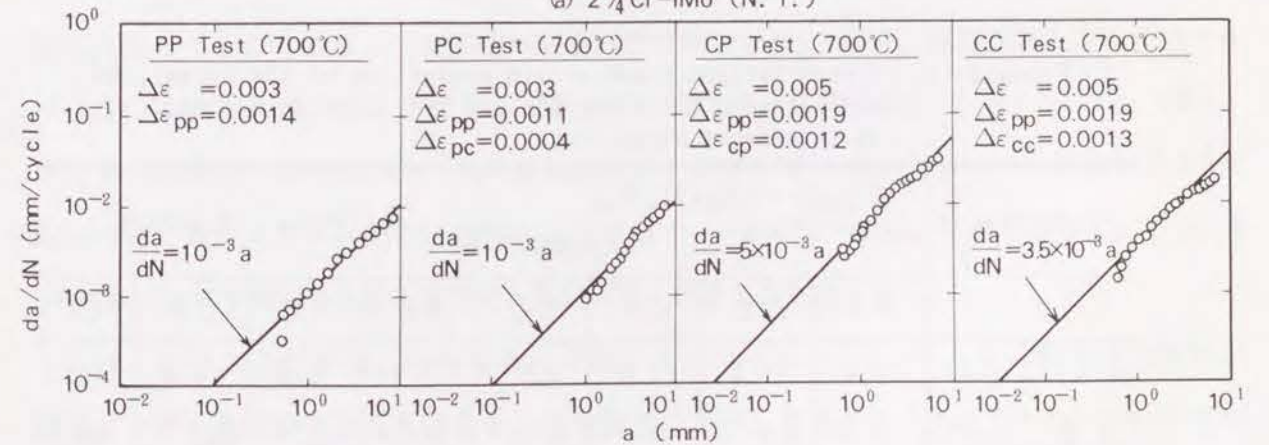
クリープ疲労き裂進展試験に供試した 2¹/₄Cr-1Mo 鋼 NT 材および SUS 304 鋼の平滑材の Δε_{ij} - N_{ij} 特性を Table 8-3 に、I J 試験で得られた (da/dN) ~ a 関係を Fig. 8-4 に示す。

Table 8-3. Creep-fatigue properties of the normalized and tempered 2¹/₄Cr-1Mo steel and SUS 304 stainless steel

Material	ij	α _{ij}	D _i	A _{ij}	1/m _{ij}	(Δε _{ij}) _{cr}
2 ¹ / ₄ Cr-1Mo (N.T.) T=550°C	pp	0.5	1.54	2.02	1.23	0.164
	pc	0.145		1.14	0.935	7.07 × 10 ⁻³
	cp	0.111	2.36	1.49	1.04	0.0404
	cc	0.5		6.03	1.01	0.221
SUS 304 T=700°C	pp	0.5	1.39	1.03	1.44	0.250
	pc	0.145		2.33	1.13	8.21 × 10 ⁻³
	cp	0.111	0.72	0.444	1.24	4.76 × 10 ⁻³
	cc	0.5		3.04	1.02	0.0398



(a) 2¹/₄Cr-1Mo (N.T.)



(b) SUS304

Fig. 8-4 Crack growth rate versus crack length relationships obtained by I J tests

Fig. 8-4の結果から大気中のき裂進展データとして $\Delta \varepsilon_{pp}$ に対応する $(da/dN)_{pp}$ の値がまず一つ定まり、これを式(8-4)に代入することにより $\ln(a_r/a_0)_{pp}$ が定まる。すなわち、大気中の $(da/dN)_{pp} \sim \Delta \varepsilon_{pp}$ 関係が定まるので式(8-5)を用いることにより、 $\Delta \varepsilon_{pc}$ 、 $\Delta \varepsilon_{cp}$ および $\Delta \varepsilon_{cc}$ に対応する $(da/dN)_{pc}$ 、 $(da/dN)_{cp}$ および $(da/dN)_{cc}$ の値がPC、CPおよびCC試験結果に応じてそれぞれ一組ずつ求まる。これらのデータを式(8-4)に代入すれば、 $\ln(a_r/a_0)_{pc}$ 、 $\ln(a_r/a_0)_{cp}$ および $\ln(a_r/a_0)_{cc}$ の値が求まる。このようにして $\ln(a_r/a_0)_{ij}$ が求まれば、式(8-3)より真空中の $(da/dN)_{ij} \sim \Delta \varepsilon_{ij}$ 関係が定まる。

Table 8-4に、Fig. 8-4の結果から得られた $\ln(a_r/a_0)_{ij}$ の値と $(da/dN)_{ij} \sim \Delta \varepsilon_{ij}$ 関係を次式で表示したときの B_{ij} 、 B_{ij}' の値をまとめて示す。

$$\left. \begin{aligned} \left(\frac{da}{dN}\right)_{ij} &= B_{ij} \Delta \varepsilon_{ij}^2 a \quad \text{あるいは} \quad B_{ij}' \Delta \varepsilon_{ij}^{1/m_{ij}} a \\ B_{ij} &= \ln(a_r/a_0)_{ij} / (\alpha_{ij} D_i)^2, \quad B_{ij}' = \ln(a_r/a_0)_{ij} / A_{ij}^{1/m_{ij}} \end{aligned} \right\} \dots (8-6)$$

また、Fig. 8-5に両鋼の大気中および真空中のクリープ疲労き裂進展特性をまとめて示す。

Table 8-4およびFig. 8-5より、次のような興味ある事実が明らかとなった。

- (1) $2^{1/4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼NT材の場合、同一大きさの $\Delta \varepsilon_{ij}$ に対するき裂進展速度は $(da/dN)_{pc}$ が最も速く、次いで $(da/dN)_{cp}$ で、 $(da/dN)_{cc}$ が最も遅いのに対し、 $(a_r/a_0)_{ij}$ は $(a_r/a_0)_{pp}$ が最も大きく、 $(a_r/a_0)_{cp}$ が最も小さい。
- (2) SUS304鋼の場合、同一大きさの $\Delta \varepsilon_{ij}$ に対応するき裂進展速度は $(da/dN)_{cp}$ が最も速く、 $(da/dN)_{pp}$ が最も遅いのに対し、 $(a_r/a_0)_{ij}$ は $(a_r/a_0)_{pp}$ が最大で極めて大きく、 $(a_r/a_0)_{pc}$ 、 $(a_r/a_0)_{cp}$ および $(a_r/a_0)_{cc}$ はほぼ同じ値となる。

Table 8-4. Creep-fatigue crack growth properties of the normalized and tempered $2^{1/4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ and SUS304 determined in the present study

Material	$2^{1/4}\text{Cr}-1\text{Mo(N.T.)}$ T=550°C				SUS304 T=700°C			
	PP	PC	CP	CC	PP	PC	CP	CC
$\ln(a_r/a_0)_{ij}$	8.3	10.3	2.6	4.0	13.7	5.5	5.4	5.2
B_{ij}	14.0	208	37.9	2.91	28.4	134	843	40.6
B_{ij}'	3.48	1.07	1.74	0.651	13.1	2.10	14.8	1.67

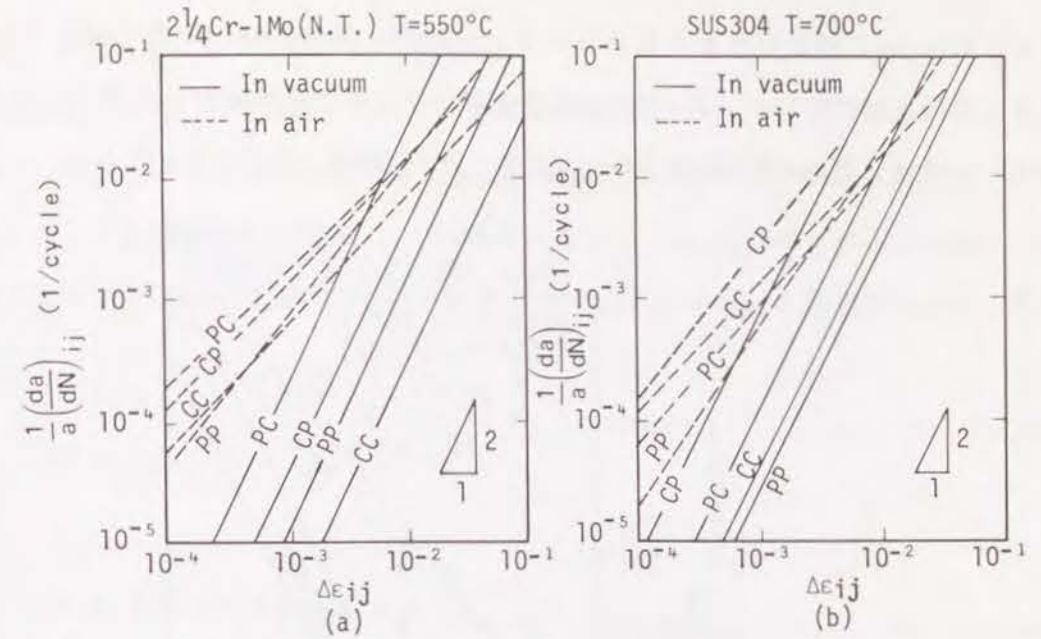


Fig. 8-5 Summarized illustrations of creep-fatigue crack growth properties determined for the normalized and tempered $2^{1/4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ and SUS304 steels

8.4 考 察

8.4.1 文献値との比較および追加実験による検討

Fig. 8-5に示した $(da/dN)_{ij} \sim \Delta \varepsilon_{ij}$ 関係は単一のひずみ条件下の大気中クリープ疲労き裂進展試験結果をもとにして求めた結果であり、異なるひずみ条件への適用性と真空中での妥当性を検討する必要がある。

Fig. 8-6はSkelton and Challengerの得た $2^{1/4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼NT材の525°C大気中および真空中($\sim 10^{-5}\text{mmHg}$)のき裂進展データ(繰返し速度 10^{-2}Hz)⁷⁾とFig. 8-5の特性を比較したものである。文献値の繰返し速度が 10^{-2}Hz と遅く、繰返された非弾性ひずみは $(\Delta \varepsilon_{pp} + \Delta \varepsilon_{cc})$ タイプであると考えられるので、文献値をFig. 8-5の $(da/dN)_{pp} \sim \Delta \varepsilon_{pp}$ 関係および $(da/dN)_{cc} \sim \Delta \varepsilon_{cc}$ 関係と比較している。Fig. 8-7はSUS304鋼について異なるひずみ条件の試験および真空中($\sim 5 \times 10^{-6}\text{mmHg}$)試験を追加し、Fig. 8-5に基づいて予測したき裂進展速度と実験結果を比較したものである。

Fig. 8-6およびFig. 8-7より、本章で求めた $(da/dN)_{ij} \sim \Delta \varepsilon_{ij}$ 関係は大気中の異なるひずみ条件のき裂進展挙動を十分な精度で予測し得ると言える。Fig. 8-7において、 $a < 1\text{mm}$ のき裂進展速度データが、 $da/dN \propto a$ となる関係からはずれる傾向がみられるが、これは疲労き裂を入れずに加工された切欠きのままで試験したためで、かつ、 a が切欠きの

長さ1/2(0.5mm)に近いと考えられる。一方、Fig. 8-5の真空中の $(da/dN)_{ij} \sim \Delta \varepsilon_{ij}$ 関係と $10^{-5} - 10^{-6}$ mmHg程度の真空中データとの対応はきわめて悪く、真空中の $(da/dN)_{ij} \sim \Delta \varepsilon_{ij}$ 関係の検証にはさらに高真空下での試験が必要であると言える。

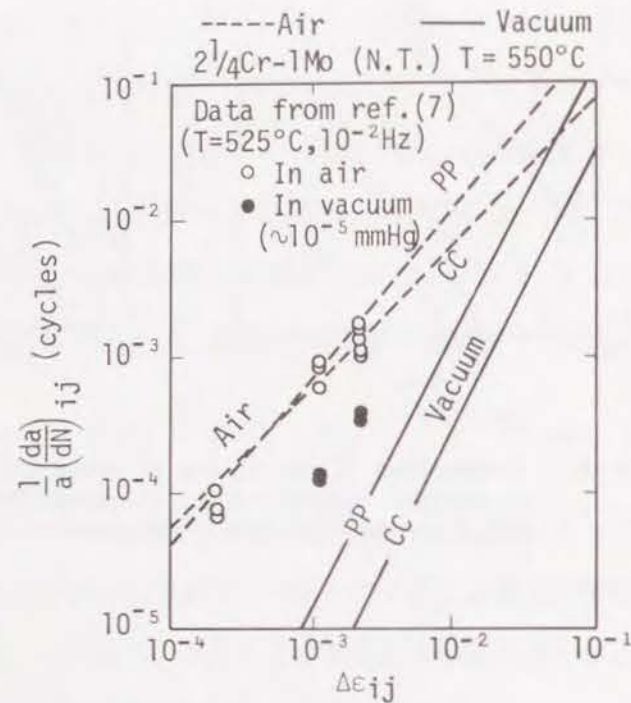


Fig. 8-6 Comparison between the crack growth properties obtained for the normalized and tempered 2¹/₄Cr-1Mo steel by the author and by Skelton and Challenger⁷⁾

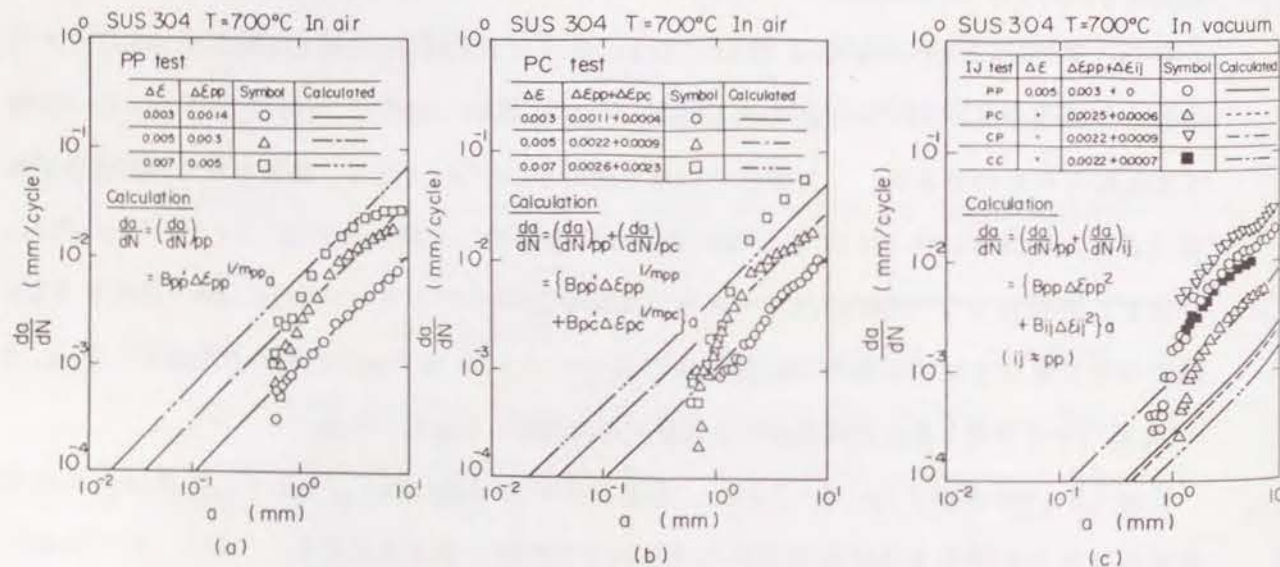


Fig. 8-7 Comparison of the experimentally obtained crack growth rates in IJ tests for SUS304 and that estimated based on the crack growth properties shown in Fig. 8-5(b) : (a) PP test in air, (b) PC test in air and (c) IJ test in vacuum ($< 5 \times 10^{-6}$ mmHg)

8.4.2 き裂進展に基づく平滑材の寿命推定

平滑材では、 $\Delta \varepsilon_{in} = \sum \Delta \varepsilon_{ij}$ なる非弾性変形が繰返されたとき、各々の $\Delta \varepsilon_{ij}$ に対応して activeとなる異なる大きさの初期欠陥 $(a_0)_{ij}$ が存在し、これらの初期欠陥は互いに独立に $(\sum \Delta \varepsilon_{ij})$ の影響を受けて進展し、 N_f サイクル後に $(a_0)_{ij} \rightarrow (a_r)_{ij}$ と変化し、破損が生じると考えることができる。 $(a_r/a_0)_{ij} \equiv (a_r)_{ij}/(a_0)_{ij}$ と表示するとき、次式が成立する。

$$\ln(a/a_0)_{ij} = (\sum B_{ij} \Delta \varepsilon_{ij}^2) N \quad (\text{真空中}) \quad \text{-----} \quad (8-7a)$$

$$\ln(a_r/a_0)_{ij} = (\sum B_{ij} \Delta \varepsilon_{ij}^2) N_f$$

または、

$$\ln(a/a_0)_{ij} = (\sum B'_{ij} \Delta \varepsilon_{ij}^{1/m_{ij}}) N \quad (\text{大気中}) \quad \text{-----} \quad (8-7b)$$

$$\ln(a_r/a_0)_{ij} = (\sum B'_{ij} \Delta \varepsilon_{ij}^{1/m_{ij}}) N_f$$

および

$$\sum (N_f/N_{ij}) = 1 \quad (\text{線型被害則}) \quad \text{-----} \quad (8-8)$$

いま、 $\Delta \varepsilon_{ij}^2 N_{ij} = \ln(a_r/a_0)_{ij} / B_{ij}$ 、 $\Delta \varepsilon_{ij}^{1/m_{ij}} N_{ij} = \ln(a_r/a_0)_{ij} / B'_{ij}$ であるから、 $F_{ij} = \Delta \varepsilon_{ij} / \Delta \varepsilon_{in}$ とおくことにより $\Delta \varepsilon_{in} - N_f$ 関係が次式のように求まる。

$$\Delta \varepsilon_{in}^2 N_f = \frac{1}{\sum (F_{ij} / \alpha_{ij} D_i)^2} = \frac{1}{\sum \{B_{ij} / \ln(a_r/a_0)_{ij}\} F_{ij}^2} \quad (\text{真空中}) \quad \text{-----} \quad (8-9a)$$

$$\Delta \varepsilon_{in}^{1/m_{ij}} N_f = \frac{1}{\sum (F_{ij} / A_{ij})^{1/m_{ij}}} = \frac{1}{\sum \{B'_{ij} / \ln(a_r/a_0)\} (F_{ij})^{1/m_{ij}}} \quad (\text{大気中}) \quad (8-9b)$$

真空中の $\Delta \varepsilon_{in} - N_f$ 関係は大気中に比べて非常に簡単な式となり、2¹/₄Cr-1Mo鋼NT材およびSUS304鋼に対してはTable 8-3およびTable 8-4よりき裂進展に基づく寿命推定式として次式が得られる。

2¹/₄Cr-1Mo鋼NT材:

$$\Delta \varepsilon_{in}^2 N_f = \frac{1}{1.69 F_{pp}^2 + 0.728 F_{cc}^2 + 20.2 F_{pc}^2 \quad (\text{あるいは} 14.5 F_{cc}^2)} \quad (8-10a)$$

SUS304鋼:

$$\Delta \varepsilon_{in}^2 N_f = \frac{1}{2.07 F_{pp}^2 + 7.72 F_{cc}^2 + 24.4 F_{pc}^2 \text{ (あるいは } 15.7 F_{cc}^2 \text{)}} \quad (8-10b)$$

式(8-10)において変数は $\Delta \varepsilon_{in}$, F_{ij} であり, 定数は比較的溫度に鈍感な材料特性 (D_i)から計算されているので, 式(8-10)は他溫度への適用も十分可能と考えられる. 超高真空中での平滑材のクリープ疲労寿命データとしては, 最近Morishita and Asadaが 10^{-9} mmHgという高真空下で求めたSUS304鋼の650°C非対称波形下のデータがある⁸⁾. そこで, 式(8-10b)とMorishita and Asadaの高真空下のデータとの対応を調べ, 式(8-10b)の他溫度への適用性ならびに真空中のき裂進展速度式 (Fig. 8-5(b)) の妥当性の検証を試みた. その結果をFig. 8-8に示す. Morishita and Asadaの報告では $\Delta \varepsilon_{in}$ が $(\sum \Delta \varepsilon_{ij})$ の形に分割されていないので, 式(8-10b)の使用に際して必要となる F_{ij} の値が不明である. そこで, 第2章で求めた非対称波形下のひずみ範囲分割に関する経験式(2-2)を用いて F_{ij} を計算で求めることにした.

SUS304鋼の650°Cの非対称波形下の変形特性は第2章より次式で与えられる.

$$\left. \begin{aligned} \Delta \varepsilon_{in} (\%) &= (0.61 - 0.016 \log \dot{\varepsilon}) \Delta \varepsilon^{1.2} \\ \varepsilon_{c1} (\%) &= (-0.24 - 0.10 \log \dot{\varepsilon}_1) \Delta \varepsilon^{2.40} \\ \varepsilon_{c2} (\%) &= (-0.24 - 0.10 \log \dot{\varepsilon}_2) \Delta \varepsilon^{2.40} \\ \dot{\varepsilon} &= \dot{\varepsilon}_1, \dot{\varepsilon}_2 \text{ のうち遅い方のひずみ速度} \\ \Delta \varepsilon &= \text{全ひずみ範囲} (\%) \\ \varepsilon_{c1} &= \text{引張側クリープひずみ} \\ \varepsilon_{c2} &= \text{圧縮側クリープひずみ} \end{aligned} \right\} \text{-----} (8-11)$$

本章では計算を簡単にするために, ε_{c1} , ε_{c2} の小さい方を無視し, かつ $\Delta \varepsilon = 1\%$ に対する $F_{ij} = \Delta \varepsilon_{ij} / \Delta \varepsilon_{in}$ を求めてその F_{ij} の値がすべての $\Delta \varepsilon$ に対して成立すると仮定した.

Fig. 8-8の結果から明らかなように式(8-10b)と文献データとの一致は極めて良好である. したがって, 式(8-10)すなわち式(8-9)が他溫度へも適用可能であり, かつ 10^{-9} mmHg程度まで真空度を高めてき裂進展試験を行えば本章で求めた真空中の $(da/dN)_{ij} \sim \Delta \varepsilon_{ij}$ 関係の妥当性が確認できると言える.

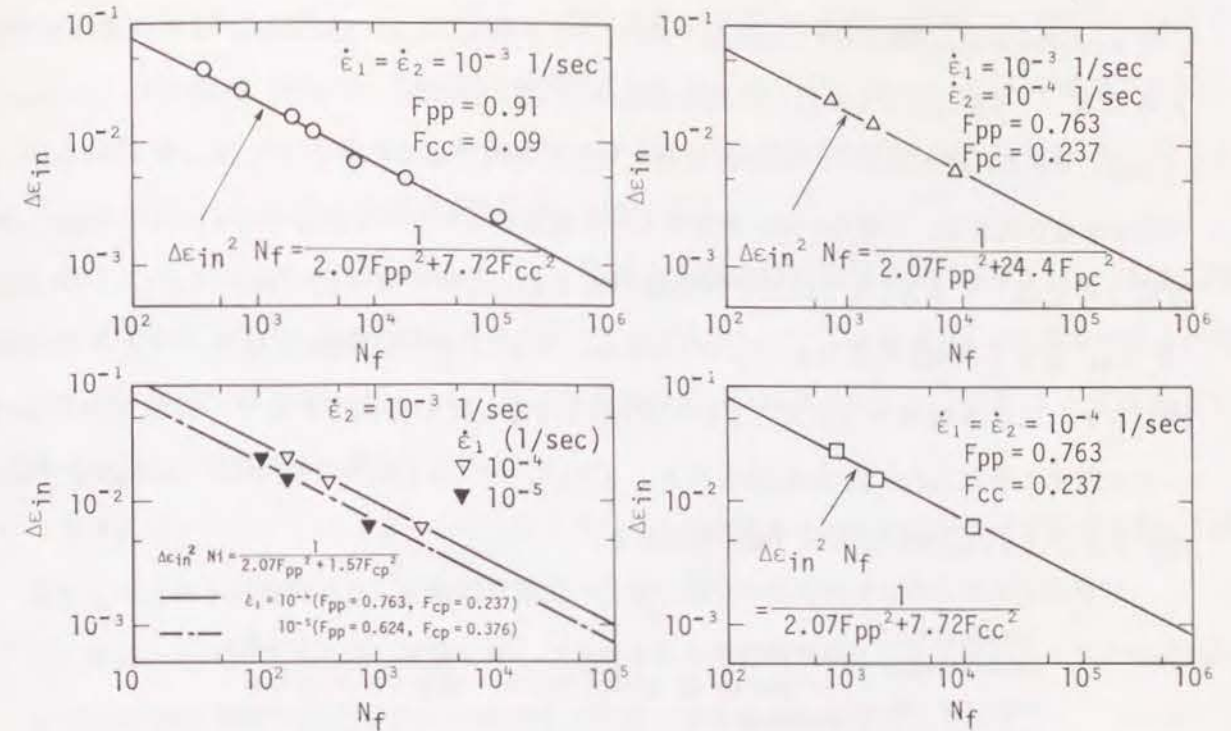


Fig. 8-8 Applicability of eq.(8-9a) to prediction of SUS304 creep-fatigue life obtained in high vacuum ($\sim 10^{-9}$ mmHg) by Morishita and Asada⁸⁾

8.4.3 $(a_r/a_0)_{ij}$ の値からの $(a_0)_{ij}$, $(a_r)_{ij}$ の推定

Table 8-4に示した $(a_r/a_0)_{ij}$ の値から, $(a_0)_{ij}$ または $(a_r)_{ij}$ の大きさを適当に仮定することにより, $(a_r)_{ij}$ または $(a_0)_{ij}$ の大きさが推定される.

Fig. 8-9はTable 8-4の結果をもとに $(a_0)_{ij}$ と $(a_r)_{ij}$ の関係を図示し, 現状で考えられる材料欠陥(あるいはき裂)源の大きさをFong⁹⁾とMiller¹⁰⁾の分類にしたがって示したものである.

いま, 考え得る仮定として $(a_r)_{ij} = 5$ mm, $(a_0)_{ij} < 0.01$ mmを設定(仮定①)とすると, $2^{1/4}$ Cr-1Moの $(a_0)_{pp} = 1.29 \times 10^{-3}$ mm, $(a_0)_{pc} = 1.51 \times 10^{-4}$ mm, SUS304鋼の $(a_0)_{pp} = 5.61 \times 10^{-6}$ mmが求まる.

SUS304鋼の $(a_r)_{pc}$ については $\Delta \varepsilon_{pc}$ の繰返しによる破壊形態がディンプルの形成とその合体であるという第7章で得られた知見から, 合体直前のディンプル径の $1/2$ として $(a_r)_{pc} = 0.035$ mmを設定(仮定②, Fig. 7-10)すると, $(a_0)_{pc} = 1.46 \times 10^{-4}$ mmが求まる. 仮定①, ②によって求められた両鋼の $(a_0)_{pp}$, $(a_0)_{pc}$ の推定値をみると予想外に小さな値であることに驚かされる. 欠陥の分類から類推して $2(a_0)_{pp}$ はすべり帯の幅もしくは析出物(大)の大きさに等しいと考えられる.

$((a_o)_{op}, (a_r)_{op})$ および $((a_o)_{oc}, (a_r)_{oc})$ については、仮定によって種々の組合せが考えられる。 $(a_r)_{op} = (a_r)_{oc} = \text{結晶粒径}$ と設定 (仮定③) すると、両鋼とも $(a_o)_{op} = (a_o)_{oc} = 0.001\text{mm}$ となる。この値はあまり非現実的ではないが、 $(a_o)_{pp}$ や $(a_o)_{pc}$ に比べるとかなり大きい。あるいは、別に考え得る仮定として、 $(a_o)_{op} = (a_o)_{oc} = (a_o)_{pc}$ を設定 (仮定④) すると、 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼では $(a_r)_{op} = 2.05 \times 10^{-3}\text{mm}$ 、 $(a_r)_{oc} = 8.81 \times 10^{-3}\text{mm}$ 、SUS304 鋼では $(a_r)_{op} = 0.032\text{mm}$ 、 $(a_r)_{oc} = 0.028\text{mm}$ となる。さらに、304 鋼の $\Delta \epsilon_{op}$ による破壊メカニズムとして第7章で考察した粒界突出しモデルに基づく Fig. 8-10 に示すような ledge mechanism を考え、 $(a_o)_{op} \approx (a_o)_{pp} = 5.61 \times 10^{-3}\text{mm}$ を設定 (仮定⑤) すると $(a_r)_{op} = 1.22 \times 10^{-3}\text{mm}$ が得られる。

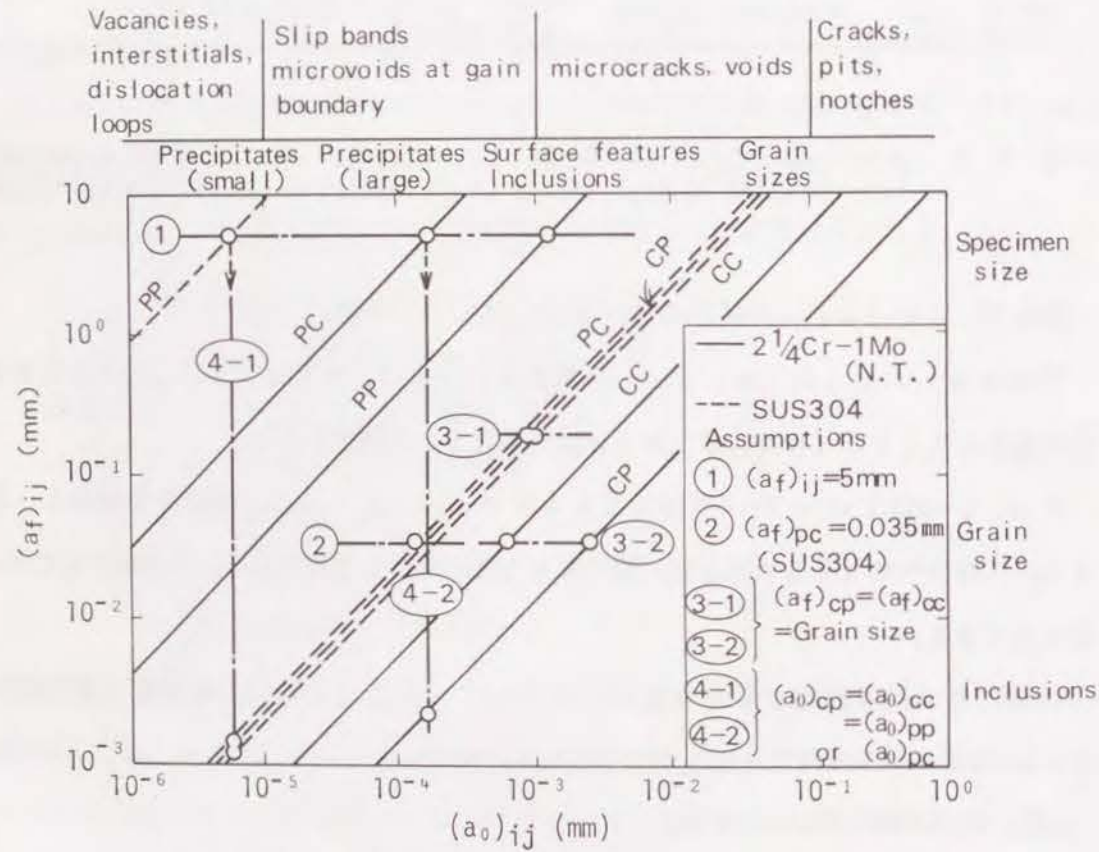


Fig. 8-9 Procedure for determining $(a_o)_{ij}$ and $(a_r)_{ij}$ based on $(a_r/a_o)_{ij}$

Table 8-5 および Fig. 8-11 に上述の検討結果をまとめて示す。 $(a_r)_{ij}$ とくに $(a_r)_{op}$ が小さい値となっているのが注目されるが、最近の Lim and Raj¹¹⁾ の報告にみられるような slip-induced intergranular cavitation は上述の ledge mechanism にもとづくような小さな $(a_r)_{op}$ の存在を裏付けるものと解釈できる。

ところで、 $(a_o)_{ij}$ および $(a_r)_{ij}$ は、巨視的き裂進展速度記述式 $(da/dN)_{ij} \sim \Delta \epsilon_{ij}$ 関係が成立する下限界大きさよりも大きくなくてはならない。Table 8-5 から明らかなように、 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼の $(a_r)_{pp}$ 、 $(a_r)_{pc}$ および SUS304 鋼の $(a_r)_{pp}$ 以外はいずれもきわめて小さく、この条件を満足していない。

現状においては、Table 8-5 に示すような小さな欠陥あるいはき裂からのき裂進展挙動を観察することは不可能であり、実験的な確認は今後の観察手段の発達を待たねばならない。しかし、数 $10\mu\text{m}$ の大きさの微小挙動に関して大谷らはその進展速度は大きくばらつくものの平均的傾向は巨視的き裂進展速度式の外挿結果とほぼ一致することを報告している¹²⁾。いま、このような結果がサブミクロンオーダの欠陥あるいはき裂の成長挙動にも適用できると考えると、すなわち $2(a_o)_{ij}$ および $2(a_r)_{ij}$ を微小欠陥あるいは微小き裂の平均的な大きさを示す仮想微小欠陥大きさあるいは仮想微小き裂長さと考え、本章で提案した Fig. 8-1 に示す $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性と $(da/dN)_{ij} - \Delta \epsilon_{ij}$ 関係のモデルは微小き裂領域に対してもそのまま適用できると言える。

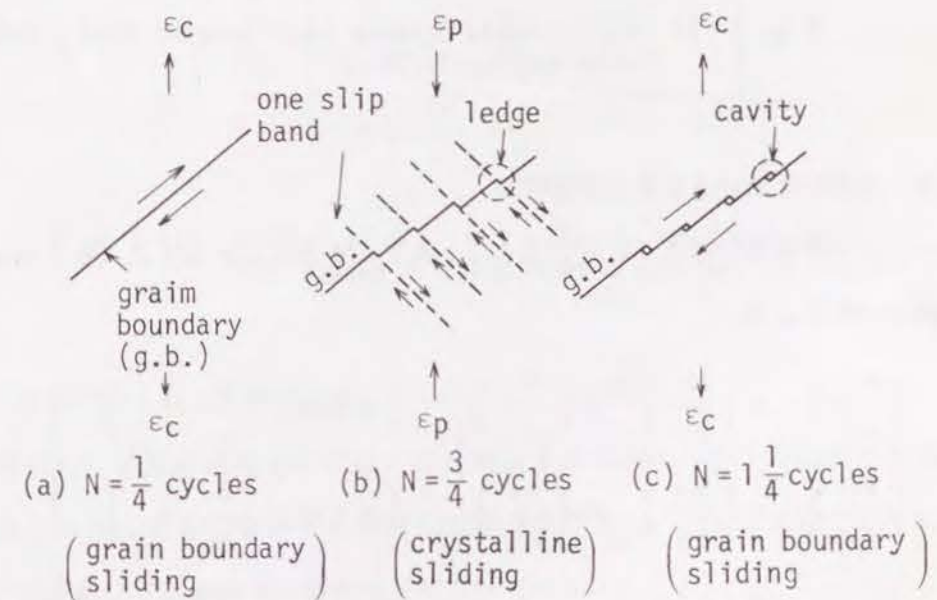


Fig. 8-10 Cavity formation by ledge mechanism (ϵ_c : tensile creep strain, ϵ_p : compressive plastic flow strain)

Table 8-5. $(a_o)_{ij}$ and $(a_r)_{ij}$ (mm)

ij	2 ¹ / ₄ Cr-1M (N. T.)		SUS304	
	$(a_o)_{ij}$	$(a_r)_{ij}$	$(a_o)_{ij}$	$(a_r)_{ij}$
pp	1.29×10^{-3}	5	5.61×10^{-6}	5
pc	1.52×10^{-4}	5	1.46×10^{-4}	0.035
cp	1.52×10^{-4}	2.05×10^{-3}	5.61×10^{-6} 1.46×10^{-4}	1.22×10^{-3} 0.032
cc	1.52×10^{-4}	8.81×10^{-3}	1.46×10^{-4}	0.028

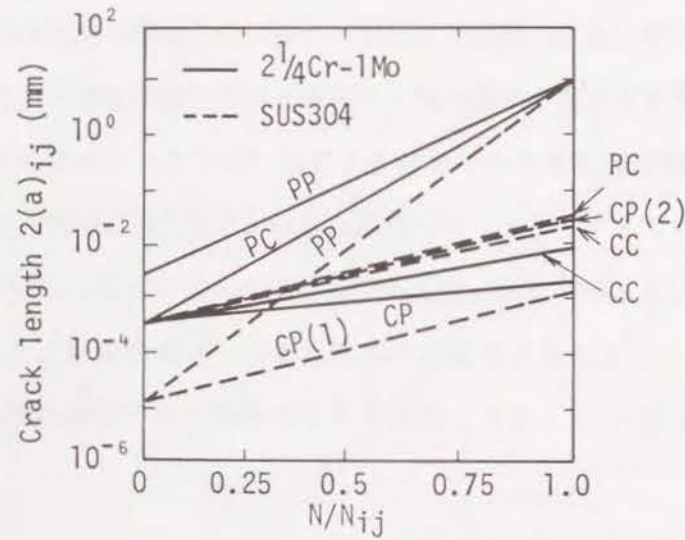


Fig. 8-11 Relationship between crack length, $2(a)_{ij}$ and cycle ratio, (N/N_{ij})

8.4.4. 平滑材におけるき裂の成長挙動

式(8-7)より平滑材では $\Delta \varepsilon_{in} = \sum \Delta \varepsilon_{ij} = \Delta \varepsilon_{pp} + \Delta \varepsilon_{cc} + \Delta \varepsilon_{pc}$ (または $\Delta \varepsilon_{cp}$) なるひずみが繰返されるとき、

$$\left. \begin{aligned} \left(\frac{a}{a_o}\right)_{pp} &= \left(\frac{a}{a_o}\right)_{cc} = \left(\frac{a}{a_o}\right)_{pc} && \left(\text{または} = \left(\frac{a}{a_o}\right)_{cp}\right) \\ \left(\frac{a_c}{a_o}\right)_{pp} &= \left(\frac{a_c}{a_o}\right)_{cc} = \left(\frac{a_c}{a_o}\right)_{pc} && \left(\text{または} = \left(\frac{a_c}{a_o}\right)_{cp}\right) \end{aligned} \right\} \quad \text{--- (8-12)}$$

$$\frac{N}{N_r} = \frac{\ln(a/a_o)_{ij}}{\ln(a_c/a_o)_{ij}} \quad \text{--- (8-13)}$$

が成立する。

式(8-12) および式(8-13) は $(a_o)_{ij}$ から成長するき裂は $(a_o)_{ij}$ に対するその長さの比を一定に保ちつつ成長し、一定の値 $(a_c/a_o)_{ij}$ に到達したとき破損が生じることを示している。 $(a_c/a_o)_{ij}$ は次式で与えられる。

$$\ln(a_c/a_o)_{ij} = \frac{\sum (B_{ij} F_{ij}^2)}{\sum (B_{ij} / \ln(a_r/a_o)_{ij}) F_{ij}^2} \quad \text{(真空中の場合) --- (8-14a)}$$

$$\ln(a_c/a_o)_{ij} = \frac{\sum (B_{ij}' F_{ij}^{1/m_{ij}})}{\sum (B_{ij}' / \ln(a_r/a_o)_{ij}) F_{ij}^{1/m_{ij}}} \quad \text{(大気中の場合) --- (8-14b)}$$

Fig. 8-12 は真空中 CP 試験における $(a_c/a_o)_{pp} (= (a_c/a_o)_{cp})$ と F_{cp} の関係を SUS304 鋼について図示したものである。Fig. 8-12 から明らかなように、 $F_{cp} = 0$ のときは $(a_c/a_o)_{pp} = (a_r/a_o)_{pp}$ であり $F_{cp} = 1$ のときは $(a_c/a_o)_{cp} = (a_r/a_o)_{cp}$ である。 $0 < F_{cp} < 1$ の範囲では、 $(a_r/a_o)_{cp} < (a_c/a_o)_{cp} = (a_c/a_o)_{pp} < (a_r/a_o)_{pp}$ であり、非常に小さな F_{cp} (小さな $\Delta \varepsilon_{cp}$ の存在) で $(a_c/a_o)_{pp}$ 、すなわち $(a_c/a_o)_{cp}$ の値が激減する。

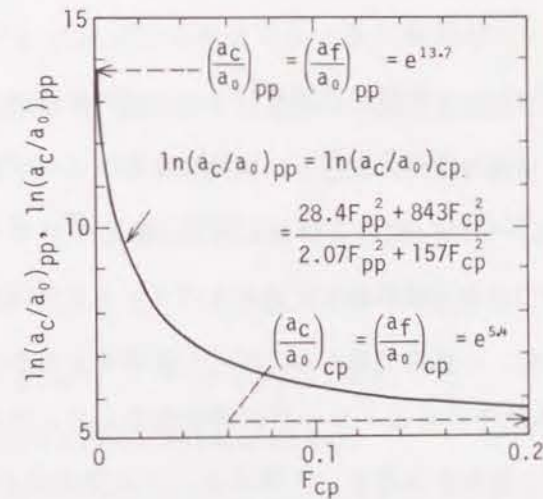


Fig. 8-12 Effect of F_{cp} on $(a_c/a_o)_{pp}$ or $(a_c/a_o)_{cp}$ of CP tested SUS304 smooth specimen in vacuum

8.4.5 本章で得られた知見の応用

本章で得られた知見の応用としては、(1)有限長さ $l = 2a_e$ のき裂が発生する寿命の推定、(2)有限長さ $l = 2a_e$ のき裂を有する部材の破損寿命の推定、(3)切欠き部でのき裂発生および進展解析、(4)変動ひずみ条件下の寿命推定などが考えられる。

(1)のき裂発生寿命 N_o は例えば真空中の場合

$$N_o = \min \text{ of } \ln \{ a_e / (a_o)_{ij} \} / \sum (B_{ij} \Delta \varepsilon_{ij}^2) \quad \text{--- (8-15)}$$

で与えられ、(2)の残存寿命は $(N_f - N_o)$ で基本的に与えられる。(3)についてもひずみの分布とき裂発生を規定するき裂長さを定めれば、(1)~(2)と同様にして求めることができる。

(4)については、式(8-13)から得られる知見、すなわち、一定ひずみ条件での損傷 (N/N_f) が $\ln(a/a_o)_{ij}/\ln(a_o/a_o)_{ij}$ に等しく、 F_{ij} が一定であれば $(a_o/a_o)_{ij}$ が ij および $\Delta \epsilon_{in}$ の大きさによらず一定であるということを考慮すると、同一ひずみ波形の場合にはひずみの大きさを変動させても F_{ij} はほぼ一定と考えることができるので線型被害側則が成立すると言える。むしろ F_{ij} が変化するようにひずみの種類を変動させるとひずみの種類によって $(a_o/a_o)_{ij}$ が変化し線型被害側則が成立しなくなることが予想される。このような予測は比較的ひずみの大きい場合に限られるが、緒論Fig. 8に示したような種々のクリープ疲労波形下の寿命を定量的に評価できる可能性がある。この点については第9章で検討する。しかし、いわゆるHigh-LowあるいはLow-High条件下の寿命評価にはさらに小さなひずみ条件下でのき裂挙動を明確にする必要がある。

8.5 結 言

本章では大気中および真空雰囲気中の高温クリープ疲労寿命特性と高温クリープ疲労き裂進展特性との間に成立する密接な関係に注目し、材料の高温クリープ疲労特性をき裂進展の立場から解析するために $2^{1/4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼および SUS304 鋼についてそのクリープ疲労き裂進展特性を求め、クリープ疲労き裂進展挙動を記述するパラメータおよび平滑材のクリープ疲労寿命の支配因子の検討を行った。本章で明らかとなった事柄をまとめると次のとおりである。

- (1) 大気中および真空中の高温クリープ疲労特性を $\Delta \epsilon_{ij} = A_{ij} N_{ij}^{-m_{ij}}$ および $\Delta \epsilon_{ij} = \alpha_{ij} D_i N_{ij}^{-0.5}$ で表示するとき、大気中および真空中のクリープ疲労き裂進展特性は、 $1/a(da/dN)_{ij} = \ln(a_f/a_o)_{ij} (\Delta \epsilon_{ij}/A_{ij})^{1/m_{ij}}$ および $1/a(da/dN)_{ij} = \ln(a_f/a_o)_{ij} (\Delta \epsilon_{ij}/\alpha_{ij} D_i)^2$ と表示できる。
- (2) 大気中の $\Delta \epsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性と $(da/dN)_{ij}-\Delta \epsilon_{ij}$ 関係から、 $2^{1/4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼NT材(550℃)の場合、 $\ln(a_f/a_o)_{pp} = 8.3$ 、 $\ln(a_f/a_o)_{po} = 10.3$ (最大)、 $\ln(a_f/a_o)_{op} = 2.6$ (最小)、 $\ln(a_f/a_o)_{oo} = 4.0$ 、 SUS304 鋼の場合 $\ln(a_f/a_o)_{pp} = 13.7$ (最大)、 $\ln(a_f/a_o)_{po} = 5.5$ 、 $\ln(a_f/a_o)_{op} = 5.4$ 、 $\ln(a_f/a_o)_{oo} = 5.2$ を得た。

(3) このようにして得られた $(a_f/a_o)_{ij}$ の値をもとにして求めた両鋼の真空中の $1/a(da/dN)_{ij} \sim \Delta \epsilon_{ij}$ 関係を比較したところ、同一大きさの $\Delta \epsilon_{ij}$ に対応するき裂進展速度は、 $2^{1/4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼の場合 $(da/dN)_{po}$ が最も速く $(da/dN)_{oo}$ が最も遅いのに対し、 SUS304 鋼の場合 $(da/dN)_{op}$ が最も速く、 $(da/dN)_{pp}$ が最も遅いことが明らかとなった。

(4) 本章で求めた $2^{1/4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼NT材および SUS304 鋼の大気中および真空中の高温クリープ疲労き裂進展特性は既存データをよく説明でき、本章で提案したひずみ範囲分割概念によるき裂進展の取扱いはほぼ妥当であることがわかった。

(5) $(a_f/a_o)_{ij}$ の値から推定される $(a_o)_{ij}$ 、 $(a_f)_{ij}$ は $(a_f)_{pp}$ を除き非常に小さな値であり、 $(a_o)_{ij}$ および $(a_f)_{ij}$ は微小欠陥あるいは微小き裂の平均的挙動を記述する材料固有の仮想的な量と考えることができる。

(6) 平滑材で $\Delta \epsilon_{ij} = \Sigma \Delta \epsilon_{ij}$ なるひずみが繰返されるとき、 $(a_o)_{ij}$ から成長するき裂は $(a_o)_{ij}$ に対するその長さの比 $(a/a_o)_{ij}$ を ij によらず一定に保ちつつ成長し、 ij によらないある一定の値 $(a_o/a_o)_{ij}$ に到達したときに破損が生じると考えることができ、 $(a_o/a_o)_{ij}$ は $(a_f/a_o)_{ij}$ 、 F_{ij} およびき裂進展特性より求め得る。また、平滑材の損傷状態 N/N_f は $(a/a_o)_{ij}$ と $(a_o/a_o)_{ij}$ で表示される。

$$\begin{aligned} \ln(a_o/a_o)_{ij} &= \Sigma(B_{ij} F_{ij}^2) / \Sigma(B_{ij} / \ln(a_f/a_o)_{ij}) F_{ij}^2 \quad (\text{真空中の場合}) \\ &= \Sigma(B_{ij}' F_{ij}^{1/m_{ij}}) \\ &\quad / \Sigma(B_{ij}' / \ln(a_f/a_o)_{ij}) F_{ij}^{1/m_{ij}} \quad (\text{大気中の場合}) \end{aligned}$$

$$N/N_f = \ln(a/a_o)_{ij} / \ln(a_o/a_o)_{ij}$$

(7) 平滑材のき裂進展に基づく寿命推定は次式により行うことが出来る。

$$\Delta \epsilon_{in}^2 N_f = 1 / \Sigma \{B_{ij} / \ln(a_f/a_o)_{ij}\} F_{ij}^2 \quad (\text{真空中})$$

$$\Delta \epsilon_{in}^{1/m_{ij}} N_f = 1 / \Sigma \{B_{ij}' / \ln(a_f/a_o)\} F_{ij}^{1/m_{ij}} \quad (\text{大気中})$$

(8) 上述の知見は、き裂発生寿命、き裂を有する部材の残存寿命、切欠き部のき裂発生および進展解析、および変動ひずみ条件下の寿命推定への応用が可能であり、 $\Delta \epsilon_{ij}$ がJ積分パラメータとは異なる利点を有する新しいパラメータであると判断された。変動ひずみ条件下の寿命推定への応用については第9章で詳細に検討する。

参考文献

- 1) S.S. Manson, Int. J. Fract. Mech., 2, 327 (1966)
- 2) H.D. Solomon, Met Trans, 4, 341 (1973)
- 3) B. Tomkins, J. Eng. Mater. Technol., 289 (1975)
- 4) J. Wareing, Met. Trans. A, 6A, 1367 (1975)
- 5) R.P. Skelton and K.D. Challenger, Mater. Sci. Eng., 65, 283 (1984)
- 6) 大谷隆一, 北村隆行, 材料, 34, 843 (1985)
- 7) R.P. Skelton and K.D. Challenger, Mater. Sci. Eng., 65, 271 (1984)
- 8) M. Morishita and Y. Asada, Nucl. Eng. Des., 83, 367 (1984)
- 9) J.T. Fong., ASTM STP 675, 729 (1979)
- 10) K.J. Miller, Fatigue Engng. Mater. Struct., 5, 223 (1982)
- 11) L.C. Lim and R. Raj, Acta Metall., 32, 727 (1984)
- 12) 大谷隆一, 木南俊哉, 坂本浩之, 日本機械学会論文集, A編, 52, 1824 (1986)

第9章 実機の寿命・余寿命推定および設計への適用と 変動ひずみ条件下の寿命推定への応用

9.1 緒言

本章においては、まず第2章で提案した材料の高温クリープ疲労特性の加速試験評価技術を実機の破損解析および寿命・余寿命推定に適用した例として、(1)火力発電プラントタービンバルブの破損解析および寿命推定、および(2)高炉鉄皮ホットスポット発生部の余寿命推定について述べ、次いで(3) $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性からASME Code Case N47設計疲労曲線を求める簡便法に関する提案を行い、最終に(4)第8章で得られた知見の変動ひずみ条件下の寿命推定へ適用結果をまとめた。

9.2 実機の破損解析および寿命・余寿命推定

第1の適用対象は米国フィラデルフィア電力会社のエディストン (Eddystone) 1号ユニットの316ステンレス鋼製タービンバルブである。米国フィラデルフィア電力会社のエディストン (Eddystone) 1号ユニットの316ステンレス鋼製タービンバルブセットは1982年に22年を越える使用期間を経て全数リプレースされた。制御弁 (Control valve, CV) のBowl内表面に発見された多数の亀甲状き裂 (Alligator cracks) と主止め弁 (Main stop valve, MSV) のストレーナ溝 (Strainer groove) に発生したき裂がリプレースの主原因であった。

第2の適用対象は住友金属工業(株)小倉製鉄所第2高炉の鉄皮である。昭和56年1月~2月に行われた住友金属工業(株)小倉製鉄所第2高炉 (冷却盤高炉) の改修では健全な鉄皮を再使用する部分更新により経費節減と工期の短縮が図られたが、内表面の損傷状態が外部から把握できない鉄皮の健全性をいかに評価し、いかなる基準で鉄皮を更新するかが大きな課題となった。

小倉第2高炉は火入れ後1年目からホットスポットが発生し、吹止め時点までのホットスポット発生個所は炉腹からシャフト下部の間の半周以上の範囲にわたり、鉄皮表面まで貫通したき裂は4個所、さらにUTS (超音波探傷試験) で検知された炉内面き裂は6個所を数えた。このようなホットスポットの繰返しによるき裂の発生は熱疲労損傷の蓄積によるものと判断されたが、き裂発生個所のホットスポット温度条件が不明のため、き裂の発生するホットスポット回数を正確に予測することが困難であった。したがって、鉄皮更新基準の設定に際しては、鉄皮が過去の使用期間中に経た温度履歴が不明確であるという事実を考慮する必要があった。

検討に際しては、第1の適用例ではManson and Halfordの提案したひずみ範囲分割法^{1)~3)}の多軸問題への適用手法²⁾に準拠しバルブの熱弾塑性クリープ解析を行うとともに、材料の高温クリープ疲労特性の迅速評価に際しては第2章で提案したI J試験法を用いた。また、実際の使用寿命の評価に用いる $\Delta \varepsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性の決定に際しては第2章Fig. 2-1で示した概念に則り、ductility補正を行った。

一方、第2の適用例では、第1の適用例よりも簡易的な手法を採用した。すなわち、まず簡単な高炉鉄皮ホットスポットモデルを設定し、そのモデルの熱弾塑性解析に基づく熱疲労寿命解析を行うことにより、鉄皮の余寿命予測の可能性を検討した。その結果、鉄皮板厚の変化を求めれば、ホットスポット条件のいかにかわらず、余寿命の予測が可能であることが明らかとなった。

9.2.1 火力発電プラントタービンバルブの損傷解析および寿命推定

(1) バルブに発生したき裂の観察

調査した2つのバルブセットFig. 9-1に示す1A1および1A2であり、このうち片一方の外観写真をFig. 9-2に示す。Fig. 9-2中に示す次の各部分について調査した。

- F1 : Turbine valve stationary flange (anchor)
- MSV : 主止め弁 (Main stop valve)
- CV : 制御弁 (CV)
- P1 : MSVとCVを連結するパイプ部分
- F2 : Turbine valve stationary flange
- P2 : Lead pipe
- W1 : MSVとF1間の溶接継手部
- W2 : P1とCV間の溶接継手部
- W3 : CVとP2間の溶接継手部

肉眼およびダイチェックによる巨視的観察と光学顕微鏡による断面微視的観察を実施した結果、F1、F2、P2、W1およびW3の各部分にはき裂の発生はなく、P1、CV、W2およびMSVにき裂の発生が確認された。MSVの上記出口コーナーとW2には円周き裂がP1とCVの内面には多くの亀甲状き裂 (Alligator cracks) がそれぞれ肉眼で認められた。さらに微視的にはMSVのBowl部とMSV、CVのねじ部にマイクロき裂が観察された。

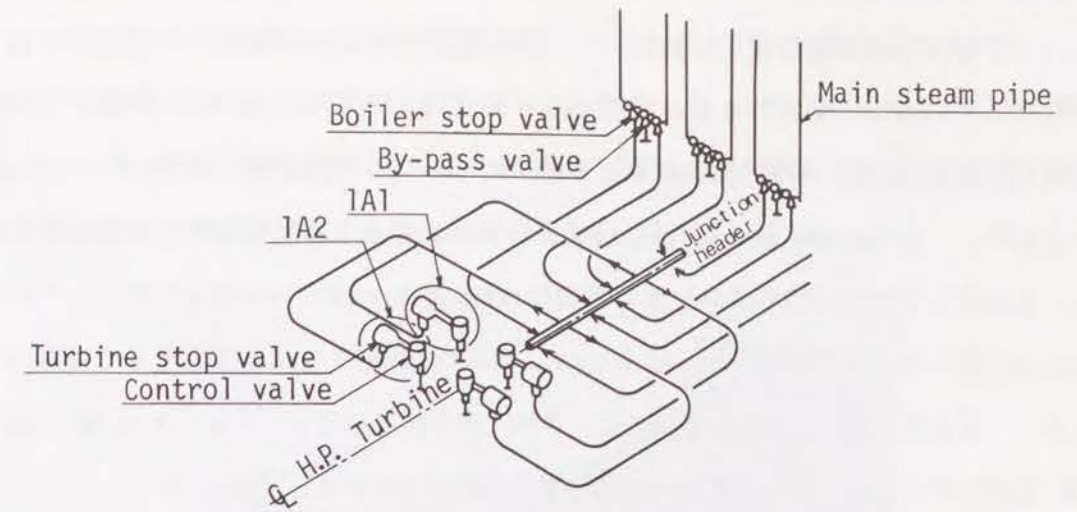


Fig. 9-1 Location of turbine stop and control valve

- F1 : Turbine valve stationary flange (anchor)
- MSV : Main stop valve
- P1 : Connecting pipe between main stop valve and control valve
- CV : Control valve
- F2 : Turbine valve stationary flange
- P2 : Lead pipe
- W1 : Welded joint between MSV and F1
- W2 : Welded joint between P1 and CV
- W3 : Welded joint between CV and P2

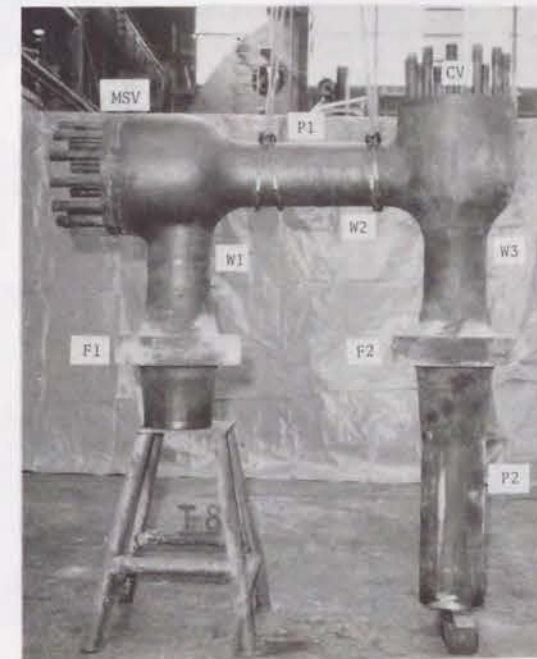


Fig. 9-2 Appearance of the valve set and the parts examined

Fig. 9-3にMSV, CV, P1およびP2の内面状況を示す。1A2-CVよりも1A1-CVの方がき裂の発生が激しい。また過大な熱応力が繰返された部分に多くのき裂が発生している。熱疲労き裂の典型であるAlligator crackingはP1およびCVの内表面(例えば蒸気入口部, ボウル部, クロッチ部, シールリング接触部およびストレートナ溝)に認められる。Strainer groove crackingはCVには認められてMSVには認められなかったが, これはリプレース時点において, 最後にStrainer groove cracksを除去してからのshut downの回数がMSVではStrainer groove crackingを発生させるほど十分ではなかったといえる。最も深いき裂はクロッチ部で発見され, 深さ約35mmであったが, Bowl部では深さ16mm, 蒸気入口部ではせいぜい深さ10mm程度のき裂が観察されたにとどまった。

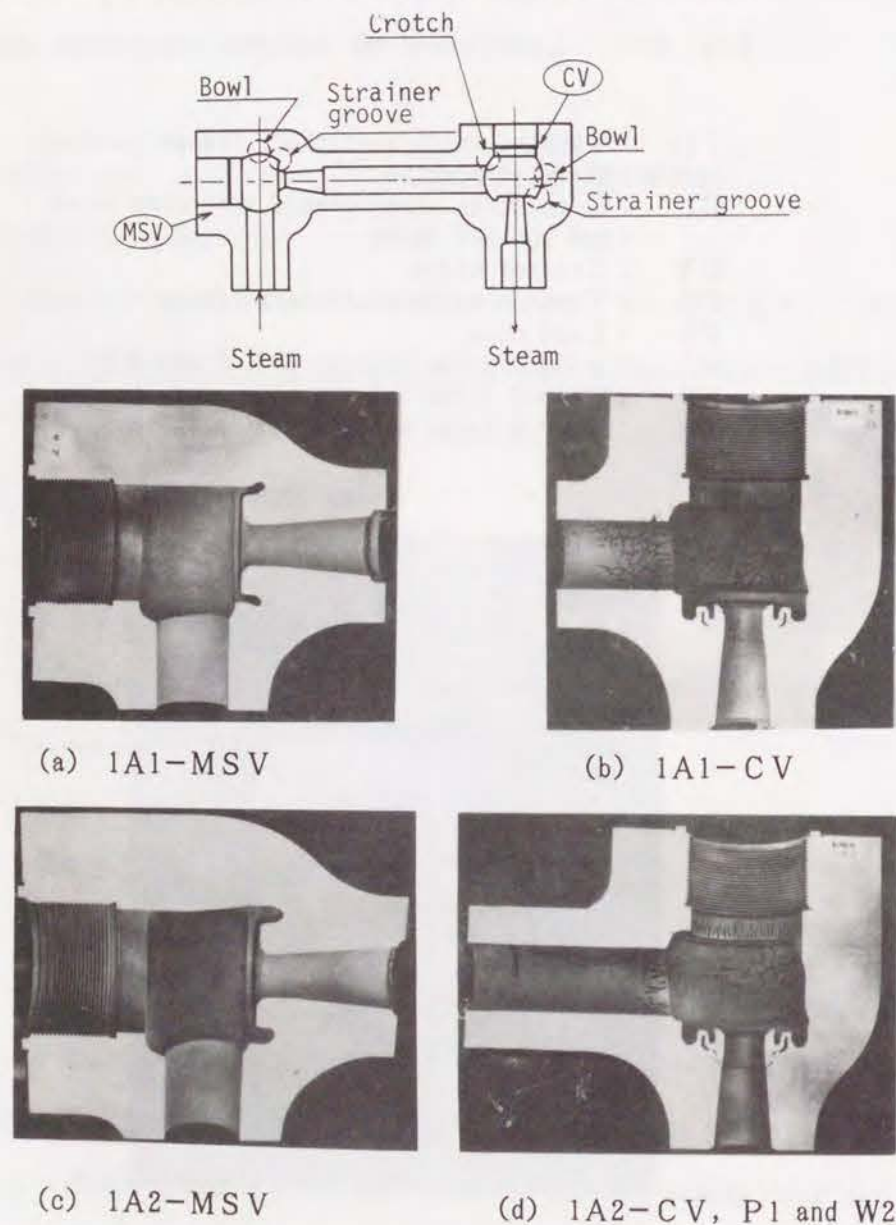


Fig. 9-3 Inner surface appearance of MSV, CV, P1 and P2

CVおよびMSVに観察されたき裂の例をFig. 9-4~Fig. 9-7に示す。1A1および1A2バルブセットで発見されたき裂は溶接部を除いてすべて粒界き裂であった。き裂先端近傍の粒界にはvoidsの形成が認められたが, おそらく, これらが合体して粒界き裂の進展が生じたものと推定される。このような事実はき裂の進展が高温で生じたことおよび寿命の推定に引張クリープ変形を考慮に入れる必要のあることを示唆している。

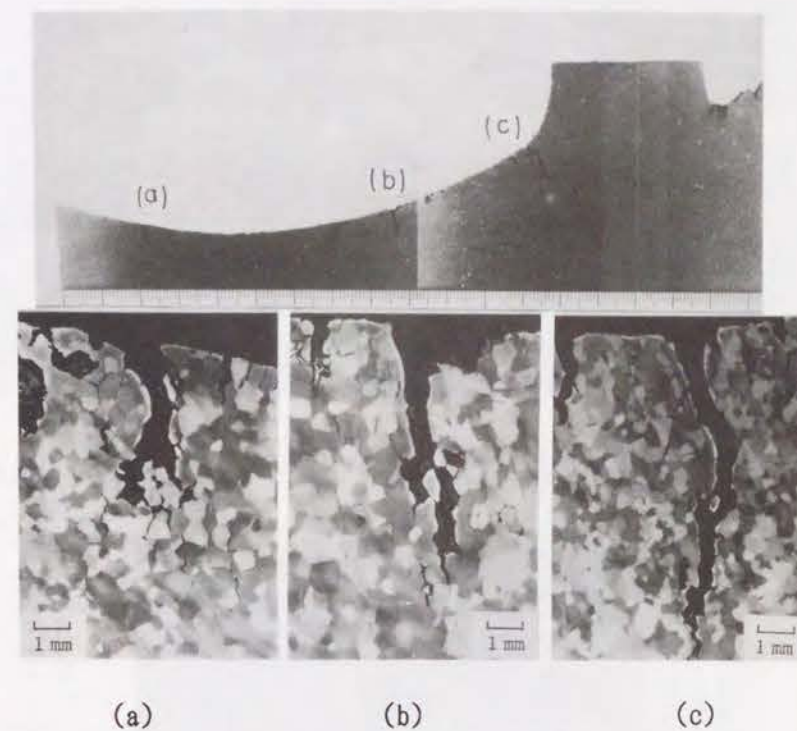


Fig. 9-4 Crack distribution at central section of CV ((a) and (b) are bowl cracks, and (c) is a crotch crack)

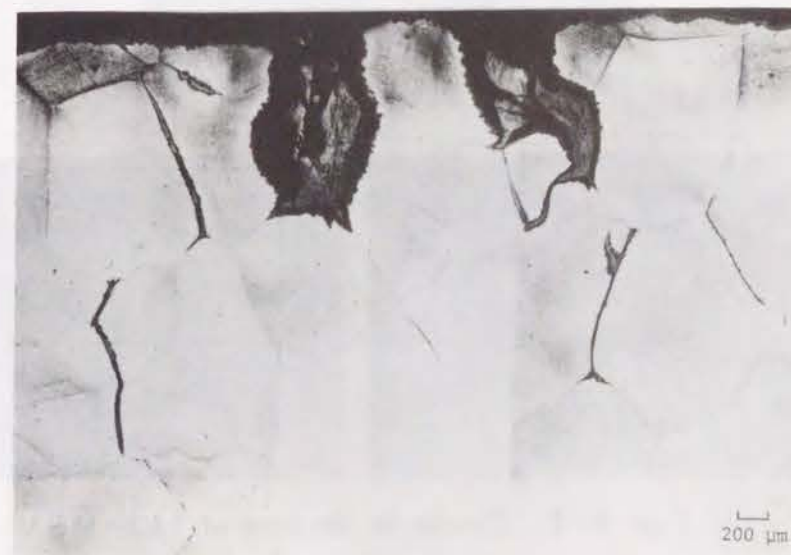


Fig. 9-5 Cracks at bowl of 1A1-CV

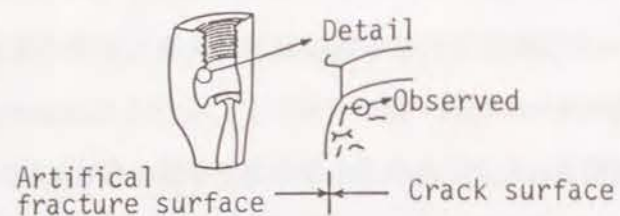
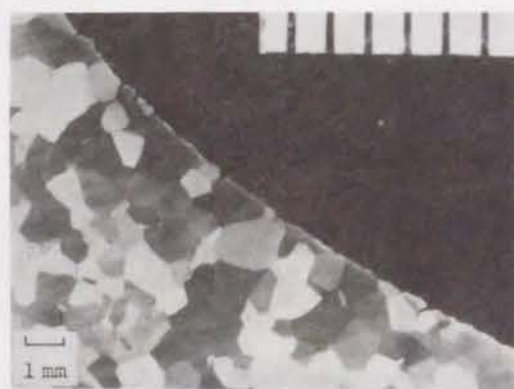


Fig. 9-6 SEM observation of the bowl crack of 1A2-CV



Macro-structure of cracked part

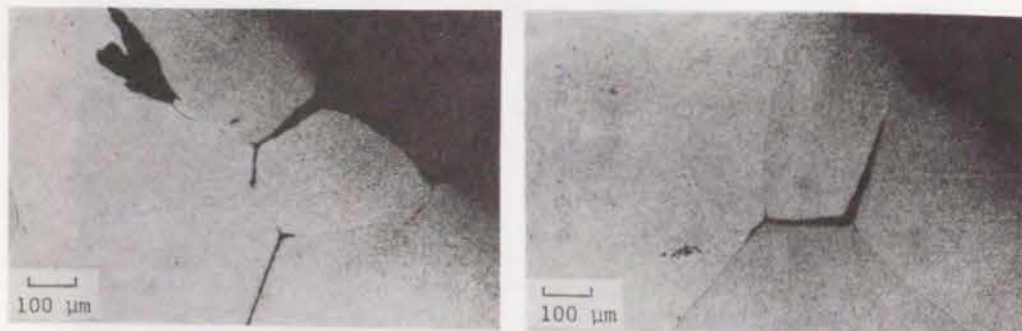


Fig. 9-7 Cracks at the bowl of 1A2-MSV

(2) プラントの運転履歴

エディストン1号ユニットは規格出力325MWで商業運転を1959年11月に開始した。主蒸気条件当初3500psi, 1050°Fであったが, Fig. 9-8に示すように, 1961年9月以来5000psi, 1200°Fという超高温高圧条件に上げられ, 以後この条件での運転はStrainer groove crackingが認められるまで続けられた。Strainer groove crackingは1965年に82回のshut down後に認められ, 主止め弁では1966年に104回のshut down後にき裂の発生が認められた。その後温度は1150°F以下に下げられたが, 1968年に121回のshut down後に制御弁のBowl部にAlligator crackingが発見された。1970年にそれまで発生したすべてのき裂は一旦削除されたが, それ以降はStrainer groove部に発生したき裂についてのみ定検ごとに削除され, Bowl部のき裂は除去されずそのまま放置された。取換えまでにバルブセットが経験したshut down回数は全体で311回であった。

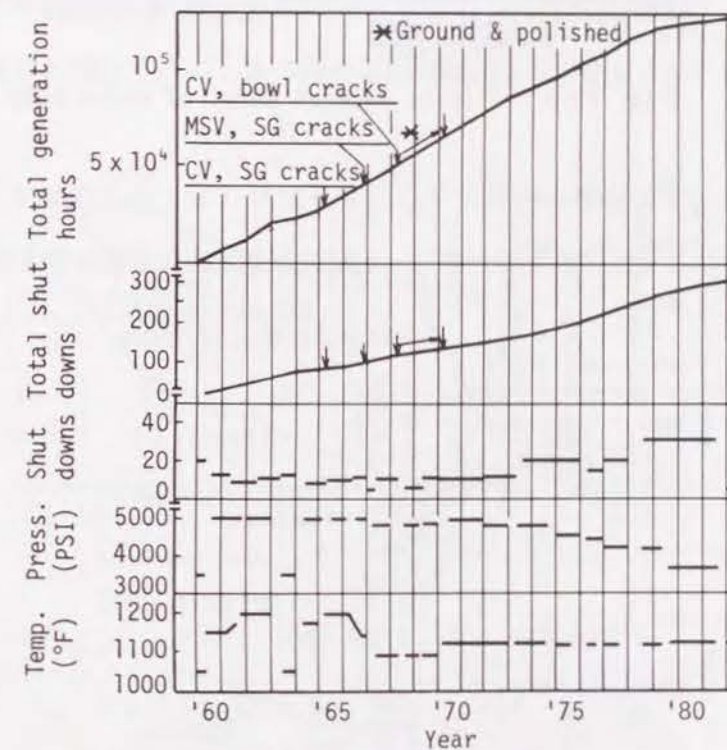


Fig. 9-8 Record of service conditions

(3) タービンバルブの応力ひずみ解析

MSVとCVにおけるき裂発生程度の差およびCVのストレートナ溝部とBowl部におけるき裂発生寿命の差を説明するため、MARCプログラムによる二次元熱弾塑性クリープ解析を実施した。バルブ本体は本章での解析では軸対称構造物であると仮定した。

解析に用いた有限要素モデルをFig. 9-9に示す。バルブ内表面は、運転の過渡状態での温度、応力およびひずみを精度よく求めるために、十分細かいメッシュに分割した。メッシュ番号NE209, NE393, およびNE480はそれぞれストレートナ溝, Bowl部およびBowl上部に相当している。

温度の解析における境界条件はFig. 9-10に示す運転開始条件をベースにして設定した。

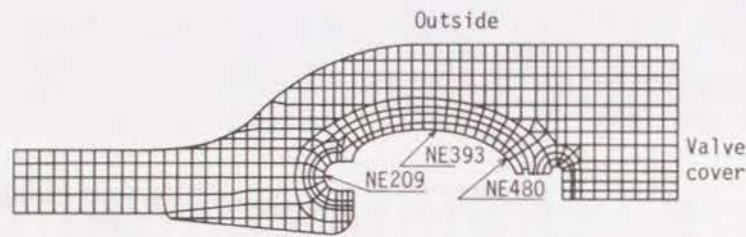


Fig. 9-9 Finite element model of valve body

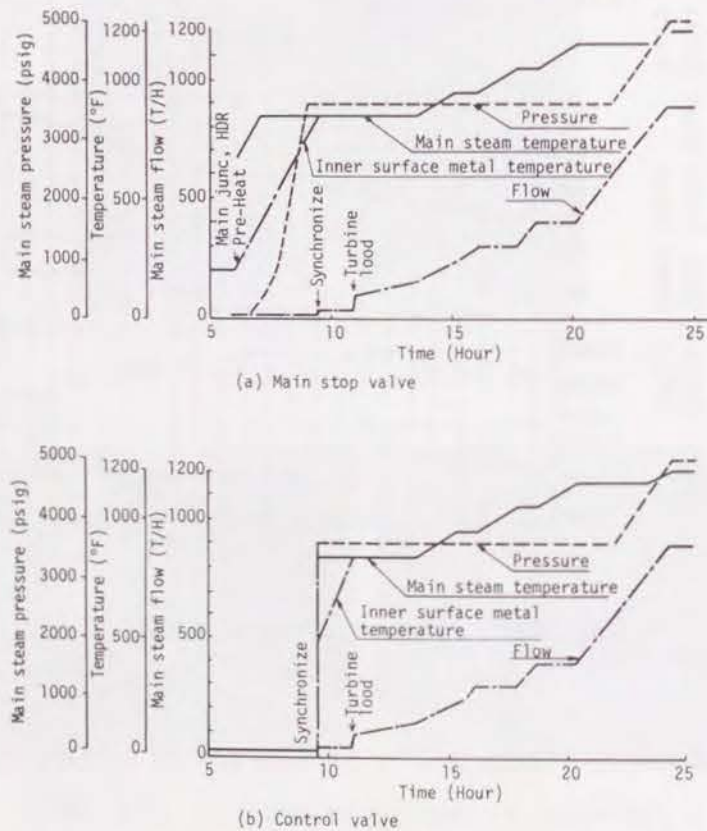


Fig. 9-10 Transient metal temperature of Eddystone No. 1 turbine valve set

Fig. 9-11はFEMで求めたMSVおよびCVのメタル温度分布を示す。内外面間の最大の温度差はMSVで0.075hr経過後, CVで0.1hr経過後生じ, Fig. 9-11はそのときの温度分布を示している。MSVよりもCVの方が大きな温度勾配が生じていることがわかる。これはMSVとCVの運転開始条件の差に起因している。すなわち, CVの内表面メタル温度はMSVが開いたときの蒸気の急激な流入によって急速に上昇するのに対し, MSVは蒸気の徐熱により予熱され, 熱い蒸気の急激な流入は受けない。

Fig. 9-12に熱弾塑性クリープ解析の結果を示す。ここで相当応力 σ_e および相当ひずみ ϵ_e は次式で計算した。

$$\left. \begin{aligned} \sigma_e &= \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2} \\ \epsilon_e &= \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\epsilon_1 - \epsilon_2)^2 + (\epsilon_2 - \epsilon_3)^2 + (\epsilon_3 - \epsilon_1)^2} \end{aligned} \right\} \dots (9-1)$$

($\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$: 主応力, $\epsilon_1, \epsilon_2, \epsilon_3$: 主ひずみ)

相当応力および相当ひずみの正負の符号は応力範囲 $\Delta\sigma$ が最も大きい方向の主ひずみの正負に合わせた。

Fig. 9-12から明らかなようにMSV, CVの両方の場合ともにBowl部内部表面では蒸気の流入直後に圧縮の塑性変形が生じている。塑性ひずみの大きさはCVの方がMSVよりも約2.5倍大きい。

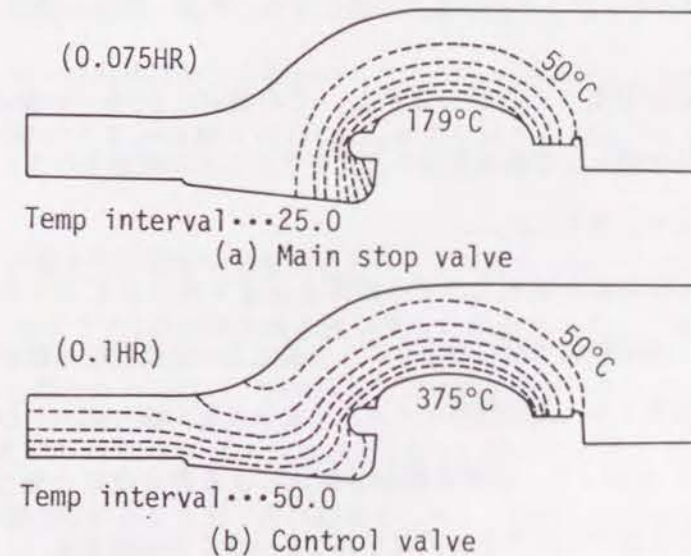
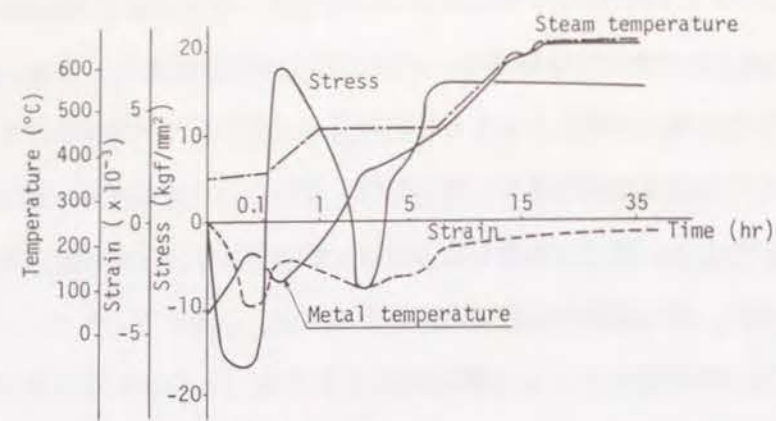
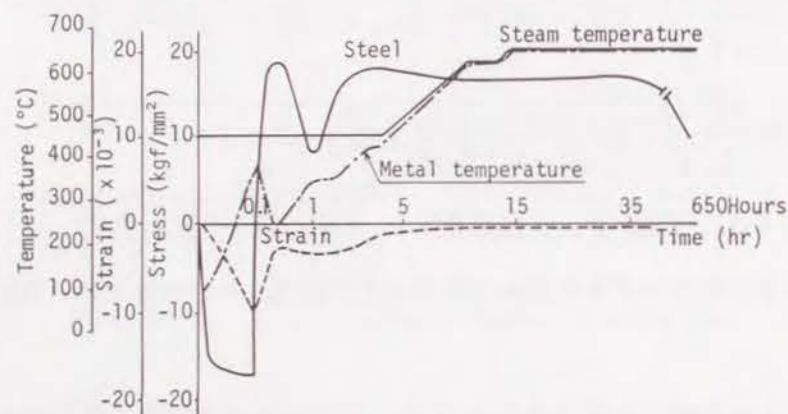


Fig. 9-11 Metal temperature distribution of valves when the maximum difference is realized in surface temperature between the inside and outside



(a) Main stop valve



(b) Control valve

Fig. 9-12 Change in effective stress, effective strain and metal temperature with time in the valve bowl (Time is elapsed time after the entrance of steam flow into the respective valves)

約0.1hr後応力は引張へと急激に変化し、その値は0.2~0.3hr後に最大となる。定常状態でのひずみは圧縮側から引張側方向へと変化することが確認された。MSVの場合も同様な応力ひずみ挙動を示すと考えられる。

Fig. 9-13は相当応力対相当ひずみ線図をMSVおよびCVのBowl部表面について描いたものである。図中破線で示したように、引張応力は長時間使用後にはゼロに近づくとと思われる。これらの結果より、次の発停サイクルにおいても同様な応力-ひずみ線図が描けるものと考えられる。したがって、ひずみ範囲分割法による寿命推定の概念¹⁾に従えばBowl部内表面ではCPタイプの非弾性ひずみが繰返されたということが出来る。同様にしてストレーナ溝(NE209)およびBowl上部(NE480)でもCPタイプ非弾性ひずみが繰返されていることが明らかとなった。

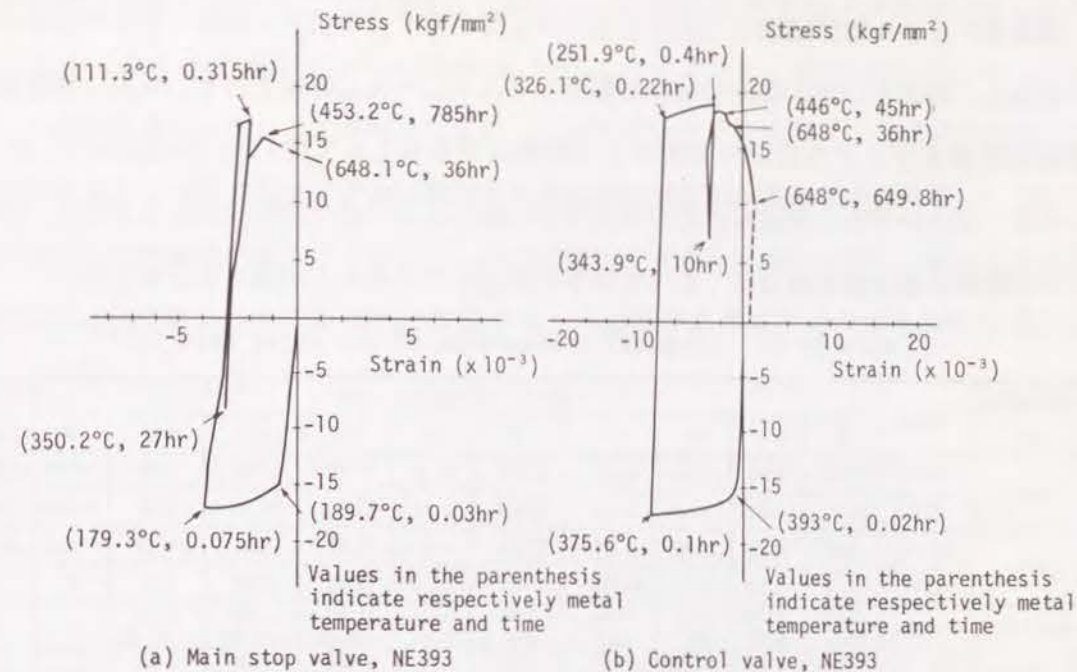


Fig. 9-13 Effective stress-effective strain diagrams of the valve bowl surface from start-up to steady state (approximately 650 hrs)

(4) バルブ材料のマイクロ解析と機械的性質

MSVおよびCV部の材料の化学成分の調査結果Table 9-1に示す。バルブの化学組成ではASTM TP 316の要求をCr含有量が満たしていないが、Niバランスが高く(N_{v-N})の値が低いことからオーステナイト組織は安定であると判断される⁴⁾。

光学顕微鏡による観察の結果、粒界上の析出物はあまり大きくなく σ 相も形成されておらず、一方母地(matrix)内の析出物は非常に細かった。電子顕微鏡による同定の結果、粒界上に $M_{23}C_6$, matrixに針状あるいは棒状の $M_{23}C_6$ あるいは Fe_2Mo , および微細 $M_{23}C_6$ が認められた⁴⁾。

引張試験の結果、引張性質は試験片の採取位置によって変化しないこと、室温の降伏応力および引張強さはASTMのTP316の基準値を満たすことがわかった。破断伸びおよび絞りには溶体化処理材が70%を越えるのに対し、50%以下と溶体化処理材よりは低い値を示した⁴⁾。

クリープ破断性質についてはクリープ強度は1A1と1A2で大きな変化はないが細粒の外側の材料が粗粒の内側の材料よりも若干高い値を示した。結晶粒径の影響は短時間のクリープラプチャ強度で明確に認められた。また、クリープ破断伸びおよび絞りについては試験片採取位置による差が存在し、細粒の外側材料の場合により高い値が得られていることが判った⁴⁾。

高温低サイクル疲労試験については1200°F大気中で2つの波形の試験（PPおよびCP試験）で実施し、結果をひずみ範囲分割法で解析して $\Delta \epsilon_{pp} - N_{pp}$ 特性と $\Delta \epsilon_{cp} - N_{cp}$ 特性を求めた。試験結果およびひずみ範囲分割法による解析結果をまとめてTable 9-2に示す。実験においては一定のひずみを繰返した時の最大および最小応力の値の変化はほとんどなく、よく知られている溶体化処理材の場合にくらべて大きく異なっていることが明らかとなった。

Table 9-1. Chemical composition of the valve material⁴⁾

The valve set	Valve	Chemical composition (%)										Ni -bal	N _v -N _c
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	N		
IA1	MSV	0.08	0.55	1.96	0.018	0.006	0.11	13.75	15.15	2.08	0.0217	4.826	0.119
	CV	0.08	0.54	1.96	0.018	0.006	0.11	13.80	15.10	2.08	0.0210	4.944	0.117
IA2	MSV	0.08	0.55	1.98	0.017	0.012	-	13.71	15.01	2.18	0.0240	4.920	0.118
	CV	0.08	0.51	2.10	0.019	0.007	-	13.68	14.87	2.01	-	-	-
ASTM Spec.	TP316	0.08 max.	0.75 max.	2.00 max.	0.04 max.	0.03 max.	-	11.00 ~14.00	16.00 ~18.00	2.00 ~3.00	-	-	-
	TP 316H	0.04 ~0.10	0.75 max.	2.00 max.	0.04 max.	0.03 max.	-	11.00 ~14.00	16.00 ~18.00	2.00 ~3.00	-	-	-

Table 9-2. Summary of fatigue test results and SRP creep-fatigue analysis

Position	Type of test	$\dot{\epsilon}_1$	$\dot{\epsilon}_2$	$\Delta \epsilon_1$ (%)	$\Delta \epsilon_{in}$ (%)	$\Delta \epsilon_a$ (%)	σ_{max} (kgf/mm ²)	σ_{min} (kgf/mm ²)	$\Delta \epsilon_{pp}$ (%)	$\Delta \epsilon_{cp}$ (%)	N _f (Cycles)	* N _{pp}	* N _{cp}	Remarks
CV (IA1)	PP	8×10^{-3}	8×10^{-3}	1.5	1.13	0.37	21.8	23.5	1.13	-	1160	1160	-	Central position
				1.0	0.68	0.32	19.9	21.0	0.88	-	2357	2357	-	
				0.6	0.36	0.24	16.2	18.4	0.36	-	5179	5179	-	
				0.4	0.21	0.19	13.9	15.1	0.21	-	11825	11825	-	
	CP	10^{-4}	8×10^{-3}	2.5	2.11	0.39	24.7	30.9	1.29	0.82	96	1050	106	
				2.0	1.64	0.36	23.2	26.4	1.16	0.48	182	1200	215	
				1.5	1.18	0.32	21.3	22.6	0.95	0.23	468	1540	672	
				1.2	0.91	0.29	19.5	22.2	0.77	0.14	607	2020	868	
P2 (IA1)	PC	8×10^{-3}	8×10^{-3}	1.5	1.12	0.38	25.0	26.3	1.12	-	1132	1132	-	Central position
				1.0	0.66	0.34	21.8	23.1	0.66	-	2414	2414	-	
				0.6	0.33	0.27	16.4	19.7	0.33	-	6672	6672	-	
				0.4	0.19	0.21	13.9	16.9	0.19	-	14810	14810	-	
	CP	10^{-4}	8×10^{-3}	2.5	2.12	0.38	27.3	31.4	1.07	1.05	85	1250	91	
				2.0	1.64	0.36	23.9	29.3	1.09	0.55	192	1200	237	
				1.5	1.18	0.32	22.0	26.6	0.89	0.29	353	1650	450	
				1.2	0.89	0.31	21.8	24.5	0.78	0.11	696	1920	1091	

Fig. 9-14はMSV, CVおよびP2部の材料の $\Delta \epsilon_{pp} - N_{pp}$ および $\Delta \epsilon_{cp} - N_{cp}$ 特性データを示す。供試材の間で各特性データに若干差が認められるが、 $\Delta \epsilon_{cp} - N_{cp}$ 特性は $\Delta \epsilon_{pp} - N_{pp}$ 特性の約 $1/10$ の寿命を与えることがわかる。PPおよびCP試験後の破面をSEMで調べた結果CP試験後の破面には疲労ストライエーションと粒界破面の両者が認められた。これ

はCP試験で用いた引張側ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_1 = 10^{-4} \text{sec}^{-1}$ が大きなクリープ変形を生じさせるほど遅くなかったことを示しており、Table 9-2に示すように、結果として $\Delta \epsilon_{in}$ に占める $\Delta \epsilon_{cp}$ の値が小さかったことと対応している。より遅いひずみ速度($\dot{\epsilon}_1$)で試験を行い $\Delta \epsilon_{in}$ 中に占める $\Delta \epsilon_{cp}$ の値を大きくすれば明瞭な粒界破壊が実現されると考えられる。逆にいえば、破面が完全な粒界破壊であることは $\Delta \epsilon_{cp}$ 成分の非常に大きい非弾性ひずみの繰返しをCV内壁面がshut downの繰返し中に受けたとも言える。本章の非弾性応力ひずみ解析結果はこのことを裏付けるものである。

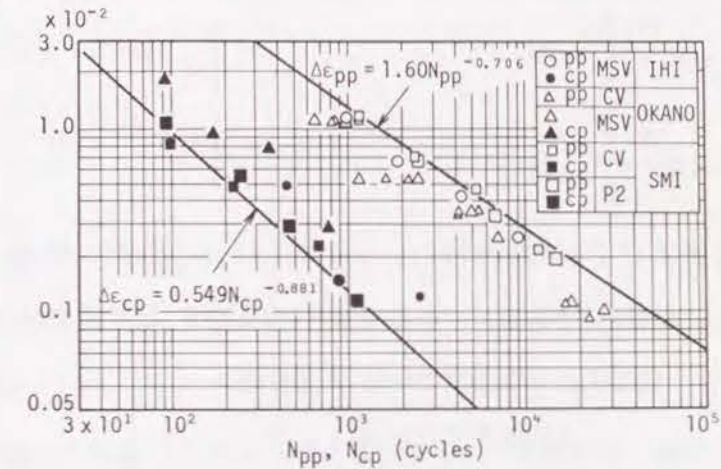


Fig. 9-14 $\Delta \epsilon_{pp} - N_{pp}$ and $\Delta \epsilon_{cp} - N_{cp}$ relations for MSV, CV and P2 (1200°F in air)

(5) き裂の発生寿命評価

非弾性解析の結果、heat-upとshut downの熱サイクル中にバルブ内表面が描くヒステリシスループはFig. 9-15に示すようになる。ここで、ヒステリシスループは閉じずラチェット変形を生じるものと仮定し、また、450°Cを越える温度での変形は純粋のクリープ変形であり、450°C以下の温度での変形は純粋の塑性変形であると仮定した。図から明らかなように、1サイクル中の非弾性変形は $\Delta \epsilon_{in}$ と δ_0 で特徴づけられる。ただし $\Delta \epsilon_{in}$ は $\Delta \epsilon_{pp}$ と $\Delta \epsilon_{cp}$ に分割可能な非弾性ひずみ範囲であり、 δ_0 はクリープラチェットひずみである。これらのひずみ変数を知れば、熱疲労き裂の発生寿命 N_f はひずみ寿命関係式($\Delta \epsilon_{pp} - N_{pp}$ および $\Delta \epsilon_{cp} - N_{cp}$ 特性)とクリープ破断延性 D_0 を知ることにより次式で求めることができる。

$$\frac{1}{N_f} = \frac{1}{N_{pp}} + \frac{1}{N_{cp}} + \frac{\delta_0}{D_0} \quad (9-2)$$

1200°F大気中で得られたCVおよびP2の肉厚中央部の材料については次に示すひずみ寿命関係式が得られている。

式が得られている。

$$\left. \begin{aligned} \Delta \varepsilon_{pp} &= A_1 N_{pp}^{-\alpha_1} & A_1 &= 1.60, \alpha_1 = 0.706 \\ \Delta \varepsilon_{cp} &= A_2 N_{cp}^{-\alpha_2} & A_2 &= 0.549, \alpha_2 = 0.881 \end{aligned} \right\} \text{-----} \quad (9-3)$$

これらの関係式は1200°C大気中で単軸応力下で得られたものであり、かつそれらが引張およびクリープ破断延性と密接に関連があることを考慮すると、これらの関係式を多軸応力下の熱疲労問題に使用する場合には若干の修正が必要である。ここでは、第5章 Table 5-1のMansonの式より、 $A_1 \propto D_p$ 、 $A_2 \propto D_c$ を考慮して次式を用いた。

$$\left. \begin{aligned} \Delta \varepsilon_{pp} &= \frac{A_1 F_p}{TF} N_{pp}^{-\alpha_1} \\ \Delta \varepsilon_{cp} &= \frac{A_2 F_c}{TF} N_{cp}^{-\alpha_2} \end{aligned} \right\} \text{-----} \quad (9-4)$$

ただし、 F_p および F_c はductility modification factorであり、TFは三軸性指数 (Triaxiality factor) である。ここでは F_p および F_c は次式で決定した。

$$\left. \begin{aligned} F_p &= \frac{(1200^\circ\text{F以下の温度での} D_p \text{の最小値})}{(1200^\circ\text{Fでの} D_p \text{値})} \\ F_c &= \frac{(1200^\circ\text{F以下の温度での} D_c \text{の最小値})}{(1200^\circ\text{Fでの} D_c \text{値})} \end{aligned} \right\} \text{-----} \quad (9-5)$$

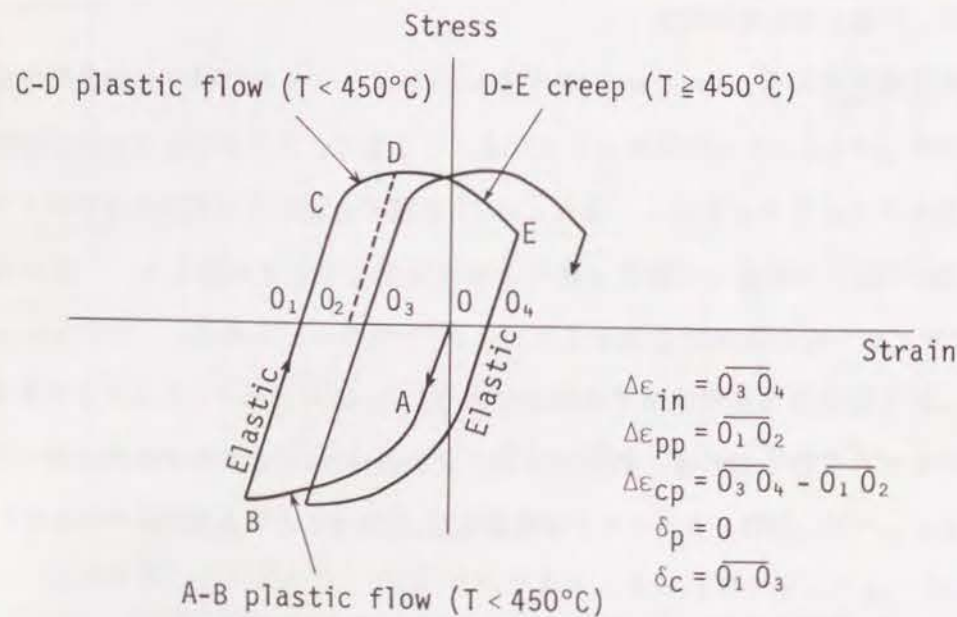


Fig. 9-15 Schematic hysteresis loop on the inner surface of the valve during thermal cycles of heat-up and shutdown

三軸性指数TFはDavis and Connolly⁵⁾によって導入され、さらにManjoine⁶⁾によって発展されたものであるが、次式で定義され、引張の静水圧応力状態による繰返しひずみに対する抵抗性の低下を示すのに使われている⁷⁾。

$$TF = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{(1/\sqrt{2})\sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2}} \text{-----} \quad (9-6)$$

一方、 D_c についてもTFによる低下を考慮に入れる必要があり、結局、式(9-2)に用いるべき316ステンレス鋼製バルブのひずみ寿命関係式 ($\Delta \varepsilon_{pp} - N_{pp}$ および $\Delta \varepsilon_{cp} - N_{cp}$ 特性)と D_c 値は次式のようにになった。

$$\left. \begin{aligned} \Delta \varepsilon_{pp} &= \frac{0.714}{TF} N_{pp}^{-0.706} \\ \Delta \varepsilon_{cp} &= \frac{0.250}{TF} N_{cp}^{-0.881} \\ D_c &= \frac{0.31}{TF} \end{aligned} \right\} \text{-----} \quad (9-7)$$

バルブき裂の発生寿命計算結果をTable 9-3に示す。表中には、解析した位置における巨視的および微視的なき裂の観察結果も併記しているが、それと計算結果の比から、ひずみ範囲分割法による推定は巨視的なき裂発生回数よりも短寿命を推定しており、各部におけるマイクロなき裂発生を予測していると言える。また、CVとMSVの間のき裂発生寿命差、CVあるいはMSVの各部におけるき裂発生寿命も計算結果は明瞭に説明していることがわかる。

Table 9-3. Summarized results of initiation life prediction of valve cracks by the strainrange partitioning analysis

Valve	Position	Element No. in FEM analysis	Triaxiality Factor (TF)	Inelastic strain			Initiation Life N_f (cycles)	Remarks
				$\Delta \varepsilon_{pp}$	$\Delta \varepsilon_{cp}$	δ_c		
CV	SG (Strainer grooves)	209	1.736	0.0161	0.0041	0.0040	20	Cracking was found after 82 shut downs
	Bowl	393	1.402	0.0004	0.0029	0.0008	69	Alligator cracking was found after 121 shut downs
	Upper side of Bowl	480	1.562	0.0041	0.0024	0.0002	51	
	Crotch*	-	1.763*	0.0091*	0.0041*	0.0041*	35*	One very deep crack is observed by the present study (after the replacement)
MSV	SG (Strainer grooves)	209	1.648	0.0034	0.0021	0.0008	77	Cracking was found after 101 shut downs
	Bowl	393	1.302	0.0009	0.0019	0	190	Visible crack was not found but micro cracks are revealed by the present study (after 311 shut downs)
	Upper side of Bowl	480	1.396	0.0002	0.0014	0	256	

* Inelastic analysis is not made on the crotch region. The values listed in the table are obtained by making hysteresis loop based on the results of stress calculated by simplified procedure.

(6) バルブき裂の発生防止について

CV内表面における大きな熱疲労き裂の発生を防止するためにはCV表面の応力ひずみをMSVの場合よりも小さくすればよい。そのためには熱い蒸気の突入前にCVを予熱しておくか、タービンの起動におけるCVの加熱速度を遅くすればよい。予熱温度や加熱速度はCVの遷移状態における温度の計算において境界条件を適当に設定することにより計算できる。

本章の例では遷移状態での熱伝達係数の値をいかに適切に選ぶかについて注意を払った。MSVとCVでは明らかに熱伝達係数の値に差が認められた。通常伝達係数はバルブ内壁温度の上昇とともに小さくなるので、バルブを予熱することは熱伝達係数が小さくなり、バルブ内壁温度の急激な上昇を抑える点で有用な手段である。このような事実は逆に言えば熱伝達係数がユニットの運転の遷移状態において変化し得る性質のものであることを考慮しない限り、正確な温度の計算は望めないということを示唆している。

(7) まとめ

1) 亀甲状き裂 (Alligator cracks)はstart-upとshut downの繰返しによるもので、典型的な熱疲労き裂であった。それらは、巨視的にCVやP1の内壁に認められると同時に微視的にはMSVの内壁にも認められた。調査したタービンバルブセット1A1と1A2を比較すると1A1の方が1A2よりも亀甲状き裂の発生がひどかった。MSVの蒸気出口コーナーと溶接継手W2には円周き裂が発見された。

2) 非弾性応力ひずみ解析を行うことにより、CVおよびMSVのストレートナ溝およびBowl部におけるき裂発生寿命をひずみ範囲分割法で評価し、満足すべき結果を得た。ひずみ範囲分割法による寿命評価によりMSVとCVにおけるき裂発生寿命の差およびCV各部におけるき裂発生寿命の差を説明できることがわかった。

3) 熱疲労き裂はMSV, CVともストレートナ溝で最も発生しやすく、次いでBowl部である。

4) 熱疲労き裂発生防止のためには予熱と加熱速度の減少のいずれかあるいは両方を行う必要がある。

9.2.2 高炉鉄皮ホットスポット発生部の余寿命推定

高温材料の熱疲労寿命推定法はこれまでに数多く提案されているが、高炉ホットスポットのようにホットスポット温度が材料のクリープ温度域まで上昇する場合にはMansonらの提案し

たひずみ範囲分割法が最も信頼性があると考えられる¹⁾²⁾³⁾。この手法の特徴は熱疲労問題と変形解析問題と破壊抵抗性の評価問題に分けて取り扱う点にあり、Mansonらはこの手法により、材料の破壊抵抗性が温度に鈍感な材料固有の性質であり、従来より報告されている高温熱疲労寿命の温度依存性は材料に生じる非弾性ひずみが温度条件に敏感なために生じる現象であることを明らかにした。したがって、材料固有の破壊抵抗性をある一つの温度で求めておけば、熱疲労問題は変形解析問題に帰着することになる。

ひずみ範囲分割法による熱疲労寿命解析を厳密に遂行するためには、ホットスポット繰返し時の詳細な非定常温度解析とその結果に基づく非弾性解析を行う必要があるが、ここでは熱弾塑性解析を基本とした簡便法を採用し、非弾性ひずみ即ちクリープひずみの効果は解析に用いる材料パラメータや寿命推定に用いる破壊抵抗性に含ませることとした。

(1) 簡易モデルによる余寿命推定

Fig. 9-16に示す円形のホットスポットモデルを考え、外表面中心の温度が $20^{\circ}\text{C} \rightarrow T_{max}$ と変化する熱サイクル条件下の応力ひずみ挙動を熱弾塑性有限要素法により求めた。Fig. 9-16(a)は鉄皮平滑部に、Fig. 9-16(b)は鉄皮応力集中部(実炉のコーミング孔部に相当、円状開口を仮定)にそれぞれホットスポット中心がある場合を想定している。使用した熱荷重条件および材料物性値をTable 9-4, Table 9-5, Fig. 9-17およびFig. 9-18に示す。実炉鉄皮には炉内圧や内容物荷重が作用するが、局部加熱による鉄皮熱応力と比較して応力の絶対値が十分小さく、ここでは熱応力だけを検討の対象とした。実際にはホットスポット部の鉄皮外面を圧縮空気で冷却し、また炉内側にはモルタルを注入することが多く、代表的な熱的條件としてTable 9-4に示す値を用いた。

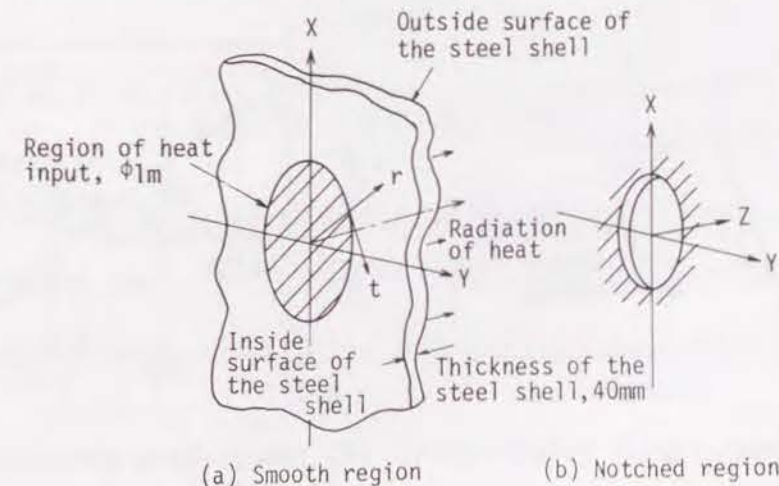


Fig. 9-16 Hot spot model for life prediction

Table 9-4. Heating and cooling conditions ($T_{max}=700^{\circ}\text{C}$)
Portions (A)~(E) are depicted in Fig. 9-17

Portion	Heating			Cooling		
	Heat transfer coefficient h (kcal/m ² h °C)	Temperature T_{∞} (°C)			Heat transfer coefficient h (kcal/m ² h °C)	Temperature T_{∞} (°C)
		0 ~ 5 min	5 ~ 10 min	10 ~ 40 min		
(A)	500				20	
(B)	300	600	700	800	20	20
(C)	100				20	
(D)	20	20	20	20	20	20
(E)	100	20	20	20	100	20

Table 9-5. Physical Properties used in the calculation

Thermal conductivity	(kcal/m ² h °C)	46
Specific heat	(kcal/kg °C)	0.11
Specific gravity	(kg/m ³)	7800
Linear expansion coefficient		0.135×10^{-4}
Poisson's ratio		0.3

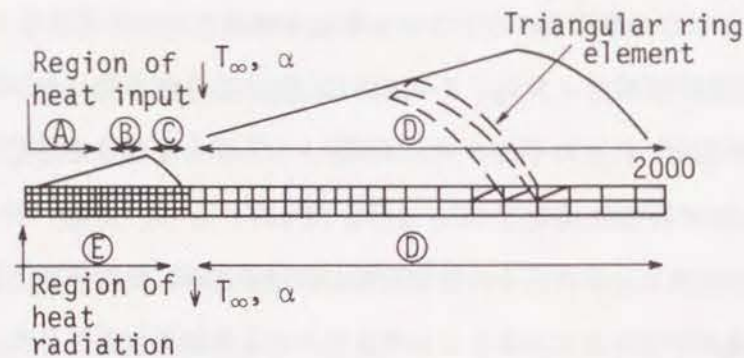
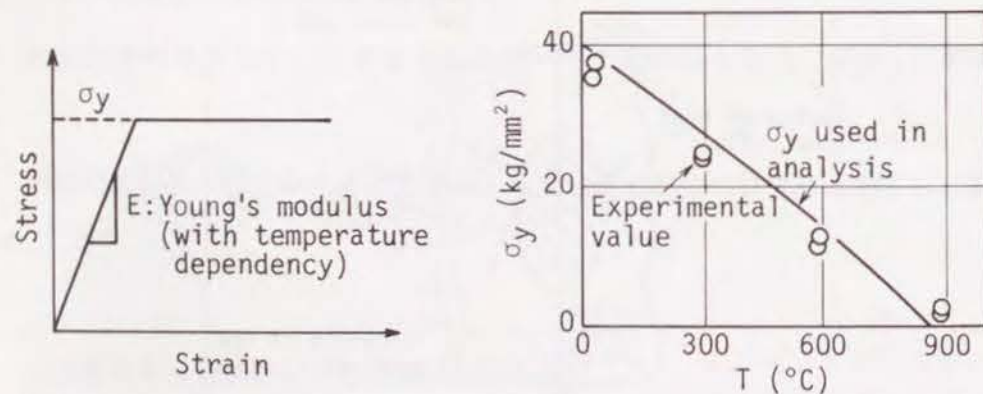


Fig. 9-17 Finite element model for thermal elastic-plastic analysis. Different values of α and T_{∞} are given at portions (A)~(E) as shown in Table 9-4



(a) Stress-strain relationship (b) Temperature dependence of σ_y

Fig. 9-18 Yielding properties of the blast furnace shell material, SM50CN

Fig. 9-19はホットスポット外表面中心温度 $T_{max}=700^{\circ}\text{C}$ の場合の温度経時変化解析結果を示す。Fig. 9-20に示す実炉の温度パターンとの比較から、採用した解析条件は実炉の温度条件とほぼ一致しているといえる。ただし、内面の温度変化状態については実測データがなく、Fig. 9-19の計算結果は内面の温度変化状況に関しては若干の不確かさを有していると考えられる。

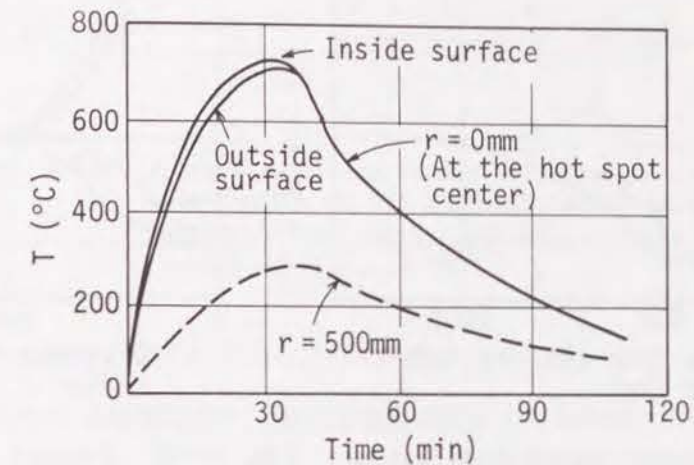


Fig. 9-19 An example of the analysis of variation of the hot spot temperature with time

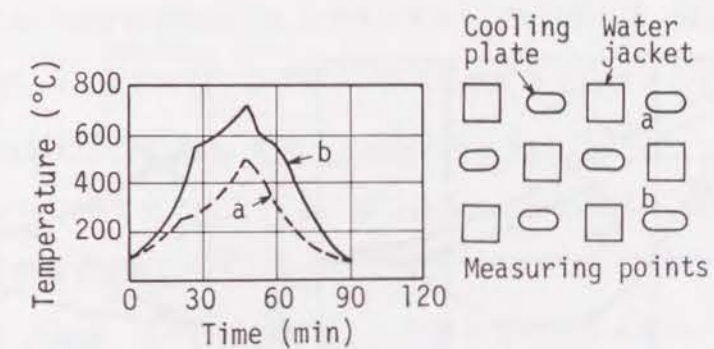


Fig. 9-20 Variation of the hot spot temperature with time, measured on the blast furnace

Fig. 9-21~Fig. 9-24はFig. 9-19の温度変化に対応する昇温時および冷却時の応力とひずみの分布を示す。また、Fig. 9-25はホットスポット中央部での相当応力 σ_e と相当ひずみ ϵ_e の関係を示す。ここで σ_e 、 ϵ_e は式(9-1)で表示される量である。

Fig. 9-25において σ_e , ϵ_e の関係を図示する場合には, それぞれの符号を絶対値が最大となる応力とひずみの符号に合わせた.

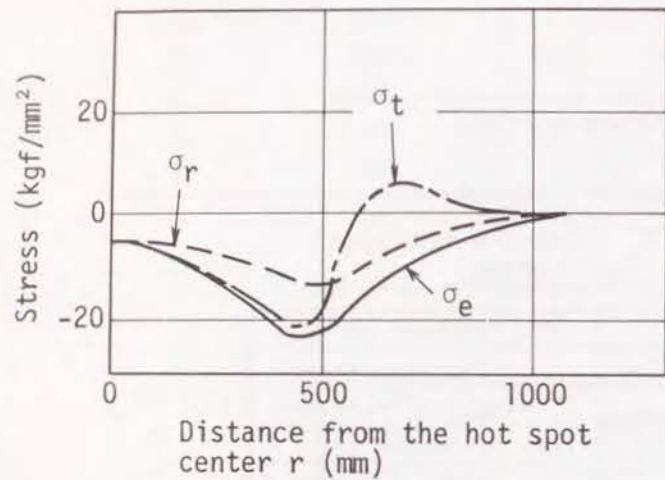


Fig. 9-21 Thermal stress distribution around a hot spot when the maximum temperature rise is reached (Inside surface)

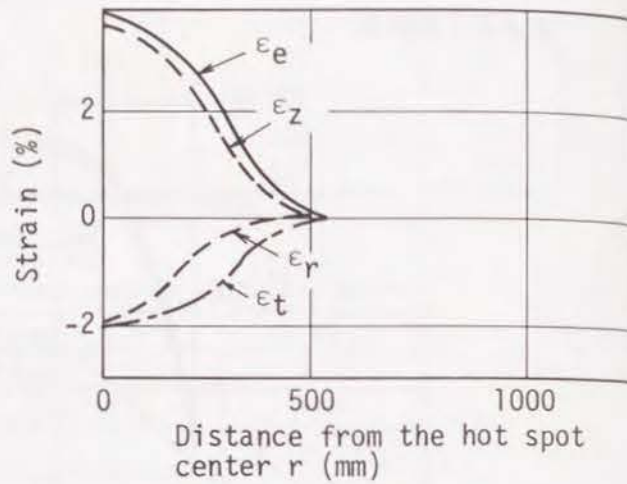


Fig. 9-22 Thermal strain distribution around a hot spot when the maximum temperature rise is reached (Inside surface)

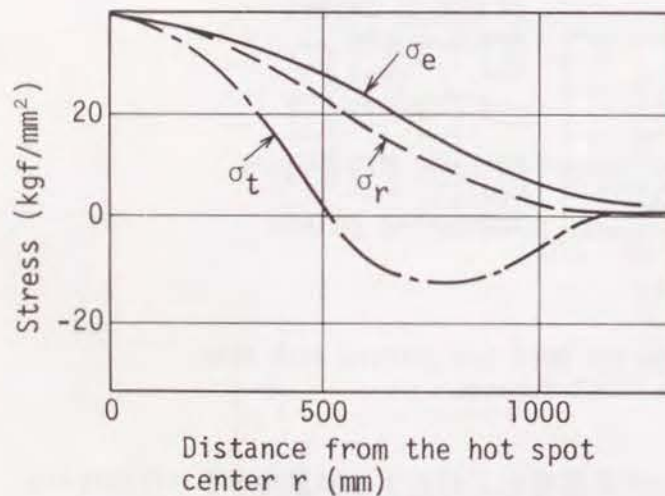


Fig. 9-23 Residual stress distribution around a hot spot after cooled (Inside surface)

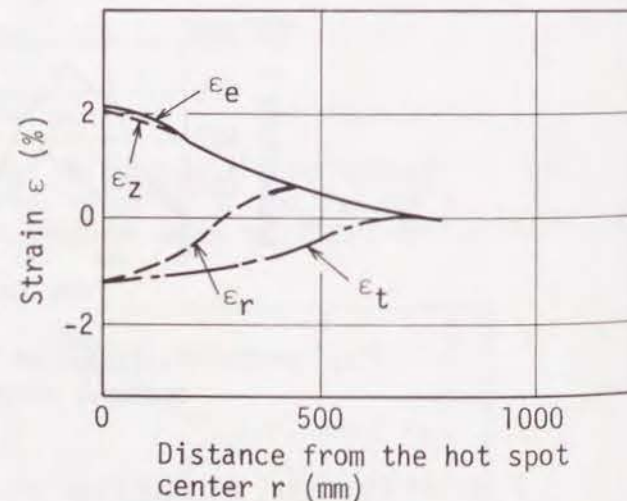


Fig. 9-24 Residual strain distribution around a hot spot after cooled (Inside surface)

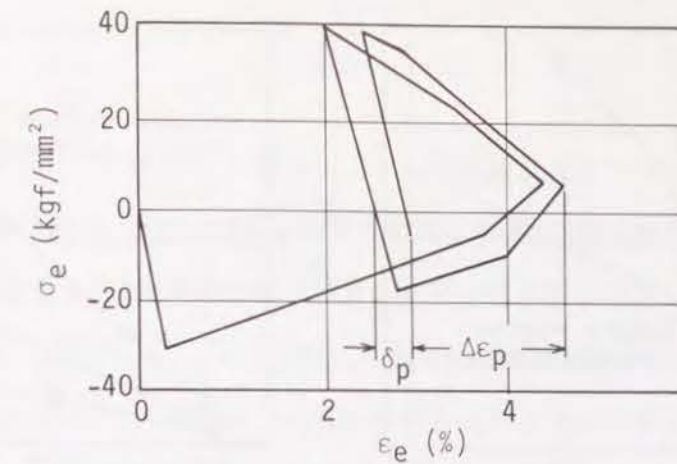


Fig. 9-25 Effective stress versus effective strain relationship at the hot-spot center on the inside surface during cyclic occurrence of hot spots ($T_{max}=700^{\circ}\text{C}$)

Fig. 9-21~Fig. 9-25より以下のことが明らかとなった.

- 1) 最も大きなひずみ履歴を受け, 熱疲労強度が問題となるのはホットスポット中心炉内側である.
- 2) ホットスポット中心部の残留応力はほぼ鉄皮材の降伏応力に等しい.
- 3) 板厚はホットスポットの繰返しとともに増加する.
- 4) 相当応力と相当ひずみの関係 (ヒステリシスループ) は閉じず, 繰返しひずみ状態は塑性ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_p$ とラチットひずみ δ_p の二つの変数で記述できる. ラチェット変形は1サイクル目がとくに大きく2サイクル目以降は δ_p に等しい.

次に, ホットスポット条件として, T_{max} , 鉄皮板厚, ホットスポット直径を選びそれぞれ $\Delta\epsilon_p$, δ_p に及ぼす影響を解析した.

Fig. 9-26およびFig. 9-27は平滑部と応力集中部のそれぞれについて $\Delta\epsilon_p$ および δ_p に及ぼすホットスポット温度 T_{max} の影響を図示したものである. これから, T_{max} が大となるほど $\Delta\epsilon_p$ および δ_p が直線的に増大することがわかる. また, 応力集中部の $\Delta\epsilon_p$, δ_p は平滑部と比較しそれぞれ1.8倍, 2.0倍である.

Fig. 9-28は鉄皮板厚を変化させた時の $\Delta\epsilon_p$, δ_p を求めたものである. 板厚が増大すると $\Delta\epsilon_p$, δ_p が増大することがわかる.

Fig. 9-29はホットスポット直径Dを変化させた場合の結果であり, 直径が増大すると $\Delta\epsilon_p$, δ_p は増大するが, 板厚やホットスポット温度の影響に比べるとその影響は小さいことがわかる.

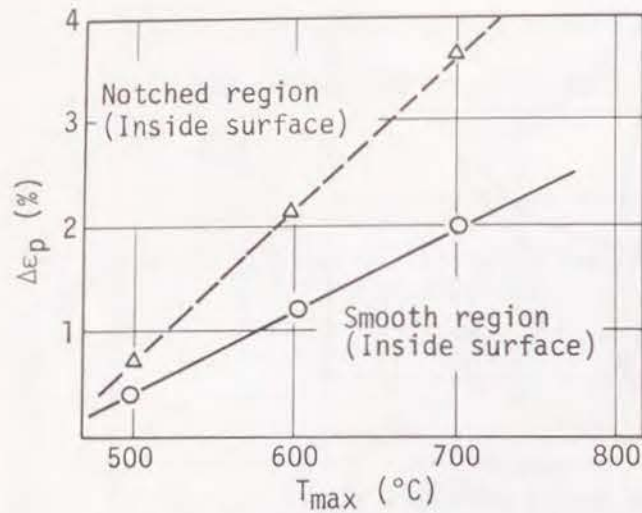


Fig. 9-26 Effect of T_{max} on $\Delta \epsilon_p$
(Shell thickness 40mm,
hot spot diameter 1m)

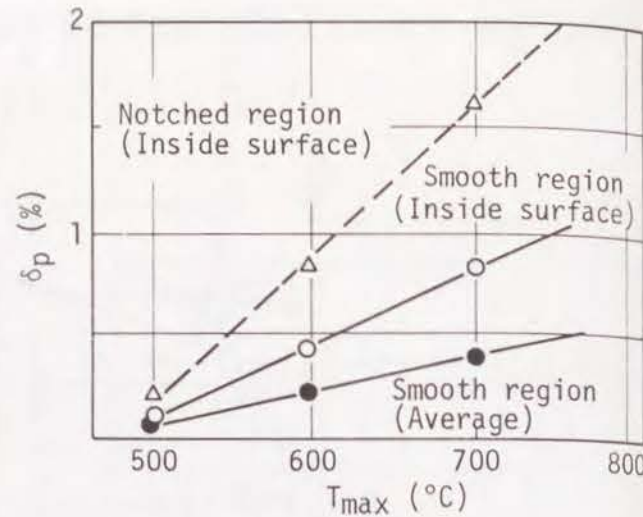


Fig. 9-27 Effect of T_{max} on δ_p
(Shell thickness 40mm,
hot spot diameter 1m)

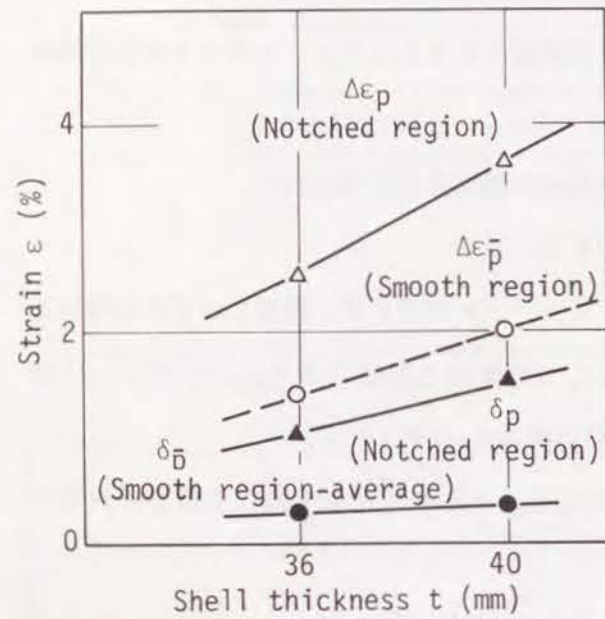


Fig. 9-28 Effect of shell thickness
on $\Delta \epsilon_p$ and δ_p (T_{max} 700
°C, hot spot diameter 1m)

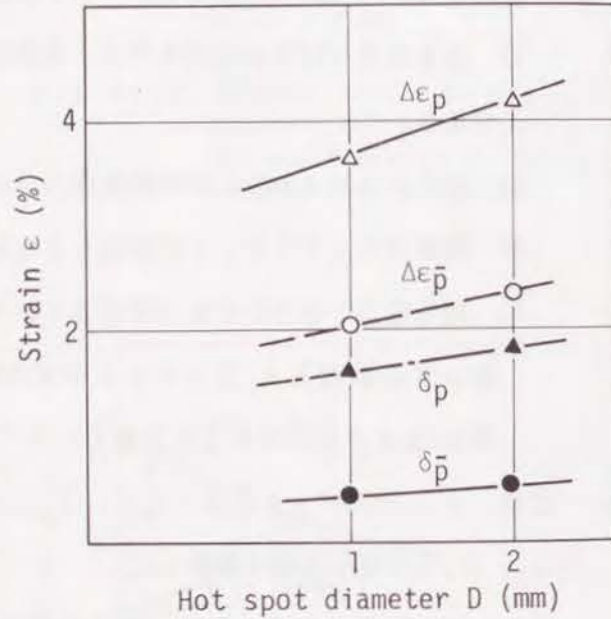


Fig. 9-29 Effect of hot spot diameter
on $\Delta \epsilon_p$ and δ_p (T_{max} 700
°C, shell thickness 40mm)

上述の解析の結果、ホットスポット発生部ではホットスポット中央部でのホットスポットの発生に伴う高温圧縮塑性変形と温度低下時の引張の塑性変形という単なる塑性変形の繰返し ($\Delta \epsilon_p$) だけでなく1サイクルごとに一方向の変形が蓄積 (δ_p) することが明らかとなり、 δ_p を寿命推定時に考慮に入れる必要のあることがわかった。

そこで、Manson and Halford²⁾ に従い次式をホットスポット部のき裂発生寿命 N_f の推定式として用いた。

$$\frac{1}{N_p} + \frac{\delta_p}{D_p} = \frac{1}{N_f} \quad \text{----- (9-8)}$$

ただし、 N_p は $\Delta \epsilon_p$ に対応する寿命、 D_p は引張破断延性であり、 $\Delta \epsilon_p - N_p$ 関係、 D_p はそれぞれ繰返し変形、一方向変形に対する材料の破壊抵抗性である。

次に温度600°Cにおいて4種類の試験 (PP, PC, CPおよびCC試験) を実施して鉄皮材 SM50CN の $\Delta \epsilon_{pp} - N_{pp}$ 、 $\Delta \epsilon_{pc} - N_{pc}$ 、 $\Delta \epsilon_{cp} - N_{cp}$ および $\Delta \epsilon_{cc} - N_{cc}$ 関係を Fig. 9-30 に示すように求めた。Fig. 9-30 から明らかなようにひずみの大きい領域 ($\Delta \epsilon_{ij} > 0.2\%$) では $\Delta \epsilon_{cp} - N_{cp}$ 関係が下限寿命を与える。本節で行った弾塑性解析がクリーブ温度域の変形を求めていることを考慮し、 $\Delta \epsilon_{cp} - N_{cp}$ 関係を式(9-8)の寿命推定に用いる $\Delta \epsilon_p - N_p$ 関係として採用した。

$$\Delta \epsilon_p = 49.6 N_p^{-0.721} \quad \text{----- (9-9)}$$

D_p 値については Fig. 9-31 に示す引張破断伸び ψ の温度依存性データより $T = 500 \sim 750$ °C の温度域での下限値として $\psi = 70\%$ 、すなわち $D_p = 120\%$ を用いた。実際に生じるラチェット変形にはクリーブ変形も含まれており、一方向変形に対する破壊抵抗性としてはクリーブ破断延性も考慮する必要があるが、データの収集に時間がかかることや、JISにも基づく高温引張試験速度がかなり遅く600°C以上の温度では D_p 値にもクリーブの影響が反映されていると判断し、クリーブ破断延性は用いなかった。

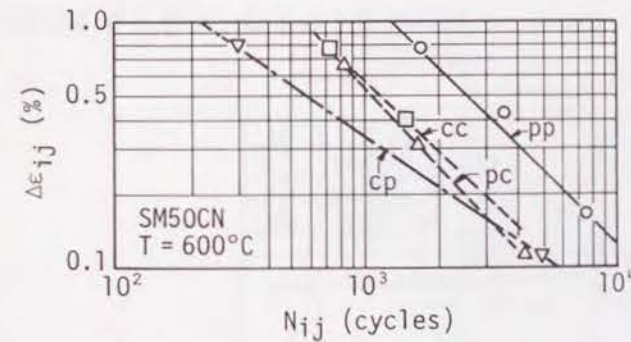


Fig. 9-30 $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ relationship
obtained for SM50CN

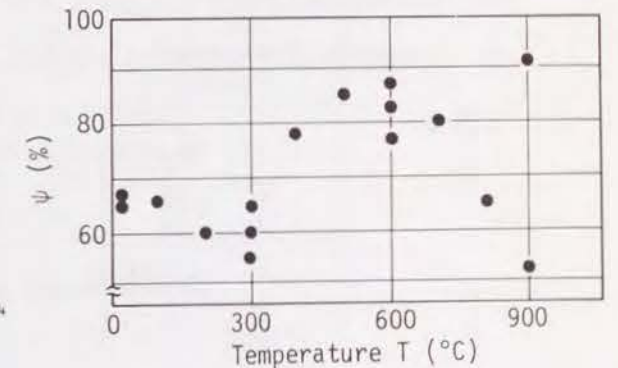


Fig. 9-31 Temperature dependence
of ψ

Fig. 9-32 は応力集中部の炉内側表面がある一定の損傷に達するホットスポットの許容発生回数とホットスポット中心温度 T_{max} との関係を示したものである。損傷度 α は N/N_f で表示されている。これから、 T_{max} が大となるほど寿命は短くなることがわかる。

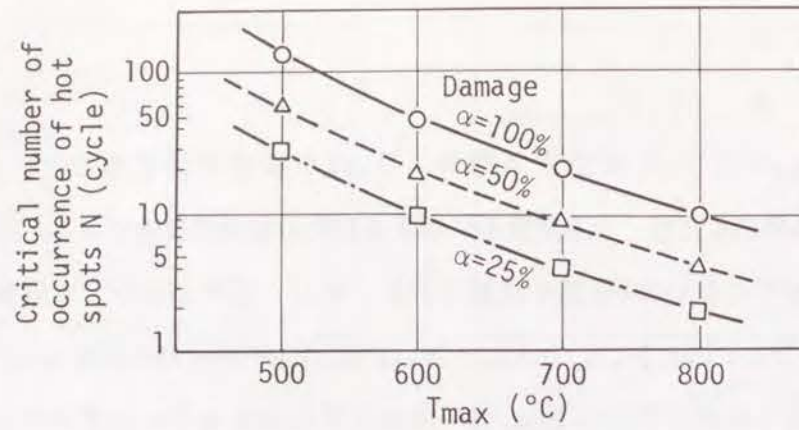


Fig. 9-32 Effect of T_{max} on the critical number of occurrence of hot spots for the steel shell failure ($t=40\text{mm}$, $D=1\text{m}$) ($\alpha=N/N_r$)

Fig. 9-32で示したようにホットスポット部の板厚はホットスポットの繰返しに伴い増大し T_{max} が大となるほどその傾向は著しい。一方ホットスポット部の寿命は T_{max} が大となるほど低下する。そこで、ホットスポット部一定の損傷度に達する許容板厚増大率はホットスポット温度に対して鈍感となるのではないかと考え、許容板厚増大率と T_{max} の関係を損傷度 α をパラメータとして求めた。

Fig. 9-33は応力集中部の炉内側表面がある一定の損傷度に達したときの平滑部の板厚増大率（許容板厚増大率）と T_{max} の関係を示す。これから次のことが明らかである。

- 1) 許容板厚増大率はホットスポット外径 D と T_{max} が変化してもあまり変化しない。
- 2) 許容板厚増大率は板厚によって大きく異なり、板厚が大きくなるほど小さくなる傾向にある。

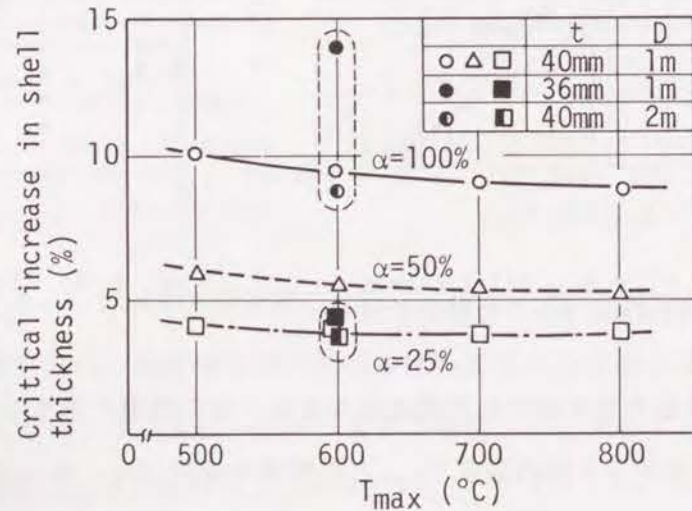


Fig. 9-33 Effect of T_{max} on the critical increase in shell thickness of smooth region for the steel shell failure ($\alpha=N/N_r$)

(2) 実高炉への適用

ホットスポットが発生した鉄皮の余寿命を操業条件との関連で評価する場合、Fig. 9-33によれば、ホットスポット条件(T_{max} や D)が不明でも、ホットスポット条件が寿命の全期間にわたって変動しないと仮定すると、実炉鉄皮の板厚増大率がわかれば損傷度 α を知ることができる。さらに、それまでのホットスポット発生回数がわかれば余寿命($=N/\alpha - N$)を知ることができることになる。実炉においては T_{max} の把握が困難であることを考慮するとFig. 9-33は実用上きわめて有用な知見であると言える。

以下小倉製鉄所第2高炉への適用結果について述べる。

Fig. 9-34は小倉第2高炉（鉄皮板厚 $t=40\text{mm}$ ）においてホットスポット発生部の板厚増大率とホットスポット発生回数の関係を改修前に求めた結果である。図において●印は貫通き裂発生部位を示し、実線はFig. 9-33の損傷度 $\alpha=100\%$ となる板厚増大率であり、一点鎖線は損傷度 $\alpha=25\%$ となる板厚増大率を示す。実炉で発見された貫通き裂は板厚増大率4%以上またはホットスポット発生回数7回以上の部位で生じている。

これから、本解析結果は貫通き裂数が少ないけれども実炉データ平均傾向を予測しており、ホットスポット条件(T_{max} , D)の明確でない小倉第2高炉ホットスポット部の更新の判断基準の一助となり得ることがわかる。

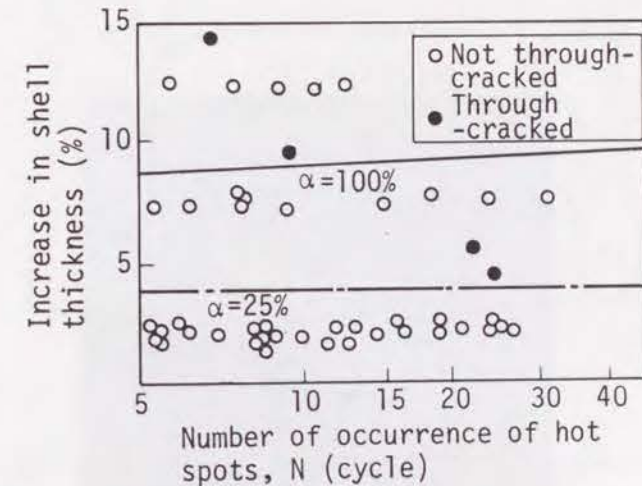


Fig. 9-34 Relationship between the increase in shell thickness and the number of occurrence of hot spots at through-cracked and not through-cracked ones, measured before the replacement

Fig. 9-35は鉄皮改修部位の内表面に認められたき裂の典型例を示す。き裂の大きさ、形状から次のような4種類に分類できると判断された。

- 1) コーミング応力集中部から放射線上に炉内側に広がったき裂（深さ数mm，長さ数mm）
- 2) コーミング間のき裂（深さ数mm程度）
- 3) コーミング間の亀甲状き裂
- 4) 貫通き裂（6ヶ所）

Fig. 9-36は鉄皮内表面状態を上述(1)~(3)の表面き裂，(4)の貫通亀裂および健全部に分類し各部位の板厚増大率とホットスポット発生回数との関係をまとめたものである。また，Fig. 9-37はコーミング孔周辺の板厚変化の分布をUSTにより測定した結果を示す。Fig. 9-37から明らかなように，き裂部分の板厚の増大率は小さくてもその近傍に8%以上の板厚増大率を示す部分が存在することがわかる。Fig. 9-36においてホットスポット発生回数が0でも板厚に変化が認められるのは板厚測定個所から離れたところで発生したホットスポットの影響を受けたものと考えられる。

Fig. 9-36に示す結果はき裂発生場所の板厚増大率とホットスポット回数との関係で示されているので前節の解析結果と対比するのは厳密には正しくない。むしろ，き裂発生部を中心とする円領域を考えその領域での最大板厚増大率と最多ホットスポット回数との関係で示した方がよいと思われる。



Fig. 9-35 An example of cracks found on the inner surface of the replaced steel shell

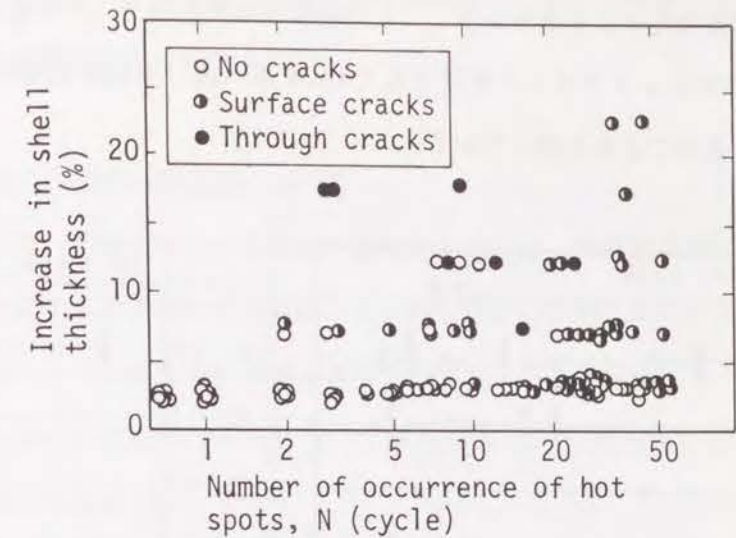


Fig. 9-36 Relationship between the increase in shell thickness and the number of occurrence of hot spots obtained based on the results of detailed examination of the inside surface of the replaced steel shell

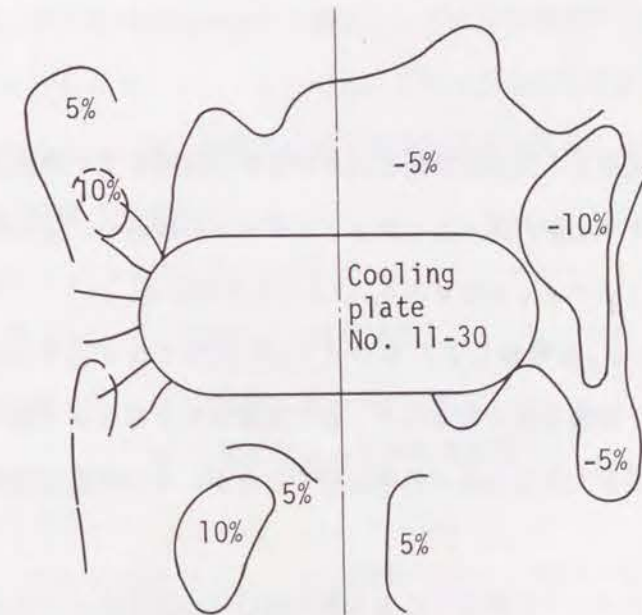


Fig. 9-37 Change in shell thickness around a cooling plate measured after replacement

Fig. 9-38は半径R=1mおよびR=2mの円領域を考えたときの結果である。簡単のため鉄皮板厚増大率の領域を0~5%，5~10%，10~15%および20~25%に区分し，調査した全59個所のき裂発生部位に対する結果が一つのデータ点としてプロットされている。この結果から，変形領域から2m以内に内表面き裂の発生を想定するときにはその変形領域の許容板

厚増大率は10%であることがわかる。この結果は本解析結果（許容板厚増大率8%）との比較から、実炉でのホットスポット直径として4mを選べば、本解析結果がそのまま鉄皮更新基準として使用できることを示唆している。

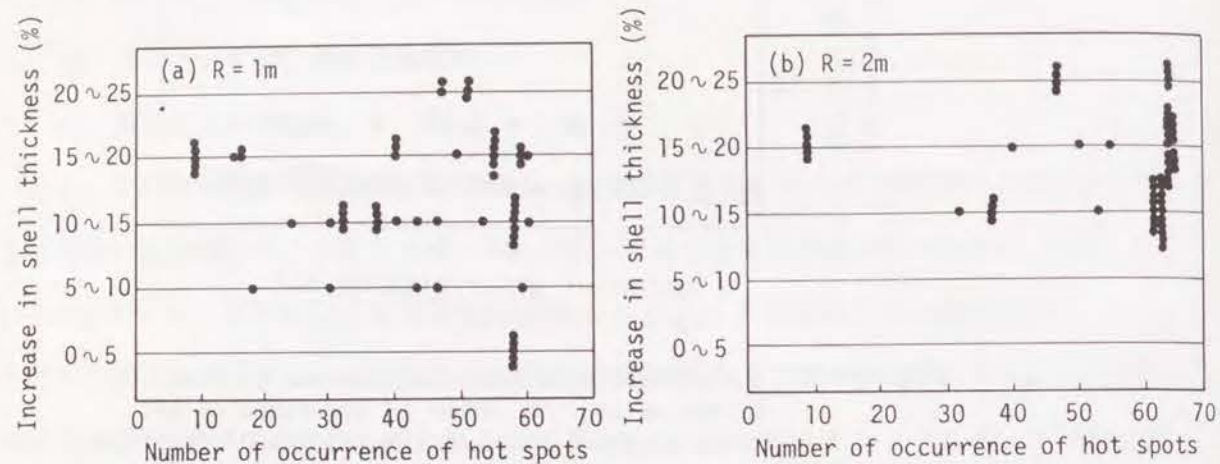


Fig. 9-38 Relationship between the maximum increase in shell thickness and the maximum number of occurrence of hot spots in circular regions of the radius R of which centers are cracked portions

(3) まとめ

- 1) ホットスポット発生部で最も大きいひずみ履歴を受け熱疲労が問題となるのは、ホットスポット中心炉内側でありホットスポットの繰返しによる鉄皮の損傷は塑性ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_p$ とラチェットひずみ δ_p によるものである。
- 2) $\Delta \epsilon_p$ と δ_p を考慮して、かつ $\Delta \epsilon_p$ をすべて $\Delta \epsilon_{op}$ と仮定して求めた寿命はホットスポット温度が高くなるほど、また板厚が大となるほど短くなる。また、ホットスポット直径も大となるほど寿命は短くなるが、その程度は温度や板厚の影響に比べて小さい。
- 3) ホットスポットの繰返しにより鉄皮開口部の損傷度が一定の値に達するときの平滑部の板厚増大率はホットスポット温度によらずほぼ一定となる。鉄皮開口部炉内表面にき裂が発生する許容板厚増大率は板厚の影響を受け、板厚が40mmのとき8%、板厚36mmのとき14%であり、またホットスポット直径が増大するとわずかではあるが減少する傾向にある。
- 4) 上記の知見を小倉製鉄所第2高炉の短期部分改修に適用し、更新すべき部位を十分な精度で予測できることを確認した。また、改修後の鉄皮内表面調査結果から、板厚

40mmの場合、実炉ホットスポット直径4mと考えれば、上記の知見をそのまま鉄皮更新基準として使用できると判断された。

9.3 $\Delta \epsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性の設計への適用について

求められた $\Delta \epsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性をそのまま設計に適用できるのは、構造物の厳密な非弾性解析ができ、かつ構造物に作用する非弾性ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_{in}$ が $\Sigma \Delta \epsilon_{ij}$ の形に分割できる場合に限られる²⁾。現状ではそのような非弾性解析手法はまだ十分確立されていないので、現存の解析方法（例えばASME Code Case N-47）に対して使用可能な形に変えることが必要である。ここではその一手法について述べる。

9.3.1 $\Delta \epsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性に基づくASME設計疲労曲線の求め方

ASME Code Case N-47では設計疲労曲線として非弾性解析用の設計疲労曲線と弾性解析用の設計疲労曲線が与えられている。前者は $\dot{\epsilon} \geq 10^{-3} s^{-1}$ のひずみ制御両振三角波のデータを基本とし、後者はひずみ保持試験データを基本として所定の安全率（寿命に対し20、ひずみ範囲に対し2）を用いて作られている。ここでは、これら二つの設計疲労曲線の基礎となるそれぞれの基本疲労曲線を $\Delta \epsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性から以下の手法で求め得ることを示した。

いま、設計疲労曲線の基礎データが

$$\Delta \epsilon_i = \Delta \epsilon_p + \Delta \epsilon_e = AN_r^\beta + A'N_r^{\beta'} \quad \text{-----} \quad (9-10)$$

$$\Delta \epsilon_p = AN_r^\beta \quad (A, \beta: \text{温度によらない定数}) \quad \text{-----} \quad (9-11)$$

$$\Delta \epsilon_e = A'(T)N_r^{\beta'} \quad \left(\begin{array}{l} \beta': \text{温度によらない定数,} \\ A': \text{温度によって決まる定数} \end{array} \right) \quad \text{-----} \quad (9-12)$$

の形で与えられるものとする。

非弾性解析の場合、式(9-11)を $\Delta \epsilon_{pp}-N_{pp}$ 特性で与え、式(9-12)をPP試験の場合の $\Delta \epsilon_e-N_r$ 関係で与える。いま、 $T=600^\circ C$ において式(9-12)中の A' が与えられているとき、異なる温度 T に対しては、式(9-11)はそのままとし、式(9-12)の A' を次式で与えることにする。

$$A'(T) = \frac{\sigma_v(T)}{\sigma_v(600)} A'(600) \quad \text{-----} \quad (9-13)$$

ただし、 $\sigma_v(T)$ は温度 $T(^\circ C)$ における高温引張耐力である。

一方、弾性解析の場合はクリープの影響を疲労曲線の中にも含める必要がある。そこで、次の三つの疲労曲線(I)~(III)を求め、その包絡線を基本疲労曲線とする。

(I) 式(9-11)を $\Delta \varepsilon_{pp} - N_{pp}$ 特性で与え、 $A'(T)$ を次式で与える。

$$A'(T) = \frac{\sigma_y(T) + \sigma(T, \tau)}{2\sigma_y(600)} A'(600) \quad (9-14)$$

ただし、 $\sigma(T, \tau)$ は、材料を $T(^{\circ}\text{C})$ で τ (時間)かけて変形させたときの耐力あるいは $\sigma_y(T)$ から τ (時間)リラクゼーションしたあとの応力である。

(II) 式(9-11)を $\Delta \varepsilon_{cp} - N_{cp}$ 特性で与え、 $A'(T)$ を式(9-14)で与える。

(III) 式(9-11)を $\Delta \varepsilon_{cc} - N_{cc}$ 特性で与え、 $A'(T)$ を次式で与える。

$$A'(T) = \frac{\sigma(T, \tau)}{\sigma_y(600)} A'(600) \quad (9-15)$$

式(9-13), (9-14), (9-15)は試験条件が変化すると材料が受け持つ耐力、(換言すれば $\Delta \sigma / E = \Delta \varepsilon_e$)が異なってくることを考慮したものである。実際問題としては $\sigma(T, \tau)$ をどのように選ぶかが問題で、特に、低ひずみ領域の寿命評価を行う場合に関係してくる。

上述の手法の内容を概略的にFig. 9-39に示す。

このようにして基本疲労曲線式(9-10)が定めれば、これから寿命に対し $1/20$ 、ひずみ範囲に対し $1/2$ の二つの曲線を求め、それらの包絡線として設計疲労曲線が求まる。

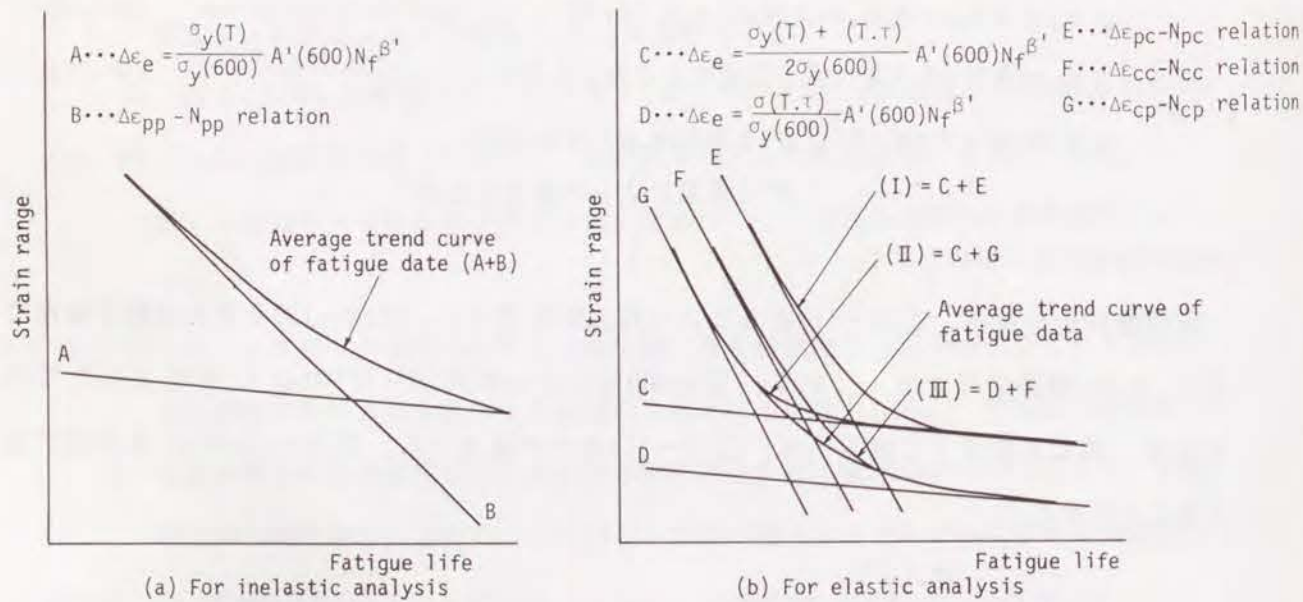


Fig. 9-39 Practical procedure for determining the basic fatigue curves for inelastic and elastic analysis in ASME Code Case N47 from $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ relations

9.3.2 既存データとの対応性

Fig. 9-40はEdmunds and Whiteが $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼について $T=600^{\circ}\text{C}$ 大気中で行った長時間ひずみ保持効果試験結果である⁶⁾。Edmunds and Whiteによれば、 $\pm 0.15\%$ のひずみを繰り返したとき、保持時間300分後の弛緩応力は $N=50$ サイクル目で約 $9.3\text{kgf}/\text{mm}^2$ であり、この値は繰り返し数の増大に伴い低下する傾向にある。そこで、ここでは、 $\sigma(600, \tau) = 9.3\text{kgf}/\text{mm}^2$ とし、また $\sigma_y = 19.5\text{kgf}/\text{mm}^2$ として第9.3.1節で示した方法によって基本疲労曲線を求め、Edmunds and Whiteの結果と比較した。Fig. 9-41に示すように、保持時間を含まないデータは非弾性解析用の基本疲労曲線によく一致し、保持時間を含むデータは、ひずみ範囲の小さい場合に弾性解析用の基本疲労曲線とよく一致している。ひずみ範囲が大きい場合、保持時間を含むデータは弾性解析用基本疲労曲線よりかなり長寿命側にあり、ひずみ範囲が小さい場合よりも疲労曲線との適合度が悪くなっている。この理由はEdmunds and Whiteの行った引張ひずみ保持試験では、全ひずみ範囲は $\Delta \varepsilon_t = \Delta \varepsilon_e + \Delta \varepsilon_{pp} + \Delta \varepsilon_{cp} + \Delta \varepsilon_{cc}$ の形をとり(繰り返し速度は 1cpm と比較的遅いので $\Delta \varepsilon_{cc}$ タイプのひずみが存在する)、 $\Delta \varepsilon_t$ の大きい場合には $\Delta \varepsilon_{pp} + \Delta \varepsilon_{cc} \gg \Delta \varepsilon_{cp}$ となるからである。 $\Delta \varepsilon_t$ の小さい場合の保持時間データとここで求めた疲労曲線とがよく合っている事実は、 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼の場合、ひずみの小さいところでは $\Delta \varepsilon_{cp} - N_{cp}$ 特性と $\Delta \varepsilon_{cc} - N_{cc}$ 特性とが一致する傾向にあること、 $\Delta \varepsilon_t$ の小さいところでは $\Delta \varepsilon_{cc}$ 、 $\Delta \varepsilon_{cp}$ が非弾性ひずみ範囲の主体となること、および $\Delta \varepsilon_e - N_f$ 関係(式(9-15))の推定が妥当であったことを示している。疲労曲線を $\Delta \varepsilon_t - N_f$ の関係で表示した場合、 $\Delta \varepsilon_t$ の小さいところでは $\Delta \varepsilon_e - N_f$ 関係の寄与が極めて大きいことに注意する必要がある。第9.3.1節で述べた方法では式(9-15)で与えられる $\Delta \varepsilon_t - N_f$ 関係が最も低寿命を与える。したがって、式(9-15)における $\sigma(T, \tau)$ をいかに正しく選択するかが $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性を基に求めた疲労曲線の低 $\Delta \varepsilon_t$ 領域の信頼性を左右することになる。

上述の結果でもう一つ強調すべき点は、IJ試験は、ひずみ保持効果試験によるよりも極めて短時間でクリープの影響を考慮した疲労曲線を求め得ることである。実際、Edmunds and Whiteの保持時間データはひずみの大きさが小さい場合、一実験点当たり4500~8000時間の試験時間を必要としているのに対し、IJ試験では最長のCC試験でも一実験点当たり130時間程度であり、IJ試験法の利点が如実に現われている。

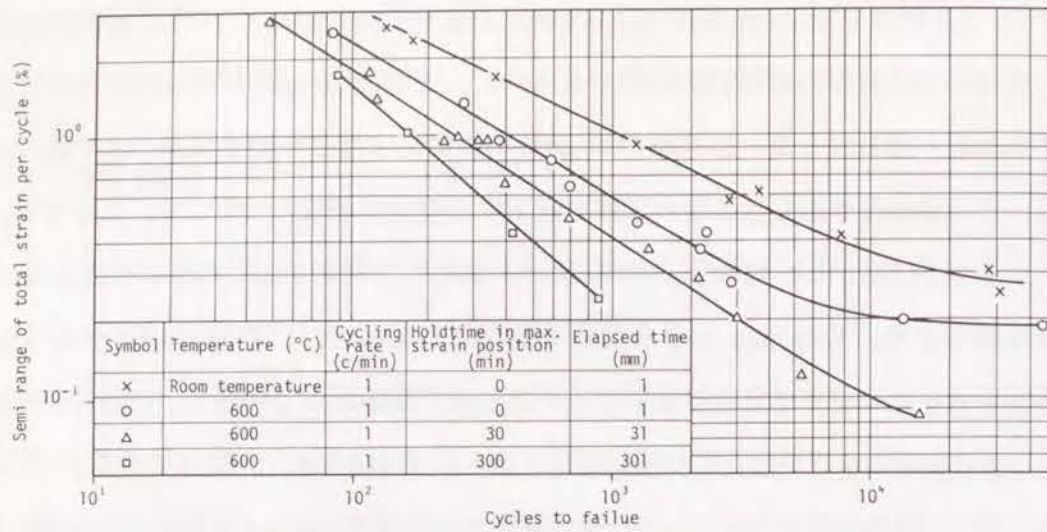


Fig. 9-40 High-strain fatigue of 2¹/₄Cr-1Mo steel : comparison of tests at 600°C, with and without hold time, and room temperature test (Edmunds and White⁶⁾, 1966)

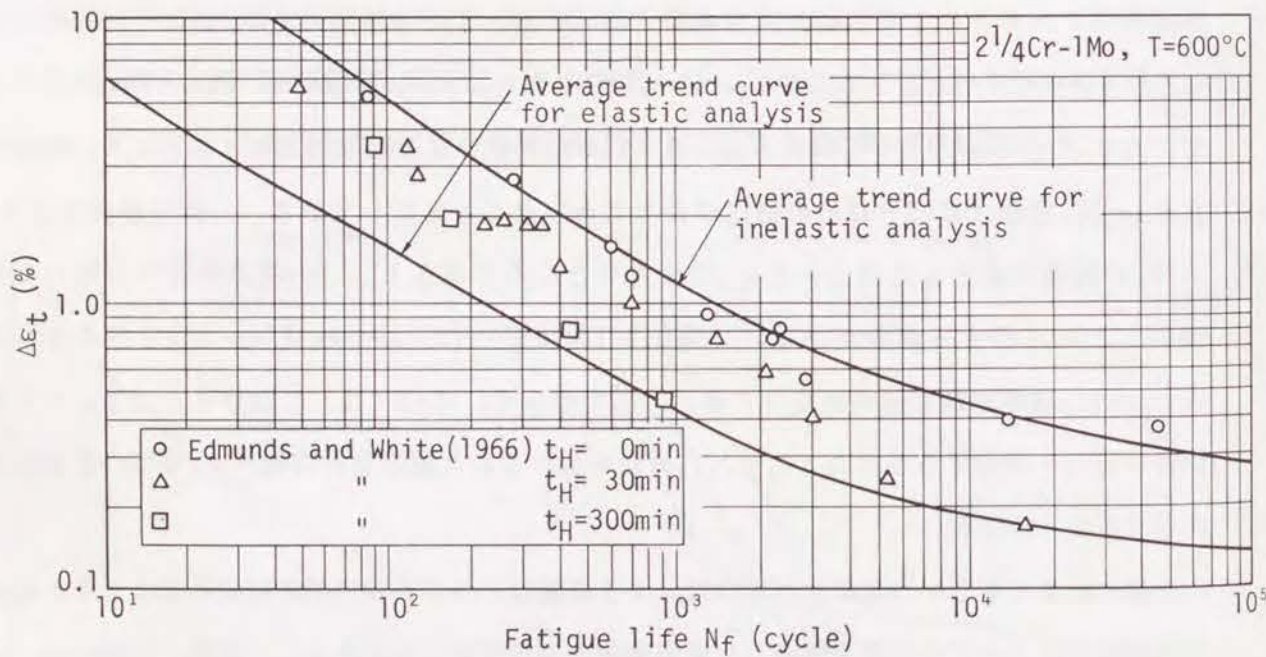


Fig. 9-41 The basic fatigue curves for 2¹/₄Cr-1Mo steel obtained from $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ relations and Edmunds and White's experimental data

9.4 変動ひずみ条件下のクリープ疲労寿命推定へのひずみ範囲分割概念の適用検討

第8章においては、平滑試験片に一定大きさの非弾性ひずみ $\Delta \epsilon_{in} (= \sum \Delta \epsilon_{ij})$ が繰り返された場合の損傷モデルとして、次のような新しいモデルを提案した。

「材料中に存在する初期き裂 $(a_0)_{ij}$ から成長するき裂は、 $(a_0)_{ij}$ に対するその長さの比 $(a/a_0)_{ij}$ を一定に保ちつつ成長し、 $(a/a_0)_{ij}$ が ij によらないある一定の値 $(a_c/a_0)_{ij}$ に到達したときに破損が生じる。」

この損傷モデルのもとでは、材料の損傷状態 (N/N_f) は、

$$N/N_f = \ln(a/a_0)_{ij} / \ln(a_c/a_0)_{ij} \quad \text{----- (9-16)}$$

で表示できる。ただし、

$$\ln(a_c/a_0)_{ij} = \sum (B_{ij} F_{ij}^2)$$

$$/ \sum \{ B_{ij} / \ln(a_f/a_0)_{ij} \} F_{ij}^2 \quad (\text{真空中}) \quad \text{----- (9-17a)}$$

$$\ln(a_c/a_0)_{ij} = \sum (B'_{ij} F_{ij}^{1/m_{ij}})$$

$$/ \sum \{ B'_{ij} / \ln(a_f/a_0)_{ij} \} F_{ij}^{1/m_{ij}} \quad (\text{大気中}) \quad \text{--- (9-17b)}$$

であり、 $(a_c/a_0)_{ij}$ は、 $(a_f/a_0)_{ij}$ 、 $F_{ij} (= \Delta \epsilon_{ij} / \Delta \epsilon_{in})$ およびき裂進展特性 (B_{ij} 、または B'_{ij}) より求めることができ、 $\Delta \epsilon_{in}$ の大きさそのものには依存しない。

したがって、第5章で設定した5つの仮定が成立する条件下では、上記の損傷状態表示式が種々のひずみ条件下で成立すると考えることができる。第5章で設定した5つの仮定のうち、特に留意すべき仮定は $\Delta \epsilon_{ij}$ が十分大きくてき裂発生寿命がき裂進展寿命に比べて無視できるという仮定である。すなわち、以下に展開する変動ひずみ条件下のクリープ疲労寿命推定については、ひずみレベルが十分大きい場合に成立する手法である点に注意しておく必要がある。

また、特にここで強調しておきたいのは、ひずみ変動には2種類のタイプが基本的に存在するということである。すなわち、ひずみレベル変動タイプとひずみ波形変動タイプである。式(9-17)はひずみレベルが変動しても F_{ij} が変動しなければ同じ値となり、このような場合には基本的に、線形被害則が成立する。高温においては、通常ひずみレベルが変動すると F_{ij} も変動するので、一般的には線形被害則は成立しないが、PP試験の場合には、 $F_{pp} = 1$ 、 $F_{p0} = F_{0p} = F_{00} = 0$ であるので、線形被害則が成立する。したがって、二段変動ひずみ条件下であれ、二段多重変動ひずみ条件下であれ、あるいはまた多段多重変動ひずみ条件下であれ、PP試験の場合やひずみレベルが変動しても F_{ij} の変動が無視できる場合には、線形被害則が成立することを式(9-17)は示している。

以下においては、二段変動、多段変動、二段多重および多段多重変動ひずみ条件下における寿命推定について具体的に検討して得られた結果について述べる。

9.4.1 二段変動ひずみ条件下の寿命推定

ひずみ範囲分割概念上考えられる基本的な二段変動ひずみ状態の例をTable 9-6に示す。

いま、簡単のために、次のような場合を考えることにする。

- 1) $(a_0)_{pp} = (a_0)_{pc} = (a_0)_{cp} = (a_0)_{cc}$ の場合
- 2) $(a_0)_{pp}$, $(a_0)_{pc}$, $(a_0)_{cp}$, $(a_0)_{cc}$ がお互いに等しくない場合

まず、1) の場合、 $(a_0)_{ij} = a_0$, $(a_c)_{ij} = a_c$ とおき、ひずみレベル（あるいはひずみ波形）1を n_1 回繰り返してからひずみレベル（あるいはひずみ波形）2へ変化させた場合のき裂長さを a_v 、ひずみレベル2で n_2 回繰り返したとき破断したとすると、 $a_{01} = a_{02} = a_0$ だから、Fig. 9-42に示すように、次のような関係が得られる。

$a_{01} < a_{02}$ で $a_v < a_{01}$ のとき、または $a_{01} > a_{02}$ で $a_v < a_{02}$ のとき、

$$n_1 / N_1 = \ln(a_v / a_0) / \ln(a_{01} / a_0),$$

$$1 - n_2 / N_2 = \ln(a_v / a_0) / \ln(a_{02} / a_0)$$

であるから、 $a_{01} < a_{02}$ で $n_1 / N_1 < 1$,

$$\text{または } a_{01} > a_{02} \text{ で } n_1 / N_1 < \ln(a_{02} / a_0) / \ln(a_{01} / a_0)$$

のとき、

$$n_2 / N_2 = 1 - (n_1 / N_1) \ln(a_{01} / a_0) / \ln(a_{02} / a_0)$$

また、 $a_{01} < a_{02}$ で $n_1 / N_1 = 1$,

$$\text{または } a_{01} > a_{02} \text{ で } n_1 / N_1 \geq \ln(a_{02} / a_0) / \ln(a_{01} / a_0)$$

のとき、

$$n_2 / N_2 = 0$$

となる。

以上の結果を図示すると、Fig. 9-43のような寿命線図が得られる。

次に、2) の場合であるが、一般的には、Fig. 9-44に示すような場合が考えられ、このとき、いずれの場合も次式が成立する。

$$\begin{aligned} n_2 / N_2 = & 1 - (n_1 / N_1) \ln(a_{01} / a_{01}) / \ln(a_{02} / a_{02}) \\ & - \ln(a_{01} / a_{02}) / \ln(a_{02} / a_{02}) \end{aligned} \quad (9-20)$$

これをもとに、各場合の寿命線図を求めると、Fig. 9-45のようになる。

Table 9-6. Basic types of two-step loadings based on the SRP concept

Type	First step loading			Second step loading		
	$\Delta \varepsilon_{in}$	$\ln(a_c/a_0)^{*1}$	$\ln(a_c/a_0)^{*2}$	$\Delta \varepsilon_{in}$	$\ln(a_c/a_0)^{*1}$	$\ln(a_c/a_0)^{*2}$
I-1	$\Delta \varepsilon_{pp1}$	8.3	13.7	$\Delta \varepsilon_{pp2}$	8.3	13.7
	$\Delta \varepsilon_{pp2}$	8.3	13.7	$\Delta \varepsilon_{pp1}$	8.3	13.7
I-2	$\Delta \varepsilon_{pp}$	8.3	13.7	$\Delta \varepsilon_{pc}$	10.3	5.5
	$\Delta \varepsilon_{pc}$	10.3	5.5	$\Delta \varepsilon_{pp}$	8.3	13.7
I-3	$\Delta \varepsilon_{pp}$	8.3	13.7	$\Delta \varepsilon_{cp}$	2.6	5.4
	$\Delta \varepsilon_{cp}$	2.6	5.4	$\Delta \varepsilon_{pp}$	8.3	13.7
I-4	$\Delta \varepsilon_{pp}$	8.3	13.7	$\Delta \varepsilon_{cc}$	4.0	5.2
	$\Delta \varepsilon_{cc}$	4.0	5.2	$\Delta \varepsilon_{pp}$	8.3	13.7
II-1	$\Delta \varepsilon_{pc}$	10.3	5.5	$\Delta \varepsilon_{cp}$	2.6	5.4
	$\Delta \varepsilon_{cp}$	2.6	5.4	$\Delta \varepsilon_{pc}$	10.3	5.5
II-2	$\Delta \varepsilon_{pc}$	10.3	5.5	$\Delta \varepsilon_{cc}$	4.0	5.2
	$\Delta \varepsilon_{cc}$	4.0	5.2	$\Delta \varepsilon_{pc}$	10.3	5.5
III	$\Delta \varepsilon_{cp}$	2.6	5.4	$\Delta \varepsilon_{cc}$	4.0	5.2
	$\Delta \varepsilon_{cc}$	4.0	5.2	$\Delta \varepsilon_{cp}$	2.6	5.4
IV	$\Delta \varepsilon_{pp1} + \Delta \varepsilon_{cp1}$ $F_{pp}=0.9$ $F_{cp}=0.1$	7.50	12.4	$\Delta \varepsilon_{pp2} + \Delta \varepsilon_{cp2}$ $F_{pp}=0.5$ $F_{cp}=0.5$	4.62	7.34
	$\Delta \varepsilon_{pp2} + \Delta \varepsilon_{cp2}$ $F_{pp}=0.5$ $F_{cp}=0.5$	4.62	7.34	$\Delta \varepsilon_{pp1} + \Delta \varepsilon_{cp1}$ $F_{pp}=0.9$ $F_{cp}=0.1$	7.50	12.4

*1 2¹/₄Cr-1Mo steel

$$\ln(a_c/a_0) \equiv \ln(a_c/a_0)_{ij} = \frac{3.48F_{pp}^{1.23} + 1.07F_{pc}^{0.935} + 1.74F_{cp}^{1.04} + 0.651F_{cc}^{1.01}}{0.419F_{pp}^{1.23} + 0.104F_{pc}^{0.935} + 0.669F_{cp}^{1.04} + 0.163F_{cc}^{1.01}}$$

*2 SUS304 steel

$$\ln(a_c/a_0) = \frac{13.1F_{pp}^{1.44} + 2.10F_{pc}^{1.13} + 14.8F_{cp}^{1.24} + 1.67F_{cc}^{1.02}}{0.956F_{pp}^{1.44} + 0.382F_{pc}^{1.13} + 2.74F_{cp}^{1.24} + 0.321F_{cc}^{1.02}}$$

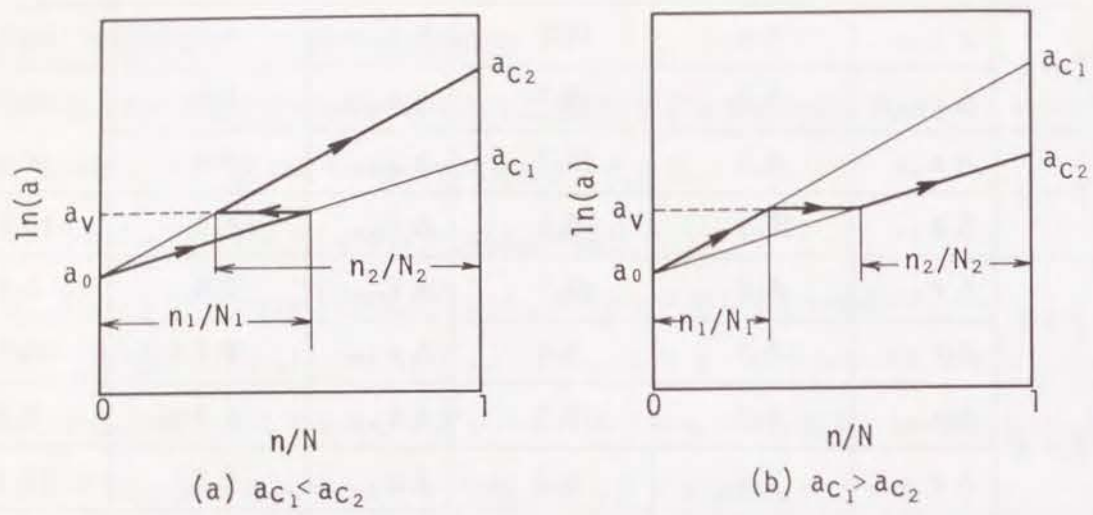


Fig. 9-42 Crack growth behaviors in two-step loadings when the initial crack length of the first step loading is the same as that of the second one

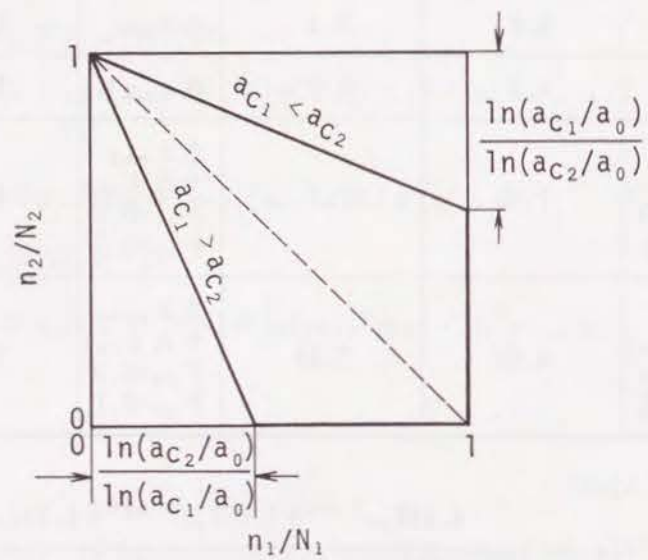


Fig. 9-43 n_1/N_1 versus n_2/N_2 diagram in two-step loadings shown in Fig. 9-42

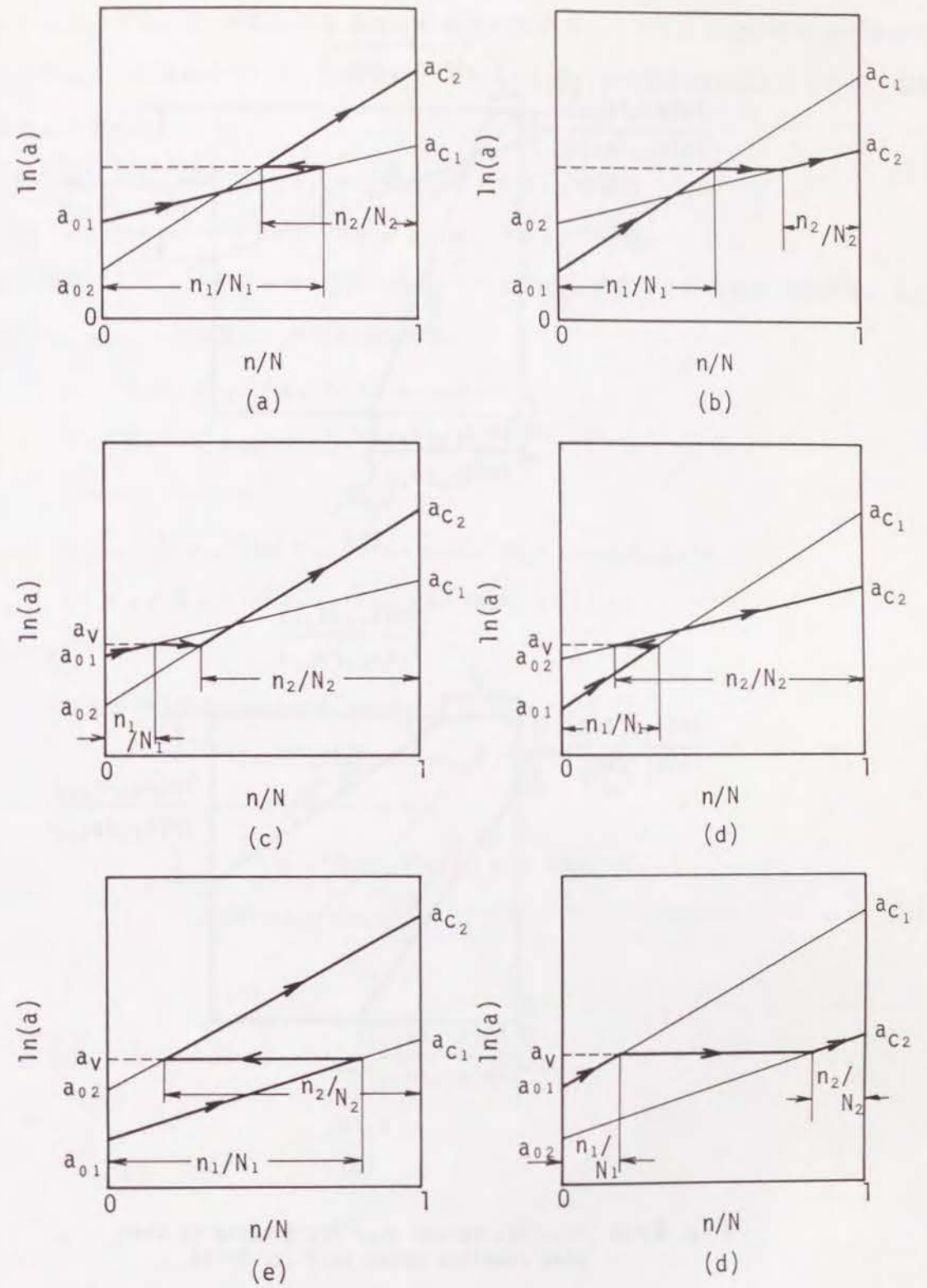


Fig. 9-44 Crack growth behaviors in two-step loadings when a_0 and a_c of the first step loading are different from those of the second one

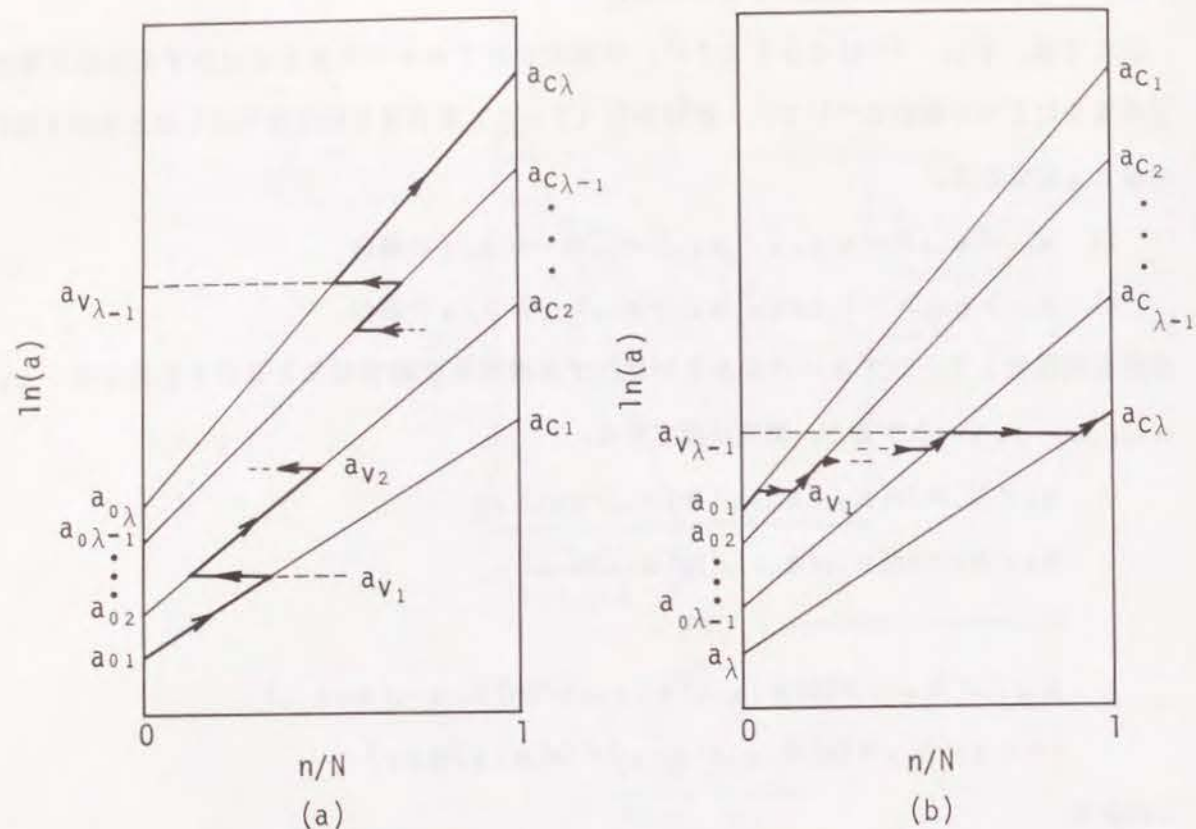


Fig. 9-46 Crack growth behavior in typical sequential loadings of λ kinds of strain levels

9.4.3 二段多重変動ひずみ条件下の寿命推定

二段多重変動ひずみ状態において、ひずみレベル（またはひずみ波形）1を n_1 回、ひずみレベル（またはひずみ波形）2を n_2 回繰り返す波形ブロックを n_f 回繰り返したとき破損が起るとする。第9.4.1節と同様にして、ひずみレベル（またはひずみ波形）1, 2の a_{01} , a_{02} はFig. 9-47に示すような場合を考え、 $a_{c1} < a_{c2}$ とすると、 n_f は一般的に次式で求め得る。

$a_{01} > a_{02}$ のとき、

$$1/n_f = n_1/N_1 + (n_2/N_2) \ln(a_{c2}/a_{02}) / \ln(a_{c1}/a_{01}) \quad \text{--- (9-22)}$$

$a_{01} < a_{02}$ のとき、

$$\begin{aligned} & \{1 - \ln(a_{02}/a_{01}) / \ln(a_{c1}/a_{01})\} / n_f \\ & = n_1/N_1 + (n_2/N_2) \ln(a_{c2}/a_{02}) / \ln(a_{c1}/a_{01}) \quad \text{--- (9-23)} \end{aligned}$$

これから得られる累積損傷線図をFig. 9-48に示す。

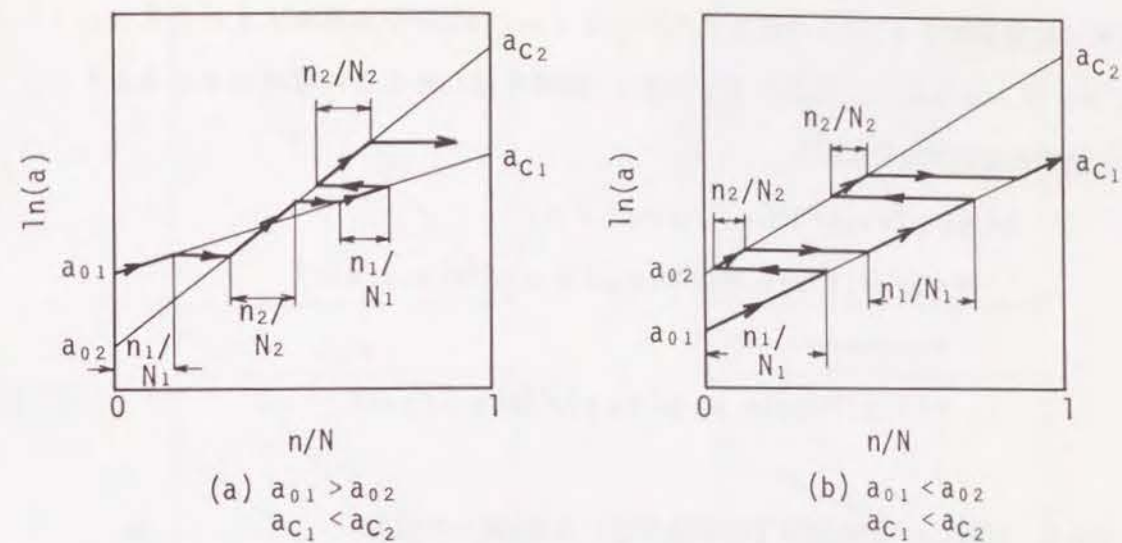


Fig. 9-47 Crack growth behavior in cyclic loading of two-step variable straining blocks where the final crack length of the strain level 1, a_{c1} is smaller than that of strain level 2, a_{c2}

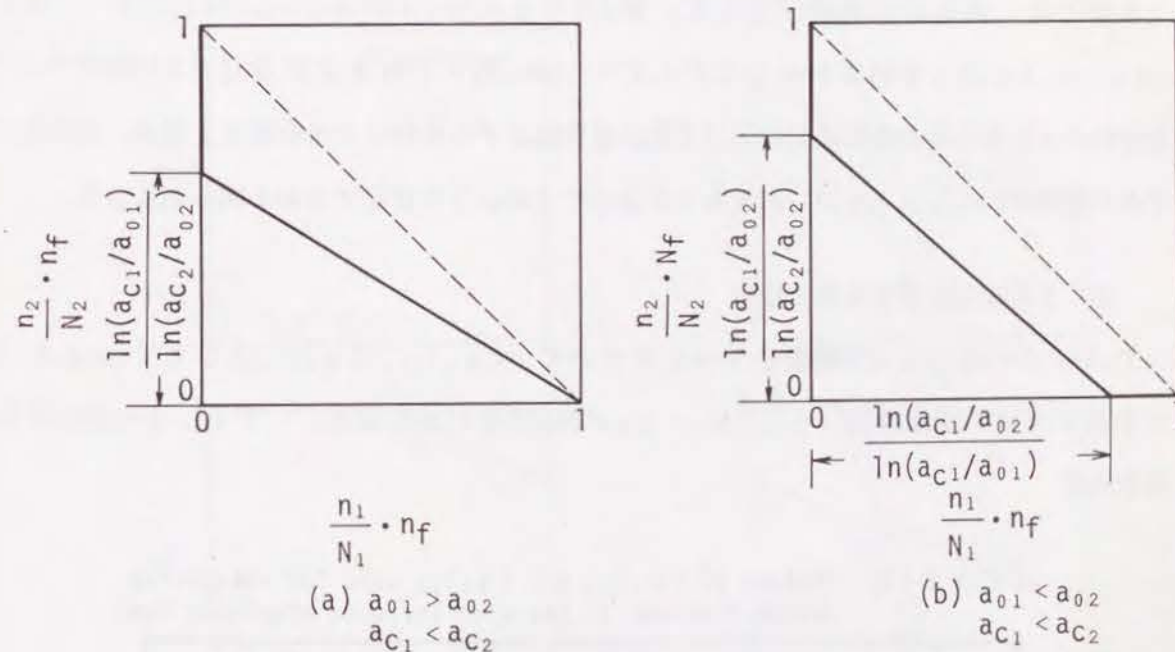


Fig. 9-48 Relationship between the fatigue damages accumulated by the strain level 1 and the strain level 2 when a_{c1} is smaller than a_{c2}

9.4.4 多段多重変動ひずみ条件下の寿命推定

λ種類のひずみレベル（あるいは波形）からなるブロックを考え、各ひずみレベル（あるいは波形）に対応する a_0 のうち最も小さいのを a_{01} 、 a_0 のうち最も大きいのを a_{0k} ($k=1, 2, \dots, \lambda$) とする。このブロックを n_r 回繰り返したときに破損が生じるとすると、 n_r は一般的に次式で与えられる。

$$\begin{aligned} & \{1 - \ln(a_{0\lambda}/a_{01}) / \ln(a_{01}/a_{01})\} / n_r \\ & = n_1/N_1 + (n_2/N_2) \ln(a_{02}/a_{02}) / \ln(a_{01}/a_{01}) \\ & + \dots \\ & + (n_\lambda/N_\lambda) \ln(a_{0\lambda}/a_{0\lambda}) / \ln(a_{01}/a_{01}) \quad \text{----- (9-24)} \end{aligned}$$

9.4.5 2¹/₄Cr-1Mo鋼NT材およびSUS304鋼への適用

第9.4.1節～第9.4.4節で示した各種変動ひずみ条件下の寿命推定を実際に行うためには、 $\ln(a_r/a_0)_{ij}$ 、 B_{ij} （真空中の場合）、 B_{ij}' （大気中の場合）、 $(a_0)_{ij}$ 、 $(a_r)_{ij}$ 、 F_{ij} の値が明確でなければならない。

本節では、具体的な適用例として、第8章でその $\ln(a_r/a_0)_{ij}$ 、 B_{ij} 、 B_{ij}' および $(a_0)_{ij}$ 、 $(a_r)_{ij}$ を明らかにした2¹/₄Cr-1Mo鋼NT材およびSUS304鋼について2段階変動ひずみ条件下の寿命線図および2段階多重変動ひずみ条件下の寿命線図を求め、それらがひずみの種類や $(a_0)_{ij}$ 、 $(a_r)_{ij}$ の大きさによってどのように変化するかを明らかにした。

(1) 2段階変動ひずみ条件の場合

Table 9-6に示した8種類のケースについて、 $(a_0)_{ij}$ 、 $(a_r)_{ij}$ としてTable 9-7に示す値を用いて寿命線図 ($n_1/N_1 - n_2/N_2$ 関係) を求めた。Fig. 9-49にその結果を示す。

Table 9-7. Values of $(a_0)_{ij}$ and $(a_r)_{ij}$ used for evaluating damage diagrams in two-step variable straining (mm)

ij	2 ¹ / ₄ Cr-1Mo(N.T.)		SUS304	
	$(a_0)_{ij}$	$(a_r)_{ij}$	$(a_0)_{ij}$	$(a_r)_{ij}$
pp	1.29×10^{-3}	5	5.61×10^{-6}	5
pc	1.52×10^{-4}	5	1.46×10^{-4}	0.035
cp	1.52×10^{-4}	2.05×10^{-3}	1.46×10^{-4}	0.032
cc	1.52×10^{-4}	8.81×10^{-3}	1.46×10^{-4}	0.028

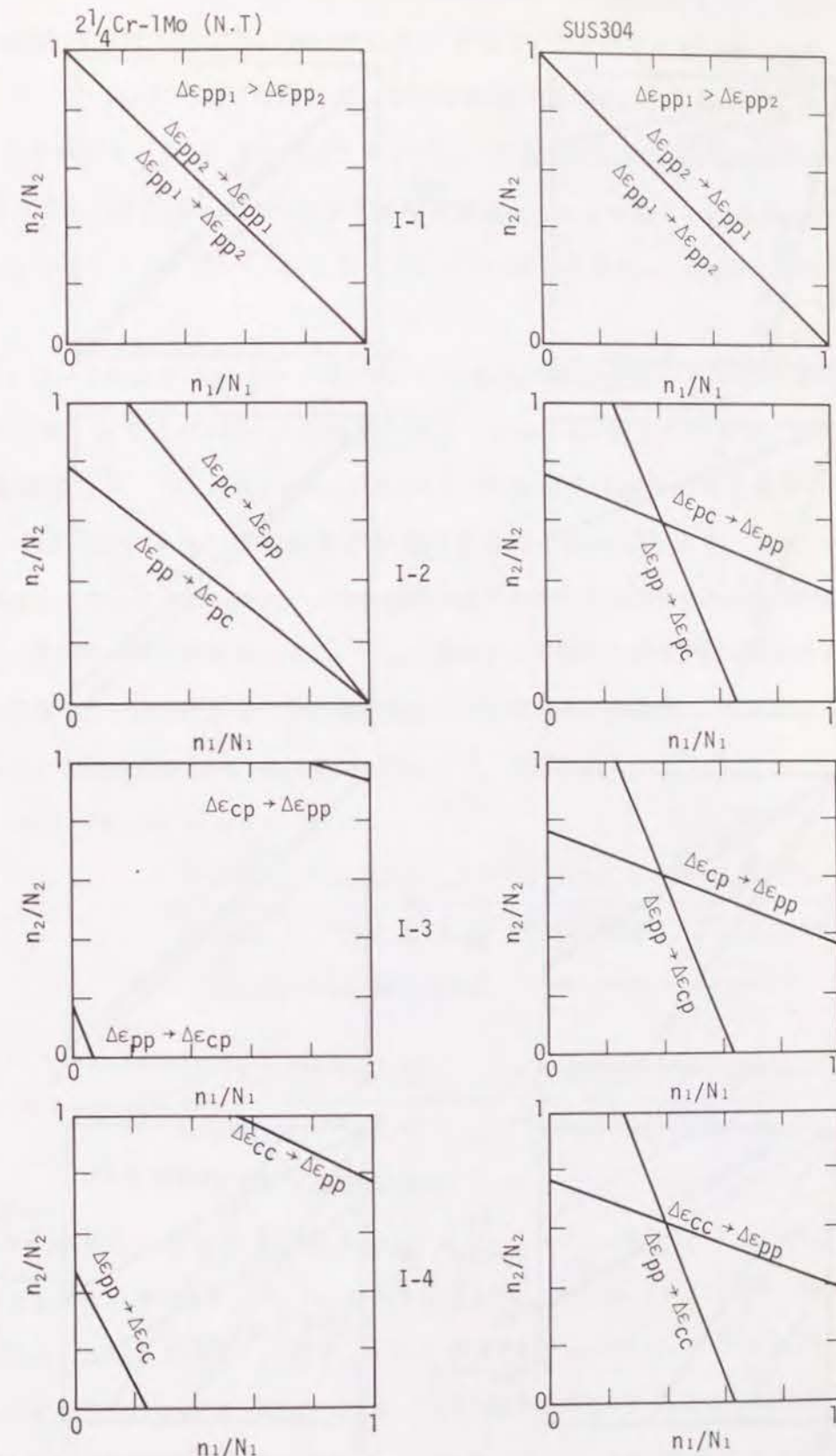


Fig. 9-49(a) n_1/N_1 versus n_2/N_2 diagrams obtained for 2¹/₄Cr-1Mo (N.T.) steel and SUS304 in basic types of two-step variable strainings I-1, I-2, I-3 and I-4, shown in Table 9-6

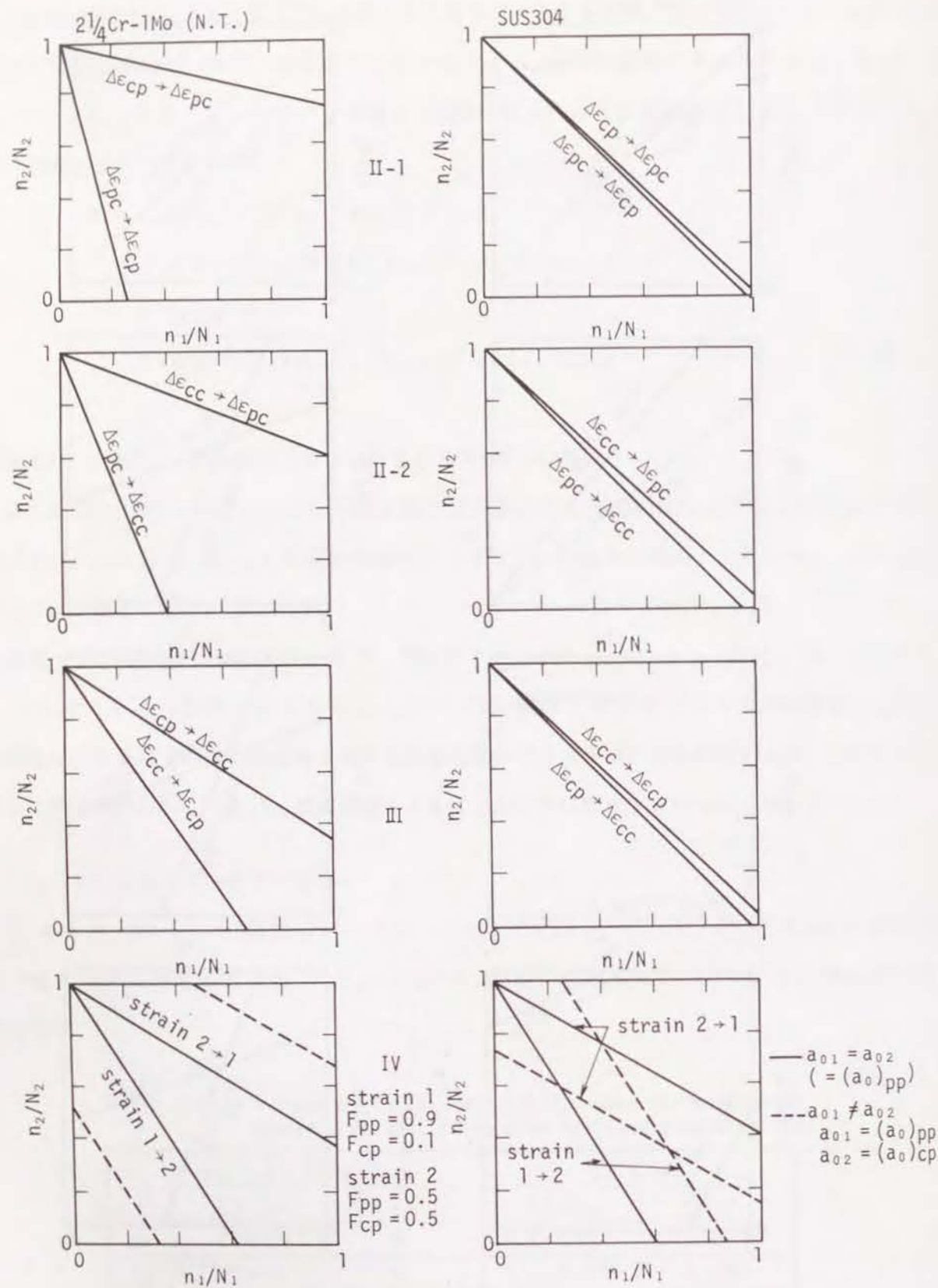


Fig. 9-49(b) n_1/N_1 versus n_2/N_2 diagrams obtained for $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ (N.T.) steel and SUS304 in basic types of two-step variable strainings II-1, II-2, III and IV, shown in Table 9-6

まず、I-1のケースは、同種類のひずみ変動の場合、材料によらず、 $n_1/N_1 - n_2/N_2$ 関係は線型被害則 ($n_1/N_1 + n_2/N_2 = 1$) に従うことを示す。

次に、I-2~4のケースは材料によって寿命線図の様相が大きく異なり、SUS304鋼の場合は8の字を描き (Fig. 9-45(a)のタイプ)、定量的にもほとんど3つのケースの間で差がないのに対し、 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼NT材の場合は、 $\Delta\varepsilon_{pp} \rightarrow \Delta\varepsilon_{cp}$ 、 $\Delta\varepsilon_{pp} \rightarrow \Delta\varepsilon_{cc}$ の場合に $n_1/N_1 + n_2/N_2 \ll 1$ となり、 $n_1/N_1 \geq 0.2$ で $n_2/N_2 = 0$ となることがわかる。

II-1, II-2およびIIIのケースについてみると、寿命曲線の形そのものは $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼NT材、SUS304鋼とも定性的に同じ (Fig. 9-43) となるが、SUS304鋼の場合は線型被害則 ($n_1/N_1 + n_2/N_2 = 1$) からのずれはきわめて小さいのに対し、 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼の場合、線型被害則からのずれはきわめて大きく、 $\Delta\varepsilon_{pc} \rightarrow \Delta\varepsilon_{cp}$ 、 $\Delta\varepsilon_{pc} \rightarrow \Delta\varepsilon_{cc}$ および $\Delta\varepsilon_{cc} \rightarrow \Delta\varepsilon_{cp}$ の負荷順序はきわめて致命的であることがわかる。

最後に、IVのケースの結果は、 a_{01} 、 a_{02} の値によって異なる寿命線図が得られる可能性があることを示唆している点に留意する必要がある。IVのケースの場合、Table 9-6にも示しているように、大気中の a_c/a_0 は、式(8-14b)より、次式

$$\ln(a_c/a_0) \equiv \ln(a_c/a_0)_{ij} = \frac{3.48 F_{pp}^{1.23} + 1.07 F_{pc}^{0.935} + 1.74 F_{cp}^{1.04} + 0.651 F_{cc}^{1.01}}{0.419 F_{pp}^{1.23} + 0.104 F_{pc}^{0.935} + 0.669 F_{cp}^{1.04} + 0.163 F_{cc}^{1.01}} \quad (2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo鋼の場合}) \quad (9-25)$$

$$\ln(a_c/a_0) = \frac{13.1 F_{pp}^{1.44} + 2.10 F_{pc}^{1.13} + 14.8 F_{cp}^{1.24} + 1.67 F_{cc}^{1.02}}{0.956 F_{pp}^{1.44} + 0.382 F_{pc}^{1.13} + 2.74 F_{cp}^{1.24} + 0.321 F_{cc}^{1.02}} \quad (\text{SUS304鋼の場合}) \quad (9-26)$$

より求められる。すなわち、 $\Delta\varepsilon_{ppi} + \Delta\varepsilon_{cpi}$ ($F_{pp} = 0.9$, $F_{cp} = 0.1$) については、 $\ln(a_{c1}/a_{01}) = \ln(a_c/a_0)_{pp} = \ln(a_c/a_0)_{cp} = 7.50$ ($2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼NT材) および12.4 (SUS304鋼)、 $\Delta\varepsilon_{ppi} + \Delta\varepsilon_{opi}$ ($F_{pp} = 0.5$, $F_{op} = 0.5$) については $\ln a_{c2}/a_{02} = \ln(a_c/a_0)_{pp} = \ln(a_c/a_0)_{op} = 4.62$ ($2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼NT材) および7.34 (SUS304鋼) と求められる。いま、Table 9-7に示すように、 $(a_0)_{pp} \neq (a_0)_{op}$ であるから、 a_{01} および a_{02} として $(a_0)_{pp}$ を選ぶか $(a_0)_{op}$ を選ぶかによって、 a_{c1} 、 a_{c2} の値も異なってくる。

Fig. 9-49(b)のIVのケースの寿命線図中の実線は、 $a_{01} = a_{02} = (a_0)_{PP}$ として、破線は $a_{01} = (a_0)_{PP}$, $a_{02} = (a_0)_{CP}$ として、それぞれ a_{01} , a_{02} を求め (Table 9-8), Fig. 9-43 (実線), Fig. 9-45(a) (SUS304鋼破線) および Fig. 9-45(b) ($2^{1/4}Cr-1Mo$ 鋼NT材破線) を用いて求めたものである。今回の検討で $a_{01} = (a_0)_{CP}$ となる場合を考えなかったのは、 $F_{PP} = 0.9 \gg F_{CP} = 0.1$ を考慮したものであり、逆に $a_{02} = (a_0)_{CP}$ の場合を考えたのは $F_{PP} = F_{CP} = 0.5$ であることを考慮したものである。

Table 9-8. Calculated values of a_{01} , a_{02} , a_{c1} and a_{c2} in the case IV shown in Fig. 9-49(b)

Assumption	Strain imposed	$2^{1/4}Cr-1Mo$ (N.T.)		SUS304	
		a_{01}	a_{c1}	a_{01}	a_{c1}
$a_{01} = a_{02} = (a_0)_{PP}$	$\Delta \epsilon_{PP1} + \Delta \epsilon_{CP1}$ ($F_{PP} = 0.9, F_{CP} = 0.1$)	1.29×10^{-3}	2.33	5.61×10^{-8}	1.36
	$\Delta \epsilon_{PP2} + \Delta \epsilon_{CP2}$ ($F_{PP} = F_{CP} = 0.5$)	1.29×10^{-3}	0.121	5.61×10^{-8}	8.64×10^{-3}
$a_{01} = (a_0)_{PP}$	$\Delta \epsilon_{PP1} + \Delta \epsilon_{CP1}$ ($F_{PP} = 0.9, F_{CP} = 0.1$)	1.29×10^{-3}	2.33	5.61×10^{-8}	1.36
	$\Delta \epsilon_{PP2} + \Delta \epsilon_{CP2}$ ($F_{PP} = F_{CP} = 0.5$)	1.52×10^{-4}	0.015	1.46×10^{-4}	0.225

ところで、Fig. 9-49(b)のIVのケースで、 $2^{1/4}Cr-1Mo$ 鋼NT材とSUS304鋼の差で特徴的な事は、 $a_{01} = a_{02} = (a_0)_{PP}$ の場合、両材の寿命線図の傾向は定量的に一致しているのに対し、 $a_{01} = (a_0)_{PP}$, $a_{02} = (a_0)_{CP}$ の場合は $2^{1/4}Cr-1Mo$ 鋼NT材の寿命線図は線型被害則より大きくずれる傾向となるのに対し、SUS304鋼の寿命線図は8の字形を招きむしろ線型被害則に近づく傾向にある。

二段変動ひずみ条件下の寿命線図で計算上最も簡単なケースは $(a_0)_{PP} = (a_0)_{PC} = (a_0)_{CP} = (a_0)_{CC}$ の場合 (Fig. 9-43) であり、この場合は式(8-14a)および式(8-14b)より、 $(a_0)_{IJ}$, $(a_r)_{IJ}$ の値が未知でも $(a_r/a_0)_{IJ}$ の値のみから、寿命線図を決定することが出来る。Table 9-9にPP試験とPP試験以外のIJ試験とで二段変動ひずみ試験を実施した場合の寿命線図の計算結果を示す。

Table 9-9. n_1/N_1 versus n_2/N_2 diagrams when PP test and IJ test ($IJ \neq PP$) are applied as two-step variable strainings and $(a_0)_{PP}$ is assumed to be equal to $(a_0)_{IJ}$

Environment	IJ test	δ value		
		$2^{1/4}Cr-1Mo(N.T.)$ $T = 550^\circ C$	SUS304 $T = 700^\circ C$	
In air	PC	$0.419F_{PP}^{1.23} + 0.128F_{PC}^{0.935}$	$0.956F_{PP}^{1.44} + 0.153F_{PC}^{1.13}$	
		$0.419F_{PP}^{1.23} + 0.104F_{PC}^{0.935}$	$0.956F_{PP}^{1.44} + 0.382F_{PC}^{1.13}$	
	CP	$0.419F_{PP}^{1.23} + 0.210F_{CP}^{1.04}$	$0.956F_{PP}^{1.44} + 1.08F_{CP}^{1.24}$	
		$0.419F_{PP}^{1.23} + 0.669F_{CP}^{1.04}$	$0.956F_{PP}^{1.44} + 2.74F_{CP}^{1.24}$	
	CC	$0.419F_{PP}^{1.23} + 0.078F_{CC}^{1.01}$	$0.956F_{PP}^{1.44} + 0.122F_{CC}^{1.02}$	
		$0.419F_{PP}^{1.23} + 0.163F_{CC}^{1.01}$	$0.956F_{PP}^{1.44} + 0.321F_{CC}^{1.02}$	
In vacuum	PC	$1.69F_{PP}^2 + 25.1F_{PC}^2$	$2.07F_{PP}^2 + 9.78F_{PC}^2$	
		$1.69F_{PP}^2 + 20.2F_{PC}^2$	$2.07F_{PP}^2 + 24.4F_{PC}^2$	
	CP	$1.69F_{PP}^2 + 4.57F_{CP}^2$	$2.07F_{PP}^2 + 61.5F_{CP}^2$	
		$1.69F_{PP}^2 + 14.6F_{CP}^2$	$2.07F_{PP}^2 + 157F_{CP}^2$	
	CC	$1.69F_{PP}^2 + 0.35F_{CC}^2$	$2.07F_{PP}^2 + 2.96F_{CC}^2$	
		$1.69F_{PP}^2 + 0.73F_{CC}^2$	$2.07F_{PP}^2 + 7.81F_{CC}^2$	
$0 < \delta < 1$			$\delta > 1$	

(2) 二段多重変動ひずみ条件の場合

二段変動ひずみ条件下の場合に検討した Table 9-6 に示す 8 種類の二段変動ひずみを 1 つのブロックと考え、これが多重に繰り返された場合の寿命線図を Fig. 9-48 に基づいて求めた。 $(a_0)_{ij}$, $(a_r)_{ij}$, a_0 , a_0 については Table 9-7 および Table 9-8 の値を用いた。Fig. 9-50 にその結果を示す。

Fig. 9-49 と Fig. 9-50 を比較することにより以下の事が明らかである。

- 1) 二段多重変動条件下では破損が生じたときの両ひずみ波形による損傷の和は 1 以下である。
- 2) $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼 NT 材の場合、二段多重変動ひずみ条件下の寿命線図は二段変動ひずみ条件下の寿命線図の低損傷和の方と一致する。 SUS304 鋼もケース I-2, I-3, I-4 および IV を除き同様の傾向を示す。
- 3) SUS304 鋼の I-2, I-3, I-4 および IV のケースでは二段多重変動ひずみ条件下の寿命線図は二段変動ひずみ条件下のそれと大きく異なる。とくに、IV のケースでは、 $a_{01} = a_{02}$ あるいは $a_{01} \neq a_{02}$ によらず寿命線図は 1 つとなる。

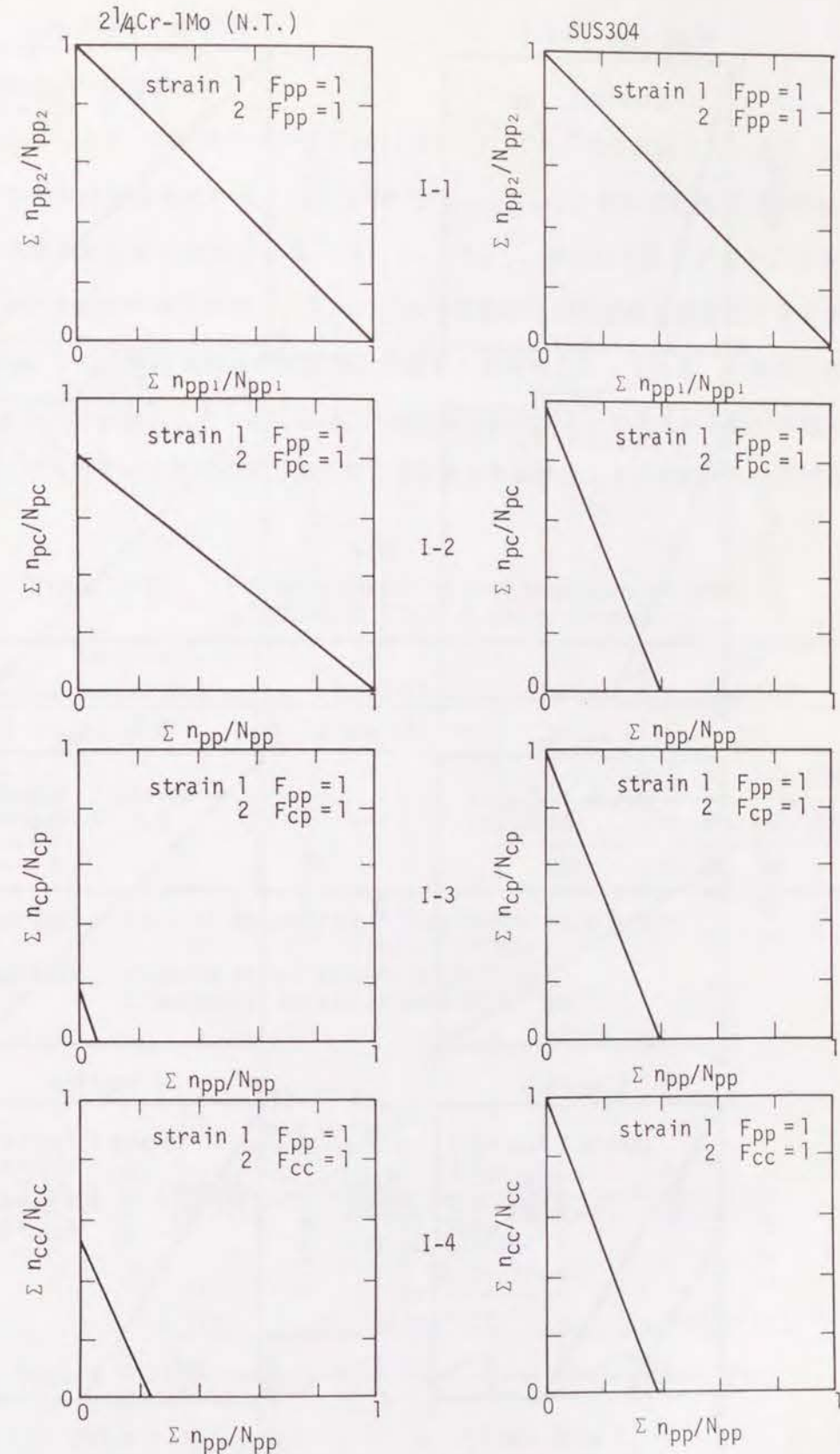


Fig. 9-50(a) Accumulated damage diagrams obtained for $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ (N.T.) steel and SUS304 in the multi-fold cycling of the basic types of two-step variable strainings, I-1, I-2, I-3 and I-4, shown in Table 9-6

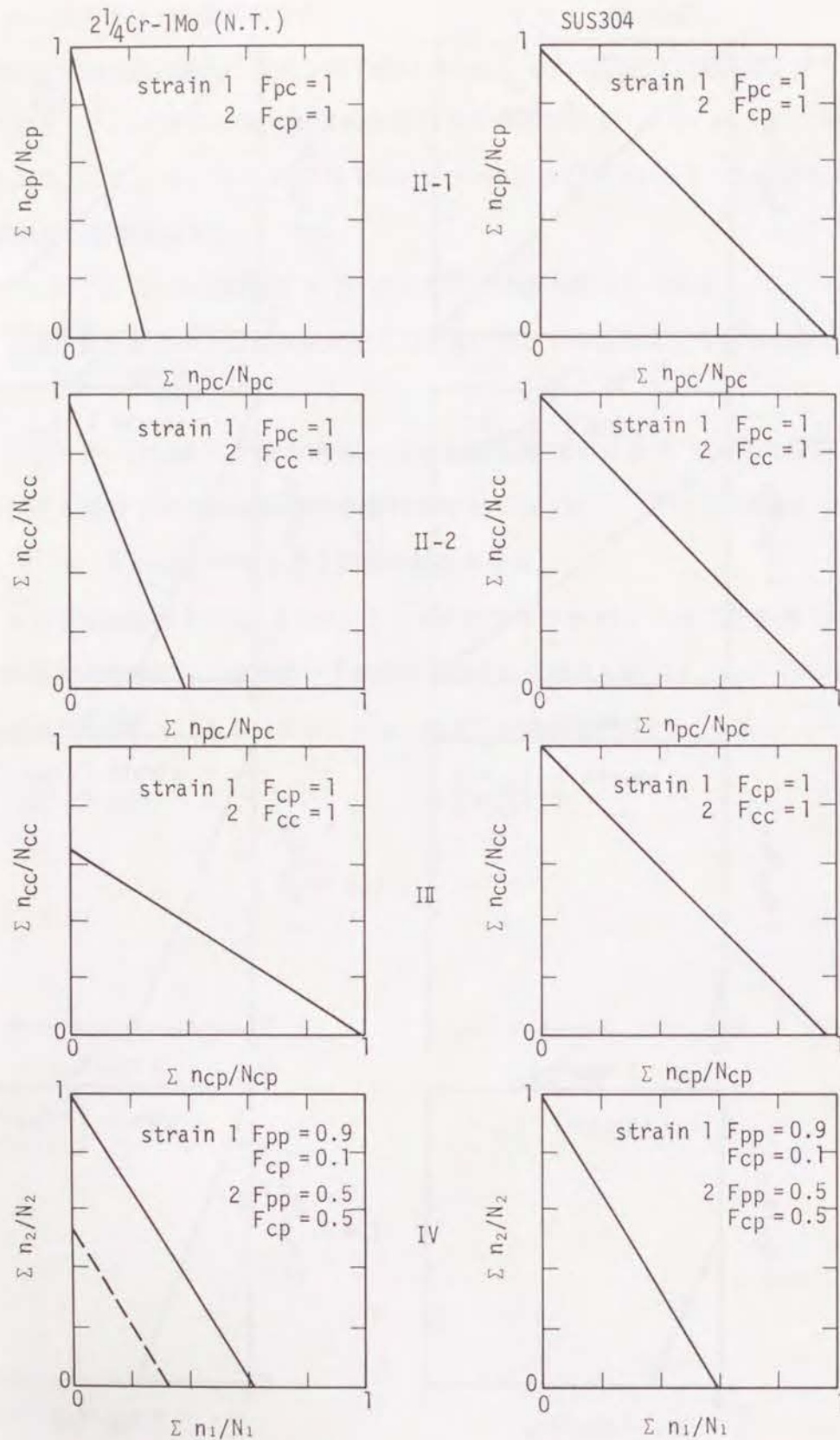


Fig. 9-50(b) Accumulated damage diagrams obtained for $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}(\text{N.T.})$ steel and SUS304 in the multi-fold cycling of the basic types of two-step variable strainings, II-1, II-2, III and IV, shown in Table 9-6

9.4.6 既存データの検証

(1) 岡崎らの実験データ⁹⁾

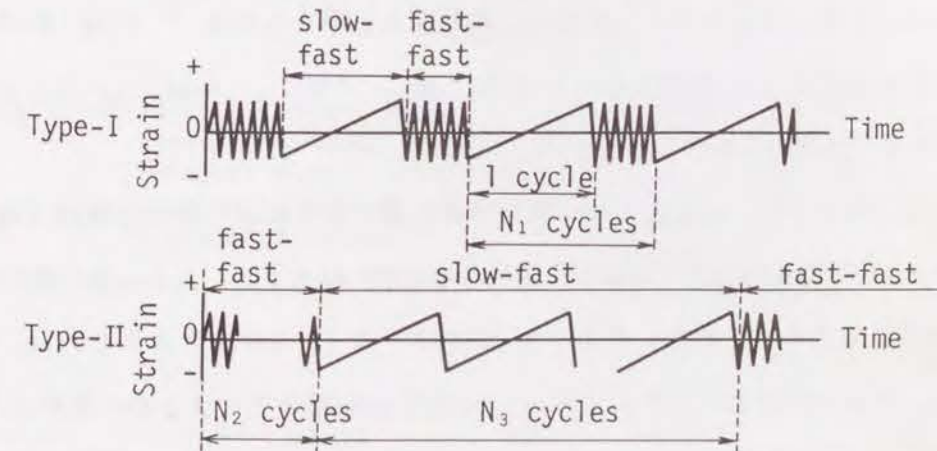
岡崎らは SUS304 平滑材について Table 9-10 に示すような実験を行い, Fig. 9-51 に示すような寿命線図を得ている. ここで, N_{f-f} , N_{s-f} はそれぞれ疲労試験中の PP 波形, CP 波形の繰り返し数の総和であり, $N_{f,f-f}$, $N_{f,s-f}$ はそれぞれ PP 波形, CP 波形一定条件下における疲労寿命である. Type II の各試験結果がほぼ線型被害則で説明されるのに対し, Type I の試験結果は線型被害則より著しく低寿命となっている. 岡崎らは, このような現象を CP 波形導入によるき裂進展の加速現象に起因するとの考えから解析を試みている.

このような実験データを本研究で得られた知見をもとに検証すると次のような見解が得られる.

Table 9-10. Variable straining test condition conducted on SUS304 at 600°C in air by Okazaki⁹⁾

Type*	Total strain range (%)	N_1 (cycles)	N_2 (cycles)	N_3 (cycles)
I	1.0	2, 3, 11, 51, 101	—	—
II-1	1.0	—	0	10, 50, 100, 200
II-2			600	10, 50, 100, 200
II-3			900	10, 50, 100

fast-fast ; Tensile strain rate = Compressive strain rate
 $= 2.0 \times 10^{-3} \text{sec}^{-1}$
 slow-fast ; Tensile strain rate = $1.4 \times 10^{-5} \text{sec}^{-1}$
 Compressive strain rate = $2.8 \times 10^{-4} \text{sec}^{-1}$



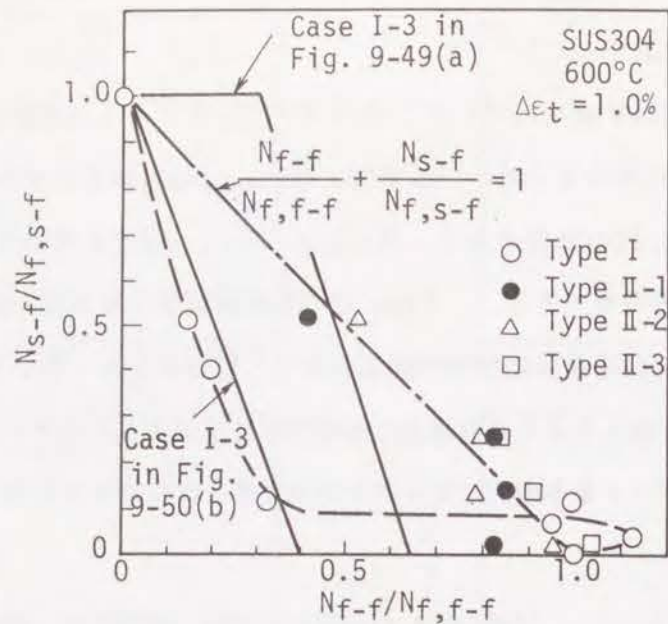


Fig. 9-51 The results of variable straining tests conducted on SUS304 by Okazaki⁹⁾

まず、Type I は典型的な二段多重変動ひずみ条件下の試験であり、Fig. 9-50(b)の SUS304の寿命線図が参考になる。Fig. 9-50(b)の結果をFig. 9-51中に実線で記入しているが、定量的な一致に驚かされる。

次にType IIについてみると、Type II-1の試験は二段変動ひずみ条件下の試験であり、Fig. 9-49(a)のケース I-3の $\Delta \epsilon_{op} \rightarrow \Delta \epsilon_{pp}$ の場合に相当すると考えられる。Type II-2および II-3についてもほぼ二段変動ひずみ条件の試験と見なすことができ、Fig. 9-49(a)のケース 3 の $\Delta \epsilon_{pp} \rightarrow \Delta \epsilon_{op}$ の場合に相当すると考えられる。Fig. 9-51中にケース I-3の寿命線図を実線で記入しているが、 $N_{s-f}/N_{f,s-f} \approx N_{f-f}/N_{f,f-f} \approx 0.5$ 近傍のデータをよく説明できる事がわかる。

CP波形下の $\Delta \epsilon_{pp}$ 、 $\Delta \epsilon_{op}$ の値が明確であれば、さらにより詳細な検討（例えば Fig. 9-49(b)ケース IV）も実施可能であるが、岡崎らの文献には $\Delta \epsilon_{pp}$ 、 $\Delta \epsilon_{op}$ 値の提示はなく、上述の検証が限界である。但し、Fig. 9-49(a)ケース I-3の場合よりも Fig. 9-49(b)ケース IV の $a_{01} \neq a_{02}$ の場合の方がより Fig. 9-51 Type II のデータとの一致がよくなる点は注目する。この場合、Type I のデータの推定線は Fig. 50(b)ケース IV となり、実験データの方が推定線を下回る事になるが、試験温度が 600°C であり、クリープの影響に加えて動的ひずみ時効の影響の存在を考えれば十分納得のゆく結果であると言える。

(2) (疲労+クリープ) および (クリープ+疲労) に関する実験データ^{10), 11)}

Fig. 9-52および Fig. 9-53は疲労とクリープの負荷順序の影響に関する各種材料についての実験結果である。本研究では純粋なクリープと疲労の二段変動ひずみ条件は検討していないが、定性的にはクリープとして $\Delta \epsilon_{op}$ あるいは $\Delta \epsilon_{oo}$ を考えればよいと思われる。すなわち、Fig. 9-49(a)のケース I-3あるいは I-4が参考になると思われる。

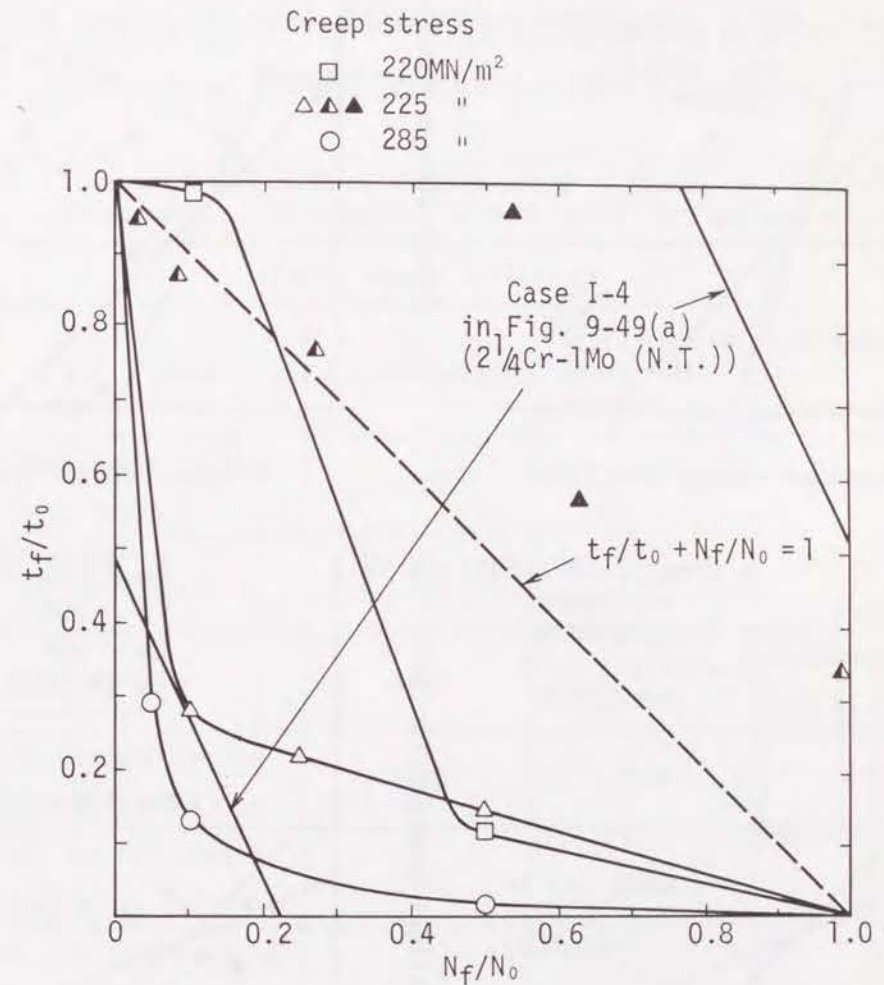


Fig. 9-52 Plot of creep damage (t_f/t_0) vs. fatigue damage (N_f/N_0) for sequential tests for 1Cr-Mo-V steel. Open symbols-fatigue+creep tests. Closed symbols-creep (without intergranular cracks)+fatigue. Semi-closed symbols-creep (with intergranular cracks)+fatigue¹⁰⁾

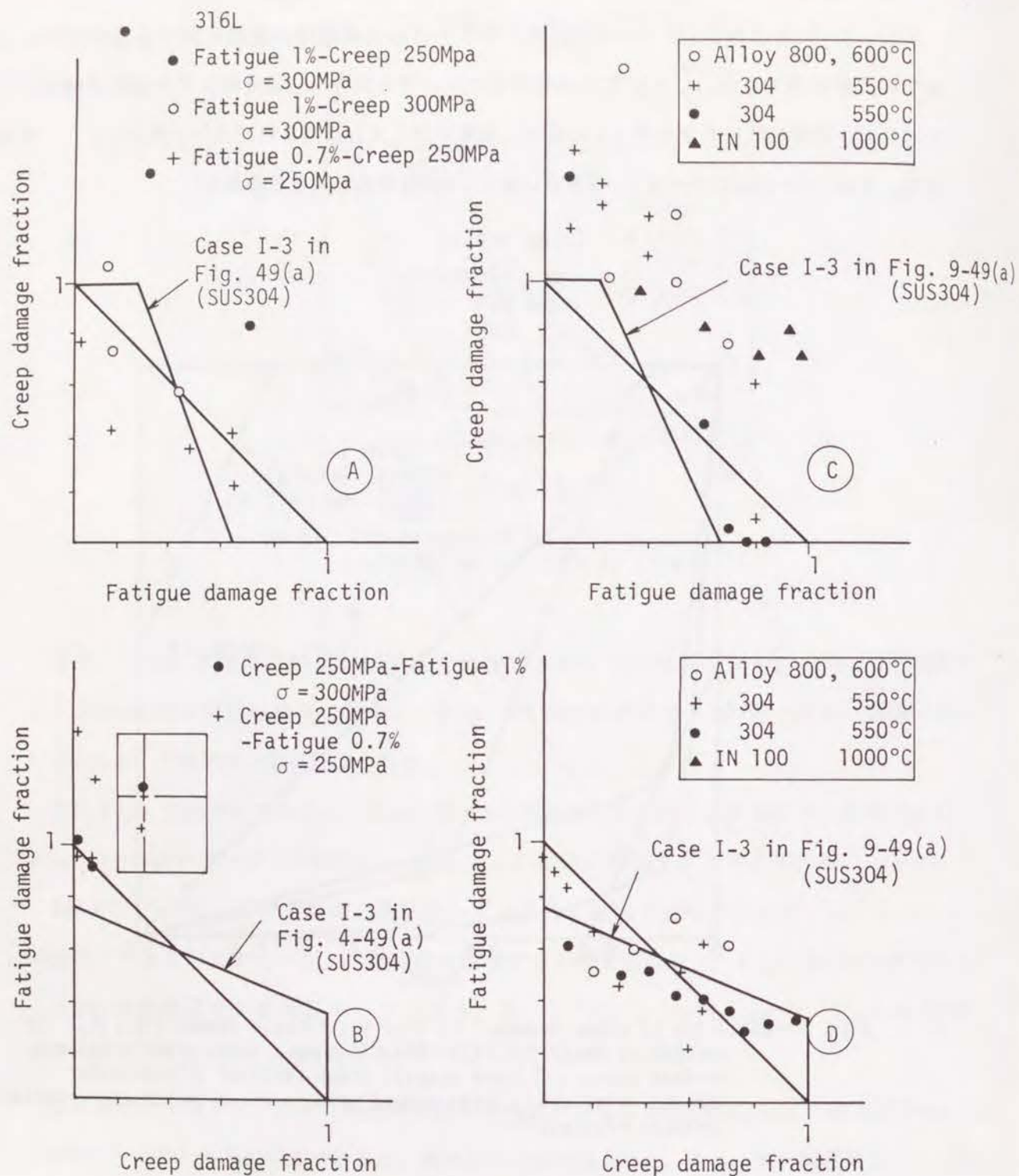


Fig. 9-53 Creep damage fraction versus fatigue damage fraction⁽¹⁾
 A-C The fatigue loading was applied first
 B-D The creep loading was applied first

(3) Majumdarらの実験データおよびそのDRA法 (Damage Rate Approach) による推定結果の検証^(12, 13)

付録 Table 1.6-2に示すように, Majumdarらは Type 304鋼について温度593°Cにおいて全ひずみ範囲を $\Delta \epsilon_t = 1\%$ 一定として相異なる二つの波形が連続して繰り返されたときの実験値とDRA法による計算値とが良い対応を示すことを示した。

Table 9-11および Fig. 9-54は, 本研究で得られた知見を用い, 以下のような方法および仮定を用いて, 上記Majumdarらの実験値の推定を試みた結果である。

Table 9-11. Comparison of life prediction based on damage rate approach with that based on the result of the present study for Type 304 steel^(12, 13)

Test Na	Type of test	Total cycles to failure		
		Experimental	Calculated by damage-rate approach	Estimated by the present study
533	Continuous cycling (zero hold)	4014	-	$\Delta \epsilon_{pp} = 0.33\%$
747	10T to failure	706	-	$\Delta \epsilon_{pp} = 0.33\%$ $\Delta \epsilon_{cp} = 0.20\%$
773	4C to failure	2453	-	$\Delta \epsilon_{pp} = 0.33\%$ $\Delta \epsilon_{pc} = 0.11\%$
998	10T for 300 cycles, then 4C to failure	2560	2806	1747
987	10T for 550 cycles, then 4C to failure	1926	1675	1310
1032	4C for 1376 cycles, then 10T to failure	1938	2054	1771
1040	4C for 2048 cycles, then 10T to failure	2228	2576	2153
1000	10T for 550 cycles, then continuous cycling to failure	2047	1711	1995
1034	Continuous cycling for 1497 cycles, then 10T to failure	2193	2225	2054

All tests were performed at 593°C in air at a total strain range of 1 percent. T=tensile hold and C=compressive hold in min.

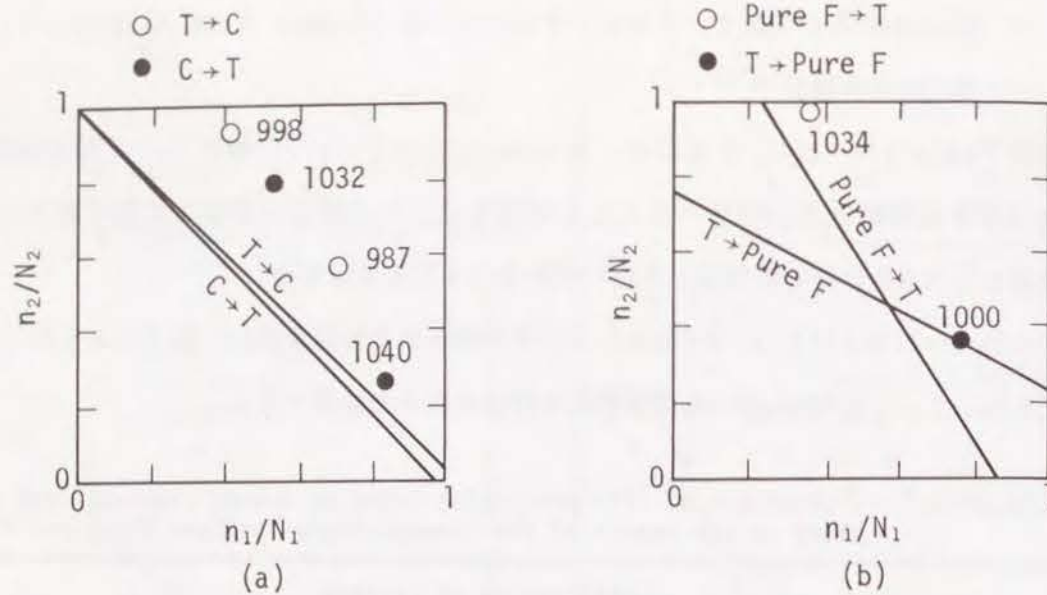


Fig. 9-54 Comparison in damage diagram between the test results (closed and open circles) and the calculated results based on the present study (solid lines)

- Test No 533では、 $\Delta \varepsilon_{in} = \Delta \varepsilon_{pp}$, Test No 747では $\Delta \varepsilon_{in} = \Delta \varepsilon_{pp} + \Delta \varepsilon_{cp}$, Test No 773では、 $\Delta \varepsilon_{in} = \Delta \varepsilon_{pp} + \Delta \varepsilon_{pc}$ とする。
- 簡単のため、Test No 533の N_r とSUS304鋼大気中の $\Delta \varepsilon_{pp} - N_{pp}$ 特性 (Fig. 3-2) より、 $\Delta \varepsilon_{pp}$ を求める。 ($\Delta \varepsilon_{pp} = 0.33\%$)
- Test No 747および773の N_r , Test No 533の $N_r (= N_{pp})$ より、次式により N_{cp} および N_{pc} を求め、 N_{cp} , N_{pc} に相当する $\Delta \varepsilon_{cp}$, $\Delta \varepsilon_{pc}$ をSUS304鋼の大気中の $\Delta \varepsilon_{cp} - N_{cp}$, $\Delta \varepsilon_{pc} - N_{pc}$ 特性 (Fig. 3-3, Fig. 3-4) より求める。

$$\frac{1}{N_r} = \frac{1}{N_{pp}} + \frac{1}{N_{cp}} \quad \left(\text{あるいは} \frac{1}{N_{pc}} \right)$$

($\Delta \varepsilon_{cp} = 0.20\%$, $\Delta \varepsilon_{pc} = 0.11\%$)

- 以上より、各testに対し、 F_{ij} が定まり、式(9-26)より、 $\ln(a_c/a_0)$ を求め得る。

Test No 533 $\ln(a_c/a_0) \equiv \ln(a_r/a_0)_{pp} = 13.7$

Test No 747 $\ln(a_c/a_0) = 8.42$

Test No 773 $\ln(a_c/a_0) = 8.12$

- Test No 533については $a_0 = 5.61 \times 10^{-6} \text{ mm}$, Test No 747, 773については $a_0 = 1.46 \times 10^{-4}$ としてFig. 9-45より寿命線図を求めた。

Table 9-11から明らかなように、Test No 998および987についてはDRA法よりも推定の確度は劣るけれども、他の残る4つのTestではDRA法と同等もしくはそれ以上であり、かつ全データについて安全側の推定となっている。

(4) Miller and Gardinerの二段変動のねじり疲労試験データ¹⁴⁾

Miller and Gardinerは、stage Iのき裂進展に及ぼす時間、繰返し変形過程および雰囲気の影響を研究する目的で、1Cr-Mo-V鋼についてひずみ範囲、ひずみ速度を変化させた二段変動のねじり疲労試験を大気中593℃で実施している。このような実験結果を本研究で提案した考え方で整理し、Fig. 9-55に示す。1Cr-Mo-V鋼の $(a_0)_{ij}$, $(a_r)_{ij}$ についての知見は現在のところ皆無であり、Fig. 9-55では、 H_F と L_F では a_0 , a_c は等しいと考え、かつ2¹/₄Cr-1Mo鋼NT材の場合の値を用い、寿命線図はFig. 9-55(b)と(e), (c)と(d)で同一形状とした。このようにして求めた各波形における a_0 , a_c をまとめるとTable 9-12に示すようになる。

Fig. 9-55の結果から明らかなように、かなり複雑な現象が、本研究成果の適用により、より統一的な考え方により整理できることがわかる。

Table 9-12. Values of a_0 and a_c assumed in determining the cumulative damage curves in Fig. 9-55

Waveform	a_0 (mm)	a_c (mm)	$\ln(a_c/a_0)$
H_F	1.29×10^{-3}	5	8.3
L_F	1.29×10^{-3}	5	8.3
H_S	0.016	2.26	5.0
L_S	0.114	2.26	3.0

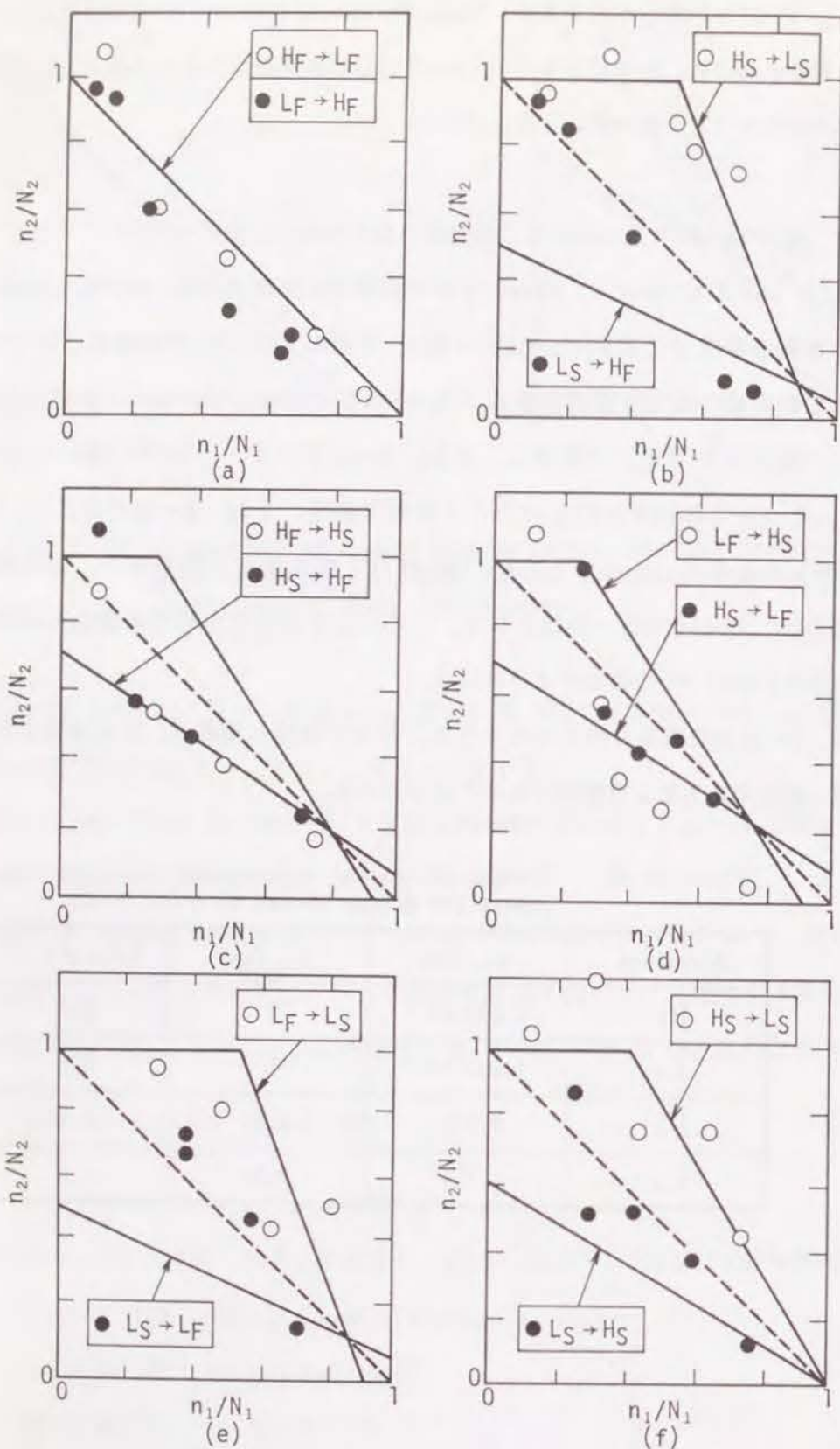


Fig. 9-55 Interpretation based on the SRP concept of the cumulative damage torsion fatigue test results for 1Cr-Mo-V steel at 565°C obtained by Miller and Gardiner¹⁴⁾ (H... $\Delta\gamma=0.08$, L... $\Delta\gamma=0.015$, F... $\dot{\gamma}=2\times 10^{-3}/\text{sec}$, S... $\dot{\gamma}=2\times 10^{-4}/\text{sec}$)

9.4.7 変動ひずみ条件下の寿命推定研究に関して今後考慮すべき事柄

本研究の結果、(a)一定ひずみ条件下のクリープ疲労寿命および(b)き裂進展特性ならびに(c)変動ひずみ条件下の寿命が密接に関係のあることが明らかとなった。また、本章での検討は、き裂発生寿命が無視できる程度にひずみが大きい場合に限られており、より一般的かつ統一的な寿命評価手法を確立するためには、小さなひずみ領域での実験的研究が必要と考えられた。

このような考えより、今後は、上記(a)、(b)、(c)をセットにした一組の実験的研究を推奨する。特に、変動ひずみ条件下の寿命データをもとに、平滑材のクリープ疲労挙動を研究する姿勢が望まれる。

また、仮想的な初期き裂 $(a_0)_{ij}$ 、最終き裂 $(a_r)_{ij}$ は材料およびijによってはきわめて微小な量となり、現状では実測の困難な量(特に $(a_0)_{ij}$)であることを考慮すると、今後は $(a_0)_{ij}$ 、 $(a_r)_{ij}$ に関するデータの蓄積とその実測手段の開発が望まれる。

9.5 結 言

本章では、本研究成果の適用例として、まず、(1)火力発電プラントタービンバルブの破損解析と寿命推定および(2)鉄鋼の基幹設備である高炉の鉄皮のホットスポット発生部の余寿命推定問題に対し、第2章で提案した材料の高温クリープ疲労特性の加速試験評価技術(IJ試験法)を適用した結果をまとめた。その結果、IJ試験法の加速試験法として有用性が確認された。

(1)の適用例では、温度が広い範囲にわたって変化する場合は寿命関係式をductility補正によって求める具体的手法を提示するとともに、過渡温度状態における熱伝達係数の時間的変化の重要性を示した。さらに、(2)の適用例では、温度や繰返し数が不明でも余寿命を支配する適当なパラメータを見つけることによって、余寿命推定が可能であることを示した。

次に、 $\Delta\varepsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性を基に、ASME Code Case N-47の非弾性解析用および弾性解析用設計疲労曲線の基本疲労曲線を簡便に求める方法を提案した。例として求めた2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo鋼T=600°Cの基本疲労曲線はT=600°C大気中の長時間保持試験データの上限值と下限値を与えることがわかった。

最後に、変動ひずみ条件下のクリープ疲労寿命推定へのひずみ範囲分割概念の適用を検討し、第8章で提案した平滑試験片における損傷モデルに基づいて、二段変動ひずみ条件下、多段変動

ひずみ条件下、二段多段多重変動ひずみ条件下および多段多重変動ひずみ条件の寿命推定の具体的手法を明らかにした。その結果を既存データの検証に用い、本章で提示した寿命推定法により、従来にない統一的な考え方で複雑な実験データが解析できるとの確信が得られた。

参考文献

- 1) S.S. Manson, G.R. Halford and M.H. Hirschberg, Design for Elevated Temperature Environment, ASME, 12 (1971)
- 2) S.S. Manson and G.R. Halford, 1976 ASME-MPC Symposium on Creep-Fatigue Interaction, 283 (1976)
- 3) G.R. Halford and S.S. Manson, ASTM STP 612, 239 (1976)
- 4) J.F. DeLong et al, ASME-MPC vol. 25, 192(1984)
- 5) E.A. Davis and F.M. Connelly, J. Applied Mechanics, Trans. ASME, 81, 25 (1959)
- 6) M.J. Manjoine, J. Eng. Mater. Tech., Trans. ASME, 97, 156 (1975)
- 7) S.S. Manson and G.R. Halford, J. Eng. Mater. Tech., Trans. ASME, 99, 283 (1977)
- 8) H.G. Edmunds, D.J. White, J. Mech, Eng. Sci., 8, 310 (1966)
- 9) 岡崎正和, 東工大学位論文, 1986
- 10) D. Sidey, Mater. Sci. Engng., 33, 189 (1978)
- 11) R. Roux, J. Charrier and G. Gasc, Proc. ECF5, 2, 815 (1984)
- 12) S. Majumdar and P.S. Maiya, J. Eng. Mater. Technol., 102, 159 (1980)
- 13) S. Majumdar, Nucl. Engng., 63, 121 (1981)
- 14) K.J. Miller and T. Gardiner, J. Strain Analysis, 12, 253 (1977)

耐熱鋼の高温低サイクル疲労および熱疲労に関する研究は、これまでに数多くの研究者により実施され、寿命を支配する因子とその影響に関して膨大な知見が報告されてきた。しかしながら、これらの研究の多くは、Coffinの提案した周波数修正寿命則 (Frequency Modified Fatigue Life Equation) にみられるように、主にパラメータを実験値と合わせるという手法が採られ、パラメータ自身の物理的意味が明確でないだけでなく、材料、温度、波形に応じて破壊のクライテリオンを変化させる必要があり、寿命評価上必要な材料特性データの収集に多大の時間、労力および費用を必要とし、より統一かつ迅速な寿命評価手法の確立が望まれていた。

本研究は、このような高温低サイクル疲労および熱疲労の寿命評価上の問題点を解決し、寿命評価の簡潔さと寿命評価のために必要な材料特性の迅速かつ簡便評価を達成することを目的に実施したものである。特に、クリープ疲労の種々の応力ひずみ波形下の寿命を一貫した概念で取り扱える手法を確立することを目標とし、Manson, Halford and Hirschbergが1971年に提案したひずみ範囲分割概念を改良かつ発展させることにより、新しい寿命評価モデルを提案するに至った。

以下に本研究で得られた知見をまとめて示す。

第1章では、オーステナイト系ステンレス鋼 SUS 304 および SUS 321 鋼の溶体化処理材および長時間時効処理材の高温低サイクル疲労寿命に及ぼす温度、ひずみ速度およびひずみ波形の影響を実験的に求め、この結果をもとに、クリープ変形が他の変形機構よりも著しくなる温度・ひずみ条件を明らかにし、材料の高温クリープ疲労特性評価のための加速試験条件を明らかにした。

オーステナイト系ステンレス鋼の場合、動的ひずみ時効が顕著となる温度・ひずみ条件や大気雰囲気の影響が著しくなる温度・ひずみ条件は、クリープ疲労特性評価のための加速試験条件としては避けるべきである。具体的には、次のような温度・ひずみ条件、

- 1) ひずみ波形の如何に関わらず、溶体化処理材は500~600℃の実用温度域、
- 2) 溶体化処理材、時効処理材の如何に関わらず、温度650℃以上の台形波ひずみ条件、
- 3) 650℃以上の温度での周期が10minを越えるひずみ波形、

は避け、650℃以上の温度での非対称三角波ひずみ条件を選択すべきである事を明らかにした。

第2章では、第1章で得られた結果をもとに、ひずみ範囲分割概念に基づく材料の高温クリープ疲労特性の迅速評価試験技術を検討し、ひずみ波形として両振非対称三角波を用いてI J試験と称する加速試験法の提案と具体的なI J試験条件の決定方法の提示を行い、その長所と有用性を明らかにした。

I J試験では、非弾性ひずみ範囲 $\Delta \varepsilon_{ij}$ に含まれる $\Delta \varepsilon_{ij}$ の値が比較的容易に決定できること、および一定周期の1サイクルに生じる $\Delta \varepsilon_{ij}$ の値を温度、全ひずみ範囲を変化させることにより、小さい値から大きい値まで広い範囲にわたって変化させる事が出来、Manson等の提示した2つの損傷則、Linear Damage RuleおよびInteraction Damage Ruleの如何を問わず、同一の $\Delta \varepsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性が結果として得られる。

このようにして求めた $\Delta \varepsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性をもとに、動的ひずみ時効や大気雰囲気の影響の著しい台形波ひずみ条件の疲労寿命を解析した結果、Interaction Damage Ruleを用いると動的ひずみ時効や大気雰囲気の影響による寿命低下をクリープの影響と見誤る恐れがあり、 $\Delta \varepsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性を求める場合には、損傷則として、Linear Damage Ruleを用いるべきであることを明らかにした。

第3章では、高温クリープ疲労特性に及ぼす大気雰囲気の影響を明らかにすることを目的として、SUS304鋼について温度700℃、800℃での大気中および真空中のI J試験を実施し、得られた $\Delta \varepsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性に及ぼす温度および大気雰囲気の影響を調べた。その結果、以下の極めて貴重な知見が得られた。

- 1) $\Delta \varepsilon_{pp}-N_{pp}$ 特性および $\Delta \varepsilon_{cc}-N_{cc}$ 特性は大気雰囲気の影響には敏感であり、 $\Delta \varepsilon_{pc}-N_{pc}$ 特性および $\Delta \varepsilon_{cp}-N_{cp}$ 特性は大気雰囲気の影響に対して鈍感である。
- 2) 前者の理由は、 $\Delta \varepsilon_{pp}$ 、 $\Delta \varepsilon_{cc}$ が試験片に繰り返されたときの試験片の破断が、試験片表面からのき裂の発生進展によるものであり、き裂の発生、進展ともに大気雰囲気の影響を受けることによる。
- 3) 後者の理由は、 $\Delta \varepsilon_{pc}$ が繰り返されたときの試験片の破断が引張破断に等しく、 $\Delta \varepsilon_{cp}$ の繰り返しによる試験片の破断が試験片内部での粒界き裂の発生とその連結によって生じるためである。
- 4) 真空中での $\Delta \varepsilon_{pp}-N_{pp}$ 特性および $\Delta \varepsilon_{cc}-N_{cc}$ 特性は、同一タイプのMansonの式で表示できる。

$$\Delta \varepsilon_{pp} = D_p^{0.5} N_{pp}^{-0.5} \quad \text{-----} \quad (1)$$

$$\Delta \varepsilon_{cc} = D_c^{0.5} N_{cc}^{-0.5} \quad \text{-----} \quad (2)$$

第4章では、第3章と同様の目的で、SUS304とは結晶構造の異なる2¹/₄Cr-1Mo鋼のAnnealed材とNT材について温度550℃での大気中および真空中のI J試験を実施した。その結果、SUS304とは異なる雰囲気効果および破壊形態が認められた。また、このような雰囲気効果を説明するために新しいモデルを提案し、完全真空中の $\Delta \varepsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性の表示式を定めた。すなわち、

- 1) 2¹/₄Cr-1Mo鋼の $\Delta \varepsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性は、Annealed材、NT材ともに $\Delta \varepsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性の種類によらず、大気雰囲気の影響に敏感であるが、 $\Delta \varepsilon_{ij}$ がある限界の大きさ $(\Delta \varepsilon_{ij})_{cr}$ 以上になると大気雰囲気の影響が認められなくなる傾向がある。 $(\Delta \varepsilon_{ij})_{cr}$ は、Annealed材の方がNT材よりも大きい。
- 2) 真空中の $\Delta \varepsilon_{cc}-N_{cc}$ 特性は、式(2)よりもはるかに短寿命となり、SUS304鋼について得られた結果と異なる。この事実より、本研究で採用した真空雰囲気($<2 \times 10^{-6}$ mm Hg)は不完全真空雰囲気であると判断された。
- 3) 新しい雰囲気効果モデルを提案し、これに基づいて大気中のデータと不完全真空中のデータを用いて完全真空中の $\Delta \varepsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性を求め、完全真空中の $\Delta \varepsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性表示式として、次式が妥当であることを示した。

$$\Delta \varepsilon_{ij} = \alpha_{ij} D_i N_{ij}^{-0.5} \quad (\alpha_{pp} = \alpha_{cc} = 0.5) \quad \text{-----} \quad (3)$$

または

$$\Delta \varepsilon_{ij} = (\alpha'_{ij} D_i)^{0.5} N_{ij}^{-0.5} \quad \text{-----} \quad (4)$$

- 4) 破壊の形態は、 $\Delta \varepsilon_{ij}$ の種類によらず、試験片表面における粒内き裂の発生とその進展であり、特に、 $\Delta \varepsilon_{cp}$ の場合には粒内におけるvoidsの成長合体を示唆する破壊形態が認められた。

第5章では、完全真空中の $\Delta \varepsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性と引張りおよびクリープ破断特性の関係について考察を加え、これを定式化した。すなわち、次の5つの仮定

- 1) 完全真空中の $\Delta \varepsilon_{pp}-N_{pp}$ 特性は室温のManson-Coffin式と同じ形になる。

$$\Delta \varepsilon_{pp} = 0.5 D_p N_{pp}^{-0.5} \quad \text{-----} \quad (5)$$

あるいは

$$\Delta \varepsilon_{pp} = D_p^{0.6} N_{pp}^{-0.6} \quad \text{-----} \quad (1)$$

2) 完全真空中の $\Delta \varepsilon_{oc} - N_{oc}$ 特性も上式と同じ形になる。

$$\Delta \varepsilon_{oc} = 0.5 D_o N_{oc}^{-0.5} \quad \text{-----} \quad (6)$$

あるいは

$$\Delta \varepsilon_{oc} = D_o^{0.6} N_{oc}^{-0.6} \quad \text{-----} \quad (2)$$

- 3) き裂発生寿命は、 $\Delta \varepsilon_{ij}$ の大きい場合、き裂進展寿命に比べ無視できる。
 4) 完全真空中におけるき裂進展速度式は繰り返し変形の引っ張り側の変形モードが同じであれば同じである。
 5) 完全真空中のき裂進展速度とき裂長さは比例関係にある。

に基づいて、 $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 関係 (式(3), (4)) を導出した。

定数 α_{ij} および α'_{ij} を SUS 304 鋼および 2¹/₄ Cr-1Mo 鋼の完全真空中の $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性より求め、両鋼の不完全真空中データの包含する雰囲気効果を表示できる式として、完全真空中の Ductility Normalized-SRP Life Relations として、次式を選択した。

$$\left. \begin{aligned} \Delta \varepsilon_{pp} &= 0.5 D_p N_{pp}^{-0.5} \\ \Delta \varepsilon_{po} &= 0.145 D_p N_{po}^{-0.5} \\ \Delta \varepsilon_{op} &= 0.111 D_o N_{op}^{-0.5} \\ \Delta \varepsilon_{oo} &= 0.5 D_o N_{oo}^{-0.5} \end{aligned} \right\} \text{-----} \quad (7)$$

第6章では、結晶粒径の異なる5種類の347鋼について大気中および不完全真空中の I J 試験を実施し、347鋼の750℃大気中および完全真空中の $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性の結晶粒径依存性の実験式を求めた。

その結果、高温引っ張り破断延性 D_p およびクリープ破断延性 D_o の結晶粒径依存性を、

$$\left. \begin{aligned} D_p &= 0.160 + 0.140 d^{-1/2} \\ D_o &= 0.540 + 0.0720 d^{-1/2} \end{aligned} \right\} \text{-----} \quad (8)$$

(d: 結晶粒径, mm)

で表示するとき、完全真空中の $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性は式(7)で表示でき、結晶粒径依存性は D_p , D_o のそれに包含された形となる。一方、大気中の $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性の結晶粒径依存性も、 $\Delta \varepsilon_{pp} - N_{pp}$ 特性を除き、次式に示すように D_p , D_o のそれに包含された形で表示できることがわかった。

$$\left. \begin{aligned} \Delta \varepsilon_{pp} &= (0.640 - 0.0438 d^{-1/2}) D_p N_{pp}^{-0.6} \\ \Delta \varepsilon_{po} &= 1.26 D_p^{0.76} N_{po}^{-0.767} \\ \Delta \varepsilon_{op} &= 0.261 D_o^{0.722} N_{op}^{-0.722} \\ \Delta \varepsilon_{oo} &= 1.31 D_o^{0.843} N_{oo}^{-0.843} \end{aligned} \right\} \text{-----} \quad (9)$$

また、式(9)の類推として、一般的な大気中の $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性の結晶粒径依存性は

$$\left. \begin{aligned} \Delta \varepsilon_{pp} &= (\gamma_{pp1} + \gamma_{pp2} d^{-1/2}) D_p N_{pp}^{-0.6} \\ \Delta \varepsilon_{po} &= \gamma_{po} (D_p / N_{po})^{n_{po}} \\ \Delta \varepsilon_{op} &= \gamma_{op} (D_p / N_{op})^{n_{op}} \\ \Delta \varepsilon_{oo} &= \gamma_{oo} (D_o / N_{oo})^{n_{oo}} \\ &(\gamma_{pp1}, \gamma_{pp2}, \gamma_{po}, \gamma_{op}, \gamma_{oo}, n_{po}, n_{op}, n_{oo}; \text{材料定数}) \end{aligned} \right\} \text{-----} \quad (10)$$

と表示できると考えられた。

第7章では、クリープ疲労破壊形態の定性的な傾向をまとめ、 $\Delta \varepsilon_{pp}$, $\Delta \varepsilon_{po}$, $\Delta \varepsilon_{op}$, $\Delta \varepsilon_{oo}$ およびクリープラチェットひずみ δ_o による破壊の形態が環境、温度およびひずみレベルによってどのように変化するかを推定し、とくに、 $\Delta \varepsilon_{pp}$, $\Delta \varepsilon_{po}$, $\Delta \varepsilon_{op}$ および $\Delta \varepsilon_{oo}$ による破壊形態について以下のことを明らかにした。

- 1) $\Delta \varepsilon_{pp}$ タイプのひずみの繰り返しによる破壊の形態は、試験片表面における粒内き裂の発生とその内部への進展であり、環境が過酷になると粒界型のき裂発生進展を呈する可能性がある。
- 2) $\Delta \varepsilon_{po}$ タイプのひずみの繰り返しによる破壊の形態は、ディンプルの形成を伴う引っ張り破壊である。環境の影響に対しては鈍感であるが、環境が過酷になると試験片表面からのき裂発生を誘発する可能性がある。
- 3) $\Delta \varepsilon_{op}$ タイプのひずみの繰り返しによる破壊の形態は、試験片内部における粒界き裂の発生とその連結である。環境の影響に対しては鈍感であり、温度の上昇とともに粒界き裂のタイプは、wedgeからroundタイプへと移行し、その連結も粒内型から粒界型へ移行する。ひずみのレベルが大となると粒界き裂のタイプはwedgeタイプとなると考えられる。
- 4) $\Delta \varepsilon_{oo}$ タイプのひずみの繰り返しによる破壊の形態は、試験片表面における粒界き裂の発生とその内部への進展である。環境の影響に敏感で、き裂進展速度は大となる。温度が上昇しひずみレベルが小となるとwedgeタイプからroundタイプの粒界き裂へ移行すると推定される。

5) $\Delta \varepsilon_{pp}$, $\Delta \varepsilon_{op}$ および $\Delta \varepsilon_{oo}$ による破壊形態とその相違は粒界突き出しによる粒界空洞の核生成機構によって説明できる。

第8章では、第5章で示唆された $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性とクリープ疲労き裂進展特性との間の密接な関係に注目し、 $2^{1/4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼および SUS304 鋼について、その高温クリープ疲労き裂進展特性を求め、クリープ疲労き裂進展挙動を記述するパラメータおよび平滑材のクリープ疲労寿命支配因子の検討を行った。

1) まず、大気中および真空中の高温クリープ疲労特性を

$$\Delta \varepsilon_{ij} = A_{ij} N_{ij}^{-m_{ij}} \quad \text{-----} \quad (11)$$

および

$$\Delta \varepsilon_{ij} = \alpha_{ij} D_i N_{ij}^{-0.5} \quad (\alpha_{pp} = \alpha_{oo} = 0.5) \quad \text{-----} \quad (12)$$

で表示するとき、大気中および真空中のクリープ疲労き裂進展特性は、

$$(1/a)(da/dN)_{ij} = \ln(a_r/a_o)_{ij} (\Delta \varepsilon_{ij}/A_{ij})^{1/m_{ij}} \quad \text{-----} \quad (13)$$

および

$$(1/a)(da/dN)_{ij} = \ln(a_r/a_o)_{ij} (\Delta \varepsilon_{ij}/\alpha_{ij} D_i)^2 \quad \text{-----} \quad (14)$$

と表示できることを示した。

2) 大気中で実験的に求めた $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 関係と $(1/a)(da/dN)_{ij} - \Delta \varepsilon_{ij}$ 関係から $\ln(a_r/a_o)_{ij}$ の値を決定した。

$2^{1/4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼 NT 材 (温度 550°C) の場合、

$$\left. \begin{aligned} \ln(a_r/a_o)_{pp} &= 8.3 \\ \ln(a_r/a_o)_{po} &= 10.3 \\ \ln(a_r/a_o)_{op} &= 2.6 \\ \ln(a_r/a_o)_{oo} &= 4.0 \end{aligned} \right\} \quad \text{-----} \quad (15)$$

SUS304 鋼の場合、

$$\left. \begin{aligned} \ln(a_r/a_o)_{pp} &= 13.7 \\ \ln(a_r/a_o)_{po} &= 5.5 \\ \ln(a_r/a_o)_{op} &= 5.4 \\ \ln(a_r/a_o)_{oo} &= 5.5 \end{aligned} \right\} \quad \text{-----} \quad (16)$$

であった。

3) このようにして求めた $\ln(a_r/a_o)_{ij}$ の値をもとにして真空中の $(da/dN)_{ij} - \Delta \varepsilon_{ij}$ 関係を定めたところ、これらの関係は、既存の $10^{-5} \sim 10^{-8} \text{mm Hg}$ オーダーの不完全な真空中

で得られたき裂進展データに比べて、極めて小さいき裂進展速度を与えることがわかった。このことから、完全真空中のき裂進展速度を実験的に求め本研究で求めた真空中のき裂進展データを検証するためには、極めて高い高真空中での試験が必要であるといえる。

4) また、平滑試験片に非弾性ひずみ範囲 $\Delta \varepsilon_{in} (= \sum \Delta \varepsilon_{ij})$ が繰り返されたときのき裂進展モデルとして、新しいモデルを提案した。すなわち、

「材料中に依存する初期き裂 $(a_o)_{ij}$ から成長するき裂は、 $(a_o)_{ij}$ に対するその長さの比 $(a/a_o)_{ij}$ を一定に保ちつつ成長し、 $(a/a_o)_{ij}$ が ij までよらないある一定の値 $(a_o/a_o)_{ij}$ に到達したときに破損が生じる。」

このとき、 $(a_o/a_o)_{ij}$ は、 $(a_r/a_o)_{ij}$, $\Delta \varepsilon_{ij}/\Delta \varepsilon_{in}$ およびき裂進展特性より求め得る。そして、材料の損傷状態 (N/N_r) は $(a/a_o)_{ij}$ と $(a_o/a_o)_{ij}$ で表示される。

$$\left. \begin{aligned} \ln(a_o/a_o)_{ij} &= \sum(B_{ij} F_{ij}^2) / \sum(B_{ij} / \ln(a_r/a_o)_{ij}) F_{ij}^2 && \text{(真空中の場合)} \\ &= \sum(B_{ij}' F_{ij}^{1/m_{ij}}) / \sum(B_{ij}' / \ln(a_r/a_o)_{ij}) F_{ij}^{1/m_{ij}} && \text{(大気中の場合)} \end{aligned} \right\} \quad (17)$$

$$N/N_r = \ln(a/a_o)_{ij} / \ln(a_o/a_o)_{ij} \quad \text{-----} \quad (18)$$

で表示できる。

式(17)は、第5章で設定した5つの仮定が成立する限り成立する。 $(a_o/a_o)_{ij}$ の値は、 $\Delta \varepsilon_{ij}/\Delta \varepsilon_{in}$ には依存するが $\Delta \varepsilon_{in}$ の大きさには依存しない。したがって、式(17)は異なる大きさのひずみに対しても成立することが考えられ、変動ひずみ条件下の寿命推定への応用が最も有望視される。具体的手法は第9章で提示した。

5) $(a_r/a_o)_{ij}$ の値から推定される $(a_o)_{ij}$, $(a_r)_{ij}$ は、 $(a_r)_{pp}$ を除き、非常に小さな値であり、 $(a_o)_{ij}$ および $(a_r)_{ij}$ は微小欠陥あるいは微小き裂の平均的な挙動を記述する材料固有の仮想的な量と考えることができる。またこれから数 μm 以下の大きさの微小き裂の挙動が寿命を支配していると判断される。

第9章では、本研究で得られた知見の応用例について述べた。

すなわち、

- 1) 火力発電プラントのタービンバルブの破損解析と寿命推定
- 2) 高炉のホットスポット発生部の余寿命推定

に関して、第2章で提案した「材料の高温クリープ疲労特性の加速評価試験技術（I J試験法）」を適用した。また、

3) $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性をもとにASME Code Case N-47の非弾性解析用および弾性解析用設計疲労曲線の基本疲労曲線を簡便に求める方法を提案した。

さらに、第8章で得られた知見の応用として、

4) 変動ひずみ条件下のクリープ疲労寿命推定へのひずみ分割概念の適用検討を行い、第8章で提案した平滑試験片における損傷モデルに基づいて、二段変動ひずみ条件下、多段変動ひずみ条件下、二段多段変動ひずみ条件下および多段多重変動ひずみ条件下の寿命推定の具体的手法を明らかにした。

付録 各種寿命推定法の基本概念と問題点

1. 各種寿命推定法とその基本概念

高温機器、要素の実際の使用条件下における寿命を推定する手法についてはこれまで数多く提案されている。とくに、高温でクリープ変形が生じる温度域ではクリープ変形に代表される非弾性挙動が疲労寿命に著しい影響を及ぼすことが知られており、疲労寿命の推定にあたってクリープ変形の影響をどのように評価するかが各種方法によって大きく異なっている。これまでに提案されてきた方法のほとんどすべては短時間データに基づいており、長時間寿命の外挿結果や外挿精度が各方法で異なることや寿命推定上考慮されている因子も大きく異なっていることは認識すべき重要な事柄である。

ここでは、クリープと疲労が重畳する条件下の寿命推定法として提案されている次の10種類の手法についてその基本概念、特徴を説明する。

- (1) 線型損傷則（線型累積損傷則）
- (2) ひずみ範囲分割法（Stain Range Partitioning-SRP法）
- (3) 周波数修正疲労寿命則（Frequency Modified Fatigue Life式）
- (4) 周波数分離寿命則（Frequency Separation）
- (5) 周波数修正損傷関数則
- (6) 損傷速度説（Damage Rate Approach-DRA法）
- (7) キャビティ成長則（Tomkinsらの方法）
- (8) 修正ひずみ範囲分割法（Modified SPP法）
- (9) 変形機構反映延性消耗説（Deformation Map-Ductility Exhaustion）
- (10) 損傷力学的手法（Chabocheらの方法）

1.1 線型損傷則（線型累積損傷則）¹⁾²⁾

線型損傷則は複雑な波形の応力ひずみサイクル条件下の寿命を予測する方法として最初に提案された考え方である。材料に生ずる損傷を疲労損傷とクリープ損傷に分けて考え、両者の和が1のとき破損が起こると仮定する。

$$n/N_f + t/t_c = 1 \quad \text{-----} \quad (\text{A-1})$$

ここで、 n は与えられた一定ひずみの繰返し数、 N_f はそのときの純粋疲労寿命、 t はある一

定応力の作用時間, t_r は同一応力に対する静クリープ破断時間である.

ASMEの設計クラリテリオンは上式から出発して次式のように若干修正されている.

$$\sum_{j=1}^p (n/N_d)_j + \sum_{k=1}^q (t/T_d)_k \leq D \quad \text{-----} \quad (\text{A-2})$$

- ただし, D = 全クリープ疲労損傷許容値
 n = 荷重条件 j の繰返し数
 N_d = 荷重条件 j の設計許容繰返し数
 t = 荷重条件 k の作用時間
 T_d = 荷重条件 k の設計許容クリープ破断時間

1.2 ひずみ範囲分割法³⁾⁻¹⁰⁾

一般に, 高温において材料の示すひずみは弾性ひずみ, 塑性ひずみ, クリープひずみに分類できる. 塑性ひずみ ϵ_p とクリープひずみ ϵ_c の和を非弾性ひずみと呼ぶ. ϵ_p は時間に依存しない非弾性変形を表示する量でミクロ的には主として結晶面のすべりに起因する量であり, ϵ_c は時間に依存する非弾性変形を表示する量でミクロ的には主として結晶粒界すべりや拡散などに起因する量である. Mansonらは, このような高温変形が引張側と圧縮側でくりかえされると, 材料に繰返される非弾性変形の組合せは基本的に Fig. 1.2-1 および Table 1.2-1 に示す4種類となり, $\Delta \epsilon_{in}$ が一般的にこの4種類の非弾性変形を用いて表示できることを示した.

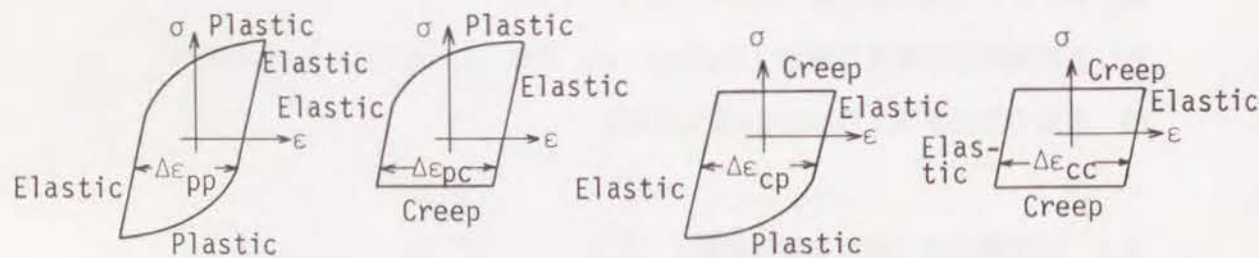


Fig. 1.2-1 Four basic types of inelastic strain range, $\Delta \epsilon_{ij}$ ($i, j = p, c$)

Table 1.2-1 Definition of $\Delta \epsilon_{ij}$

Inelastic strain range	Tension	Compression
$\Delta \epsilon_{in} = \Delta \epsilon_{pp}$	plastic flow	plastic flow
$\Delta \epsilon_{in} = \Delta \epsilon_{pc}$	plastic flow	creep
$\Delta \epsilon_{in} = \Delta \epsilon_{cp}$	creep	plastic flow
$\Delta \epsilon_{in} = \Delta \epsilon_{cc}$	creep	creep

これら4種類の非弾性ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_{pp}$, $\Delta \epsilon_{pc}$, $\Delta \epsilon_{cp}$, $\Delta \epsilon_{cc}$ ($\Delta \epsilon_{ij}$ ($i, j = p, c$) と略記) に対応する微視的変形が Table 1.2-2 に示すように互いに異なることから, Mansonらは材料固有の疲労寿命 N_{pp} , N_{pc} , $N_{cp} = N_{cc}$ (N_{ij} ($i, j = p, c$) と略記) が $\Delta \epsilon_{ij}$ に対応して存在すると考え, 非弾性ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_{in} = \sum \Delta \epsilon_{ij}$ が繰返された場合の疲労寿命 N_f が次式で与えられると仮定した.

$$1/N_f = 1/N_{pp} + 1/N_{cc} + 1/N_{pc} \quad (\text{あるいは } 1/N_{cp}) \quad \text{-----} \quad (\text{A-3})$$

Table 1.2-2 Microscopic deformation according to $\Delta \epsilon_{ij}$

Notation	Tensile strain	Compressive strain
$\Delta \epsilon_{in} = \Delta \epsilon_{pp}$	mainly crystal slip plane sliding	mainly crystal slip plane sliding
$\Delta \epsilon_{in} = \Delta \epsilon_{pc}$	mainly crystal slip plane sliding	mainly grain boundary sliding diffusion
$\Delta \epsilon_{in} = \Delta \epsilon_{cp}$	mainly grain boundary sliding diffusion	mainly crystal slip plane sliding
$\Delta \epsilon_{in} = \Delta \epsilon_{cc}$	mainly grain boundary sliding diffusion	mainly grain boundary sliding diffusion

Fig. 1.2-2 は同じ大きさのひずみの繰返しでも, ひずみの種類が塑性ひずみかクリープひずみかによって, ミクロな変形がどのように異なるかを図示したものである. 引張, 圧縮とも塑性ひずみの繰返しの場合には EF 線上の繰返しとなり, 引張, 圧縮ともクリープひずみの場合 GH 線上の繰返しとなるのに対し, たとえば引張がクリープ, 圧縮が塑性ひずみの場合には引張で GH が G' H' まで変形し, EF はそのまま圧縮時に E' F' へと変形し, 全体のひずみが 0 となってもミクロ的には $EF \rightarrow E' F'$, $GH \rightarrow G' H'$ と変形が蓄積していることになる. Fig. 1.2-3 に $\Delta \epsilon_{ij}$ に対応するミクロ変形状態を模型的に示す.

繰返し変形を受ける材料に生じる疲労損傷はこのような微視的な変形に対応すると考えられる

ので、 $\Delta \varepsilon_{ij}$ に対応して N_{ij} に対応すると考えることは非常に合理的な考えと言える。また、 $\Delta \varepsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性が材料固有であると考えすることは、材料の種類によって四つの非弾性ひずみ範囲 $\Delta \varepsilon_{ij}$ に対する抵抗性が異なることである。このように考えることにより、従来報告されたきた材料によって異なる波形効果を矛盾なく説明することが可能となる。

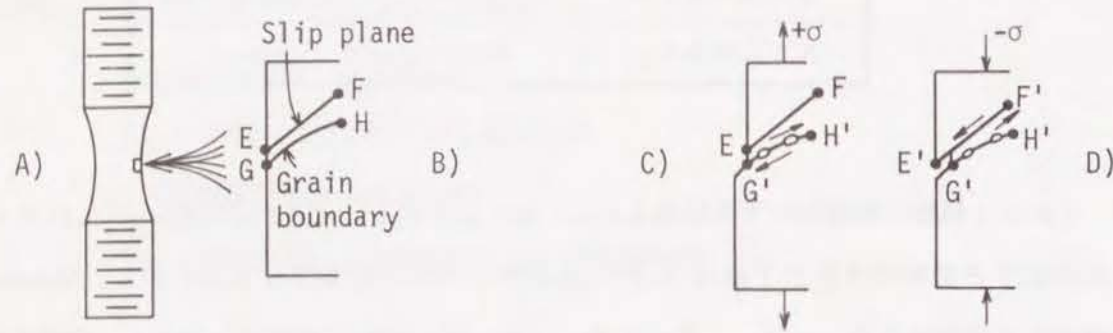


Fig. 1.2-2 Microscopic deformation model in case of $\Delta \varepsilon_{op}$ type inelastic straining

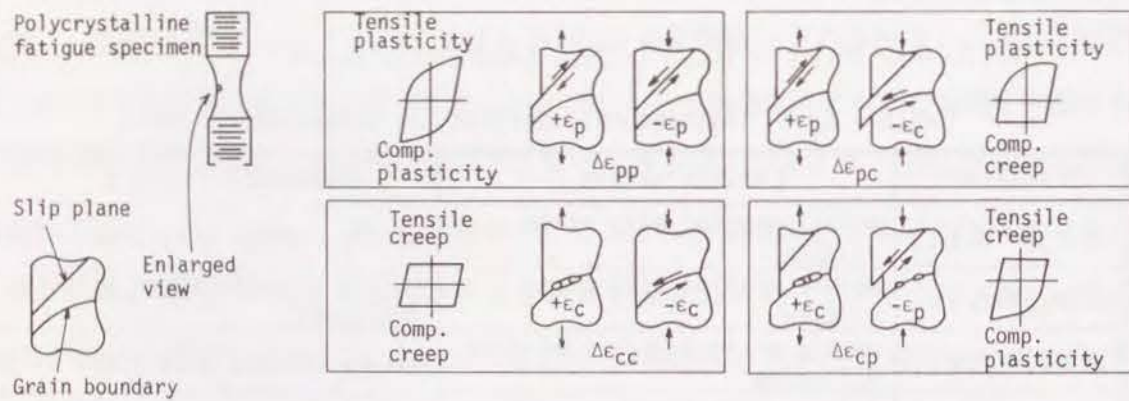


Fig. 1.2-3 Microscopic deformation model of $\Delta \varepsilon_{ij}$

Fig. 1.2-4はType 316鋼および $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo鋼についてMansonらが得た $\Delta \varepsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性である。Type 316鋼では $\Delta \varepsilon_{op}$ タイプのひずみの繰返しが致命的であるのに対し、 $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo鋼では逆に $\Delta \varepsilon_{pc}$ タイプのひずみの繰返しが最も致命的となる。

ここで注目すべきことは、 $\Delta \varepsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性は材料に繰返し変形 $\Delta \varepsilon_{ij}$ を与えた時の材料の破壊抵抗性を示すものであって、どのような条件で材料に変形 $\Delta \varepsilon_{ij}$ が生じるかという性質（材料の変形特性）とは別の性質であることである。ひずみ範囲分割法の大きな特徴は材料の破壊抵抗性と変形特性とを分離して取り扱うことを可能にした点にあると言える。

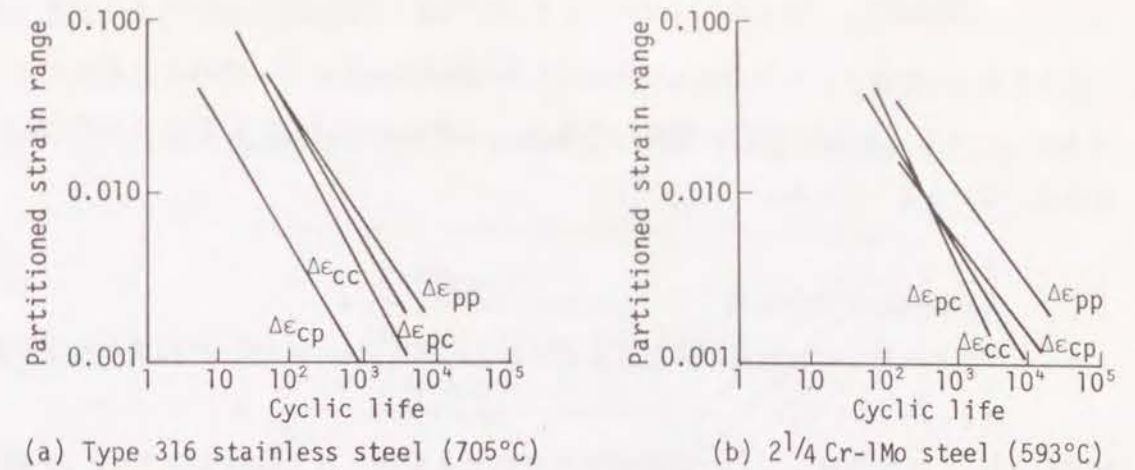


Fig. 1.2-4 Examples of experimentally determined $\Delta \varepsilon_{ij}-N_{ij}$ relations

Fig. 1.2-4(a)および(b)から明らかなように $\Delta \varepsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性は次の4つのManson-Coffin式で表示される。

$$\left. \begin{aligned} \Delta \varepsilon_{pp} &= C_1 N_{pp}^{-\alpha_1}, & \Delta \varepsilon_{op} &= C_3 N_{op}^{-\alpha_3} \\ \Delta \varepsilon_{oo} &= C_2 N_{oo}^{-\alpha_2}, & \Delta \varepsilon_{po} &= C_4 N_{po}^{-\alpha_4} \end{aligned} \right\} \text{----- (A-4)}$$

Fig. 1.2-5は材料の $\Delta \varepsilon_{ij}-N_{ij}$ 特性が既知の場合のSRP法による推定法としてLinear damage rule (式(A-3))とこれを修正したInteraction damage rule (次式)との具体的な差異を示したものである。

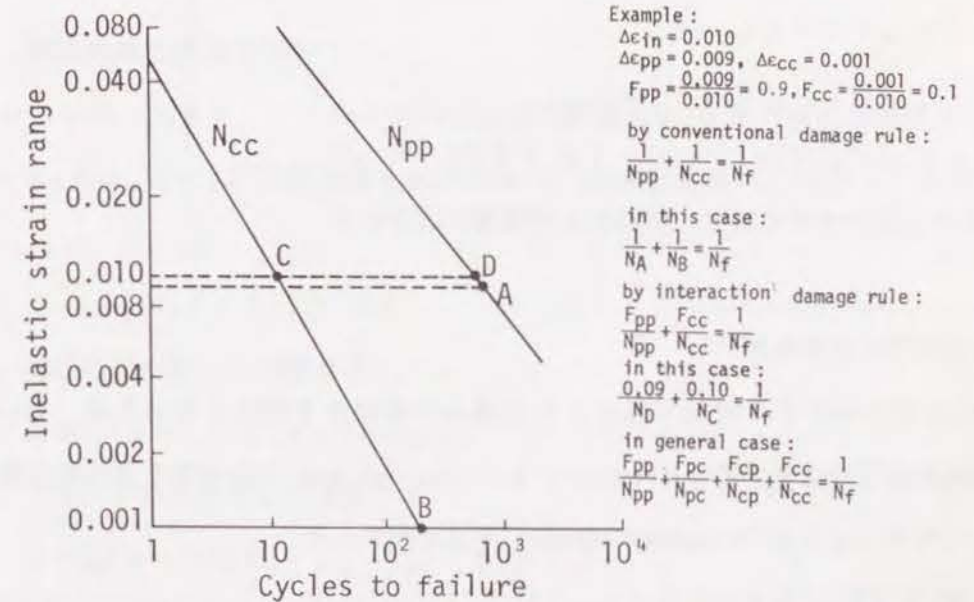


Fig. 1.2-5 Practical procedures for life prediction based on the strain range partitioning method, linear damage rule and interaction damage rule

$$1/N_f = F_{pp}/N_{pp} + F_{cc}/N_{cc} + F_{pc}/N_{pc} \quad (\text{あるいは } F_{cp}/N_{cp}) \quad \text{-----} \quad (\text{A-5})$$

ここで $\Delta \varepsilon_{in} = \Delta \varepsilon_{pp} + \Delta \varepsilon_{cc} + \Delta \varepsilon_{cp}$ (あるいは $\Delta \varepsilon_{cp}$) , $F_{ij} = \Delta \varepsilon_{ij} / \Delta \varepsilon_{in}$, $N_{ij} = (\Delta \varepsilon_{ij} = \Delta \varepsilon_{in})$ に対応する寿命, である。 Mansonらは式(A-3)よりも式(A-5)の使用を推奨しているようである。

1.3 周波数修正疲労寿命則¹¹⁾

クリープ変形の生じない高温では室温におけると同様にManson-Coffin式が成立する。

$$\Delta \varepsilon_p \cdot N_f^\beta = \varepsilon_f' \quad \text{-----} \quad (\text{A-6})$$

ただし, N_f : 疲労寿命, ε_f' : 引張延性に関する定数, β : 材料定数 (=0.45~0.60) である。

また, 全ひずみ範囲 $\Delta \varepsilon_t$ と寿命 N_f の関係は次式の形で与えられ,

$$\Delta \varepsilon_t = \varepsilon_f' N_f^{-\beta} + (B/E) N_f^{-\beta'} \quad \text{-----} \quad (\text{A-7})$$

安定状態における塑性ひずみ範囲 $\Delta \varepsilon_p$ と応力範囲 $\Delta \sigma$ の関係は次式で表わされる。

$$\Delta \sigma = A (\Delta \varepsilon_p)^n \quad \text{-----} \quad (\text{A-8})$$

低サイクル疲労試験をクリープ温度域で行った場合には, 環境効果, 相変化, ひずみ時効およびクリープ効果などの時間に依存する影響因子を考慮する必要がある。

Coffinらは, このような雰囲気効果やクリープ効果などの時間効果が, 繰返し速度 ν (cpm) で説明できるとして, 次式に示すFrequency modified fatigue life式を提案した。

$$\left. \begin{aligned} \Delta \sigma &= A (\Delta \varepsilon_p)^n \nu^{k_1} \\ (N_f \nu^{k-1})^\beta \Delta \varepsilon_p &= C_2 \\ (A'/E) N_f^{-\beta'} \nu^{k_1} &= \Delta \varepsilon_p \\ \Delta \varepsilon_t &= C_2 (N_f \nu^{k-1})^{-\beta} + (A'/E) N_f^{-\beta'} \nu^{k_1} \end{aligned} \right\} \text{-----} \quad (\text{A-9})$$

式(A-9)中の定数はすべて温度, 材料および環境に依存する。

1.4 周波数分離寿命則¹¹⁾

式(A-9)は非対称ひずみ波形が繰返される場合の寿命を予測できないため, Coffinはこのような場合の疲労寿命を上述のFrequency modified fatigue lifeの考え方の延長線上で予測する方法として次のようなFrequency separation法を提案した。

$$N_f = (C_2 / \Delta \varepsilon_p)^{1/\beta} (\nu_t / 2)^{1-k} (\nu_o / \nu_t)^o \quad \text{-----} \quad (\text{A-10})$$

ここで, ν_t , ν_o は引張方向の繰返し速度, 圧縮方向の繰返し速度である。 全ての定数は

材料, 温度および環境に依存する。

この方法は現状ではなお発展段階にあり, 今後の評価に持つところが多いが, Fig. 1.4-1に示すように, 種々の波形効果に対して実験値と予測値の間に良い相関が得られている。

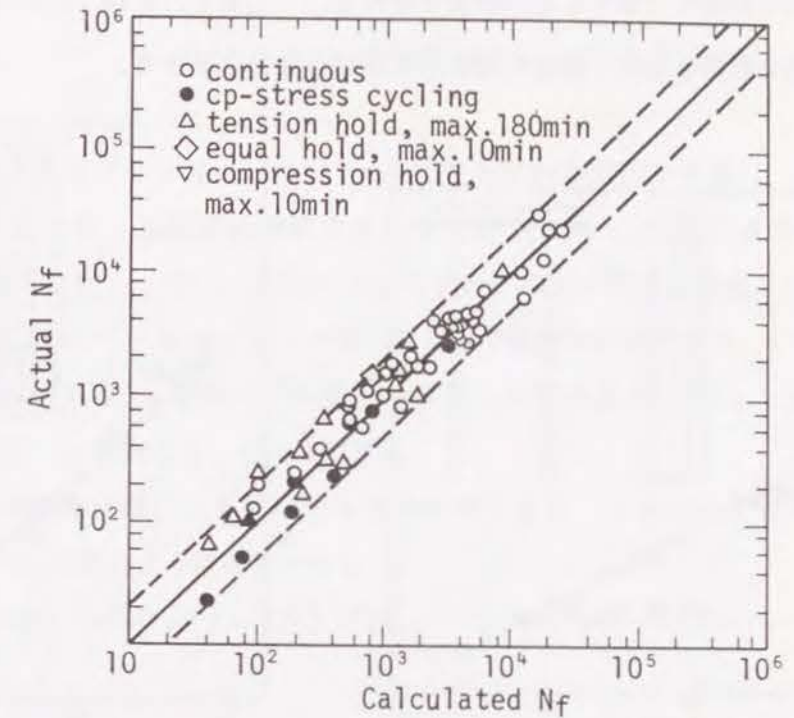


Fig. 1.4-1 Life prediction based on frequency separation method for type 304 steel at 593°C

1.5 周波数修正損傷関数則¹²⁾

Ostergrenは, ヒステリシスループの引張側の面積 ΔW_T を疲労損傷の尺度として提案し, $\Delta W_T \approx \sigma_T \Delta \varepsilon_p$ (σ_T : 引張側最大応力) と N_f の相関を調べ, 次のような関係を導いている。

$$\sigma_T \Delta \varepsilon_p N_f^\beta \nu^{\beta(k-1)} = C \quad \text{-----} \quad (\text{A-11})$$

ただし, 環境効果が著しい材料では

$$\nu = 1/\nu = 1/(\tau_t + \tau_o + \tau_o) \quad \text{-----} \quad (\text{A-12})$$

であり, クリープ効果が著しい材料では

$$\left. \begin{aligned} \nu &= 1/\tau = 1/(\tau_o + \tau_t - \tau_o) \quad (\tau_t > \tau_o) \\ &= 1/\tau_o \end{aligned} \right\} \text{-----} \quad (\text{A-13})$$

である。 (τ_t : 引張保持時間, τ_o : 圧縮保持時間, τ_o : 引張過程時間と圧縮過程時間の和) $\sigma_T \Delta \varepsilon_p \nu^{\beta(k-1)}$ はFrequency modified damage functionと呼ばれる。

Fig. 1.5-1は $\sigma_T \Delta \epsilon_p \nu^{\beta(k-1)}$ と N_f との関係を304鋼の種々の波形に対する試験結果について調べたものである。

この方法もなお発展段階にあり、今後slow-fast波などの波形に対する適用性を見当を含めてその妥当性を評価してゆくことが必要であろう。しかし、Fig. 1.5-1に見られるように、圧縮保持時間の影響を説明し得る可能性がある点は注目に値する。

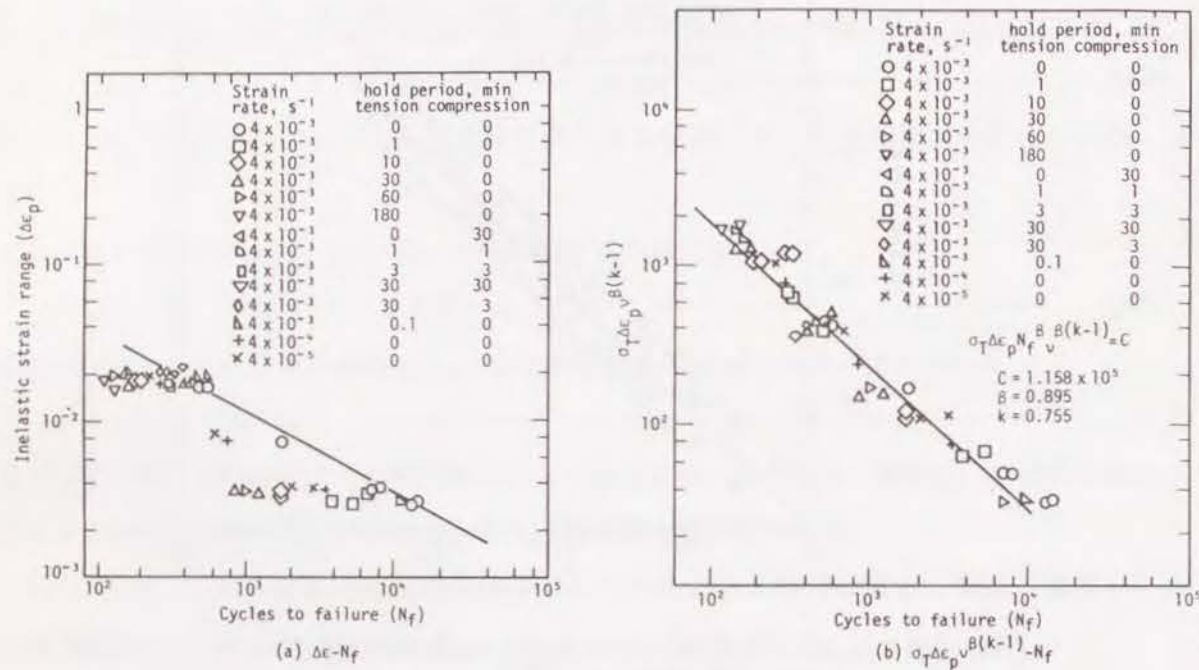


Fig. 1.5-1 Life prediction based on frequency modified damage function $\sigma_T \Delta \epsilon_p \nu^{\beta(k-1)}$ for type 304 steel at 649°C

1.6 損傷速度説¹³⁾¹⁴⁾

Majumdar and MaiyaはType 304鋼のクリープ疲労試験後の詳細なマイクロ観察に基づき、304鋼のクリープ疲労現象を説明し得る式として、Interactive damage rate equationを提案した。この式を用いたクリープ疲労解析をDamage rate approach (DRA法)と呼ぶ。

DRA法では、クリープ疲労損傷は成長中のき裂長さ a とキャビティの大きさ c で測定され、初期き裂(長さ a_0)は寿命の初期に形成されると仮定する。与えられた環境におけるき裂およびキャビティの成長速度は次式で与えられる。

$$1/a \, da/dt = \{T_C\} \{1 + \alpha \ln(c/c_0)\} |\epsilon_p|^m |\dot{\epsilon}_p|^k \quad \text{--- (A-14)}$$

$$1/c \, dc/dt = \{G_{-G}\} |\epsilon_p|^m |\dot{\epsilon}_p|^{k_0} \quad \text{--- (A-15)}$$

ここで、 $|\epsilon_p|$ = 塑性ひずみの絶対値 (時間依存型の変形を含む)

$|\dot{\epsilon}_p|$ = 塑性ひずみの速度の絶対値

T, GおよびC, -G = 引張応力時および圧縮応力時の係数

T, C, m, k, k_0 , Gおよび α = 温度, 環境および材料のマイクロ組織の関数となる材料定数

である。

α はき裂と粒界キャビティのinteractionの尺度を表わす定数である。 $c = c_0$ のとき圧縮応力下ではキャビティは即座に消滅する, すなわち $c < c_0$ ならばき裂とキャビティのinteractionは考えない。式(A-14)はキャビティの存在がき裂進展速度を速めることを意味する。式(A-14)および(A-15)は、種々の波形に対して積分が可能であり、2つ以上の異なる波形に対しても適用できる。試験片の破損はき裂長さが限界値 a_r に等しくなるかキャビティの大きさが限界値 c_r に等しくなった時に生ずる。

まず、試験片がき裂進展により破断する場合を考えると、与えられたサイクルに対し、式(A-14)および(A-15)は次のように積分できる。

$$N_f = [-1 + \{1 + 2D_0/D_T\}^{1/2}] / D_0 \quad \text{--- (A-16)}$$

ただし、

$$\left. \begin{aligned} D_0 &= \int_{c_0}^{c_r} \{A_g - A_g\} |\epsilon_p|^m |\dot{\epsilon}_p|^{k_0} dt \\ D_T &= \int_{c_0}^{c_r} \{C_T - C_0\} |\epsilon_p|^m |\dot{\epsilon}_p|^k dt \\ A_g &= \alpha G, C_T = T / \ln(a_r/a_0), C_0 = C / \ln(a_r/a_0) \end{aligned} \right\} \quad \text{--- (A-17)}$$

一定 ϵ_p における対称波形の疲労試験ではキャビティは成長せず $D_0 \rightarrow 0$ となり、

$$N_f = 1/D_T = (m+1)/(2A)(\Delta \epsilon_p)^{-(m+1)} \dot{\epsilon}_p^{1-k}, A = (C_T + C_0)/2 \quad \text{--- (A-18)}$$

次に、試験片の破断がキャビティの合体によって生じる場合を考えると、式(A-15)を積分することにより、 N_f は

$$N_f = 1/D'_0 \quad \text{--- (A-19)}$$

で与えられる。ただし、

$$D'_0 = \int_{c_0}^{c_r} \{C_g - C_g\} |\epsilon_p|^m |\dot{\epsilon}_p|^{k_0} dt \quad \text{--- (A-20)}$$

静クリープ破断の場合、 $N_f = 1$, $\epsilon_p = \dot{\epsilon}_p$ とすると

$$t_f = [(m+1)/C_g]^{1/(m+1)} \dot{\epsilon}_p^{-(k_0+m)/(m+1)} \quad \text{--- (A-21)}$$

材料定数 m , k , C_T , C_0 , A_g および k_0 がわかれば一軸応力下のクリープ疲労寿命を計算することができる。これらの定数は種々のタイプの疲労試験および静クリープ試験結果と

対比することにより求め得る。

Table 1.6-1は最高10hrの保持を有する台形波の304鋼の593℃大気中ひずみ制御低サイクル疲労寿命を式(A-16)あるいは(A-19)で計算し、実験値と比較したものである。式(A-16)による計算値の方が式(A-19)によるものよりも小さい。保持時間の短い試験の場合式(A-16)がよく実験と対し、保持時間が長くなると式(A-19)がよく対応しキャビティの成長合体が寿命を支配するようになることがわかる。

Table 1.6-2は全ひずみ範囲が一定で相異なる二つの波形が連続して繰返されたときの寿命の実験値と計算値を比較したものであり、Fig. 1.6-1はそのときのき裂進展状態の実験値と計算値を比較したものである。実験値と計算値の良い対応が得られている。

Table 1.6-1 Life prediction based on damage rate approach for tension-hold fatigues type 304 steel at 593℃

$\Delta \epsilon_t$ (%)	t_H (min)	Observed cycles to failure	Cycles to failure predicted by	
			Crack growth (Eq. (A-16))	Cavity coalescence (Eq. (A-19))
2	1	378	382	2749
	1.5	237	230	695
	60	112	157	324
	60	102	81	286
	180	63	103	164
	600	87	46	87
1	1	1664	1840	9980
	10	822	992	2629
	60	305	343	902
	600	212	225	243
	600	252	186	285
0.4	1	23397	17323	66916
	10	11412	7923	21121
	600	1686	906	933

The following values of damage rate parameters were used
 $C_T=2$, $k=0.74$, $C_g=0.38$, $C_c=0.5$, $k_c=0.55$, $m=1$,
 $A_g=3$

Table 1.6-2 Life prediction based on damage rate approach for Type 304 steel tested

Test No	Type of test	Total cycles to failure	
		Experimental	Calculated by damage rate approach
533	Continuous cycling (zero hold)	4014	—
747	10T to failure	706	—
773	4C to failure	2453	—
998	10T for 300 cycles, then 4C to failure	2560	2806
987	10T for 550 cycles, then 4C to failure	1926	1675
1032	4C for 1376 cycles, then 10T to failure	1938	2054
1040	4C for 2048 cycles, then 10T to failure	2228	2576
1000	10T for 550 cycles, then continuous cycling to failure	2047	1711
1034	Continuous cycling for 1497 cycles, then 10T to failure	2193	2225

All tests were performed at 593℃ in air at a total strain range of 1 percent
 T=tensile hold and C=compressive hold in min

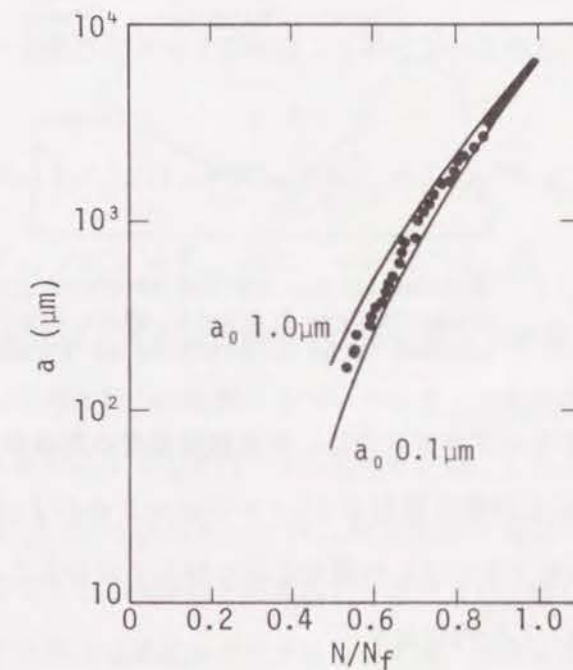


Fig. 1.6-1 An example of crack growth prediction based on damage rate approach for 304 steel at 593℃ in air (Test No 987 in Table 1.6-2)

1.7 キャビティ成長則^{15), 16)}

Tomkinsらは、オーステナイト系ステンレス鋼の疲労サイクルに引張保持時間が導入されたときの疲労寿命減少が、疲労で表面に発生した疲労き裂の進展が、ひずみ保持中に生じた粒界キャビティの連結によって加速されるためにおこると考え (Fig. 1.7-1), 粒内き裂進展から粒界き裂の遷移がおこる条件として次式を提案した。

$$\delta/2 = (\lambda - p) \quad \text{-----} \quad (\text{A-22})$$

ただし, δ = 疲労き裂先端開口変位

p = キャビティの大きさ

λ = キャビティの間隔

である。

疲労き裂進展速度, dl/dN , および δ は次式で表わされる。

$$dl/dN = (\pi^2/8) (\Delta\sigma/2T)^2 \Delta\varepsilon_p / (1 + \beta) \quad \text{-----} \quad (\text{A-23})$$

$$\left. \begin{aligned} \delta &= A(1-\nu^2)\pi^2\Delta\sigma_l/4ET \\ &+ A(1-\nu_1^2)\pi\Delta\varepsilon_p\Delta\sigma_l/(1+\beta)T \end{aligned} \right\} \quad \text{-----} \quad (\text{A-24})$$

ただし, $\Delta\sigma$ = 応力範囲, T = 材料の引張強さ, $\Delta\varepsilon_p$ = 塑性ひずみ範囲, β = 繰返し加工硬化指数, l = き裂長さ, A = 定数, ν および ν_1 = 弾性および塑性領域でのポアソン比, E = ヤング率である。

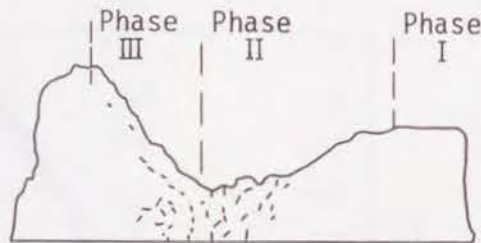


Fig. 1.7-1 Schematic explanation of crack growth stages of creep-fatigue fracture, where crack growth is assumed to be accelerated at Phase II

Tomkinsらによればクリープ疲労寿命は, き裂進展速度の加速がおこるまでの疲労き裂進展寿命に等しく, 式(A-23)を初期き裂長さ l_0 ($=10\mu\text{m}$) から l_r まで積分により求める。 l_r は(A-22)と式(A-23)を $(\lambda - p)$ の異なる値に対して求めることができる。本方法による寿命推定の一例を Fig. 1.7-2 に示す。

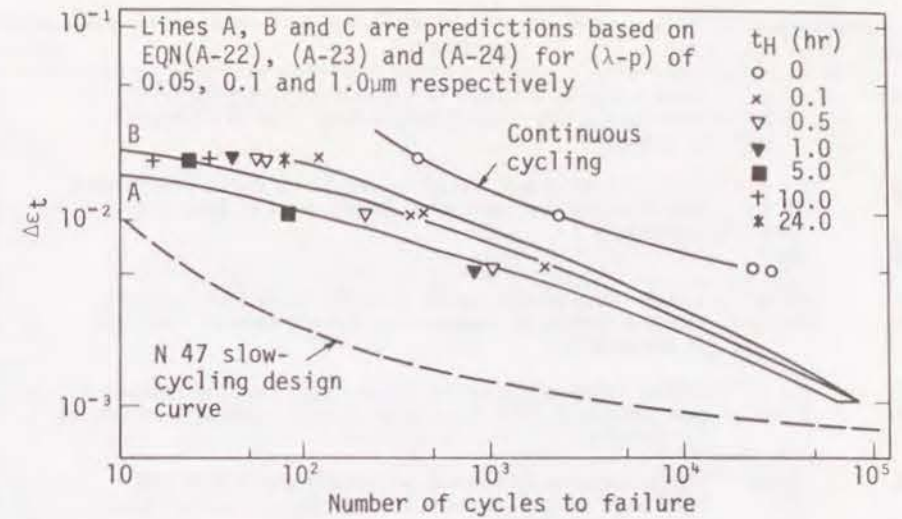


Fig. 1.7-2 Life prediction by equation (A-22), (A-23), and (A-24) for cast 316 steel at 593°C in air

1.8 修正ひずみ範囲分割法¹⁷⁾

Priest and Ellisonは, 焼もどしベイナイト組織を有する 1Cr-Mo-V 鋼の 565°C 大気中のクリープ疲労試験結果 (Fig. 1.8-1) に SRP 法を適用したところ, Fig. 1.8-2 に示すように, 試験の種類によって $\Delta\varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性が異なることから, 荷重保持あるいはひずみ保持期間中の損傷メカニズムがひずみ速度によって変化することを考慮し (Transition strain rate concept), 損傷メカニズムとしてマトリックスの変形 (m), w -型粒界クラック (w) の形成および r -型粒界クラックの形成 (r) の 3 つを考え, Interaction damage rule を次のように修正した。

$$\begin{aligned} 1/N_r &= F_{pp}/N_{pp} + F_{oo}/N_{oo} + F_{op_m}/N_{op_m} + F_{op_w}/N_{op_w} + F_{op_r}/N_{op_r} \\ &+ [F_{p_o_m}/N_{p_o_m} + F_{p_o_w}/N_{p_o_w} + F_{p_o_r}/N_{p_o_r}] \quad \text{-----} \quad (\text{A-25}) \end{aligned}$$

Fig. 1.8-3 は各試験に対応する保持時間中の変形速度と損傷メカニズムの関係を示したものである。これらは実際の損傷の観察に基づいている。これをもとに式(A-25)を用いて求められた損傷メカニズムに対応する $\Delta\varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性を Fig. 1.8-4 に示す。

Fig. 1.8-5 は Fig. 1.8-4 の $\Delta\varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性を用い式(A-24)で推定した寿命と実験値との対応を示したものであるが実験値と計算値は非常によく一致している。しかしながら, ここで得られているひずみ保持効果試験データについては, 純粋にクリープの影響を反映したものかどうか疑問である。1Cr-Mo-V 鋼のクリープき裂進展速度が雰囲気の影響を受けやすいことを考慮すれば, 本方法の妥当性を主張するには真空中での試験を行う必要がある。

Symbol	Test type	Description	Hysteresis loop
×	0 : 0	Pure fatigue at $\dot{\epsilon} = 4 \times 10^{-3} s^{-1}$ between set strain limits	
○	CC	Continuously slow cycled between strain limits at a frequency of 2 cycles h^{-1}	
●	1 : 0	Cycles including hold periods ($\tau_t(\min) : \tau_c(\min)$) at the constant peak tensile strain limit only. Dynamic parts of loops were at $\dot{\epsilon} = 4 \times 10^{-3} s^{-1}$	
△	30 : 0		
□	180 : 0		
◆	960 : 0		
+	30 : 3	Cycles including hold periods ($\tau_t(\min) : \tau_c(\min)$) at constant strain in tension and compression. Dynamic parts of loops were at $\dot{\epsilon} = 4 \times 10^{-3} s^{-1}$	
△	960 : 0.2		
◇	0 : 3	Cycles including hold periods ($\tau_t(\min) : \tau_c(\min)$) at constant peak compressive strain limit only. Dynamic parts of loops were at $\dot{\epsilon} = 4 \times 10^{-3} s^{-1}$	
▽	0 : 30		
■	Load CP	Cycles including hold periods at constant peak tensile load limit only. Cycles are strain limited. Dynamic parts of loops were at $\dot{\epsilon} = 4 \times 10^{-3} s^{-1}$	
▼	Load PC	Cycles including hold periods at constant peak compressive load limit only. Cycles are strain limited. Dynamic parts of loops were at $\dot{\epsilon} = 4 \times 10^{-3} s^{-1}$	

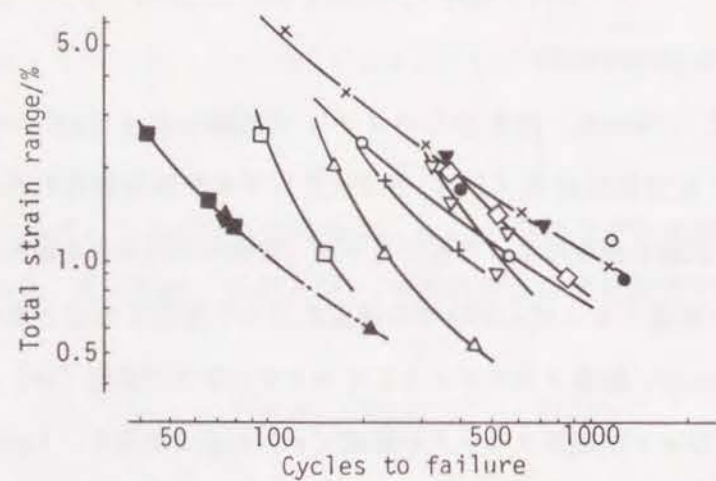


Fig. 1.8-1 Creep-fatigue test results for 1Cr-Mo-V steel at 593°C in air

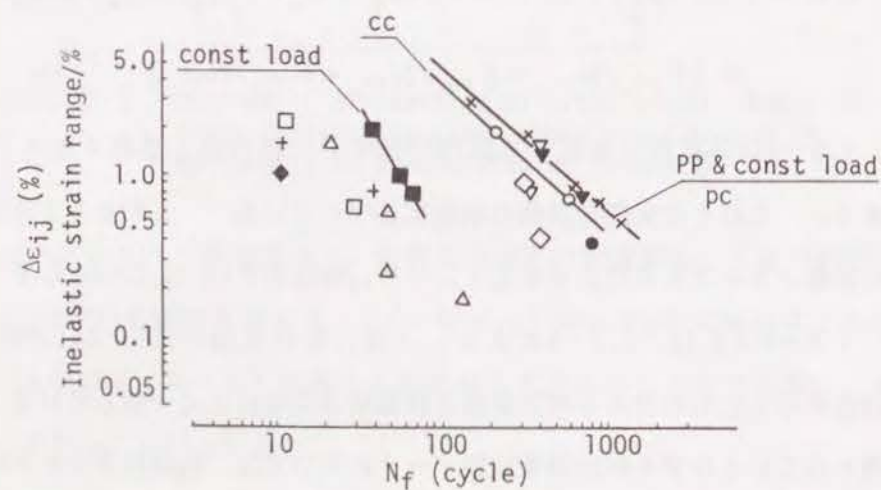


Fig. 1.8-2 The $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ relations determined from data shown in Fig. 1.8-1 based on interaction damage rule (Symbols are the same as those in Fig. 1.8-1)

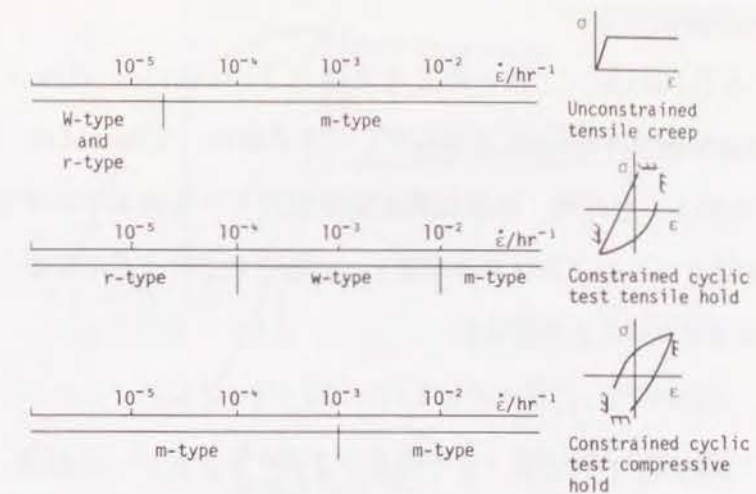


Fig. 1.8-3 Relationship between strain rate and deformation mechanism

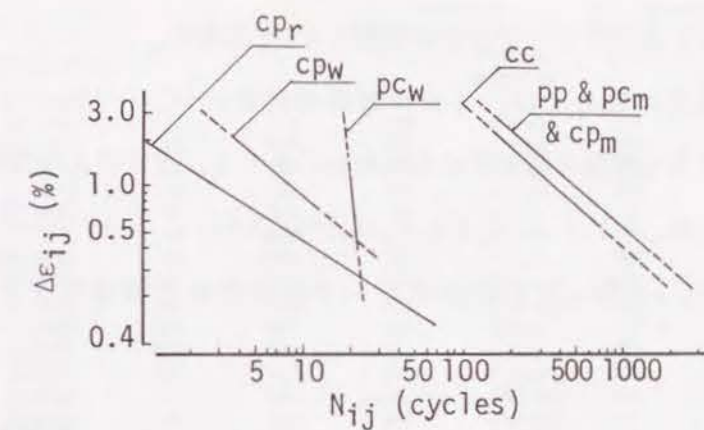


Fig. 1.8-4 Damage modified $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ relations for 1Cr-Mo-V steel at 565°C in air

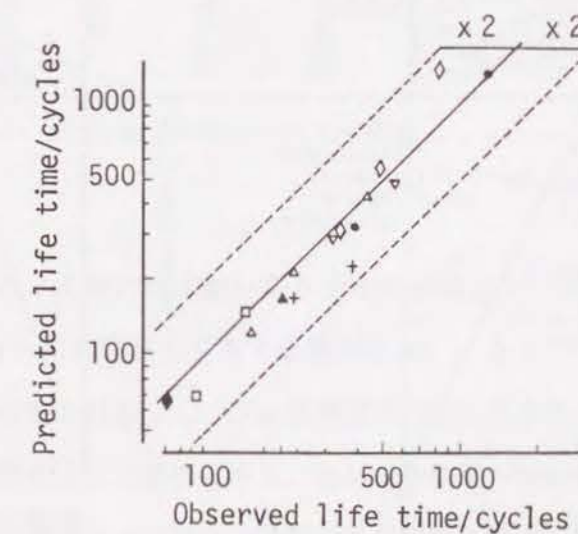


Fig. 1.8-5 Life prediction based on damage modified SRP method for 1Cr-Mo-V at 565°C in air (Symbols are the same as those in Fig. 1.8-1)

1.9 変形機構反映消耗説¹⁸⁾

Priest and Ellisonは、上述と同じ考え方 (Transition strain rate concept) を Ductility exhaustion approachに適用した。その場合、Transition strain rateを変形機構領域図より求めた。その際、粒界拡散支配の粒界すべりによるひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{gb}$ および格子拡散支配の粒界すべりによるひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{gb_1}$ をそれぞれ次式で与え、変形機構領域図に粒界すべり領域図を含ませることを試みた。

$$\dot{\epsilon}_{gb} = 2 \times 10^5 D_{gb} (Gb/kT)(b/d)^3 (\sigma/G)^2 \quad \text{-----} \quad (A-26)$$

$$\dot{\epsilon}_{gb_1} = 8 \times 10^5 D_1 (Gb/kT)(b/d)^3 (\sigma/G)^2 \quad \text{-----} \quad (A-27)$$

Fig. 1.9-1はその結果求められた1Cr-Mo-V鋼の変形機構領域図である。これより求められたtransition strain rate $\dot{\epsilon}_{mw}$ を用いて、Fig. 1.9-2に示す方法で真の塑性ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_p$ と真のクリープひずみ範囲 $\Delta \epsilon_c$ を求めた。

そして寿命の推定に際しては、ミクロ観察の結果、1Cr-Mo-V鋼の場合にはFig.

1.9-3(b)に示すような損傷形態が認められないことから、次式のような競合則を用いた。

$$\Sigma (\Delta \epsilon_c N_c / D_c) \text{ or } \Sigma (\Delta \epsilon_p N_p / D_p) = 1 \quad \text{-----} \quad (A-28)$$

本方法による1Cr-Mo-V鋼のクリープ疲労寿命と破壊モードの予測結果をTable 1.9-1に示す。

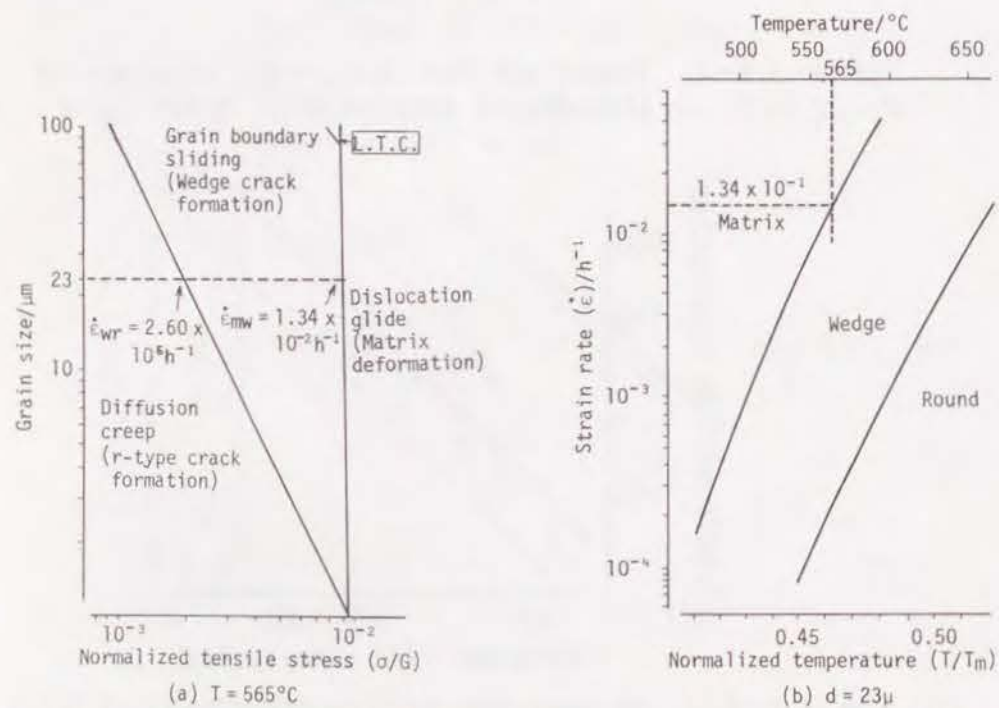


Fig. 1.9-1 Deformation mechanism map including grain boundary sliding region determined for 1Cr-Mo-V steel

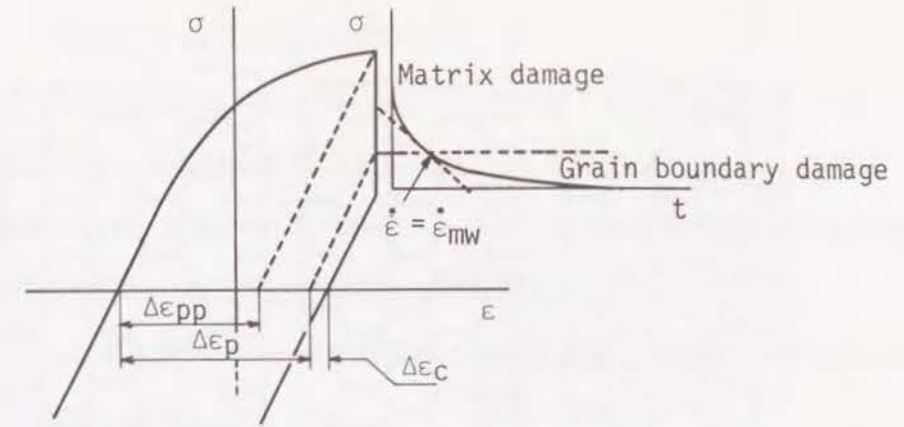


Fig. 1.9-2 Partitioning of a typical cyclic-hold hysteresis loop

Table 1.9-1 Ductility exhaustion predictions of life and mode of failure for 1Cr-Mo-V steel data

Test type* $\tau_t : \tau_c$ (total strain range)	N_c	N_p	Predicted		Observed	
			N_{pred}	Failure mechanism	N_{obs}	Failure mechanism
30:0 (1.05%)	178	873	178	Creep	225	Creep
30:0 (2.02%)	133	318	133	Creep	158	Creep
30:0 (0.53%)	250	969	250	Creep	435	Creep
180:0 (1.09%)	132	802	132	Creep	150	Creep
180:0 (2.59%)	98	233	96	Creep	97	Creep
960:0 (1.38%)	70	502	70	Creep	73	Creep
960:0.2(0.62%)	89	2290	89	Creep	208	Creep
1:0 (0.86%)	2233	1273	1273	Fatigue	1275	Fatigue
0:30 (2.04%)	706	322	322	Fatigue	320	Fatigue
0:30 (1.24%)	598	821	598	Creep	562	Fatigue
0:30 (1.53%)	343	460	343	Creep	362	Creep
0:30 (0.85%)	433	1049	433	Creep	500	Creep
0:3 (0.85%)	-	1189	1189	Fatigue	850	Fatigue
0:3 (2.00%)	-	331	331	Fatigue	362	Fatigue
0:3 (1.44%)	-	531	531	Fatigue	506	Fatigue
30:3 (1.17%)	200	620	200	Creep	385	Creep
30:3 (2.60%)	167	225	167	Creep	215	Creep
30:3 (1.84%)	221	343	221	Creep	230	Creep
Load CP (1.57%)	55	580	55	Creep	65	Creep
Load CP (1.30%)	61	799	61	Creep	79	Creep
Load CP (2.58%)	44	283	44	Creep	42	Creep
Load CP (2.08%)	-	329	329	Fatigue	353	Fatigue
Load CP (1.26%)	-	649	649	Fatigue	702	Fatigue

* τ_t and τ_c : tensile and compressive hold time (min)

Table 1.9-1をみると、全般的に実験結果と予測結果はよく一致しているが、実験条件として全ひずみ範囲が大きい点に注意しておく必要がある。 $\Delta \epsilon_t = 0.53\%$ 、30min引張保持と $\Delta \epsilon_t = 0.62\%$ 、960min引張保持および0.2min圧縮保持の2つの全ひずみ範囲の小さいデータは予測寿命に対し若干高寿命となる傾向にあり、低ひずみ領域への外挿性が見当が必要と思われる。また、本方法では圧縮クリープによる損傷の取り扱いに対する考え方は示されておらず、この点に関する検討も今後の課題といえる。

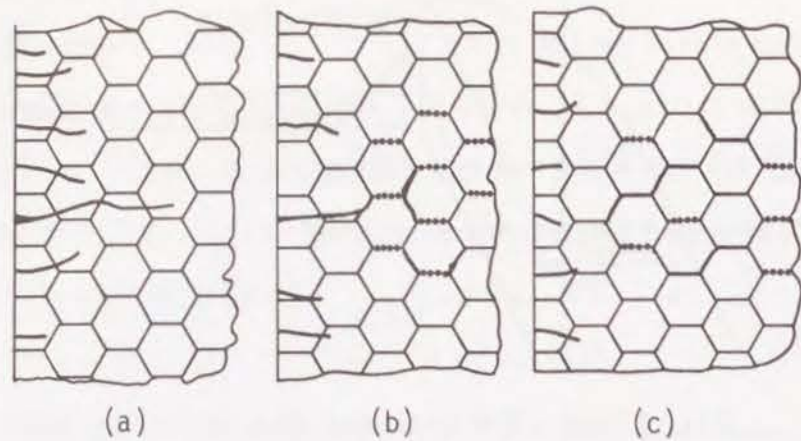


Fig. 1.9-3 Diagram of possible failure modes in creep fatigue
(a) fatigue dominated, no interaction; (b) creep-fatigue interaction; (c) creep dominated, no interaction

1.10 損傷力学的手法¹⁹⁾

Chabocheは損傷力学をクリープ疲労の損傷評価に対し以下のように適用した。

まず, Rabotnov-Kachanovの損傷理論から次のクリープ損傷式が導かれる。

$$d\omega_c = (\sigma/A)^r (1-\omega_c)^{-k} dt \quad \text{----- (A-29)}$$

ただし, A, r, kは温度(T)の関数である。これから, 温度Tにおける破断時間 t_0 および時間tにおけるクリープ損傷 ω_c は次式で与えられる。

$$\left. \begin{aligned} t_0 &= [1/(k+1)] [\sigma/A]^{-r} \\ \omega_c &= 1 - (1 - t/t_0)^{1/k(k+1)} \end{aligned} \right\} \text{----- (A-30)}$$

次に, 疲労損傷についても同様な式が得られる。

$$d\omega_f = [1 - (1 - \omega_f)^{\beta+1}] \alpha(\sigma_M, \bar{\sigma}) [(\sigma_M - \bar{\sigma})/M(\bar{\sigma})(1 - \omega_f)]^\beta dN \quad \text{(A-31)}$$

$$N_f = 1 / [(\beta+1)(1 - \alpha(\sigma_M, \bar{\sigma})) [(\sigma_M - \bar{\sigma})/M(\bar{\sigma})]^{-\beta}]$$

$$\omega_f = 1 - [1 - (N/N_f)^{1/[1 - \alpha(\sigma_M, \bar{\sigma})]}]^{1/(\beta+1)} \quad \text{----- (A-32)}$$

ただし, σ_M : 最大応力, $\bar{\sigma}$: 平均応力, $\alpha(\sigma_M, \bar{\sigma})$, $M(\bar{\sigma})$: 疲労限界および静的破壊を考慮した関数, である。

そして, クリープ損傷と疲労損傷の非線型加算を式(A-29)および(A-31)中の ω_c , ω_f を ω に代えて加算した次式で与える。

$$d\omega = f(\sigma, \omega, T) dt + g(\sigma_M, \bar{\sigma}, \omega, T) dN \quad \text{----- (A-33)}$$

式(A-33)がクリープ疲労における損傷の発達式である。

この方法はContinuous damage approach (CDA法)と呼ばれる。Fig. 1.10-1に示すように, CDA法による予測結果は実験結果とよく対応している。Fig. 1.10-2はCDA法とSRP法を比較した結果である。Cycle timeの長い場合(繰返し速度の非常に遅い場合および保持時間の長い場合)に差が認められる。

この方法では, ひずみ制御クリープ疲労試験で得られる応力を正確に予測し得る構成方程式に関する知見が不可欠となる。

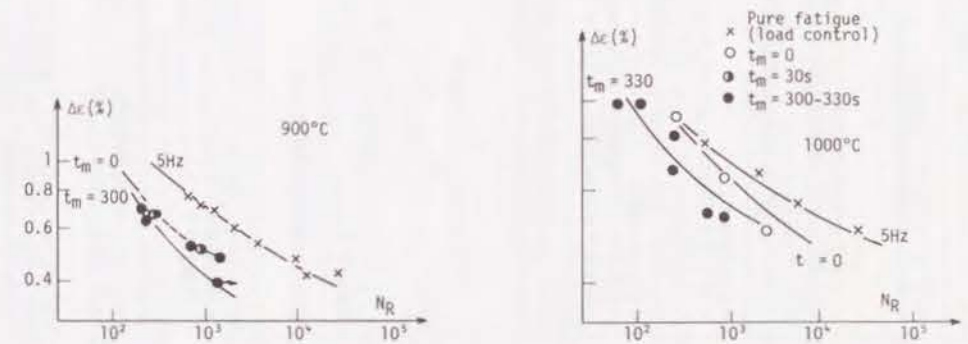


Fig. 1.10-1 Life prediction based on continuous damage approach for IN100

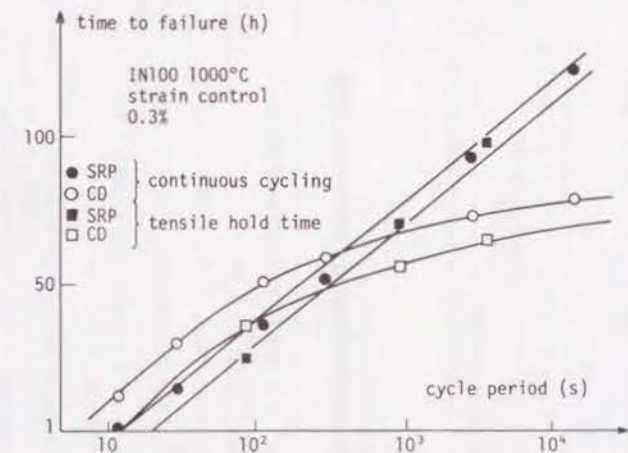


Fig. 1.10-2 Comparison in predictability between CDA and SRP method applied for IN100

2. 問題点

上述の結果をもとに, 現時点における各種寿命推定法の問題点として, 設計への応用上の問題点, 長時間寿命の予測性, 余寿命評価に関する問題点について検討した。

Table 2-1に寿命評価に必要な材料特性と解析内容を, Table 2-2に上記の3つの問題点をまとめて示す。

Table 2-1 Proposed methods for fatigue life prediction in creep regime and the knowledges needed for their application

No	寿命評価法の名称	必要な材料特性	必要な解析内容
1	線型損傷則	<ul style="list-style-type: none"> △ε_t-N_t関係 t_r-σ関係, リラクセーション特性 許容損傷許容値D (D ≤ 1) 	<ul style="list-style-type: none"> △ε_tの大きさ, σの大きさ 1サイクルの疲労損傷(1/N_t)とクリープ損傷(∫(t/t_r)dt)
2	ひずみ範囲分割法	<ul style="list-style-type: none"> △ε_{ij}-N_{ij}関係(i, j=p, c) △ε_{ij}-N_{ij}関係, D_p=ln(1-φ_p), D_c=ln(1-φ_c) 	<ul style="list-style-type: none"> 1サイクル中の引張側塑性ひずみの総和とクリープひずみの総和 1サイクル中の圧縮側塑性ひずみの総和とクリープひずみの総和 Triaxiality Factor (TF = (σ₁+σ₂+σ₃)/√[(σ₁-σ₂)² + (σ₂-σ₃)² + (σ₃-σ₁)²]/2)
3	周波数修正疲労寿命則	<ul style="list-style-type: none"> △ε_t=C₂(N_tν^{k-1})^{-β} + (A'/E) N_t^{-β'} ν^{k'} におけるC₂, k, β, A', -β', k', E 	<ul style="list-style-type: none"> △ε_tの大きさ 1サイクルの周期: τ_a(ν=1/τ_a)
4	周波数分離寿命則	<ul style="list-style-type: none"> N_t=(C₂/△ε_p)^{1/β} (ν_t/2)^{1-k} (ν_c/ν_t)^c におけるC₂, β, k, c 	<ul style="list-style-type: none"> △ε_pの大きさ 引張半サイクルの周期: τ_t(ν_t=1/τ_t) 圧縮半サイクルの周期: τ_c(ν_c=1/τ_c)
5	周波数修正損傷関数則	<ul style="list-style-type: none"> σ_T△ε_pN_t^β ν^{k-1} = C におけるβ, k, C 環境効果が著しい材料かクリープ効果が著しい材料かの知見必要 	<ul style="list-style-type: none"> σ_T, △ε_p, 1サイクル周期: τ_a, 引張保持時間: τ_t, 圧縮保持時間: τ_c ν (=1/τ_c or 1/(τ_a-2τ_c) or 1/(τ_a-τ_t-τ_c))
6	損傷速度説	<ul style="list-style-type: none"> 1/a da/dt = T_C 1 + α ln(c/c₀) ε_p ^k ε_p^k 1/c dc/dt = G_{-G} ε_p ^k ε_p^k A_p=αG, C_T=T/ln(a_r/a₀), C_c=C/ln(a_r/a₀), C_a=G/ln(c_r/c₀) 上式中のm, k, k_c, A_p, C_T, C_c, C_a 	<ul style="list-style-type: none"> 1サイクル中のε_p, ε_cの変化 D_c=∫_{c₀}^{A_p ε_p ^k ε_p^k dt} D_T=∫_{c₀}^{C_T ε_p ^k ε_p^k dt} D_{c'}=∫_{c₀}^{C_c ε_p ^k ε_p^k dt}
7	キャビティ成長則	<ul style="list-style-type: none"> キャビティ間隔: λ, キャビティ大きさ: p, 引張強さ: T, 繰返し加工硬化指数: β, E, ボアソン比 (ν_a, ν_p) 初期き裂長さ: l₀ 	<ul style="list-style-type: none"> △ε_p, △σの大きさ
8	修正ひずみ範囲分割法	<ul style="list-style-type: none"> △ε_{ij}-N_{ij}関係(i=j), (△ε_{ij})_k-(N_{ij})_k関係(i≠j, k=m, w, r) クリープ損傷メカニズムがm→w→rとなる遷移ひずみ速度ε_{mw}, ε_{mr} 	<ul style="list-style-type: none"> 引張側半サイクルのε_p, ε_{cm}, ε_{cw}, ε_{cr} 圧縮側半サイクルのε_p, ε_{cm}, ε_{cw}, ε_{cr}
9	変形機構反映延性消耗説	<ul style="list-style-type: none"> 変形機構領域図 (→ε_{mw}, ε_{mr}の決定) D_p=-ln(1-φ_p), D_c=-ln(1-φ_c) 	<ul style="list-style-type: none"> σ, ε, ε̇の時間的変化 真の塑性ひずみ: ε_p, 真のクリープひずみ: ε_c
10	損傷力学的手法	<ul style="list-style-type: none"> クリープ損傷式: dω_c=(σ/A)ⁿ(1-ω_c)^{-k} dt 疲労損傷式: dω_f=[1-(1-ω_f)^{β+1}]/α(σ_m, σ̄) [(σ_m-σ̄)/M(σ̄)(1-ω_f)^β] dN 繰返し応力を正確に予測し得る構成方程式 	<ul style="list-style-type: none"> 1サイクル中の応力: σ, 最大応力: σ_m, 平均応力: σ̄ 1サイクル中の損傷: dω=f(σ, ω, T)dt+g(σ_m, σ̄, ω, T)dN

- 246 -

Table 2-2 Problems in high temperature creep-fatigue life prediction methods

No	寿命評価法の名称	設計への応用上の問題点	長時間寿命の予測性	余寿命評価に関する問題点
1	線型損傷則	<ol style="list-style-type: none"> 圧縮疲労による損傷をどのように取り扱うか. ASME Code Case N47では引張応力と同様に評価している. 応力σの正確な計算必要 	<ol style="list-style-type: none"> 304鋼やAlloy 800のオーステナイト系鋼では短時間データで損傷許容値Dを求めているが, 動的ひずみ時効によりD < 1となる傾向が大きい. そのため長時間寿命を短く見積もる傾向にある. 	<ol style="list-style-type: none"> 長時間時効によるN_tやt_rの変化に対する知見の明確化が前提. 材料の履歴をいかに評価するか, 今のところ明確な方策なし.
2	ひずみ範囲分割法	<ol style="list-style-type: none"> 塑性ひずみとクリープひずみが分割可能な非弾性解析が必要 → 計算コストの低減要す. ASME Code Case N47用疲労曲線, 損傷許容値Dの計算可能であるが, その信頼性の確認必要. 	<ol style="list-style-type: none"> 短時間データと長時間データの間には差があることが報告されている. Ductility Normalized life equationsを活用すれば温度, 時間による変形機構の変化に対応できる可能性がある. 	<ol style="list-style-type: none"> △ε_{ij}-N_{ij}特性, D_p, D_cに及ぼす長時間処理の影響の明確化が前提. 上記2と同様.
3	周波数修正疲労寿命則	<ol style="list-style-type: none"> 実機で問題となる非対称ひずみ波形に対し適用不可. 材料特性としてC₂, k, β, A', -β', k'に対する温度依存性の依存性の明確化必要. 	<ol style="list-style-type: none"> ひずみ範囲分割法ではいかに長周期になってもDuctilityに関係した下限寿命が存在するのに対し本手法では無限に短い寿命を予測する. 寿命の低下が環境効果に起因する場合は有効. 	<ol style="list-style-type: none"> C₂, k, β, A', -β', k'に対する長時間の影響の明確化が前提. 上記2と同じ.
4	周波数分離寿命則	<ol style="list-style-type: none"> Slow-Fast波形とTensile hold波形の寿命差が明確にできない 	<ol style="list-style-type: none"> 上記と同様の問題あり. 変形機構の変化にいかに対応するか改善が必要. 	<ol style="list-style-type: none"> 上記と同様.
5	周波数修正損傷関数則	<ol style="list-style-type: none"> Slow-Fast波形への適用可否検討要. 材料別に環境効果, クリープ効果の差をどのように評価すべきか決める必要あり. 	<ol style="list-style-type: none"> 上記と同様の問題あり. 	<ol style="list-style-type: none"> 上記と同様.
6	損傷速度説	<ol style="list-style-type: none"> ε_p, ε_cの正確な計算が出来る非弾性解析法必要 → 計算コストの低減要す. 	<ol style="list-style-type: none"> 長時間寿命を外挿する場合に問題となる破壊機構の変化を考慮に入れており, 予測性はひずみ範囲分割法や周波数分離寿命則よりすぐれている可能性あり. 	<ol style="list-style-type: none"> m, k, k_c, A_p, C_T, C_c, C_aに及ぼす長時間時効処理の明確化が前提. 調査時点におけるa, cの大きさを把握出来れば余寿命評価の可能性あり
7	キャビティ成長則	<ol style="list-style-type: none"> λ, p, l₀の系統的な研究必要. あるいは△ε_{ij}-N_{ij}関係データからの換算必要. λ, p, l₀に及ぼすクリープおよび環境効果の明確化 	<ol style="list-style-type: none"> ひずみの小さい所ではl₀, (λ-p)をどう選ぶか検討が必要. き裂進展速度式に雰囲気効果をどのようにとり入れるかが問題である. 	<ol style="list-style-type: none"> き裂進展速度式に及ぼす時効処理の影響の明確化が前提. λ, λ, pを測定し得れば原理的に余寿命評価が可能.
8	修正ひずみ範囲分割法	<ol style="list-style-type: none"> 1Cr-Mo-V鋼以外への適用可否検討必要. 雰囲気効果を除いた条件での検討が必要. 遷移ひずみ速度ε_{mw}, ε_{mr}と対比し得るクリープひずみ速度の計算ができる解析法必要. 	<ol style="list-style-type: none"> 長時間データに基づいており, 長時間寿命の予測性は当然ひずみ範囲分割法より改善されている. 変形機構の変化を考慮に入れているのが特徴. 	<ol style="list-style-type: none"> (△ε_{ij})_k-(N_{ij})_k特性に及ぼす長時間処理の影響の明確化が前提. 材料の履歴を把握する明確な方策なし.
9	変形機構反映延性消耗説	<ol style="list-style-type: none"> 1Cr-1Mo-V, 316鋼以外への適用可否検討必要. クリープ疲労重畳条件下の寿命評価基準, 圧縮応力による損傷評価基準の明確化必要. 	<ol style="list-style-type: none"> 変形機構の変化, Ductilityの変化を考慮に入れており, クリープ破断延性D_cの長時間データを使用するのが特徴. 長時間寿命の予測性すぐれている. 	<ol style="list-style-type: none"> 上記2と同様.
10	損傷力学的手法	<ol style="list-style-type: none"> A, r, k, α, βに関する系統的な研究が必要. あるいは疲労およびクリープデータからの換算が必要. 応力を正確に計算し得る非弾性解析法が必要. 	<ol style="list-style-type: none"> 温度, 時間の変化によって変形機構が変化した場合に短時間試験で求めた損傷発達式と変形特性式がそのまま適用できるとは考えられない. 検討が必要. 	<ol style="list-style-type: none"> 上記2と同様.

- 247 -

2.1 設計への応用上の問題点

(1) 線型損傷則の場合

線型損傷則は次のような問題点を有している。

- 疲労損傷過程とクリープ損傷過程の相互のload-path independenceの仮定を支持するdataが少ない。(Fig. 2.1-1)⁹⁾
- 圧縮クリープ損傷の評価…考慮すべきか無視すべきか。ASME Code Caseでは引張クリープ損傷と同等に扱っているが、明確なdataはない。材料によっては引張クリープ損傷よりも圧縮クリープ損傷の方が大きくなる場合がある。(Fig. 2.1-2)²⁰⁾
- 疲労損傷の計算に用いられる塑性ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_p$ 中にクリープ成分が含まれても、それを考慮できない。
- クリープ損傷の計算には作用応力 σ の正確な評価が必要であるが通常の計算精度はそれほどよくない。(構成方程式の精度および繰返し変形、組織変化に伴うその時間的变化)
- クリープ損傷の計算には t_r に関する膨大なdataが必要である。

とくに、Fig. 2.1-2に示すような結果はクリープ効果ではなくて雰囲気効果によるものであると言われており、設計上のみならず長時間寿命の予測性に関連する問題である。

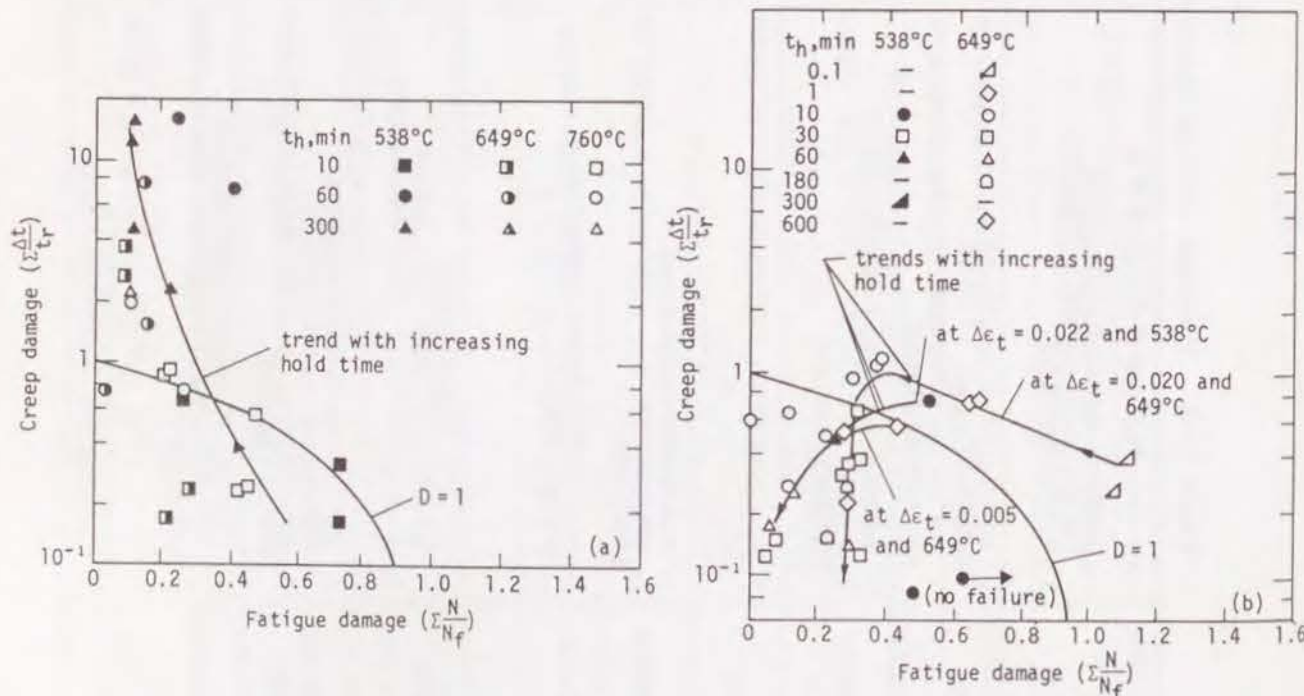


Fig. 2.1-1 Creep and fatigue damage diagrams obtained from tension hold creep-fatigue data
 ((a) Alloy 800 solution-treated material,
 (b) Type 304 stainless steel)

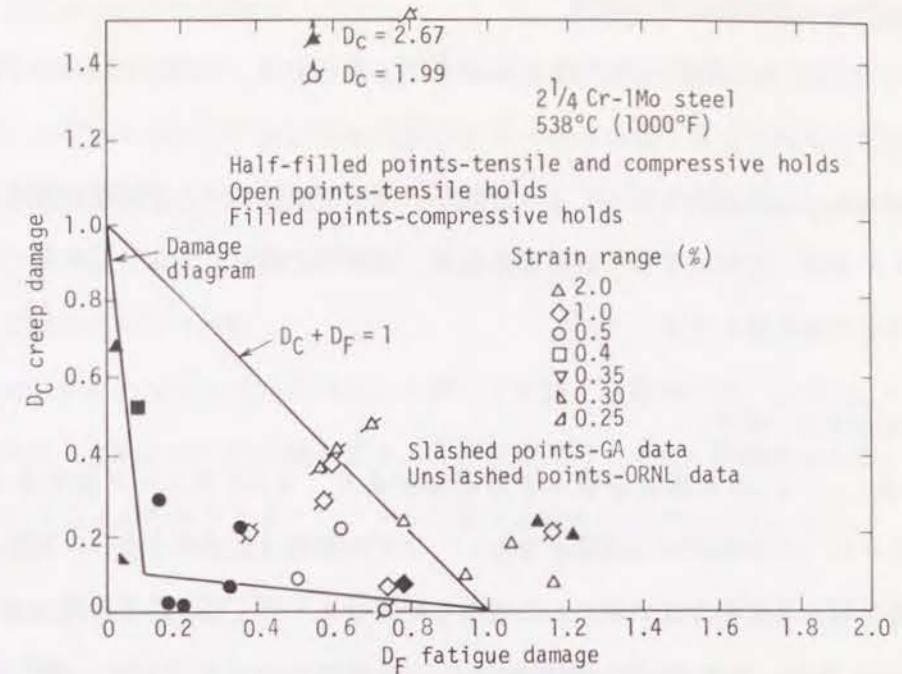


Fig. 2.1-2 Creep and fatigue damage diagram obtained based on strain-hold creep-fatigue data for the annealed $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo steel

(2) ひずみ範囲分割法の場合

ひずみ範囲分割法の設計への応用上の問題点はやはり塑性ひずみとクリープひずみを分割し得る非弾性解析が膨大なコストを必要とする点であろう。また $\Delta \epsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性データの温度依存性、時間依存性、環境依存性についても各種材料についてデータの蓄積と定量化が必要である。また、低ひずみ側への外挿性についても問題であるとの指摘もある。

(3) 周波数修正疲労寿命則の場合

本方法の場合、実機で問題となる非対称ひずみ波形に対しては適用できない。ただし、線型損傷則例えばASME Code Case N47の基本疲労曲線(とくに弾性設計用)を求める場合には使用することが可能であろう。その場合にも低周波域への外挿性に関しては議論の余地のあるところである。

(4) 周波数分離寿命則の場合

周波数修正疲労寿命則の欠点であった非対称ひずみ波形に対して適用できるよう改善されているが、同じ非対称波形でもSlow-Fast波と台形波の差を明確にすることが出来ない点は大きな問題である。

(5) 周波数修正損傷関数則の場合

本方法では圧縮応力の損傷が取り扱えるように工夫されているが、Slow-Fast波への適用が可能かどうか検討が必要と思われる。

また、材料特性として環境に対してより敏感かクリープに対してより敏感か想定されるすべての条件に対して検討して求めておく必要があるが、実験的に検討できない長時間への外挿はどのようにすべきか問題と思われる。

(6) 損傷速度説の場合

本方法では ε_p 、 $\dot{\varepsilon}_p$ の正確な計算をする必要があり、 ε_p はクリープ変形を含む非弾性変形であることから、非弾性解析が必要となる。ひずみ範囲分割法のように、塑性ひずみとクリープひずみを分割する必要はないが、この場合も計算コストの上昇に伴う設計コストの上昇が問題であろう。また、文献では304鋼に関する知見程度なので本手法の一般性を他の2、3の材料で確認する必要がある。

(7) キャビティ成長則の場合

本方法については各種材料について λ 、 p 、 l_0 を求め、 λ 、 p 、 l_0 に及ぼすクリープの影響や雰囲気の影響など諸因子の影響を系統的に求める必要があると思われる。

(8) 修正ひずみ範囲分割法の場合

現状ではさらに他材料への適用を試み、本手法の一般性を確認する必要がある。同時に雰囲気効果とクリープ効果の分離も試みる必要があるだろう。

本手法を採用する場合、設計計算としてはクリープひずみ速度を求める必要があり、ひずみ範囲分割法と同様な非弾性解析が必要となる。

(9) 変形機構反映延性消耗説の場合

本手法では疲労損傷がクリープ損傷かのどちらかで寿命を計算するが、このようなやり方は必ずしも一般的でない。クリープ疲労が重畳する条件下での破壊基準を明示する必要がある。修正ひずみ範囲分割法の場合と異なり、本手法では圧縮応力の影響を無視している。この点さらに検討が必要である。

(10) 損傷力学的手法の場合

本手法ではいかに応力を正確に計算し得るかがとくに重要であり、任意の波形に対して正確な応力の算定が可能な解析法を確立する必要がある。

材料特性としては構成方程式以外に A 、 r 、 k 、 α 、 β に関する系統的な研究が必要である。

2.2 長時間寿命の外挿性

各種寿命評価法における長時間寿命の外挿性を論議する場合には、長時間になると問題となってくる諸問題（材料の長時間組織安定性、変形破壊機構の変化、雰囲気の影響など）の取扱いに対してその手法がどのようなポテンシャルを有するかに注目する必要がある。

(1) 線型損傷則の場合

長時間クリープチャデータをクリープ損傷の算定に使用しているが、動的ひずみ時効が問題となるオーステナイト系ステンレス鋼溶体化処理材では短時間データは $D \ll 1$ となるが、長時間では $D = 1$ あるいは $D > 1$ となる可能性がある。したがって本手法では長時間寿命をかなり短かく見積もる傾向にあると言える。

(2) ひずみ範囲分割法の場合

短時間試験で求めた $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性と長時間試験で求めた $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性に差があることが報告されており、長時間寿命の推定には短時間試験で求めた $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性をそのまま使用するには問題がある。Ductility-Normalized Life Equationsを短時間試験で求め、長時間寿命推定に対してはその時間に相当するCreep ductility D_0 を用いて長時間用の $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$ 特性を求めることにより、上記の問題を克服できる可能性がある。このようなやり方は変形破壊機構が変化する場合にも対応が可能と思われる。ただし、クリープチャデータの存在が前提となる。

雰囲気の影響が著しい場合には現在のところ本方法の長時間寿命の予測性は良いとは言えない。

(3) 周波数修正疲労寿命則

本手法の長時間長周期寿命の予測性はひずみ範囲分割法のそれとよく比較されて説明されている。(Fig. 2.2-1およびFig. 2.2-2)

ひずみ範囲分割法ではいかに長周期になってもDuctilityに関係した下限寿命が存在するのに

対し、本手法では無限に短い寿命を予測する。このような結果は非現実的であり、通常は外挿に限界があると考えた方がよいと思われる。しかし、寿命の低下がクリープの影響によるものでなく本質的に環境効果に起因する場合には非常に有効な外挿方法と言える。

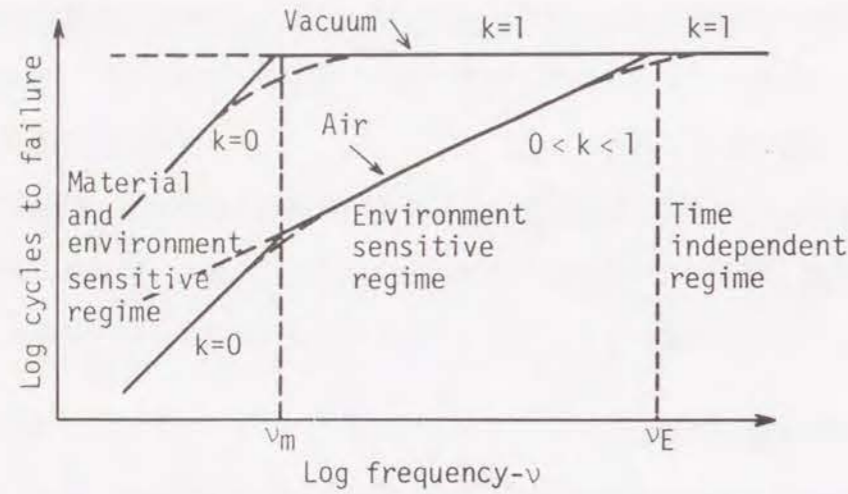


Fig. 2.2-1 Effect of frequency on fatigue life, evaluated by frequency modified fatigue life equation

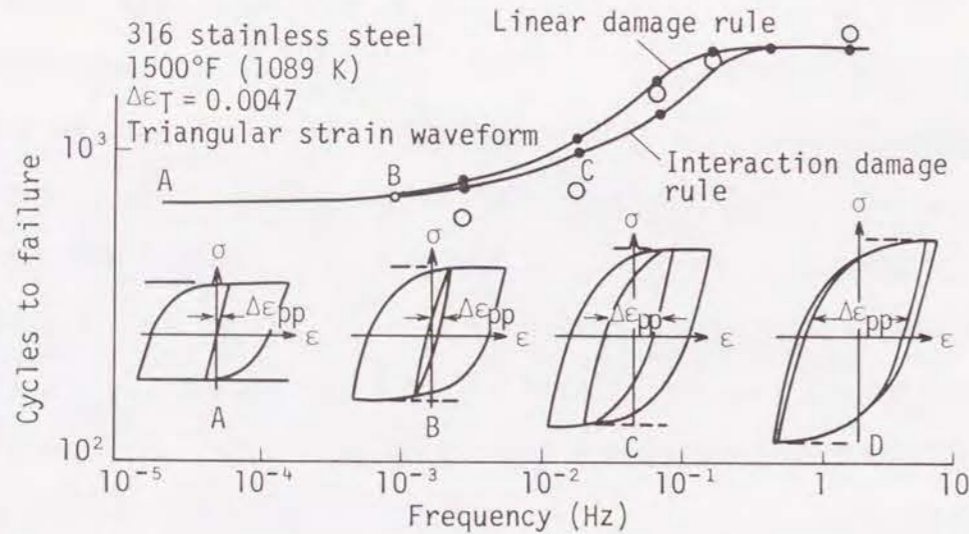


Fig. 2.2-2 Effect of frequency on fatigue life and hysteresis loop, evaluated by SRP method

(4) 周波数分離寿命則および周波数修正損傷関数則の場合

本質的に周波数修正疲労寿命則と同様のことが言える。また、変形機構の変化にいかに対応するか改善が必要である。

(5) 損傷速度説の場合

本手法では長時間寿命の予測に際し、長時間クリープ試験結果を使うことにより問題となる破壊機構の変化に対処可能である。304鋼について報告されているこれまでの結果をみる限り、長時間寿命予測性はひずみ範囲分割法や周波数分離寿命則よりもすぐれていると言える。しかし、本手法もひずみ範囲分割法と同様に長時間クリープ試験結果のない領域への外挿性は問題があると言える。

(6) キャビティ成長則の場合

本手法では $l_0, (\lambda - p)$ を仮定して寿命を推定することになるが、ひずみの小さいところや雰囲気効果の著しいところで $l_0, (\lambda - p)$ をどう設定するかが問題となろう。また、き裂進展速度式に雰囲気効果をどう盛りこむかも今後検討が必要と考えられる。

(7) 修正ひずみ範囲分割法の場合

本手法はかなり長時間データに基づいて提案されており、長時間寿命の予測性はひずみ範囲分割法のそれに比べ改善されていると言えよう。変形機構の変化を考慮に入れているのが特徴であるが、 $(\Delta \epsilon_{ij})_k - (N_{ij})_k$ 特性の一般化が今後の課題である。

(8) 変形機構反映延性消耗説の場合

本手法では長時間への外挿に伴う変形機構の変化、Ductilityの変化を考慮しており、破壊のクラテリアにクリープ破壊延性の長時間データを使用するのが特徴である。この方法も長時間の予測性にすぐれている。

しかし、クリープ破断データが実験的に得られないような長時間への外挿性については検討の必要がある。

(9) 損傷力学的手法の場合

本手法は時々刻々の損傷の発達による変形特性の変化が計算上考慮されており、予測性についてはひずみ範囲分割法に比べてよいという報告があるが、さらに長時間への外挿については今後の検討が必要である。とくに、温度、時間の変化によって変形機構が変化した場合には、短時間で求めた損傷発達式と変形特性式がそのまま適用できるとは考えられない。

2.3 余寿命評価に関する問題点

高温構造部材の余寿命評価の最重要課題はいかにその部材の履歴を把握するかにあるが、Table 2-2に示したように、ほとんどの手法においてその明確な方策はないのが現状である。このような状況にあって、損傷速度説とキャビティ成長則では原理的に余寿命評価が可能と思われる。損傷速度説の場合、余寿命評価時点におけるき裂長さ a とキャビティの大きさ c がわかれば式(A-14)および式(A-15)より負荷履歴がわかる可能性がある。また、キャビティ成長説の場合には l , λ , ρ を測定し得れば負荷履歴の推定が原理的に可能と思われる。

3. 今後の課題

上述の考察結果をもとに今後の課題を列举すると次のとおりである。

- (1) 長時間の試験を行う場合、はっきりとした目的（あるいは立場、換言すればどのような寿命評価法に関係したものか）を以て行うべきである。手法によってはその試験が単なる疲労データの収集にすぎない場合もあり、長時間寿命評価のクライテリアの決定に関係する場合もある。
- (2) ひずみ範囲分割法を除く他の手法では現状では一般性に乏しいように思われる。系統的な研究の蓄積が必要である。
- (3) 長時間寿命の予測性、とくに変形機構が短時間の場合と異なっても予測し得るポテンシャルを有する手法としては、ひずみ範囲分割法、損傷速度説、修正ひずみ範囲分割法および変形機構反映延性消耗説があるがいずれも長時間の静クリープラプチャ試験が必要である。実用的にクリープ試験が不可能な低応力低温度領域への外挿問題をどうするか検討が必要である。
- (4) 余寿命評価という観点からみると現状で各手法とも何らの方策も考えていないのが現状である。この中にあって損傷速度説とキャビティ成長則はキャビティの大きさと分布に関する情報が得られれば材料の履歴を評価できる可能性があり余寿命評価法として使える可能性がある。今後各種方法について材料の履歴を推定する方策の検討が大きな課題である。
- (5) 雰囲気の影響とクリープの影響との分離を定量的に行えるよう、雰囲気効果に関する知見の蓄積が望まれる。
- (6) 長時間時効処理材に関するデータの蓄積および母材データとの比較を十分に行い寿命評価上必要な材料特性は何かを検討し直す必要がある。

参考文献

- 1) G.J. Lloyd and J. Wareing, *Met. Technol.*, 8, 297 (1981)
- 2) ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Sec III, Case N47-14 (1978)
- 3) S.S. Manson, G.R. Halford, and M.H. Hirschberg, *Design for elevated temperature environment* (ed. S.Y. Zamrik), 12-28, (1971), (New York, ASME)
- 4) S.S. Manson, *ASTM STP 520*, 744 (1973)
- 5) G.R. Halford, M.H. Hirschberg and S.S. Manson, *ASTM STP 520*, 658 (1973)
- 6) S.S. Manson, G.R. Halford and A.C. Nachtigall, *NASA TMX-71737* (1975)
- 7) M.H. Hirschberg and G.R. Halford, *MASA TND-8072*
- 8) S.S. Manson and G.R. Halford, (1976) *ASME-MPC Symposium on Creep-Fatigue Interaction*, 283 (1976)
- 9) S.S. Manson, *Time dependent fatigue of structural alloys*, ORNL-5073, 155 (1977)
- 10) S.S. Manson, *ICM 3*, vol. 1, p 13 (1979), Cambridge, England
- 11) L.F. Coffin, Jr., *Time dependent fatigue of structural alloys*, ORNL-507, 37 (1977)
- 12) W.J. Ostergren, *J. Test. Eval.*, 4, 327 (1976)
- 13) S. Majumdar and P.S. Maiya, *J. Eng. Mater. Technol.*, 102, 159 (1980)
- 14) S. Majumdar, *Nucl. Engng.*, 63, 121 (1981)
- 15) B. Tomkins and J. Wareing, *Met. Sci.*, 11, 414 (1977)
- 16) J. Wareing, *Fatigue Eng. Met. Struct.*, 4, 131 (1981)
- 17) R.H. Priest and E.G. Ellison, *Proc. Int. Conf. on Engineering Aspects of Creep*, Sheffield, September 15-19 (1980) 1, (IME, London), 185
- 18) R.H. Priest and E.G. Ellison, *Mat. Sci. Eng.*, 49, 7 (1981)
- 19) J.L. Chaboche, *AGARD CP 243* (1978)
- 20) K.D. Challenger, A.K. Miller and R.L. Langdon, *J. Mater. Energy System*, 3, 51 (1981)

関 連 発 表 論 文

第1章および第2章

- (1) 「オーステナイト系ステンレス鋼SUS321の低サイクル疲労挙動に及ぼす温度，ひずみ速度の影響」

平川賢爾，時政勝行，外山和男

材料，Vol. 27, No. 301, pp. 948-954 (1978-10)

- (2) 「オーステナイト系ステンレス鋼SUS304, 321の高温低サイクル疲労に及ぼすひずみ波形の影響」

平川賢爾，時政勝行，外山和男

鉄と鋼，Vol. 65, No. 7, pp. 906-915 (1979-7)

- (3) 「オーステナイト系ステンレス鋼SUS304, 321の高温低サイクル疲労に及ぼす長時間時効の影響」

平川賢爾，時政勝行，外山和男

鉄と鋼，Vol. 65, No. 7, pp. 916-922 (1979-7)

- (4) 「Creep-Fatigue Properties of Materials for High Temperature Service」

Kenji Hirakawa and Katsuyuki Tokimasa

The Sumitomo Search, No. 26, pp. 118-135 (1983-11)

第3章

- (1) 「SUS304鋼の高温疲労特性に及ぼす雰囲気の影響」

平川賢爾，時政勝行

材料，Vol. 28, No. 308, pp. 386-392 (1979-5)

- (2) 「Environmental Effect on Creep Fatigue Properties of Austenitic Stainless Steel」

K. Hirakawa and K. Tokimasa

Fourth International Conference on Pressure Vessel Technology,

IME, London, Vol. 1, pp. 315-320 (1980-5)

第4章

- (1) 「 $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo鋼のクリープと疲労の重畳効果特性に及ぼす大気雰囲気の影響」

時政勝行, 新田 勲

材料, Vol. 35, No. 390, pp. 267-273 (1986-3)

第5章

- (1) 「高温クリープ疲労特性と引張りおよびクリープ破断特性の関係について」

時政勝行, 新田 勲

材料, Vol. 35, No. 390, pp. 274-279 (1986-3)

第6章

- (1) 「オーステナイト系ステンレス鋼347Hの高温クリープ疲労特性に及ぼす結晶粒径の影響とその表示式について」

時政勝行

材料, Vol. 38, No. 432 pp. 1060-1066 (1989-9)

第7章

- (1) 「疲労とクリープの重畳効果と破壊形態」

平川賢爾, 時政勝行

材料, Vol. 30, No. 328, pp. 65-71 (1981-1)

第8章

- (1) 「高温クリープ疲労き裂進展のひずみ範囲分割法による取扱い」

時政勝行, 田中健一, 新田 勲

材料, Vol. 35, No. 396, pp. 1030-1036 (1986-9)

- (2) 「Experimental Analysis of High Temperature Creep-fatigue Crack Growth Based on Strain Range Partitioning Concept」

K. Tokimasa and K. Tanaka

Role of Fracture Mechanics in Modern Technology, edited by

G.C. Sih et al, North-Holland, pp. 393-407 (1986-6)

第9章

- (1) 「超高压高温プラントにおけるタービン止め弁/制御弁の損傷解析および材料評価」

J. F. DeLong, 石本礼二, 梶谷一郎, 中代雅士, 吉川州彦,

時政勝行, 渡辺 修, 大友 篤, 本田 整

火力原子力発電, Vol. 35, No. 11, pp. 1249-1269 (1984-11)

- (2) 「Failure of 316 Stainless Turbine Valves in Long Term Elevated Temperature Service」

J.F. DeLong, R. Ishimoto, K. Tokimasa, A. Ohtomo and

T. Honda

ASME-MPC Vol. 25, pp. 173-191 (1984-12)

- (3) 「高炉鉄皮の余寿命予測」

森田喜保, 時政勝行

鉄と鋼, Vol. 72, No. 2 pp. 210-217 (1986-2)

- (4) 「High Temperature Fatigue Properties of Large-Diameter Thick-Walled Pipe Materials for Boiler Power Plants」

K. Tokimasa and I. Nitta

The Sumitomo Search No. 28, pp. 87-102 (1983-10)

謝

辞

終りに臨み、本研究の内容を取りまとめるにあたり終始かわらぬ御懇切な御指導と御鞭撻を賜った京都大学工学部教授 大谷隆一博士に深甚な謝意を表します。また、本論文を完成するに際して有益なご助言をいただいた京都大学工学部教授 井上達雄博士ならびに駒井謙治郎博士に厚く御礼申し上げます。本研究は、著者が昭和43年4月に住友金属工業株式会社に入社し、昭和44年4月に中央技術研究所構造体研究室に在籍後、昭和48年より現在の研究開発本部鉄鋼技術研究所基盤技術研究部応用力学研究室において約15年間の間に実施した基礎的研究成果の1つをまとめたものであり、過去10数年にわたって本研究の推進とまとめの機会を与えて頂き、かつ終始御指導御鞭撻いただいた歴代の所長、元副社長 池島俊雄博士、元常務 小田尚輝博士、同西岡邦夫博士、前研究開発本部長 伊藤慶典博士、前鉄鋼技術研究所長 羽田野道春博士ならびに現研究開発本部長 倉重輝明常務、現鉄鋼技術研究所長 京極哲朗取締役および同副所長大谷泰夫博士に厚く御礼申し上げます。

本研究を遂行するにあたり、また多数の住友金属工業株式会社関係各位のご指導、ご助言、ご協力を頂きました。ここに深く謝意を表します。とくに、本研究の開始時より、直属の上司として、多年にわたり御指導、御討論いただいた研究開発本部未来技術研究所長 平川賢爾博士には心より御礼申し上げますとともに氏の卓越された御見識と暖かい御人柄に深い敬意を表する次第です。また、元取締役 行俊照夫博士には高温クリープの専門の立場からの示唆に富むご教示とたゆまぬご支援を頂きました。元発電用鋼管材料研究室長 吉川州彦氏、元特殊管材料研究室長 寺西洋志博士および材料研究室主任研究員 榎木義淳氏には種々の高温強度と問題への著者の研究に対しご助言とご協力を頂きました。前基盤技術研究部長 森田喜保博士には応力解析の面でご協力頂いたばかりでなく、研究室の良き先輩として本論文の完成に向けて長年にわたりご激励を頂きました。さらに応用力学研究室主任研究員 外山和男氏には本研究の初期の重要な時期にご協力を頂き、またシステムエンジニアリング本部主任部員 田中健一博士には本研究の後期にご協力を頂きました。応用力学研究室 宮原光雄氏は本研究の成果の応用とくに変動ひずみ条件下の寿命評価研究でご協力を願いました。10数年にわたる研究の労苦を共にした応用力学研究室 新田 勲氏には、氏の正確無比の実験技術と昼夜を分かたぬ試験機への愛情に敬意を表する次第です。

最後に、本研究は日本材料学会高温強度部門委員会および日本鉄鋼境界高温強度研究委員会高温クリープ疲労試験分科会委員各位の暖かい励ましに負うところ大であり、特に両委員会の活動

に多大の貢献をされた故 平 修二元京都大学工学部教授の暖かい激励の御言葉に負うところ大
であったことを付記して改めて深く謝意を表する次第です。