

高速炉用構造材料の高温き裂進展特性

区 分 変 更	
変更後資料番号	PNC TN 9410 90-105
決裁年月日	平成 10 年 3 月 26 日

1990年7月

動力炉・核燃料開発事業団
大洗工学センター

この資料は、動燃事業団の開発業務を進めるため、限られた関係者だけに配布するものです。従って、その取扱いには十分注意を払って下さい。なお、この資料の供覧、複製、転載、引用等には事業団の承認が必要です。

高速炉用構造材料の高温き裂進展特性

小井 衛* 香川裕之* 小峰龍司* 和田雄作*

要 旨

これまでに取得してきたSUS304, 2.25Cr-1Mo鋼, Mod.9Cr-1Mo鋼の母材や溶接部の, 高温疲労およびクリープき裂進展データをとりとまとめ, 指数関係を仮定して平均線の定式化を行うとともに, 進展速度の確率論的評価を実施した。また実機のき裂進展評価上重要な修正J積分評価に関する知見を得る目的で, 2次元貫通き裂の有限要素法解析を実施し, 試験結果と比較して評価精度の検討を行った。得られた結論は以下の通りである。

- (1) いずれの鋼種においても, 疲労き裂進展速度は繰返しJ積分範囲をパラメータとして, またクリープき裂進展速度は修正J積分をパラメータとして, 評価できることが明らかとなった。
- (2) いずれの鋼種においても, 疲労き裂進展速度, クリープき裂進展速度とも, 圧延材と鍛造材, 母材と溶接部(溶接金属, ボンド部, HAZ部)の間に有意差は認められなかった。
- (3) SUS304, 2.25Cr-1Mo鋼, Mod.9Cr-1Mo鋼の疲労およびクリープき裂進展速度の平均傾向を, 繰返しJ積分範囲および修正J積分をパラメータとした指数則により定式化した。
- (4) 上記の指数則の係数と指数が同時正規確率関数に従うと仮定して, き裂進展速度の確率論的評価を行い, 平均傾向からのバラツキを定式化した。
- (5) 2次元貫通き裂の有限要素法解析結果から, 修正J積分の時間積分であるクリープJ積分範囲の簡易予測式を開発した。この式による予測結果を試験結果と比較した結果, 良好な一致を示すことが明らかとなり, これまでに動燃事業団が開発してきた3次元表面き裂のJ積分評価法の妥当性が確認された。

* 大洗工学センター, 機器構造開発部, 材料開発室

Crack Growth Properties of FBR Structural Materials at Elevated Temperature

M. Koi* H. Kagawa* R. Komine* Y. Wada*

Abstract

Fatigue and creep crack growth data of SUS304 stainless steel, 2.25Cr-1Mo steel and Mod.9Cr-1Mo steel, which were accumulated in PNC in last several years, were treated as a data base. Average trend equations of crack growth rate were proposed and also statistical analysis was carried out. Finite Elements analysis of center cracked tensioned plate was performed and simplified prediction method of modified J-integral J' (C^*) was developed. Obtained results are summarized as follows:

- (1) In all tested materials, fatigue crack growth rate and creep crack growth rate were successfully represented using cyclic J-integral range ΔJ and modified J-integral J' , respectively.
- (2) In all tested materials, meaningful difference of crack growth rate could not be detected between hot rolled plate and forged material, and also between base metal and welded material.
- (3) Averaged trend equations of fatigue crack growth rate and creep crack growth rate of all tested materials were proposed on the basis of power law with cyclic J-integral range and modified J-integral, respectively.
- (4) Assuming that the coefficient and exponent of the above power law obey joint normal distribution, statistical analysis of crack growth rate was carried out and relationship between variance and ΔJ , J' were obtained.
- (5) Simplified method was developed to predict modified J-integral of center cracked tensioned plate. Prediction results show good agreement with experimental results, and this fact suggests that J-integral evaluation method of 3-dimensional surface crack, which has been developed in PNC, has good prediction accuracy.

* Material Development Section, Systems and Components Division, Oarai Engineering Center

目 次

1. 緒 言	1
2. 試験方法	3
2.1 試験の概要	3
2.2 供試材料	3
2.3 試験片形状	3
2.4 試験装置	4
2.5 データ整理	4
3. 試験結果	5
3.1 SUS304の高温き裂進展特性	5
3.1.1 疲労き裂進展特性	5
3.1.2 クリープき裂進展特性	5
3.2 2.25Cr-1Mo鋼の高温き裂進展特性	6
3.2.1 疲労き裂進展特性	6
3.2.2 クリープき裂進展特性	6
3.3 Mod.9Cr-1Mo鋼の高温き裂進展特性	6
3.3.1 疲労き裂進展特性	6
3.3.2 クリープき裂進展特性	7
4. き裂進展データの定式化と確率論的評価	8
4.1 評価手順	8
4.2 m と c の平均と分散	8
4.3 平均線のバラツキ評価法	8
4.4 平均線のバラツキ評価結果	10
4.5 き裂進展速度の分散評価	10
5. SUS304のクリープJ積分範囲評価法	12
6. 結 言	14

謝 辞	16
参考文献	17
付録A-1. 疲労/クリープき裂発生に関する予備的な文献調査結果	117
付録A-2. Studentのt分布を用いたSUS304鋼クリープき裂進展速度の 確率論的評価の試み	121
付録A-3. SUS304鋼のクリープJ積分範囲の有限要素法解析	125

LIST OF TABLES

Table 1	Conditions of fatigue crack growth tests	19
Table 2	Conditions of creep crack growth tests	20
Table 3	Chemical composition, heat treatment and certified test results for SUS304 plate	21
Table 4	Chemical composition, heat treatment and certified test results for 2.25Cr-1Mo steel plate	22
Table 5	Chemical composition, heat treatment and certified test results for Mod.9Cr-1Mo steel plate	23
Table 6	Chemical composition, heat treatment and certified test results for SUS304 forging	24
Table 7	Chemical composition, heat treatment and certified test results for Mod.9Cr-1Mo steel forging	25
Table 8	Welding procedure	26
Table 9	Means, varianses and correlation coefficients of log C and m	27
Table 10	$\overline{\sigma}^2$ values of tested materials	27

LIST OF FIGURES

Fig. 1	Relationship between da/dN and ΔJ for SUS304	28
Fig. 2	Relationship between da/dN and ΔJ for SUS304	29
Fig. 3	Relationship between da/dN and ΔJ for SUS304	30
Fig. 4	Relationship between da/dN and ΔJ for SUS304	31
Fig. 5	Relationship between da/dN and ΔJ for SUS304	32
Fig. 6	Relationship between da/dN and ΔJ for SUS304	33
Fig. 7	Relationship between da/dt and J' for SUS304	34
Fig. 8	Relationship between da/dt and J' for SUS304	35
Fig. 9	Relationship between da/dt and J' for SUS304	36
Fig. 10	Relationship between da/dt and J' for SUS304	37
Fig. 11	Relationship between da/dN and ΔJ for 2.25Cr-1Mo steel	38
Fig. 12	Relationship between da/dN and ΔJ for 2.25Cr-1Mo steel	39
Fig. 13	Relationship between da/dN and ΔJ for 2.25Cr-1Mo steel	40
Fig. 14	Relationship between da/dN and ΔJ for 2.25Cr-1Mo steel	41
Fig. 15	Relationship between da/dN and ΔJ for 2.25Cr-1Mo steel	42
Fig. 16	Relationship between da/dN and ΔJ for 2.25Cr-1Mo steel	43
Fig. 17	Relationship between da/dN and ΔJ for 2.25Cr-1Mo steel	44
Fig. 18	Relationship between da/dt and J' for 2.25Cr-1Mo steel	45
Fig. 19	Relationship between da/dt and J' for 2.25Cr-1Mo steel	46
Fig. 20	Relationship between da/dt and J' for 2.25Cr-1Mo steel	47
Fig. 21	Relationship between da/dt and J' for 2.25Cr-1Mo steel	48
Fig. 22	Relationship between da/dt and J' for 2.25Cr-1Mo steel	49
Fig. 23	Relationship between da/dt and J' for 2.25Cr-1Mo steel	50
Fig. 24	Relationship between da/dN and ΔJ for Mod.9Cr-1Mo steel	51
Fig. 25	Relationship between da/dN and ΔJ for Mod.9Cr-1Mo steel	52
Fig. 26	Relationship between da/dN and ΔJ for Mod.9Cr-1Mo steel	53

Fig. 27	Relationship between da/dN and ΔJ for Mod. 9Cr-1Mo steel	54
Fig. 28	Relationship between da/dN and ΔJ for Mod. 9Cr-1Mo steel	55
Fig. 29	Relationship between da/dN and ΔJ for Mod. 9Cr-1Mo steel	56
Fig. 30	Relationship between da/dN and ΔJ for Mod. 9Cr-1Mo steel	57
Fig. 31	Relationship between da/dN and ΔJ for Mod. 9Cr-1Mo steel	58
Fig. 32	Relationship between da/dt and J' for Mod. 9Cr-1Mo steel	59
Fig. 33	Relationship between da/dt and J' for Mod. 9Cr-1Mo steel	60
Fig. 34	Relationship between da/dt and J' for Mod. 9Cr-1Mo steel	61
Fig. 35	Relationship between da/dt and J' for Mod. 9Cr-1Mo steel	62
Fig. 36	Relationship between da/dt and J' for Mod. 9Cr-1Mo steel	63
Fig. 37	Relationship between da/dt and J' for Mod. 9Cr-1Mo steel	64
Fig. 38	Relationship between da/dt and J' for Mod. 9Cr-1Mo steel	65
Fig. 39	Distribution of $\log C$ plotted on normal probability paper (SUS304/Fatigue)	66
Fig. 40	Distribution of m plotted on normal probability paper (SUS304/Fatigue)	67
Fig. 41	Distribution of $\log C$ plotted on normal probability paper (SUS304/Creep)	68
Fig. 42	Distribution of m plotted on normal probability paper (SUS304/Creep)	69
Fig. 43	Distribution of $\log C$ plotted on normal probability paper (2. 25Cr-1Mo/Fatigue)	70
Fig. 44	Distribution of m plotted on normal probability paper (2. 25Cr-1Mo/Fatigue)	71
Fig. 45	Distribution of $\log C$ plotted on normal probability paper (2. 25Cr-1Mo/Creep)	72
Fig. 46	Distribution of m plotted on normal probability paper (2. 25Cr-1Mo/Creep)	73

Fig. 47	Distribution of log C plotted on normal probability paper (Mod. 9Cr-1Mo/Fatigue)	74
Fig. 48	Distribution of m plotted on normal probability paper (Mod. 9Cr-1Mo/Fatigue)	75
Fig. 49	Distribution of log C plotted on normal probability paper (Mod. 9Cr-1Mo/Creep)	76
Fig. 50	Distribution of m plotted on normal probability paper (Mod. 9Cr-1Mo/Creep)	77
Fig. 51	Relationship between log C and m (SUS304/Fatigue)	78
Fig. 52	Relationship between log C and m (SUS304/Creep)	79
Fig. 53	Relationship between log C and m (2.25Cr-1Mo/Fatigue)	80
Fig. 54	Relationship between log C and m (2.25Cr-1Mo/Creep)	81
Fig. 55	Relationship between log C and m (Mod. 9Cr-1Mo/Fatigue)	82
Fig. 56	Relationship between log C and m (Mod. 9Cr-1Mo/Creep)	83
Fig. 57	Average trend line and 99% confidence interval (SUS304/Fatigue/Method ①)	84
Fig. 58	Average trend line and 99% confidence interval (SUS304/Fatigue/Method ②)	85
Fig. 59	Average trend line and 99% confidence interval (SUS304/Fatigue/Method ③)	86
Fig. 60	Average trend line and 99% confidence interval (SUS304/Fatigue/Method ④)	87
Fig. 61	Average trend line and 99% confidence interval (SUS304/Creep/Method ①)	88
Fig. 62	Average trend line and 99% confidence interval (SUS304/Creep/Method ②)	89
Fig. 63	Average trend line and 99% confidence interval (SUS304/Creep/Method ③)	90

Fig. 64	Average trend line and 99% confidence interval (SUS304/Creep/Method ④)	91
Fig. 65	Average trend line and 99% confidence interval (2.25Cr-1Mo/Fatigue/Method ①)	92
Fig. 66	Average trend line and 99% confidence interval (2.25Cr-1Mo/Fatigue/Method ②)	93
Fig. 67	Average trend line and 99% confidence interval (2.25Cr-1Mo/Fatigue/Method ③)	94
Fig. 68	Average trend line and 99% confidence interval (2.25Cr-1Mo/Fatigue/Method ④)	95
Fig. 69	Average trend line and 99% confidence interval (2.25Cr-1Mo/Creep/Method ①)	96
Fig. 70	Average trend line and 99% confidence interval (2.25Cr-1Mo/Creep/Method ②)	97
Fig. 71	Average trend line and 99% confidence interval (2.25Cr-1Mo/Creep/Method ③)	98
Fig. 72	Average trend line and 99% confidence interval (2.25Cr-1Mo/Creep/Method ④)	99
Fig. 73	Average trend line and 99% confidence interval (Mod. 9Cr-1Mo/Fatigue/Method ①)	100
Fig. 74	Average trend line and 99% confidence interval (Mod. 9Cr-1Mo/Fatigue/Method ②)	101
Fig. 75	Average trend line and 99% confidence interval (Mod. 9Cr-1Mo/Fatigue/Method ③)	102
Fig. 76	Average trend line and 99% confidence interval (Mod. 9Cr-1Mo/Fatigue/Method ④)	103
Fig. 77	Average trend line and 99% confidence interval (Mod. 9Cr-1Mo/Creep/Method ①)	104

Fig. 78	Average trend line and 99% confidence interval (Mod. 9Cr-1Mo/Creep/Method ②)	105
Fig. 79	Average trend line and 99% confidence interval (Mod. 9Cr-1Mo/Creep/Method ③)	106
Fig. 80	Average trend line and 99% confidence interval (Mod. 9Cr-1Mo/Creep/Method ④)	107
Fig. 81	Average trend line and 1σ confidence interval (SUS304/Fatigue)	108
Fig. 82	Average trend line and 1σ confidence interval (SUS304/Creep)	109
Fig. 83	Average trend line and 1σ confidence interval (2. 25Cr-1Mo/Fatigue)	110
Fig. 84	Average trend line and 1σ confidence interval (2. 25Cr-1Mo/Creep)	111
Fig. 85	Average trend line and 1σ confidence interval (Mod. 9Cr-1Mo/Fatigue)	112
Fig. 86	Average trend line and 1σ confidence interval (Mod. 9Cr-1Mo/Creep)	113
Fig. 87	Prediction results of creep J-integral range using this method	114
Fig. 88	Calculation method of creep J-integral range for the case that crack grows	116

1. 緒 言

高速増殖炉の構造健全性評価を目的として、破壊力学的手法が適用されるようになってきた。しかもその適用範囲は拡大され、従来のLBB成立性確認研究にとどまらず、寿命予測や供用期間中の破損確率評価等を通して、信頼性評価の分野にも及ぶようになりつつある。破壊力学を用いた信頼性評価は、①き裂発生、②き裂進展、③破壊、の3ステップの評価により成っているが、本報では、上記の3ステップのうち、②き裂進展特性に関して報告する。但し、①き裂発生に関して予備的な文献調査を行ったので¹⁾⁻⁹⁾、その結果を付録A-1に示した。また③破壊特性に関しては、別報にて報告している⁹⁾。

クリープ変形を考慮する必要のない低温域では、疲労き裂進展速度は、応力拡大係数をパラメータとして評価され、その進展の第2ステップでは、進展速度と応力拡大係数範囲とが両対数プロット上で線形関係を有するという、いわゆるParis則が成立する。クリープ変形が無視しえない高温域では、疲労き裂進展速度は、応力拡大係数ではなく繰返しJ積分範囲をパラメータとして、より良好に評価されることが報告されている¹⁰⁾。またクリープき裂進展評価に関しても、これまでに多くの研究がなされているが、現状ではその評価パラメータとして、修正J積分が最有力視されている¹¹⁾。このような結果は、動燃事業団（以下PNCと略称する）の委託によるFCC委員会での系統的な試験研究によっても確認され¹²⁾⁻¹⁵⁾、かつSUS304鋼の高温疲労およびクリープき裂進展に関する貴重なデータが取得された。この後、PNC内部実施やKOM委託¹⁶⁾⁻²⁵⁾を通して、2.25Cr-1Mo鋼やMod.9Cr-1Mo鋼に関しても、高温き裂進展データの整備が進められてきた。

高速増殖炉のLBB成立性確認や信頼性評価に際して主として必要とされるき裂進展データは、 $10^{-5} \sim 10^{-2}$ mm/cycleの領域の疲労き裂進展データと、 $10^{-6} \sim 10^{-4}$ mm/hourの領域のクリープき裂進展データである。このうち、疲労き裂進展データは上記の全領域にわたって取得可能であるが、クリープき裂進展データに関しては、試験時間の制約から 10^{-4} mm/hour程度のデータ取得が限界であり、これより遅い領域のクリープき裂進展速度は、データを外挿して評価する必要がある。このような外挿評価に際しては、取得したデータの平均傾向の回帰式を単に外挿するのでは危険側の評価となる可能性が危惧され、外挿の信頼性を向上するためには、データのバラツキを考慮した確率論的き裂進展評価が必要とな

る。またこれとは別に、近年著しい発展を遂げてきた確率論的破壊力学による破損確率評価を、2重管SG等の高速増殖炉部材の評価に適用する際にも、き裂進展特性の確率論的評価は不可欠である。

本報では、これまでに取得してきたSUS304、2.25Cr-1Mo鋼、Mod.9Cr-1Mo鋼の母材や溶接部の高温疲労およびクリープき裂進展データをとりまとめ、確率論的評価を行った結果を報告する。き裂進展特性の確率論的評価に関しては、いくつかの報告がなされているが²⁶⁾⁻³¹⁾、その評価手法に関する統一の見解は得られていないのが現状である。そこで本報においても、現状で考えられる数通りの手法を試み、その優劣を検討した。また、実機のき裂進展解析を行う上で最も重要な修正J積分評価に関し、渡士等(PNC)により提案されている有限要素法解析に基づいた手法³²⁾³³⁾の評価精度を、Ainsworth等(CEGB)の手法³⁴⁾⁻³⁵⁾の精度と比較しながら、検討した結果についても報告する。

2. 試験方法

2.1 試験の概要

緒言でも述べたように、本報ではPNC内部実施データのほかに、FCC委員会でのデータ^{(12)~(15)}とKOM委託によるデータ^{(16)~(25)}をまとめて評価に用いている。Table 1とTable 2に疲労き裂進展試験とクリープき裂進展試験の条件と試験片本数を示す。表中GESCはステップクーリング、クリープ損傷材と疲労損傷材はあらかじめクリープあるいは疲労負荷により損傷を与えた材料である。疲労試験においてSUS304・圧延材・母材のデータが多いが、これはFCC委員会において標準試験法を定めるために、参加各機関によるラウンドロビン試験を行ったためで、従ってこのデータの中には試験機関、試験片形状及び試験方法等が異なることに起因するバラツキが含まれていると考えるべきである。他の鋼種に関しては、標準試験法を用いて1ないし2機関でデータが取得されており、試験機関によるデータのバラツキは少ないと考えられる。またクリープ試験に関しては、比較的統一された試験法により限定された機関にてデータ取得がなされており、試験方法によるデータのバラツキは少ないと考えられる。本節ではFCC委員会で定められた標準試験法に従ってPNC内部で実施した試験方法について述べる（他機関の試験方法の詳細については文献を参照のこと）。なお供試材は全機関で共通材料を使用している。

2.2 供試材料

本き裂進展試験に用いた供試材料であるSUS304、2.25Cr-1Mo鋼、及びMod. 9Cr-1Mo鋼の圧延材並びにSUS304及びMod. 9Cr-1Mo鋼の鍛造材の化学組成、熱処理及び確性試験結果をTable 3~Table 7に示す。また、各鋼種の溶接施工条件をTable 8に示す。

2.3 試験片形状

試験片としてはCT試験片及びCCT試験片を用い、初期き裂はき裂進展速度の最も速い主圧延方向または主鍛造方向に作成した。なおクリープき裂進展試験では、き裂のトンネリングの防止及びき裂面にクリープ変形を集中させるためにサイドグループ加工を行

った。

2.4 試験装置

疲労き裂進展試験は電気油圧サーボ型試験機を用い、クリープき裂進展試験は堅型単テコ荷重式試験機を用いた。破壊力学パラメータを求めるため、ひずみゲージ型伸び計を用いゲージ長5mmのき裂開口変位を求めた。また、き裂長さは交流電位差計または直流電位差計で測定した。

2.5 データ整理

き裂長さは、電位差計の出力をもとにJohnsonの式³⁶⁾から求めた。また、き裂進展速度は7点多項式近似法により求めた。

疲労き裂進展速度は繰返しJ積分範囲 ΔJ を用い、またクリープき裂進展速度は修正J積分 J' を用いてそれぞれ整理した。一例として、CCT試験片の繰返しJ積分範囲と修正J積分の算出に用いた簡易評価式を(1)(2)式に示す。³⁷⁾

$$\Delta J = \frac{\Delta K^2}{E} + \frac{S_p}{B b} \quad \dots\dots (1)$$

ただし、 ΔK : 応力拡大係数範囲 E : ヤング率 B : 板厚
 S_p : 荷重-き裂開口変位の履歴曲線から得られるエネルギー
 b : リガメント半長

$$J' = \frac{\alpha - 1}{\alpha + 1} \cdot \frac{P \dot{\delta}}{2 B b} \quad \dots\dots (2)$$

ただし、 P : 荷重 $\dot{\delta}$: き裂開口変位速度 B : 板厚
 b : リガメント半長 α : Norton則の応力指数

3. 試験結果

3.1 SUS304の高温き裂進展特性

3.1.1 疲労き裂進展特性

まず、本試験の全データについてき裂進展速度を繰返しJ積分で整理した結果をFig. 1に示す。多数の機関によるラウンドロビン試験により取得されたデータであるため全体的にバラツキが大きい、 da/dN が ΔJ で試験片形状や試験温度にかかわらず一つのバンドで整理できることがわかる。

圧延材と鍛造材を同一試験温度で比較したグラフをFig. 2及びFig. 3に示す。同一 ΔJ において鍛造材の da/dN が圧延材に比べて若干小さい傾向が認められるもののその差はわずかである。温度による効果をFig. 4に示す。550℃と650℃における $da/dN - \Delta J$ 関係がバラツキの範囲内ではほぼ一致する傾向が認められる。溶接金属及びBondの $da/dN - \Delta J$ 関係を母材と比較した結果をそれぞれFig. 5, Fig. 6に示す。溶接部と母材のき裂進展特性が同一の $da/dN - \Delta J$ 関係で一義的に整理できた。

以上の検討により、圧延材と鍛造材の違い、温度の違い及び母材と溶接部の違いによりSUS304の高温き裂進展特性がほとんど変わらないかあるいは違ってもその差がわずかであることがわかった。そこで4節の定式化及び確率論的評価においては、上記の全データをひとまとめにして、一つのデータ群として取り扱うことにした。

3.1.2 クリープき裂進展特性

まず、本試験の全データについてき裂進展速度を修正J積分で整理した結果をFig. 7に示す。試験条件によるバラツキが少なく、 da/dt が J' で整理できることがわかる。

温度による効果について調べた結果をFig. 8に、また溶接金属及びBondの $da/dt - J'$ 関係を母材と比較した結果をFig. 9, Fig. 10にそれぞれ示す。温度差や溶接部と母材の差によらずき裂進展特性が同一の $da/dt - J'$ 関係で一義的に整理できる傾向が認められる。

3.2 2.25Cr-1Mo鋼の高温き裂進展特性

3.2.1 疲労き裂進展特性

まず、本試験の全データについてき裂進展速度を繰返しJ積分で整理した結果をFig.11に示す。試験条件によるバラツキは少なく、 da/dN が ΔJ で整理できることがわかる。

温度による効果を調べた結果をFig.12に、また溶接金属、Bond、及びHAZの $da/dN - \Delta J$ 関係を母材と比較した結果をそれぞれFig.13～Fig.15にそれぞれ示す。温度の違いや溶接部と母材の違いによらず、 $da/dN - \Delta J$ 関係が一致することがわかる。

加熱脆化処理材（GESC材）の試験結果をFig.16に示す。GESC材は受入材を所定の条件で加熱後段階的に冷却する熱処理（GE step Cooling）を与えた試験片を用いた。また、クリープ損傷材の試験結果をFig.17に示す。クリープ損傷材は受入材を所定の条件でクリープ損傷させた試験片を用いた。GESC材とクリープ損傷材の $da/dN - \Delta J$ 関係は母材と一致することがわかる。

3.2.2 クリープき裂進展特性

まず、本試験の全データについてき裂進展速度を修正J積分で整理した結果をFig.18に示す。試験条件によるバラツキが少なく、 da/dt が J' で整理できることがわかる。

温度による効果について調べた結果をFig.19に、また溶接金属、Bond、及びHAZの $da/dt - J'$ 関係を母材と比較した結果をそれぞれFig.20～Fig.22に示す。また、疲労損傷材の試験結果をFig.23に示す。疲労損傷材は受入材を所定の条件で疲労損傷させた試験片を用いた。本試験の範囲内では、全てのデータは同一の $da/dt - J'$ 関係で評価できると判断される。

3.3 Mod.9Cr-1Mo鋼の高温き裂進展特性

3.3.1 疲労き裂進展特性

まず、本試験の全データについてき裂進展速度を繰返しJ積分で整理した結果をFig.24に示す。試験条件によるバラツキは大きい、 da/dN が ΔJ でほぼ整理できることがわかる。

圧延材と鍛造材の $da/dN-\Delta J$ 関係をFig. 25に示す。鍛造材のき裂進展速度が圧延材に比べ小さい傾向が認められる。温度による効果を調べた結果をFig. 26とFig. 27に示す。600℃におけるき裂進展速度が500℃に比べ大きい傾向が認められる。溶接金属、Bond、HAZ及びHAZ軟化域の $da/dN-\Delta J$ 関係を母材と比較して、それぞれFig. 28～Fig. 31に示す。溶接金属、Bond、HAZの $da/dN-\Delta J$ 関係は母材のそれと一致しているが、HAZ軟化域のき裂進展速度が母材に比べ大きい傾向が認められる。

以上の検討により、素材の製造方法や温度、試験片の採取位置の違いにより、疲労き裂進展速度に若干の差異が認められることがわかった。しかしながらデータ点数が少ないこと及び差を生じる原因が必ずしも明確でないことから、データのバラツキとして処理し、4節の定式化及び確率論的評価では全データをひとまとめにして一つのデータ群として取り扱うことにした。

3.3.2 クリープき裂進展特性

まず、本試験の全データについてき裂進展速度を修正J積分で整理した結果をFig. 32に示す。試験条件によるバラツキが大きいですが、 da/dt が J' でほぼ整理できることがわかる。

圧延材（500℃、600℃）と鍛造材（550℃）の $da/dt-J'$ 関係をFig. 33に示す。550℃の鍛造材と500℃の圧延材の $da/dt-J'$ 関係がほぼ一致するものの、600℃の圧延材のき裂進展速度は他に比べて大きい傾向が認められる。これは600℃では試験片のリガメント部が大きくクリープ変形し、開口変位を過大評価することが原因であると考えられる。¹⁹⁾

圧延材の溶接金属、Bond、及びHAZの500℃での $da/dt-J'$ 関係をそれぞれFig. 34～Fig. 36に、また鍛造材の溶接金属及びHAZの550℃での $da/dt-J'$ 関係をそれぞれFig. 37、Fig. 38に示す。溶接部と母材の $da/dt-J'$ 関係が一致することがわかる。

以上の結果から、4節の定式化及び確率論的評価では600℃のデータはすべて除いて、他のデータをひとまとめにして一つのデータ群として取り扱うことにした。

4. き裂進展データの定式化と確率論的評価

4.1 評価手順

以下の手順で、き裂進展データの確率論的評価を実施した。

- (i) 試験片1個分のデータを、(3)(4)式に示す指数則に従って定式化し、 m と c を算出する。

$$da/dN = C (\Delta J)^m \quad (\text{疲労き裂進展}) \quad (3)$$

$$da/dt = C (J')^m \quad (\text{クリープき裂進展}) \quad (4)$$

この際、試験片1個毎にデータのバラツキを表わす分散 σ^2 が得られるが、各鋼種および疲労/クリープ別の分散 σ^2 の平均を $\overline{\sigma^2}$ とおく。

- (ii) 各鋼種毎および疲労/クリープ別に、 m と $\log C$ （以下 $c = \log C$ とおく）が正規確率分布に従うと仮定して、その平均 μ_m 、 μ_c と分散 σ_m^2 、 σ_c^2 と求める。
- (iii) μ_m と μ_c で表わされる線が、データの平均線を推定した線である。これに対する平均線のバラツキを、 σ_m^2 、 σ_c^2 を用いて評価する。
- (iv) き裂進展速度の分散を、(3)で得られた平均線の分散と(1)で得られた分散 $\overline{\sigma^2}$ の和で表わす。

4.2 m と c の平均と分散

(3)(4)式に従って、各試験片データから求めた m と $c = \log C$ を、正規確率紙にプロットした結果をFig. 39～Fig. 50に示す。本報では m 、 c ともに正規確率分布に従うと仮定して、以下の検討を実施した。各試験片データの長さを重み関数として、各鋼種毎および疲労/クリープ別に m と c の平均値 μ_m 、 μ_c と分散 σ_m^2 、 σ_c^2 を求めた結果をTable 9に示す。疲労およびクリープき裂進展特性に関する平均線は、Table 9中の μ_m と μ_c を(3)(4)式に代入することによって、推定される。

4.3 平均線のバラツキ評価法

平均線のバラツキを、以下の4通りの手法を用いて評価した。

- ① m 、 c とも正規分布し、かつ両者に全く相関が無い場合

- ② c が正規分布し、かつ m が一定と仮定する場合 ^{26) 30)}
- ③ c が $c = A + Bm$ で m に従属し、かつ m が正規分布すると仮定する場合 ^{26) 30)}
- ④ c と m が同時正規確率分布に従う場合 ²⁹⁾

以上の4通りの評価手法を、以下に概説する。

・ 手法①

き裂進展速度を V とおき、(3)(4)式中の ΔJ と J' をパラメータ J で代表させる。

$v = \log V$, $c = \log C$ とおくと、(3)(4)式は、

$$v = c + m \log J \quad (5)$$

c と m に相関が無い場合、 v の分散 σ_v^2 は、

$$\sigma_v^2 = \sigma_c^2 + \sigma_m^2 (\log J)^2 \quad (6)$$

ここで σ_c^2 σ_m^2 は c , m の分散で、その値は Table 9 に示される。

・ 手法②

簡単のため m を一定と仮定すると、(5)式より v の分散は J の値に関係なく、

$$\sigma_v^2 = \sigma_c^2 \quad (7)$$

で表わされる。

・ 手法③

各鋼種毎および疲労/クリープ別の $c = \log C$ と m の関係を Fig. 51~Fig. 56 に示す。

酒井等 ²⁶⁾ や市川等 ³⁰⁾ に従って、両者の間に完全な線形関係が存在すると仮定すると、(5)式より

$$\sigma_v^2 = \sigma_m^2 (B + \log J)^2 \quad (8)$$

が得られる。但し B は、 $c = A + Bm$ と近似したときの傾きであり、その値は Fig. 51~Fig. 56 中に示した。Fig. 51~Fig. 56 から分かる様に、 c と m との間にほとんど相関が無く、両者の間に線形関係を仮定することが無理な場合もあるが、この場合にも比較のため、機械的にデータ処理を行った。

・ 手法④

c と m が同時正規確率分布に従う場合の、進展速度 v の平均値と分散が(9)(10)式で表わされることが、権等 ²⁹⁾ により示されている。

$$\mu_v = \mu_c + \mu_m \log J \quad (9)$$

$$\sigma_v^2 = \sigma_c^2 + 2r\sigma_c\sigma_m \log J + (\sigma_m \log J)^2 \quad (10)$$

ここで r は、 m と c の相関係数であり、 $r = 0$ のとき m と c は無相関、 $r = -1$ のとき完全な負の相関、 $r = 1$ のとき完全な正の相関となる。 $r = 0$ のとき(10)の式は(6)式に一致し、 $r \pm 1$ のとき(10)式は(8)式に一致する。また(10)式で $\sigma_m = 0$ とおくと(7)式に一致する。従って(10)式は、(6)(7)(8)式を特別な場合として包含するより一般的な式と考えられ、(10)式に実験データから得られた相関関係 r を代入して得られた σ_v^2 が、上記4式の中で最も信頼できると考えられる。

4.4 平均線のバラツキ評価結果

SUS304の圧延材、鍛造材、溶接部（550～650℃）、2.25Cr-1Mo鋼の圧延材、溶接部（500～550℃）およびMod.9Cr-1Mo鋼の圧延材、鍛造材、溶接部（500～550℃）の疲労およびクリープき裂進展に関する平均線のバラツキを、4.3節の4通りの手法を用いて評価した結果をFig. 57～Fig. 80に示す。図中には平均線の99%信頼区間を算出した結果と μ_m 、 μ_c で表わされる平均線の推定線を、実験データと比較して示している。

平均線の信頼区間はSUS304の疲労き裂進展データにおいて最も広いが、これは2.1節でも述べた様に、多数の機関によるラウンドロビン試験によりデータを取得したためである。

評価手法別に信頼区間の広がり进行比较すると、 m と c を無相関とした手法①において最も広い信頼区間を示しているのに対し、 m が一定もしくは m と c の間に完全な相関があると仮定した手法②③では他に比較して狭い信頼区間を示している。手法④の信頼区間はこれらの中間の広がりを示している。なおTable 9において、 m と c の相関係数 r が0に近い場合（例えば2.25Cr-1Mo鋼の場合）には、手法①と手法④の信頼区間がほぼ一致する傾向を示している。

4.5 き裂進展速度の分散評価

平均線のバラツキ評価は、手法④で行うものとする。従ってき裂進展速度の平均線の推定値 μ_v は(9)式で、またこの推定値からの平均線のバラツキは(10)式の分散 σ_v^2 で表わされるものとする。 \log （き裂進展速度）の予測値は、平均線から分散 $\overline{\sigma^2}$ でばらついて

おり、従ってlog(き裂進展速度)の平均 μ_{CGR} と分散 σ^2_{CGR} は、

$$\mu_{\text{CGR}} = \mu_v = \mu_c + \mu_m \log J \quad (1)$$

$$\begin{aligned} \sigma^2_{\text{CGR}} &= \sigma_v^2 + \overline{\sigma}^2 \\ &= \overline{\sigma}^2 + \sigma_c^2 + 2\tau\sigma_c\sigma_m \log J + (\sigma_m \log J)^2 \end{aligned} \quad (2)$$

で表わされる。各鋼種毎および疲労/クリープ別の $\overline{\sigma}^2$ の値をTable 10に示す。また(1)式から定められる平均線の推定線および、(2)式で定められる $1\sigma_{\text{CGR}}$ に対応する信頼区間を、実験データと比較してFig. 81~Fig. 86に示す。図より、鋼種別にあるいは疲労/クリープ別に、信頼区間の広がりが大きく異なる傾向が認められる。このような傾向はデータを取得した機関の数などにも依存していると予想され、今後より詳細な検討が必要と考えられる。

付録A-2に、Studentのt分布を用いてSUS304のクリープき裂進展速度の確率論的評価を試みた結果を示す。

5. SUS304鋼のクリープ J 積分範囲評価法

前節までの検討により、SUS304鋼、2.25Cr-1Mo鋼、Mod.9Cr-1Mo鋼の母材や溶接部の疲労およびクリープき裂進展速度と、破壊力学パラメータ（繰返し J 積分範囲や修正 J 積分）との関係が明らかになった。これらの関係を用いて実機のき裂進展解析を行うためには、3次元表面き裂先端での繰返し J 積分範囲や修正 J 積分のき裂進展の伴う変化を、簡便かつ精度良く評価できる手法が必要である。このため、Ainsworth等 (CEGB) ^{34) 35)}により参照応力 (reference stress) に基づく簡易評価手法が、また渡士等 (PNC) ^{32) 33)}により有限要素法解析に基づいた評価手法がそれぞれ提案されている。本節では、破壊力学パラメータのうち高速増殖炉のき裂進展解析上特に重要な、修正 J 積分あるいはクリープ J 積分範囲（修正 J 積分を時間で積分したパラメータ）に関して、上記手法の予測精度を SUS304鋼に関する実験結果と比較して検討する。

Ainsworth等の提案する修正 J 積分 J' 評価手法は、次式で表される。

$$J' = \sigma_{ref} \cdot \epsilon_c(\sigma_{ref}, \epsilon_c) \cdot R \quad (13)$$

ここで σ_{ref} は参照応力であり、 P を負荷荷重、 P_L を塑性崩壊荷重、 σ_Y を降伏応力とすると

$$\sigma_{ref} = P \cdot \sigma_Y / P_L \quad (14)$$

で表される（単純な引張負荷の場合は、 $\sigma_{ref} = \sigma_{net}$ （正味応力））。また $\epsilon_c(\sigma_{ref}, \epsilon_c)$ は、応力 σ_{ref} 、累積クリープひずみ ϵ_c のときのクリープひずみ速度で、その算出にあたってはひずみ硬化則が用いられる。R は長さの単位を有する、物理的意味のやや曖昧なパラメータであり、K を応力拡大係数とすると次式で表される。

$$R = (K / \sigma_{ref})^2 \quad (15)$$

有限要素法解析に基づくクリープ J 積分範囲評価法の評価精度を検討する目的で、SUS304鋼の中央切欠付き平板（2次元）が一定荷重を 10^3 時間受ける場合を対象として、一連の有限要素法解析を実施した。解析の詳細は、付録 A-3 に示す。解析結果をまとめ、次式に示すクリープ J 積分範囲 ΔJ_c (kgf/mm) 簡易評価式を得た。但しここでは、き裂は進展せず、一定長さを保つことを前提としている。また (15) 式の適用範囲は、付録 A-3 に示す解析条件範囲内であることを付け加えておく。

$$\Delta J_c = A \cdot K^{4.5} \cdot t^{0.9} \quad (16)$$

ここで、 K は荷重保持開始時の応力拡大係数 ($\text{kg f} / \text{mm}^{1.5}$)、 t は保持開始後の時間 (hour) である。また A は温度に依存する定数で、 500°C で $A = 7.0 \times 10^{-12}$ 、 550°C で $A = 6.2 \times 10^{-11}$ 、 650°C で $A = 1.7 \times 10^{-8}$ である。

クリープ J 積分範囲評価結果と比較するために用いた試験結果は、板幅 20mm、板厚 5mm (サイドグループ底厚さ 4mm) の中央切欠付き試験片を用いた次の 4 データとした：① 550°C 、 $\sigma_{\text{gross}} = 14.7 \text{ kg f} / \text{mm}^2$ 、初期き裂長さ $2 a_i = 4.2 \text{ mm}$ 、② 650°C 、 $\sigma_{\text{gross}} = 12.0 \text{ kg f} / \text{mm}^2$ 、 $2 a_i = 9.0 \text{ mm}$ 、③ 650°C 、 $\sigma_{\text{gross}} = 10.0 \text{ kg f} / \text{mm}^2$ 、 $2 a_i = 7.8 \text{ mm}$ 、④ 650°C 、 $\sigma_{\text{gross}} = 9.0 \text{ kg f} / \text{mm}^2$ 、 $2 a_i = 8.8 \text{ mm}$ 。

以上の 4 データに関し、クリープ J 積分範囲評価結果と試験結果を、Fig. 87 に比較して示す。試験結果ではき裂進展を伴っているため、評価においても以下のようにしてき裂進展を考慮に入れている。即ち(13)式の評価では、き裂進展に伴う σ_{ref} の変化をステップ状に近似し、クリープひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ の計算には付録 A 3 に示す Norton 則近似式を用いた。なお、Ainsworth 等の提案するき裂進展の潜伏期間 (incubation time)³⁵⁾ は、本計算には用いていない。一方(16)式の評価では、き裂進展に伴う K の変化をステップ状に近似して、Fig. 88 に示すように、クリープひずみ式におけるひずみ硬化則に類似した手法を用いた。

Fig. 87 から、有限要素法解析を基にした(16)式は、Ainsworth 等の(13)式と同等もしくはそれ以上の良好な評価精度を有していることが分る。但し評価精度の優劣に関して結論を出すには検討範囲が狭すぎるため、表面き裂をも対象としたより広範な検討が、今後必要であると考えられる。

6. 結 言

これまでにPNC内部実施やFCC委員会、KOM委託を通して取得・蓄積してきたSUS304、2.25Cr-1Mo鋼、Mod.9Cr-1Mo鋼の母材や溶接部の、高温疲労およびクリープき裂進展データをとりまとめ、指数関係を仮定して平均線の定式化を行うとともに、進展速度の確率論的評価を実施した。また実機のき裂進展評価上重要な修正J積分評価に関する知見を得る目的で、2次元貫通き裂の有限要素法解析を実施し、試験結果と比較して評価精度の検討を行った。得られた結論は以下の通りである。

- (1) 450℃～650℃の温度範囲で、SUS304の圧延材、鍛造材および溶接部の疲労き裂進展速度に有意差は認められず、その平均線は繰返しJ積分をパラメータとして次式で表される。

$$da/dN = 9.43 \times 10^{-4} \cdot (\Delta J)^{1.816}$$

また550℃～650℃の温度範囲で、SUS304の圧延材と溶接部のクリープき裂進展速度に有意差は認められず、その平均線は修正J積分をパラメータとして次式で表される。

$$da/dt = 1.82 \times 10^{-1} \cdot (J')^{0.945}$$

- (2) 500℃～550℃の温度範囲で、2.25Cr-1Mo鋼の圧延材、ステップクーリング材、クリープ損傷材および溶接部の疲労き裂進展速度に有意差は認められず、その平均線は次式で表される。

$$da/dN = 1.20 \times 10^{-3} \cdot (\Delta J)^{1.412}$$

また500℃～550℃の温度範囲で、2.25Cr-1Mo鋼の圧延材、疲労損傷材および溶接部のクリープき裂進展速度に有意差は認められず、その平均線は次式で表される。

$$da/dt = 7.79 \times 10^{-2} \cdot (J')^{0.984}$$

- (3) 500℃～600℃の温度範囲で、Mod.9Cr-1Mo鋼の圧延材、鍛造材および溶接部の疲労き裂進展速度に有意差は認められず、その平均線は次式で表される。

$$da/dN = 5.01 \times 10^{-4} \cdot (\Delta J)^{1.834}$$

また500℃～550℃の温度範囲で、Mod.9Cr-1Mo鋼の圧延材、鍛造材および溶接部のクリ

ークき裂進展速度に有意差は認められず、その平均線は次式で表される。

$$da/dt = 3.73 \times 10^{-2} \cdot (J')^{1.013}$$

- (4) き裂進展速度の確率論的評価を、4通りの手法を用いて実施した。その結果、上記の平均線の式における指数と係数が同時正規確率分布に従うと仮定する方法が、最も妥当と思われる確率評価を与えることが分かった。この手法を用いて、上記の6式で表される平均線に対するき裂進展速度の予測値のパラツキを、分散と ΔJ もしくは J' の関係式で示した。
- (5) 2次元貫通き裂の有限要素法解析結果から、修正J積分の時間積分であるクリープJ積分範囲の簡易予測式を開発した。この式による予測結果を試験結果と比較した結果、良好な一致を示すことが明らかとなり、これまでに動燃事業団が開発してきた3次元表面き裂のJ積分評価法の妥当性が確認された。

謝 辞

本報告書を作成するにあたり、構造工学室の渡士克己主研に有益な助言を得た。また、本試験の実施並びに解析にあたり、材料開発室に常駐する常陽産業㈱の石上勝夫氏及び矢口勝己氏に多大な協力を得た。これらの方々に改めて感謝の意を表す。

参考文献

- 1) N.Chang and W.Haworth, Strength Met. Alloys, vol.2, (1986), PP1225~1230.
- 2) 高尾健一, 西谷弘信, 日本機械学会論文集A, 46巻, 402号, (1980), PP123-133.
- 3) 飯田国広, 日本造船学会論文集, 128号, (1970), PP331~342.
- 4) 桜井茂雄, 宇佐美三郎, 福田嘉男, 宮田寛, 材料, 35巻, 396号, (1986), PP1023~1029.
- 5) 宇佐美三郎, 福田嘉男, 志田茂, 材料, 33巻, 369号, (1984), PP685-691.
- 6) 桑原和夫, 新田明人, 北村隆行, 材料, 30巻, 338号, (1981), PP1129~1135.
- 7) 大谷隆一, 奥野道雄, 清水良亮, 材料, 31巻, 344号, (1982), PP505~509.
- 8) 大谷隆一, 中山忍, 材料, 32巻, 357号, (1983), PP635~639.
- 9) 斉藤正雄ほか, PNC SN9410 89-096, (1989).
- 10) 例えば, 平修二, 田中啓介, 小川茂, 材料, 26巻, 280号, (1977), PP93-98.
- 11) 例えば, 大路清嗣ほか, 日本機械学会論文集A, 45巻, 394号, (1979), PP550~558.
- 12) 朝田主査ほか, PNC SJ225 84-01, (1984).
- 13) 朝田主査ほか, PNC SJ225 85-03, (1985).
- 14) 朝田主査ほか, PNC SJ225 86-03, (1986).
- 15) 朝田主査ほか, PNC SJ2534 87-002(1), (1987).
- 16) 野中勇, 北川正樹, 大友暁, PNC SJ2150 86-001, (1986).
- 17) 野中勇, 北川正樹, PNC SJ2150 87-001, (1987).
- 18) 野中勇, 北川正樹, PNC SJ9150 88-001, (1988).
- 19) 野中勇, 北川正樹, PNC SJ9150 89-001, (1989).
- 20) 遠藤忠良ほか, PNC SJ2216 87-003, (1987).
- 21) 古藤広之ほか, PNC SJ9216 89-002, (1989).
- 22) 木村征二ほか, PNC SJ9124 89-006, (1989).
- 23) 佐々木恒夫ほか, PNC SJ2164 87-002, (1987).
- 24) 佐々木恒夫ほか, PNC SJ9164 88-001, (1988).

- 25) 佐々木恒夫ほか, PNC SJ9164 89-004, (1989).
- 26) 酒井達雄, 田中道七, 材料, 28巻, 312号, (1979), PP880~886.
- 27) 北川英夫, 中曾根祐司, 下平益夫, 日本機械学会論文集A, 51巻, 463号, (1985),
PP587~595.
- 28) 北川英夫, 権在度, 中曾根祐司, 嶋崎剛, 日本機械学会論文集A, 52巻, 480号,
(1986), PP1749~1756.
- 29) 権在度, 中曾根祐司, 北川英夫, 材料, 36巻, 408号, (1987), PP927~933.
- 30) 市川晶弘, 浜口光夫, 中村武夫, 材料, 33巻, 364号, (1984), PP8~13.
- 31) 市川晶弘, 中村武夫, 材料, 34巻, 378号, (1985), PP321~326.
- 32) K.Watashi and H.Yoshida, ASME, PVP-vol.167, (1989), PP15~23.
- 33) K.Watashi, I.Furuhashi and H.Yoshida, 7th. Int. Seminar on Inelastic
Analysis Fracture and Life Prediction, Anaheim, California, USA, (1989).
- 34) R.A.Ainsworth and I.W.Goodall, J. of Pressure Vessel Technology, vol.105,
(1983), PP263-268.
- 35) R.A.Ainsworth, Int. J. of Solids and Structures, vol.18, (1982), PP873-881.
- 36) H.H.Johnson, Materials Research and Standards, vol5, No.9, (1965).
- 37) 朝田主査ほか, PNC SJ2534 87-002(2), (1987).

Table 1 Conditions of fatigue crack growth tests

供試材料		試験温度	母材	溶接金属	BOND	HAZ	HAZ軟化域	GESC材	クリープ損傷材
SUS304	圧延材	550℃	13	1	1				
		650℃	14						
	鍛造材	450℃	3						
		550℃	3						
		650℃	2						
	2.25Cr-1Mo	圧延材	500℃	5	1	1	1		1
550℃			1						
Mod.9Cr-1Mo	圧延材	500℃	2	1	1	1	1		
		600℃	1						
	鍛造材	500℃	2						
		600℃	2						

Table 2 Conditions of creep crack growth tests

供試材料		試験温度	母材	溶接金属	BOND	HAZ	疲労損傷材
SUS304	圧延材	550℃	6	1	1		
		650℃	6				
2.25Cr-1Mo	圧延材	500℃	2	1	2	2	2
		550℃	3				
Mod.9Cr-1Mo	圧延材	500℃	3	2	2	2	
		600℃	3	2			
	鍛造材	550℃	2	2		2	

Table 3 Chemical composition, heat treatment and certified test results for SUS304 plate

(a) Chemical composition

(wt%)

		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
規格値		0.04 0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.040	≤0.030	8.00 10.50	18.00 20.00	≤0.25
試験結果	レドム分析	0.05	0.59	0.87	0.027	0.003	8.98	18.47	0.12
	チェック分析	0.05	0.60	0.87	0.026	0.002	8.94	18.59	0.12

(b) Results of heat treatment

	温度 (℃)	保持時間	冷却法
焼入れ	1100	48min	W. Q.

(c) Certified mechanical properties

		引張試験			ブリネル硬さ
		0.2%耐力 (kgf/mm ²)	引張強さ (kgf/mm ²)	伸び (%)	
規格		≥21	≥53	≥40	≤187
試験結果	R T	23	64	63	135
	550℃*	12	39	40	—

* 参考値

(d) Other certified test results

結晶粒度	非金属介在物	外観検査	寸法検査	浸透探傷	超音波探傷
4.5	良	良	良	良	良

Table 4 Chemical composition, heat treatment and certified test results for 2.25Cr-1Mo steel plate

(a) Chemical composition

(wt%)

		C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
規格値	レドゥル分析	≤ 0.15	≤ 0.50	0.30 0.60	≤ 0.035	≤ 0.035	2.00 2.50	0.90 1.10
	チェック分析	≤ 0.15	≤ 0.50	0.27 0.63	≤ 0.035	≤ 0.035	1.88 2.62	0.85 1.15
試験結果	レドゥル分析	0.15	0.27	0.55	0.010	0.005	2.39	0.99
	チェック分析	0.15	0.28	0.55	0.011	0.005	2.38	0.98

(b) Results of heat treatment

	温度 (℃)	保持時間	冷却法
焼ならし	920~940	3.42h	A. C.
焼もどし	710~730	5.42h	A. C.

(c) Certified mechanical properties*

		引張試験				曲げ	衝撃試験
		0.2%耐力 (kgf/mm ²)	引張強さ (kgf/mm ²)	伸び (%)	絞り (%)		吸収エネルギー (kgf·m)
規格		≥ 32	—	≥ 18.0	≥ 45.0	割れなし	≥ 6.9
試験結果	R T	44	63.2	29.5	68.6	割れなし	18.7

* 695-710℃ × 8.92h F. C. のSR熱処理後試験実施

(d) Other certified test results

結晶粒度	外観検査	寸法検査	超音波探傷
8.0	良	良	良

Table 5 Chemical composition, heat treatment and certified test results for Mod.9Cr-1Mo steel plate

(a) Chemical composition

(wt%)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Al	N	Nb
レドゥル分析	0.10	0.39	0.42	0.014	0.001	8.75	0.06	0.97	0.21	0.012	0.0505	0.089
チェック分析	0.10	0.39	0.41	0.013	0.001	8.77	0.06	0.96	0.20	0.011	0.0502	0.087

(b) Results of heat treatment

	温度 (℃)	保持時間	冷却法
焼ならし	1050	1.08h	A. C.
焼もどし	780	1.42h	A. C.
PWHT	740	8.40h	F. C.

(c) Certified mechanical properties

	引張試験			
	0.2%耐力 (kgf/mm ²)	引張強さ (kgf/mm ²)	伸び (%)	破断延性 (%)
R T	48.8, 49.9	67.7, 68.2	28.6, 26.0	69.8, 69.0
	52.0, 52.2	69.2, 69.5	26.8, 27.7	68.6, 68.6

(d) Other certified test results

結晶粒度	外観検査	寸法検査	非金属介在物 (%)		
			Aタイプ	Bタイプ	Cタイプ
7.0	良	良	0	0.008	0

Table 6 Chemical composition, heat treatment and certified test results for SUS304 forging

(a) Chemical composition

(wt%)

		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
規格値		0.04 0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.040	≤0.030	8.00 11.00	18.00 20.00	≤0.25
試験結果	レドム分析	0.07	0.84	1.91	0.008	0.006	9.70	18.37	0.100
	チェック分析	0.07	0.84	1.19	0.009	0.007	9.75	18.27	0.100

(b) Results of heat treatment

	温度 (°C)	保持時間	冷却法
焼入れ	1040-1050	21.33h	W. Q.

(c) Certified mechanical properties

		引張試験				ブリネル硬さ
		0.2%耐力 (kgf/mm ²)	引張強さ (kgf/mm ²)	伸び (%)	絞り (%)	
RT	要求値	> 21	> 49	> 45	> 50	≤ 187
	試験結果	32.4	57.9	65.4	77.0	159
550°C	要求値	> 10.8	> 35.3	—	—	—
	試験結果	17.1	38.5	41.6	74.5	—

(d) Other certified test results

結晶粒度	外観検査	寸法検査	浸透探傷	超音波探傷
0.9~1.3	良	良	良	良

Table 7 Chemical composition, heat treatment and certified test results for Mod.9Cr-1Mo steel forging

(a) Chemical composition

(wt%)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Al	N	Nb
規格値	0.08	0.20	0.30	≤0.02	≤0.01	8.00	0.40	0.85	0.18	≤0.04	0.03	0.06
	0.12	0.50	0.60			9.50		1.05	0.25		0.07	0.10
レドゥル分析	0.096	0.25	0.38	0.016	0.002	8.88	0.018	0.98	0.20	0.005	0.0476	0.070
チェック分析	0.094	0.23	0.37	0.015	0.002	8.82	0.018	0.97	0.20	0.004	0.0481	0.066

(b) Results of heat treatment

	温度 (℃)	保持時間	冷却法
焼ならし	1040	—	W. Q.
焼もどし	770	—	A. C.

(c) Certified mechanical properties

	引張試験				ブリネル硬さ
	0.2%耐力 (kgf/mm ²)	引張強さ (kgf/mm ²)	伸び (%)	絞り (%)	
規格値	≥42	≥60	≥15	≥40	—
試験結果	1/4 TL	44.5	63.7	26	192
(RT)	1/4 TZ	44.9	64.3	24	

(d) Other certified test results

外観検査	寸法検査	超音波探傷
良	良	良

Table 8 Welding procedure

供試材料	SUS304	2.25Cr-1Mo	Mod.9Cr-1Mo	Mod.9Cr-1Mo Forging
溶接施工法	TIG自動溶接	サブマージアーク溶接	TIG自動溶接	TIG自動溶接
溶接材料	神鋼TGS-308N	WIRE US-S21A FLUX MF-29AX	神鋼TGS-9cd	住金#CM-9ST
棒径 (mm)	1.2	4.0	1.2	1.6
電流 (A)	110~270	500~550	150~250 (ピーク) 100~160 (ベース)	300
電圧 (V)	11~12	32±2	8~13 (ピーク) 8~13 (ベース)	10
速度 (mm/min)	100~150	350±50	70~130	100~120
入熱量 (KJ/cm)	≤20	≤27.5	—	15~18
予熱 (℃)	無し	200~250	≥150	—
バス間温度 (℃)	≤200	200~250	—	170~190
後熱処理	無し	720℃×8.4h	200~250℃×1h 740℃×8.4h (PWHT)	740℃×8.4h

Table 9 Means, varianses and correlation coefficients of log C and m

供試材料	log C		m		相関係数 r
	平均 μ_c	分散 σ_c^2	平均 μ_m	分散 σ_m^2	
疲労き裂進展					
SUS304	-3.0254	0.1208	1.8158	0.1759	-0.7192
2.25Cr-1Mo	-2.9213	0.0066	1.4118	0.0256	0.1049
Mod. 9Cr-1Mo	-3.3001	0.0418	1.8342	0.0604	-0.6907
クリープき裂進展					
SUS304	-0.7404	0.1269	0.9449	0.0360	0.8052
2.25Cr-1Mo	-1.1085	0.0037	0.9836	0.0018	0.0917
Mod. 9Cr-1Mo*	-1.4282	0.0081	1.0131	0.0018	0.3232

* 600℃のデータを除く

Table 10 $\overline{\sigma^2}$ values of tested materials

	疲労き裂進展	クリープき裂進展
SUS304	0.0611	0.0546
2.25Cr-1Mo	0.0877	0.0242
Mod. 9Cr-1Mo	0.0482	0.0306

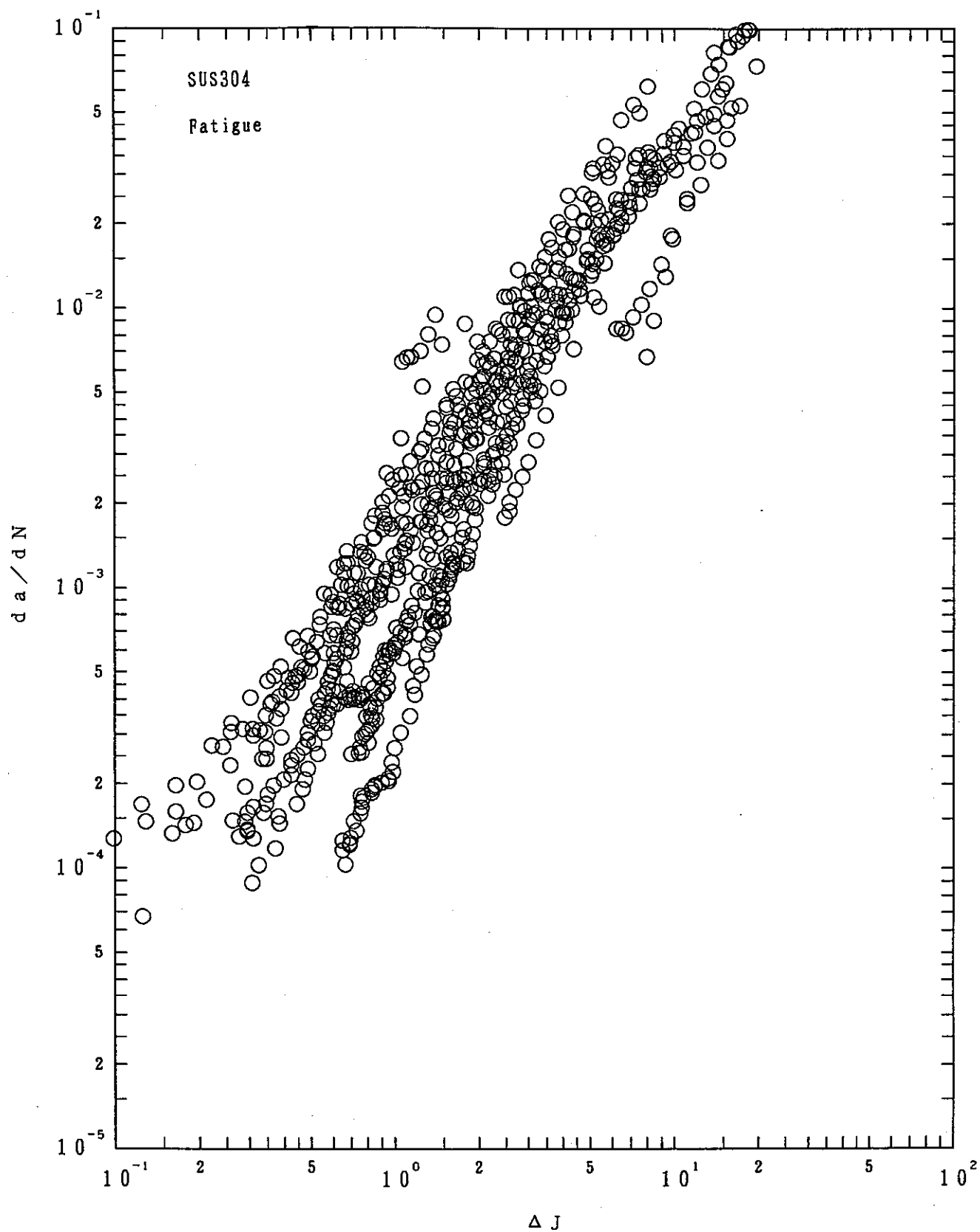


Fig. 1 Relationship between da/dN and ΔJ for SUS304

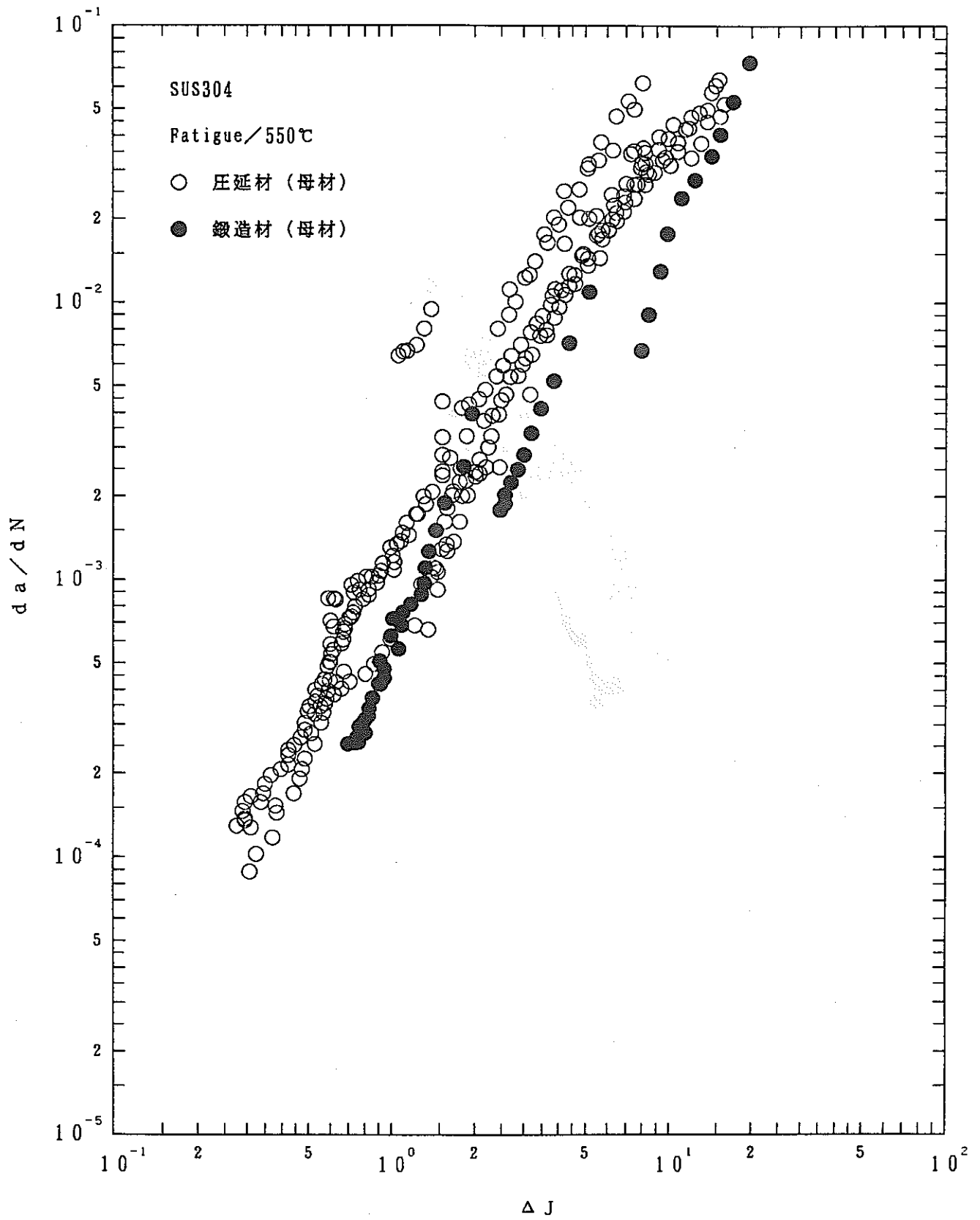


Fig. 2 Relationship between da/dN and ΔJ for SUS304

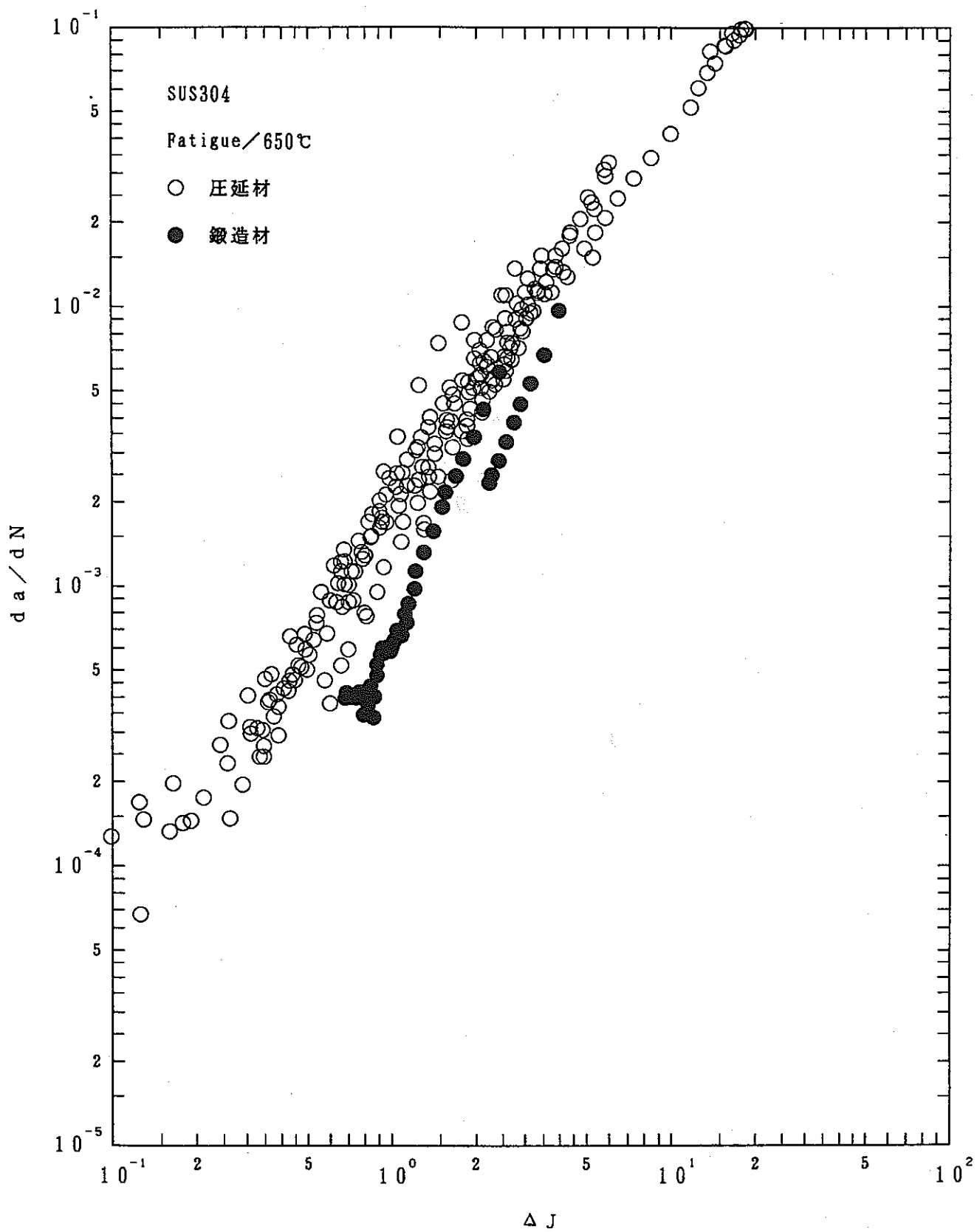


Fig. 3 Relationship between da/dN and ΔJ for SUS304

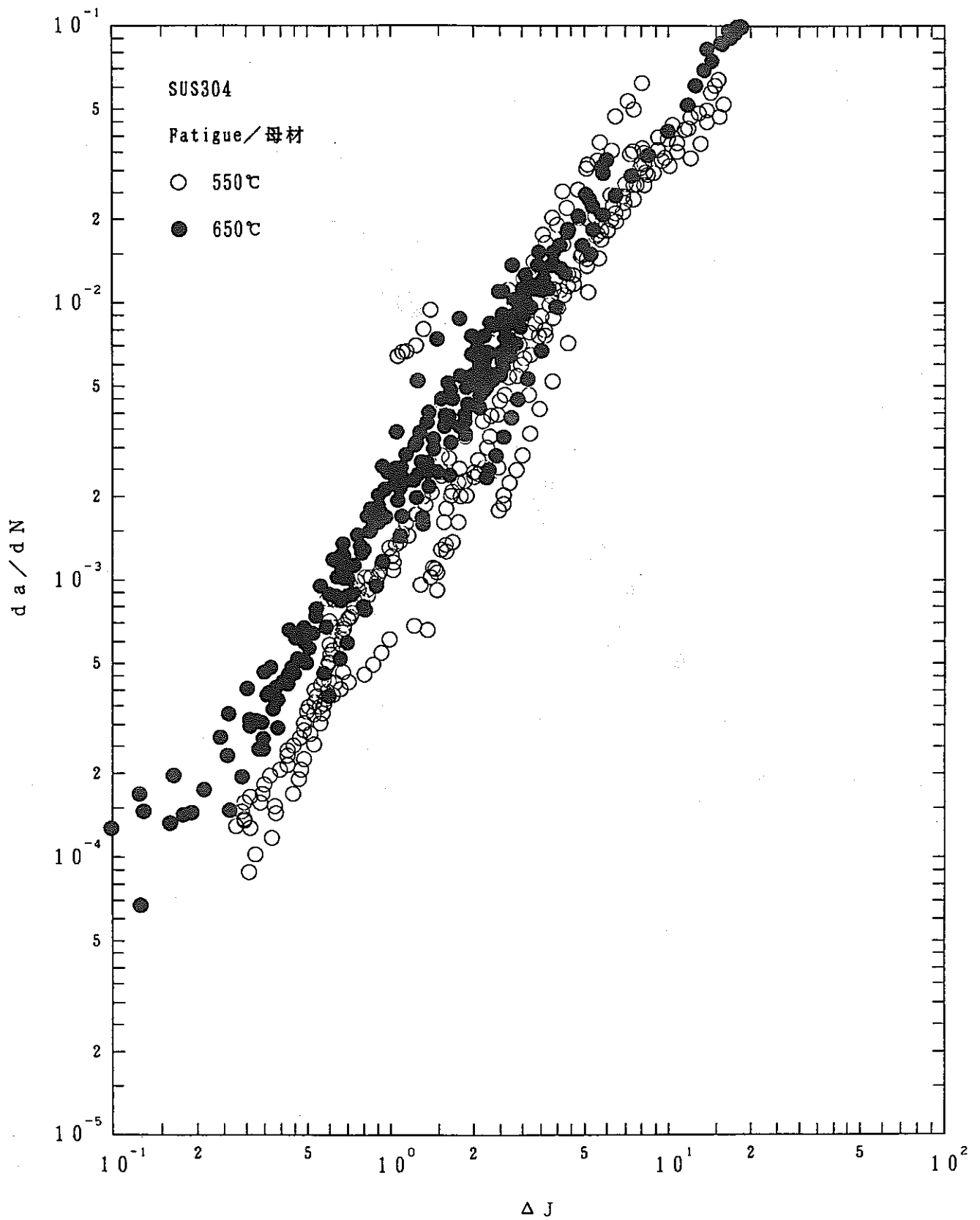


Fig. 4 Relationship between da/dN and ΔJ for SUS304

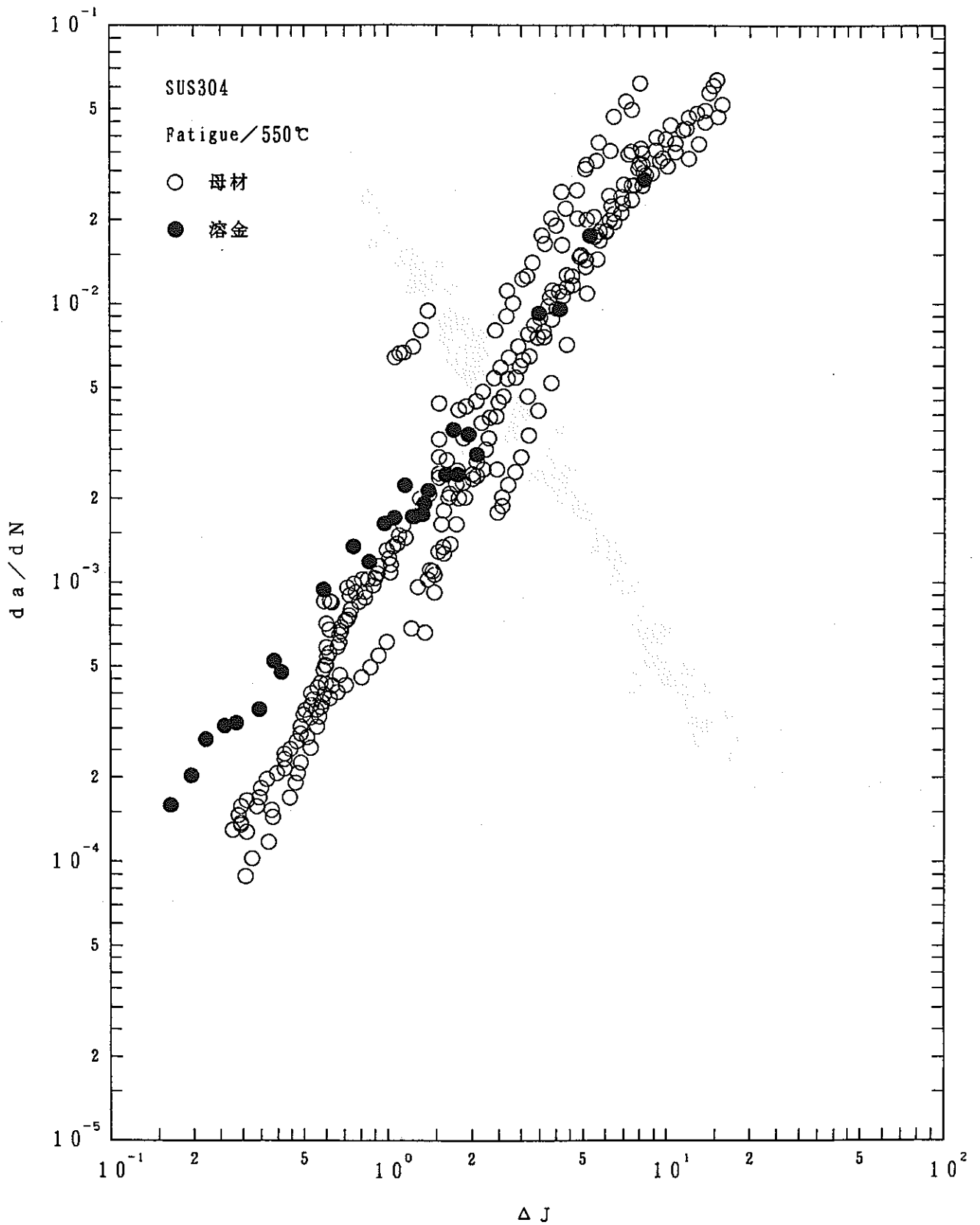


Fig. 5 Relationship between da/dN and ΔJ for SUS304

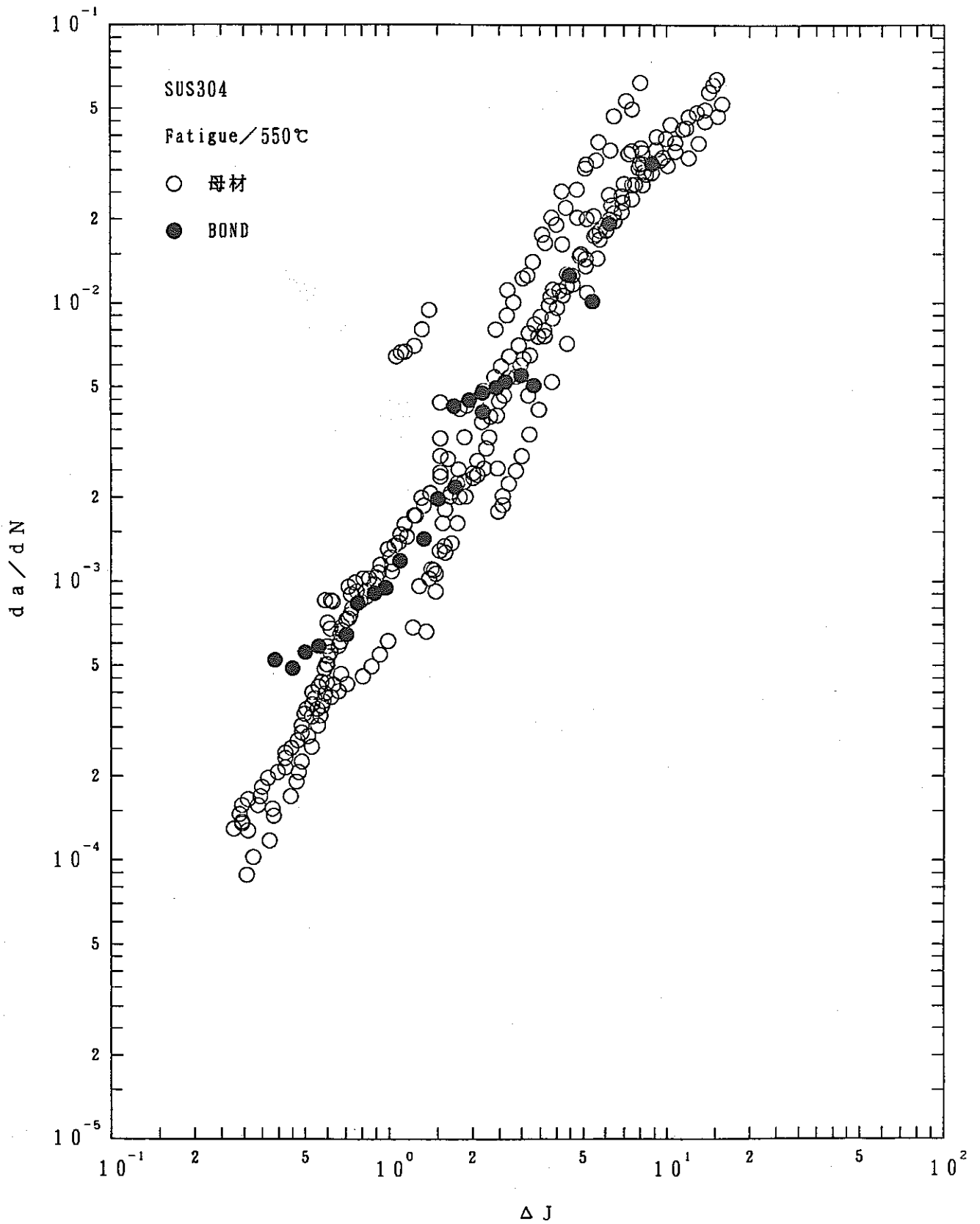


Fig. 6 Relationship between da/dN and ΔJ for SUS304

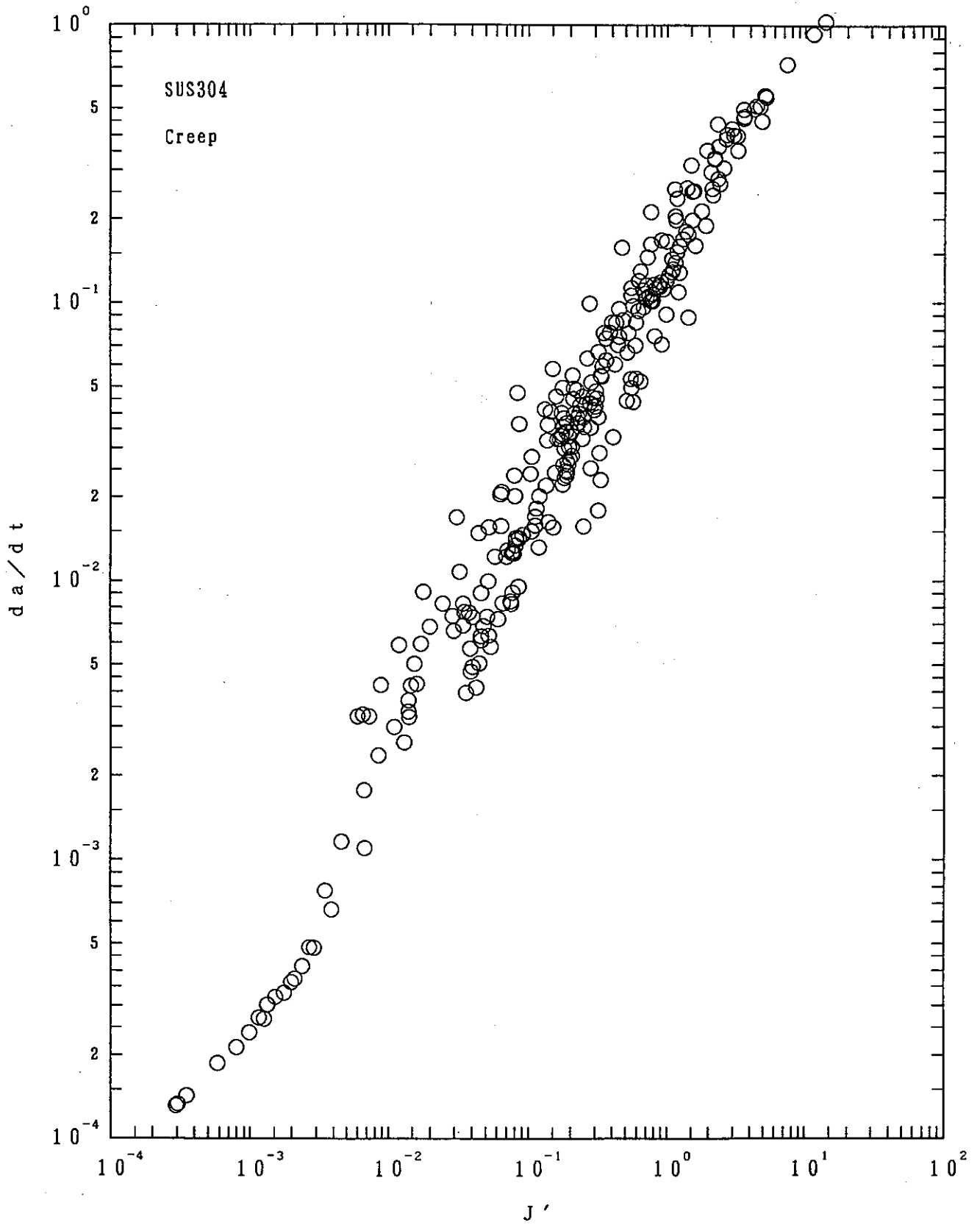


Fig. 7 Relationship between da/dt and J' for SUS304

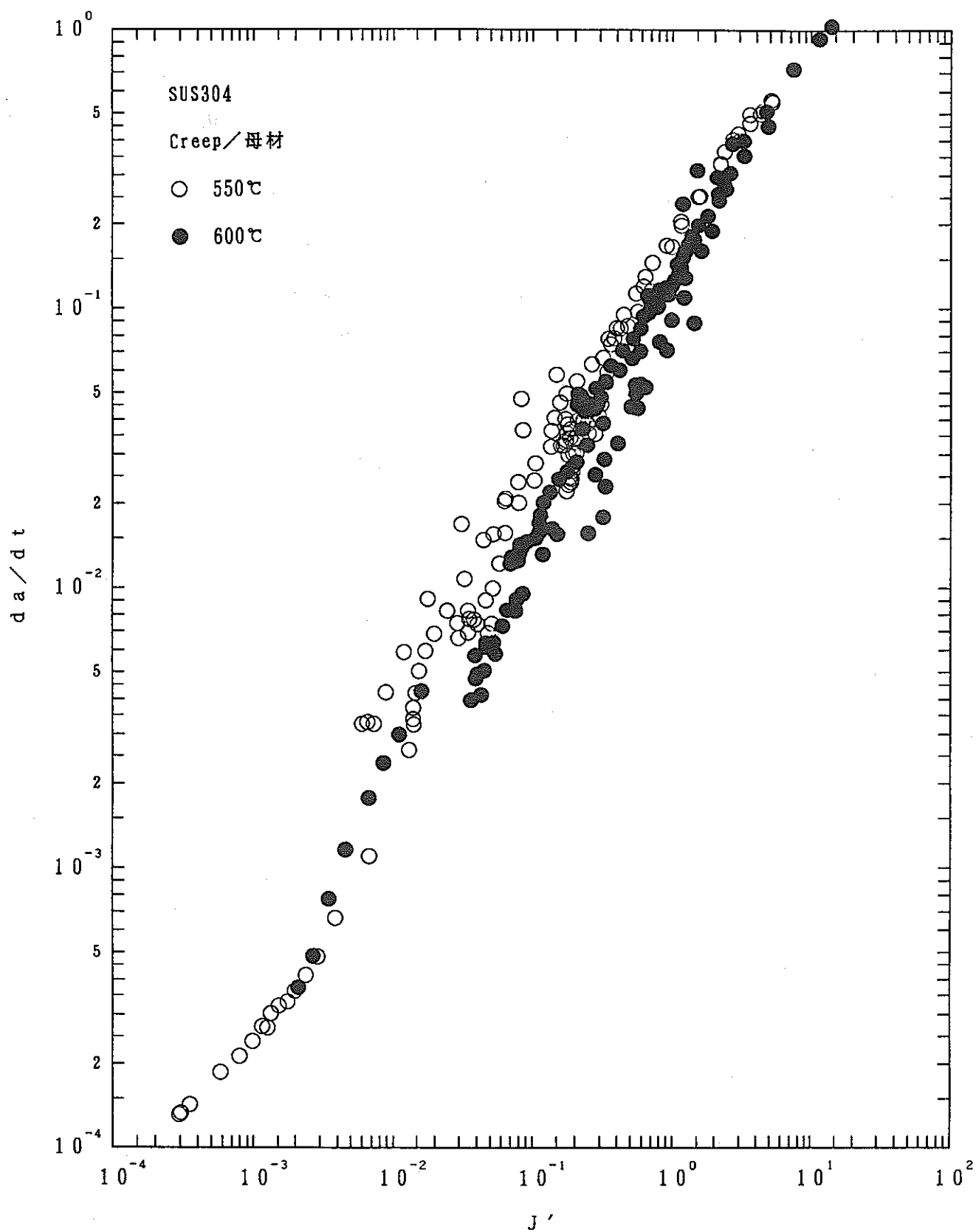


Fig. 8 Relationship between da/dt and J' for SUS304

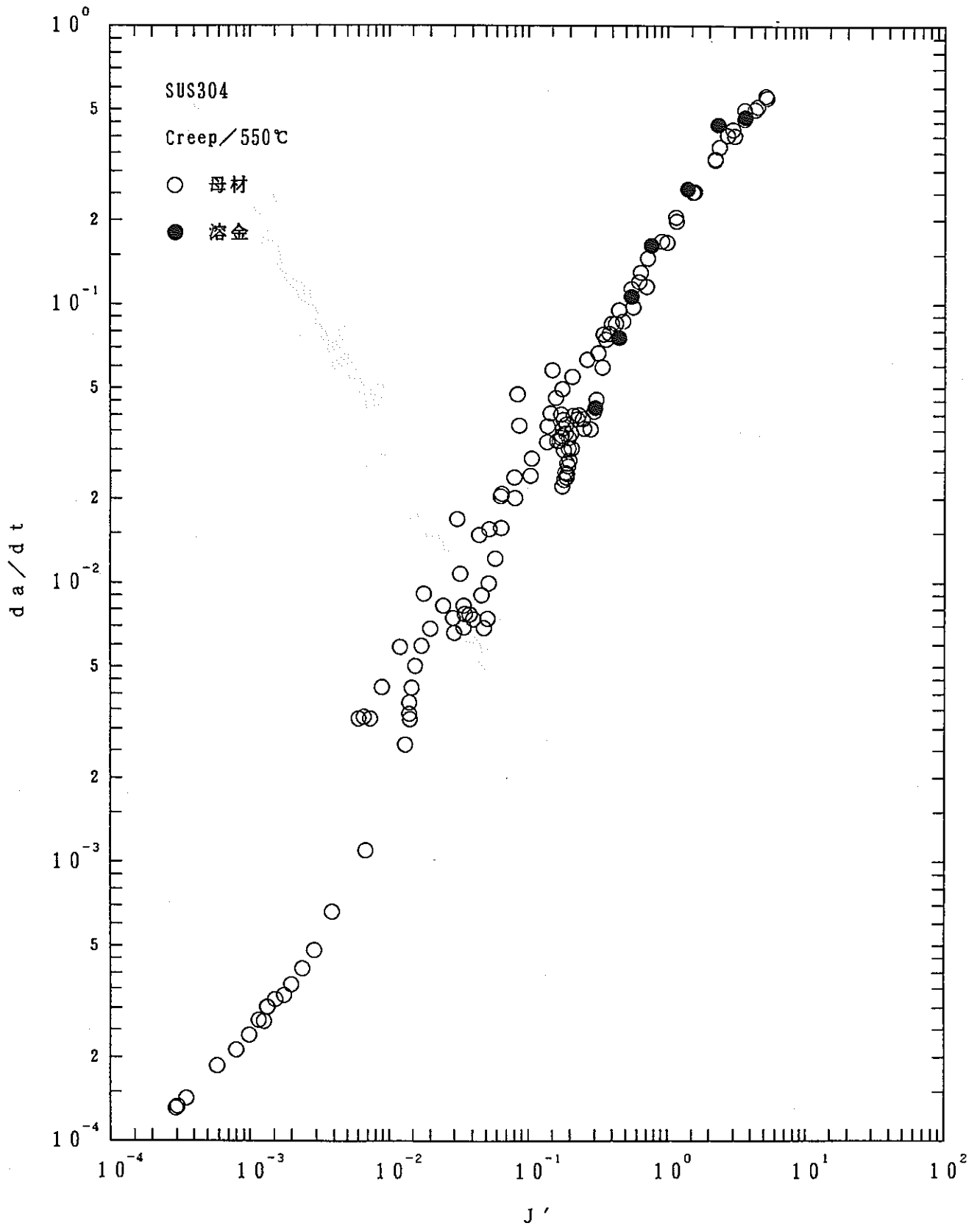


Fig. 9 Relationship between da/dt and J' for SUS304

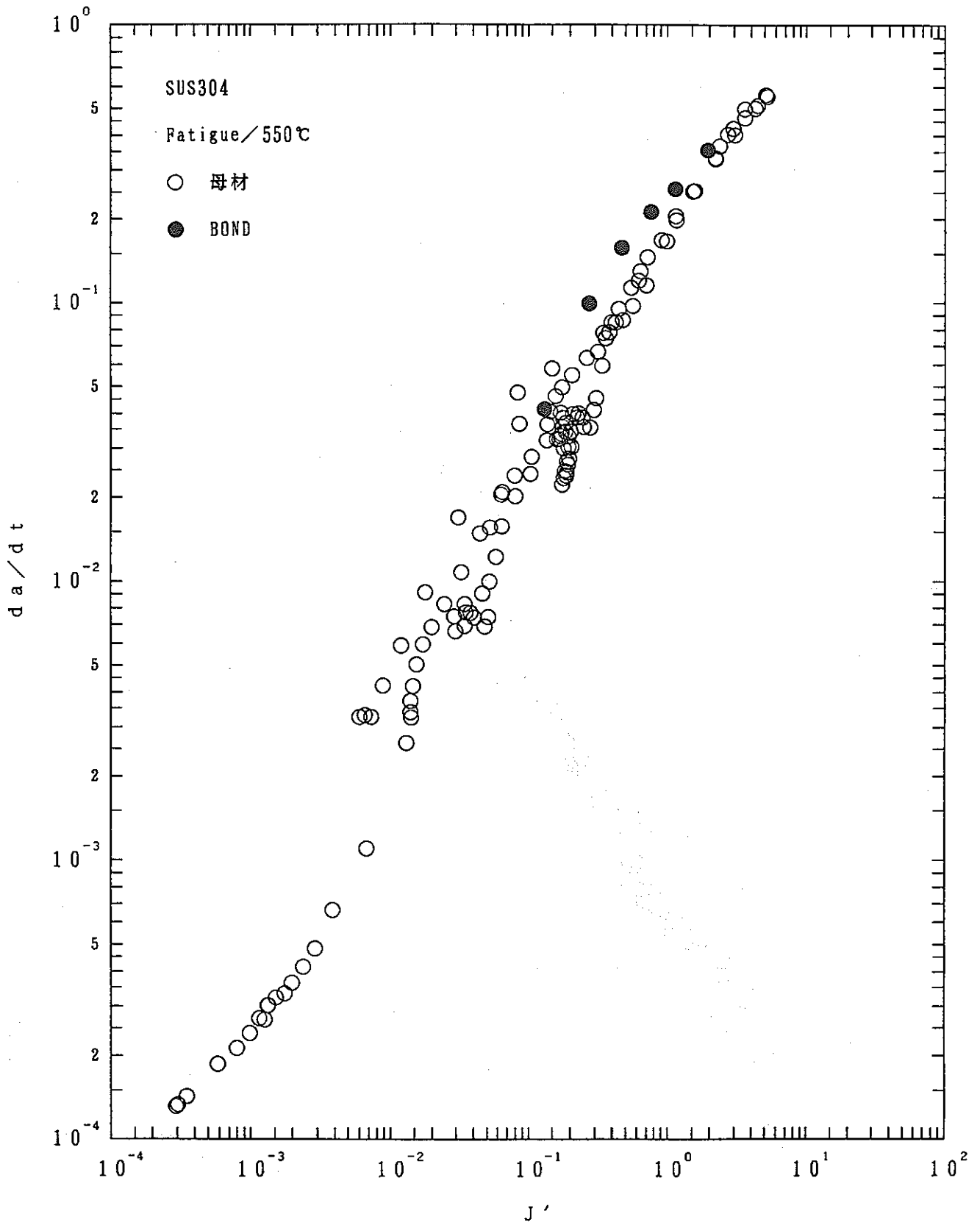


Fig.10 Relationship between da/dt and J' for SUS304

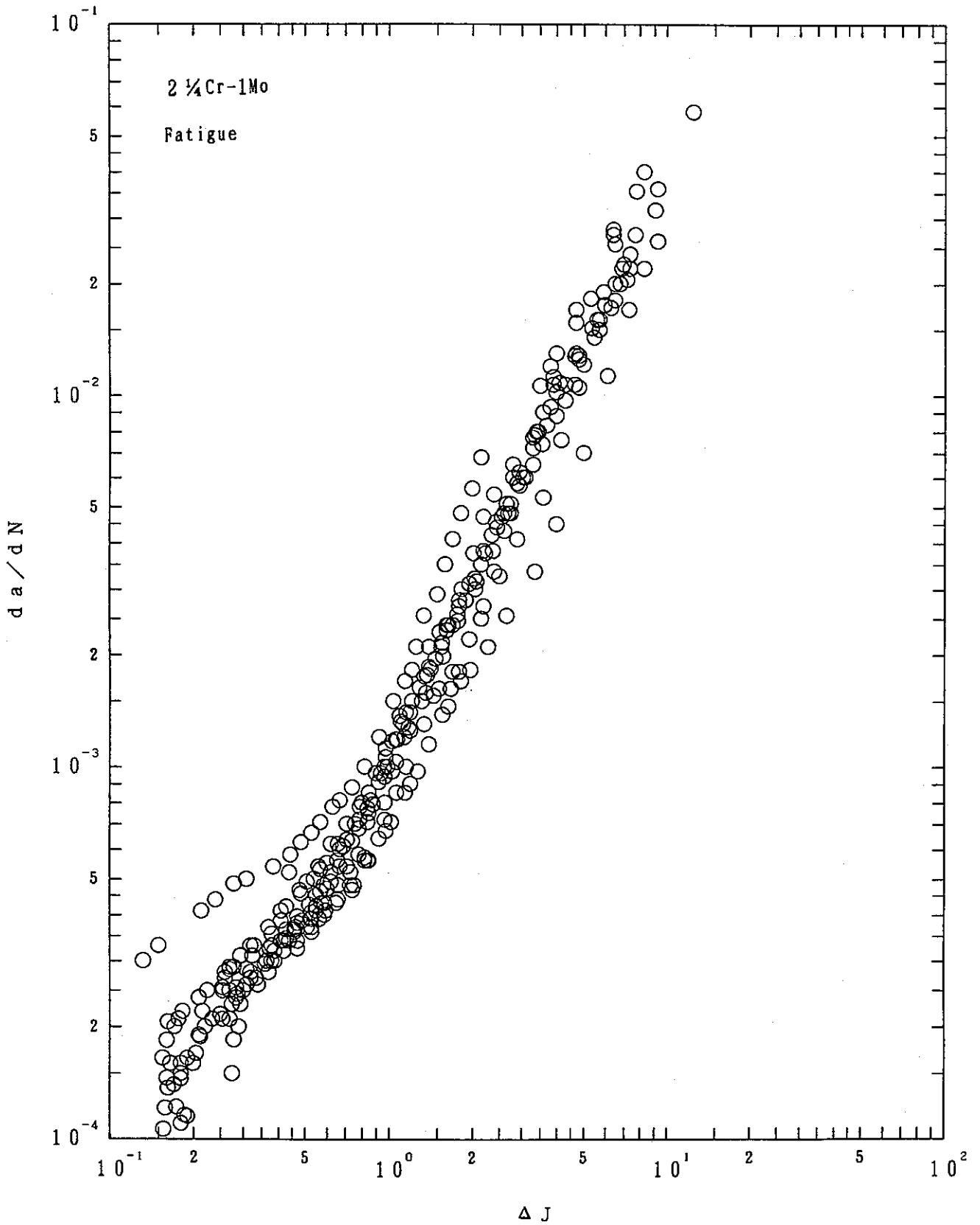


Fig.11 Relationship between da/dN and ΔJ for 2.25Cr-1Mo steel

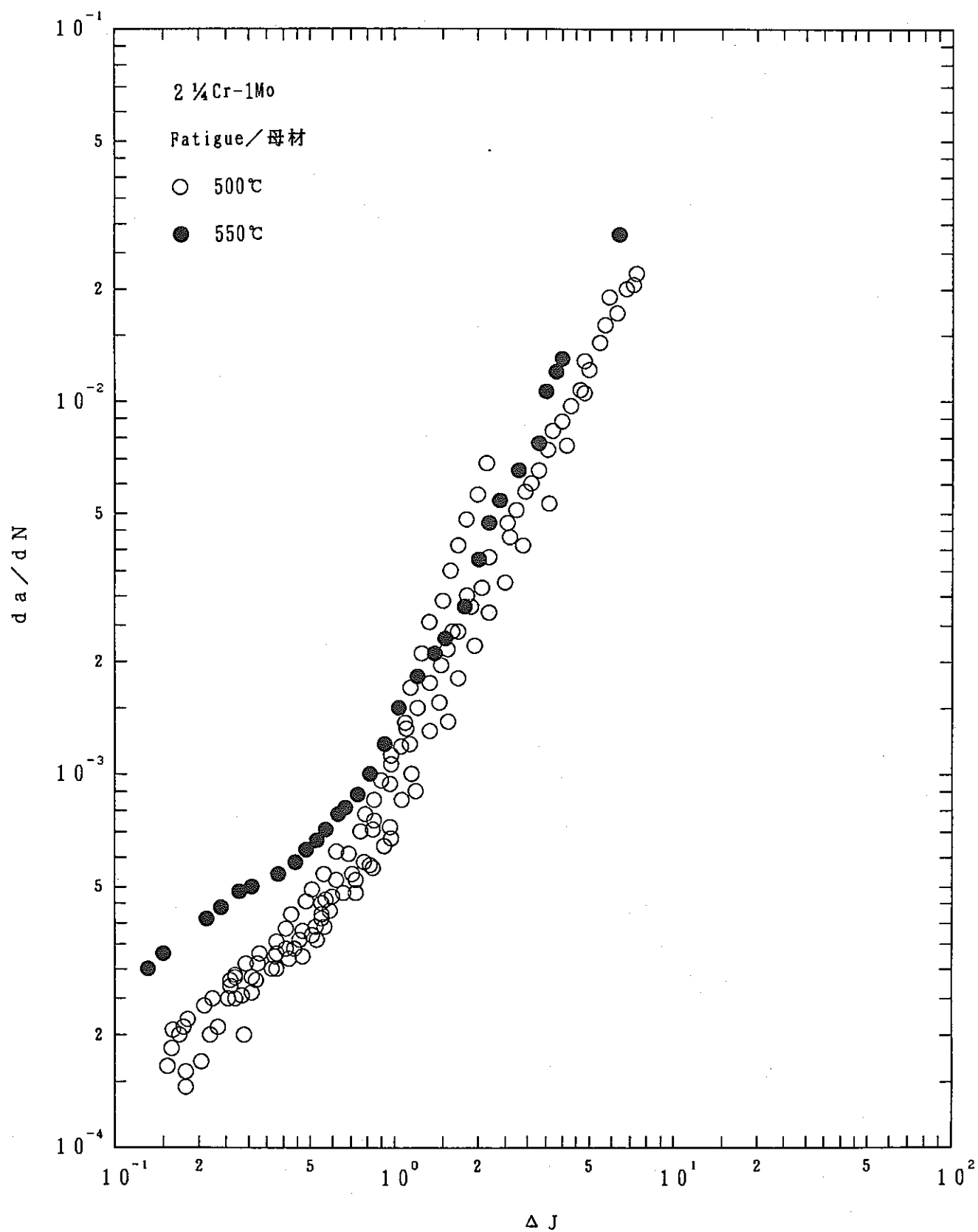


Fig.12 Relationship between da/dN and ΔJ for 2.25Cr-1Mo steel

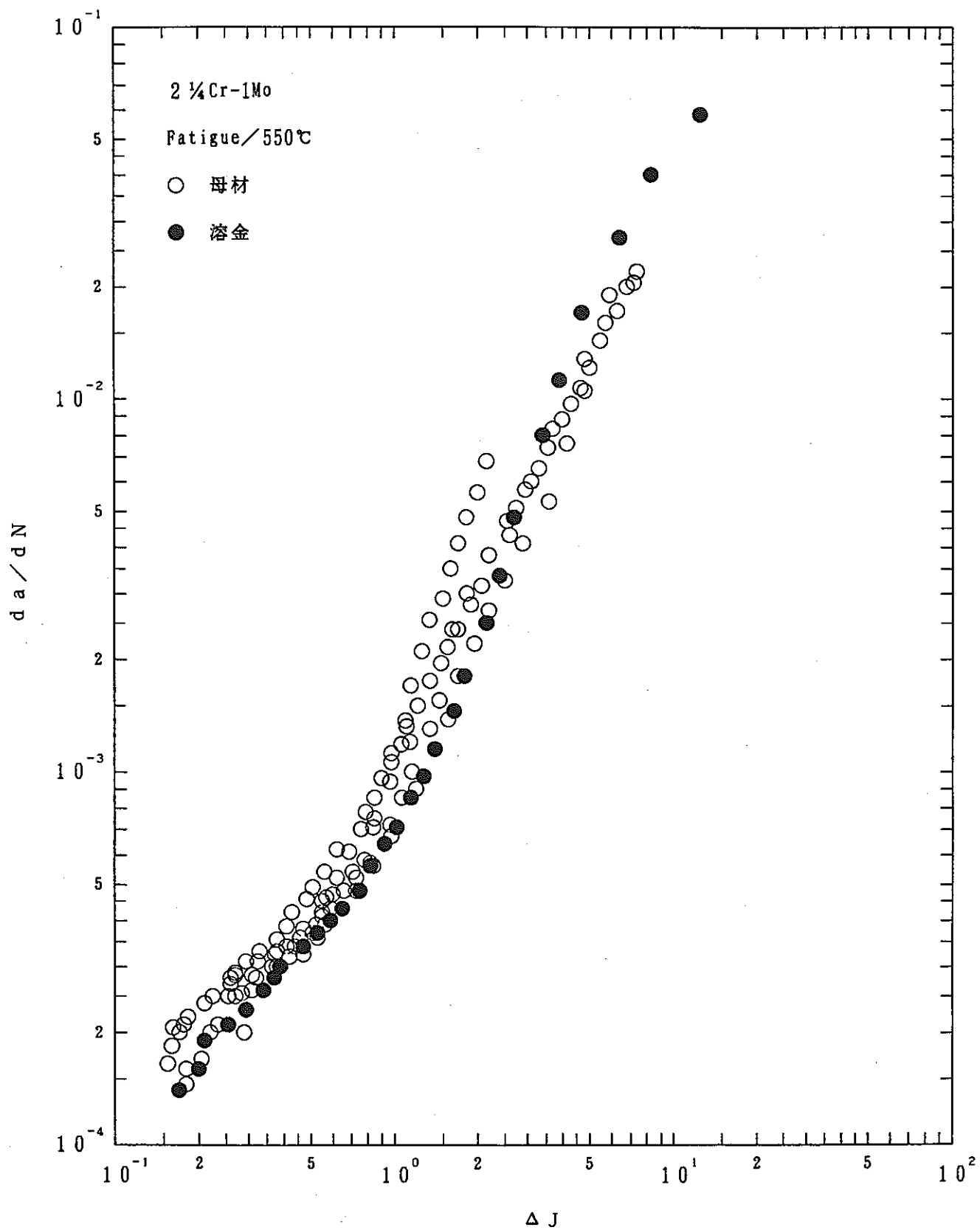


Fig.13 Relationship between da/dN and ΔJ for 2.25Cr-1Mo steel

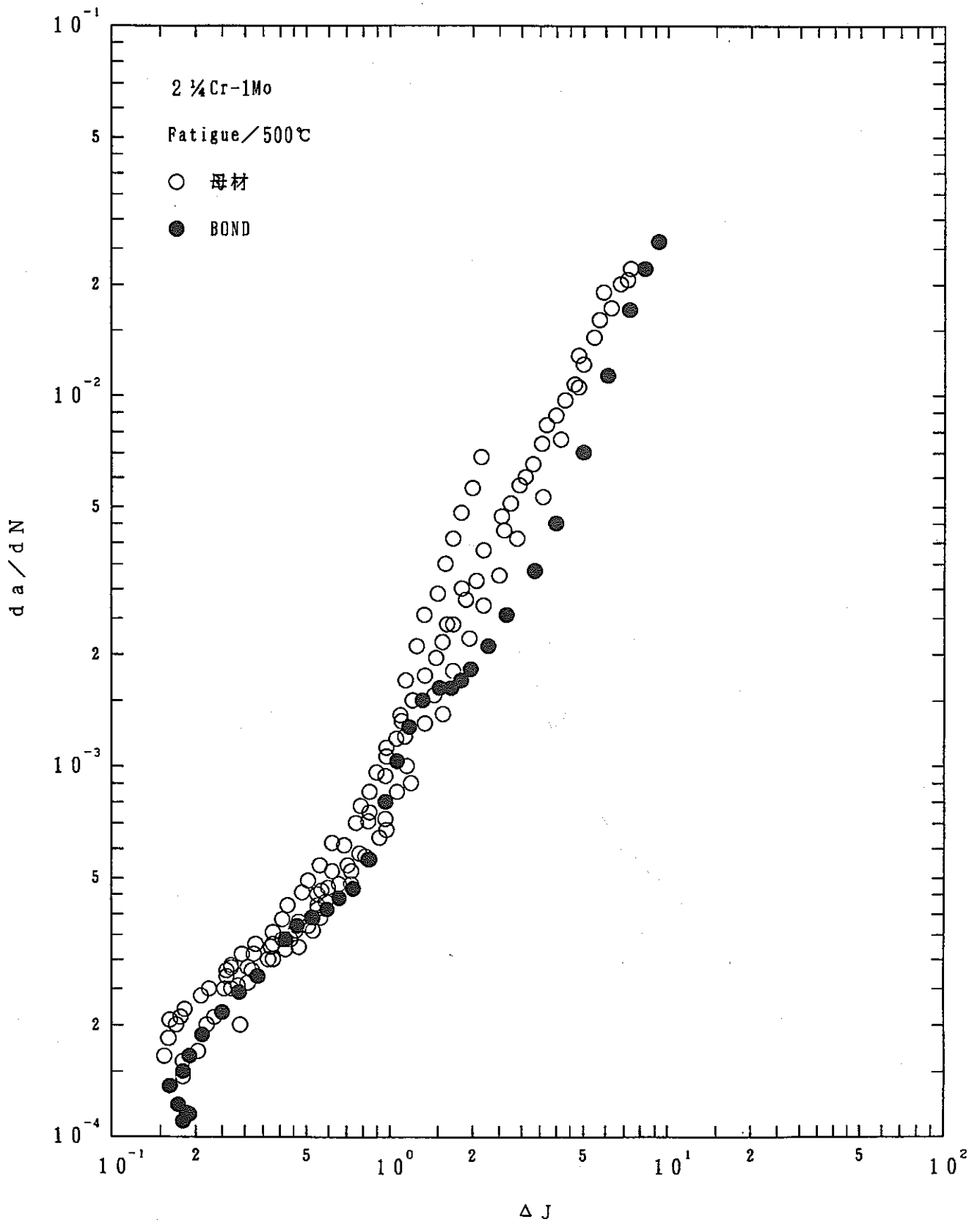


Fig.14 Relationship between da/dN and ΔJ for 2.25Cr-1Mo steel

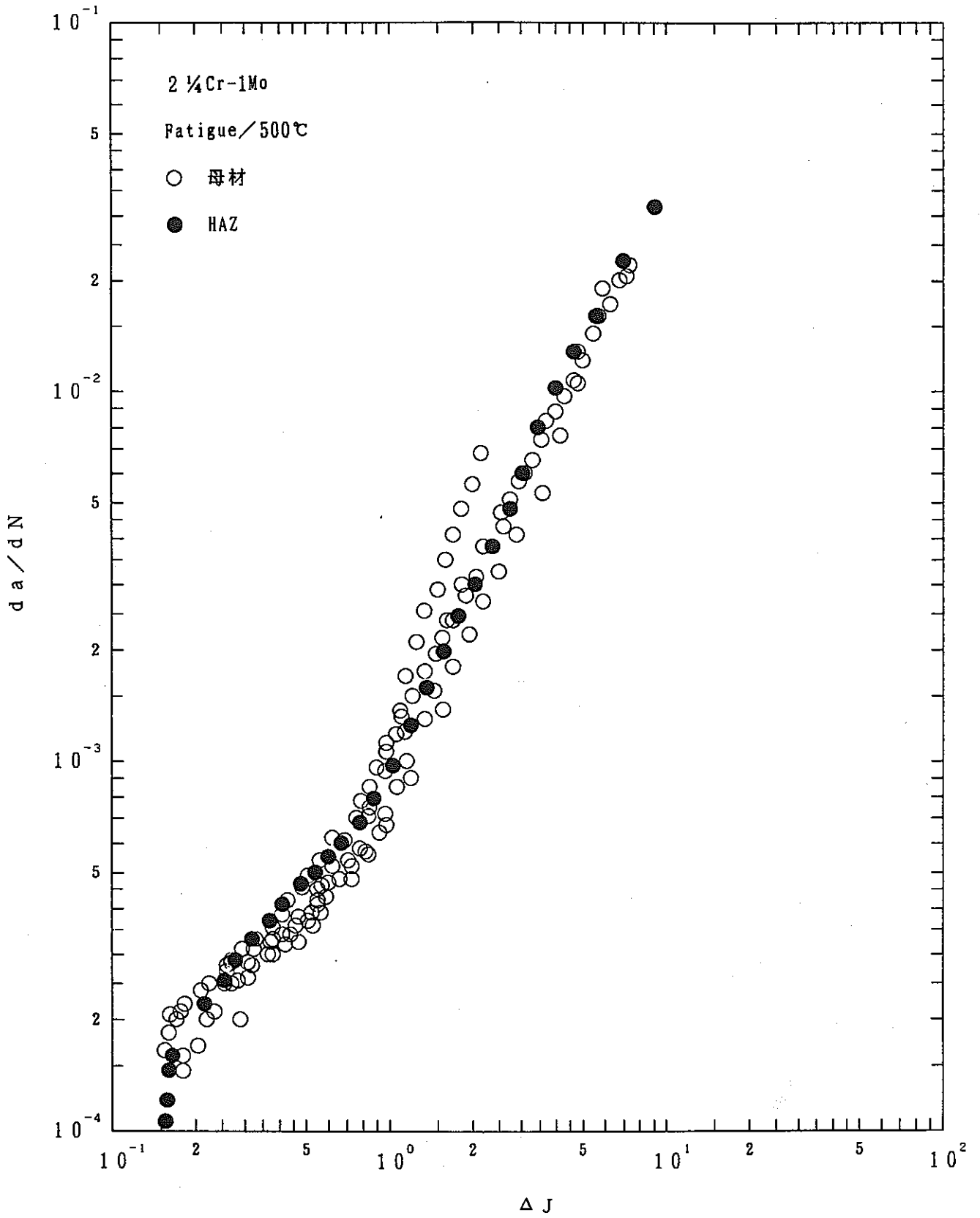


Fig.15 Relationship between da/dN and ΔJ for 2.25Cr-1Mo steel

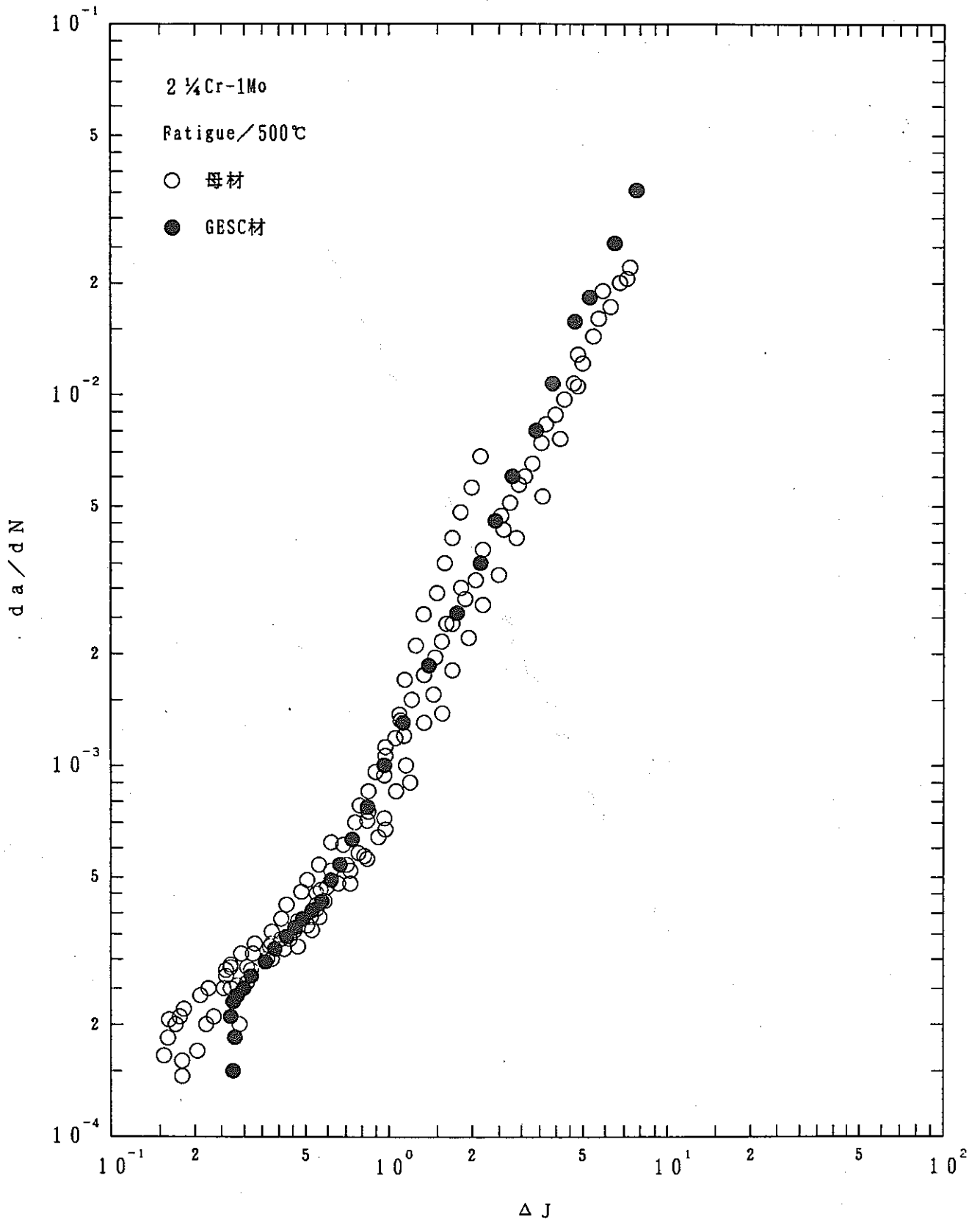


Fig.16 Relationship between da/dN and ΔJ for 2.25Cr-1Mo steel

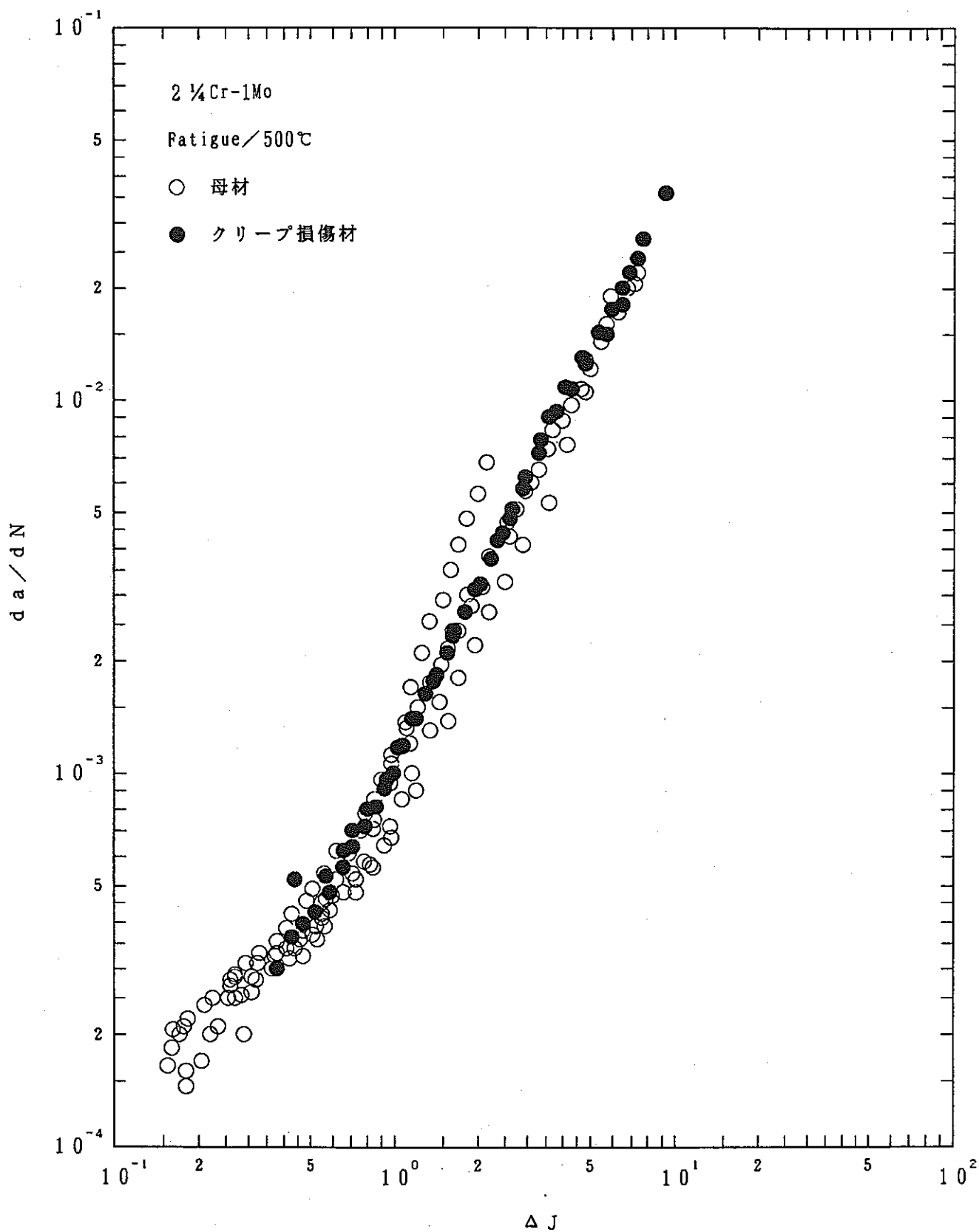


Fig.17 Relationship between da/dN and ΔJ for 2.25Cr-1Mo steel

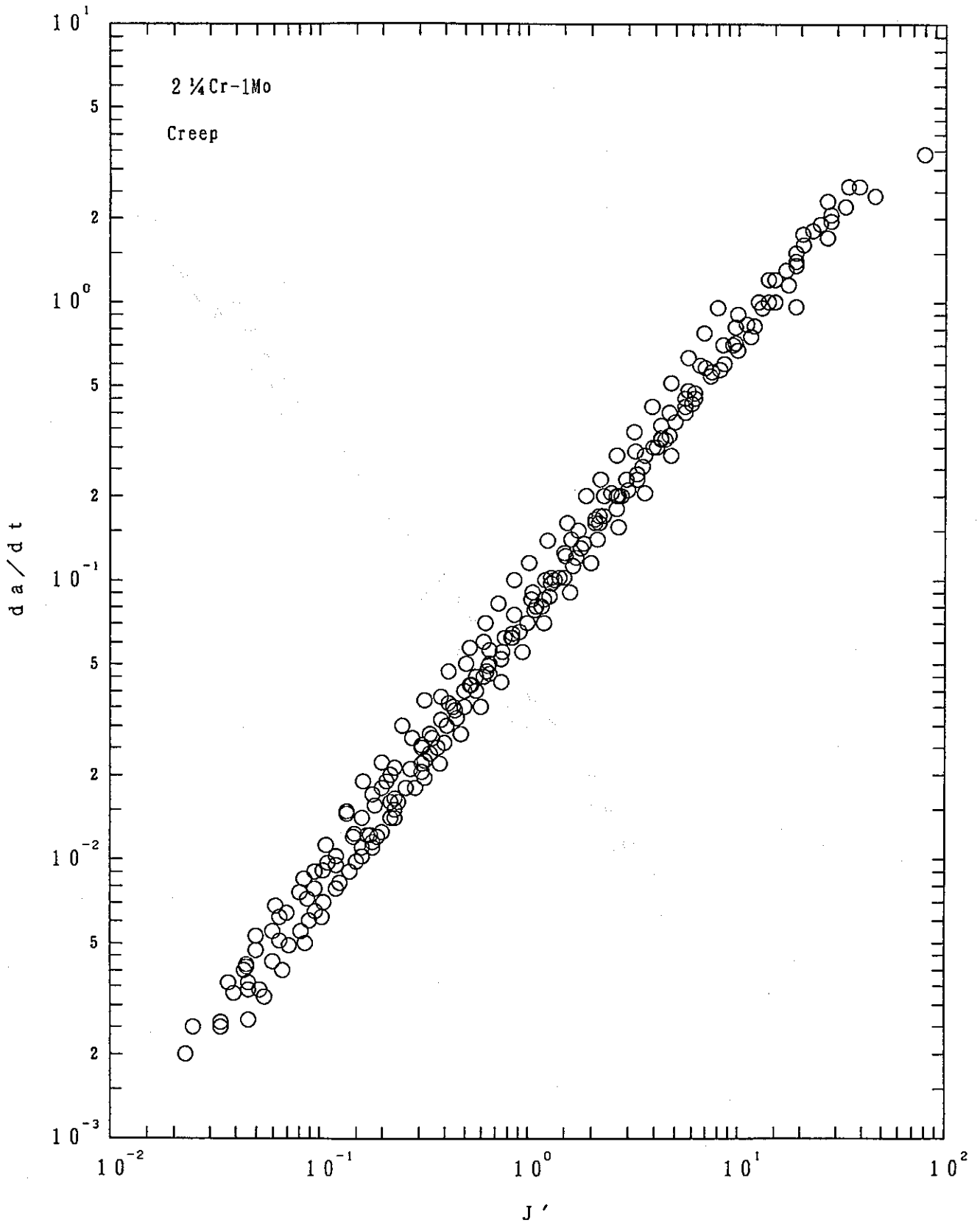


Fig.18 Relationship between da/dt and J' for 2.25Cr-1Mo steel

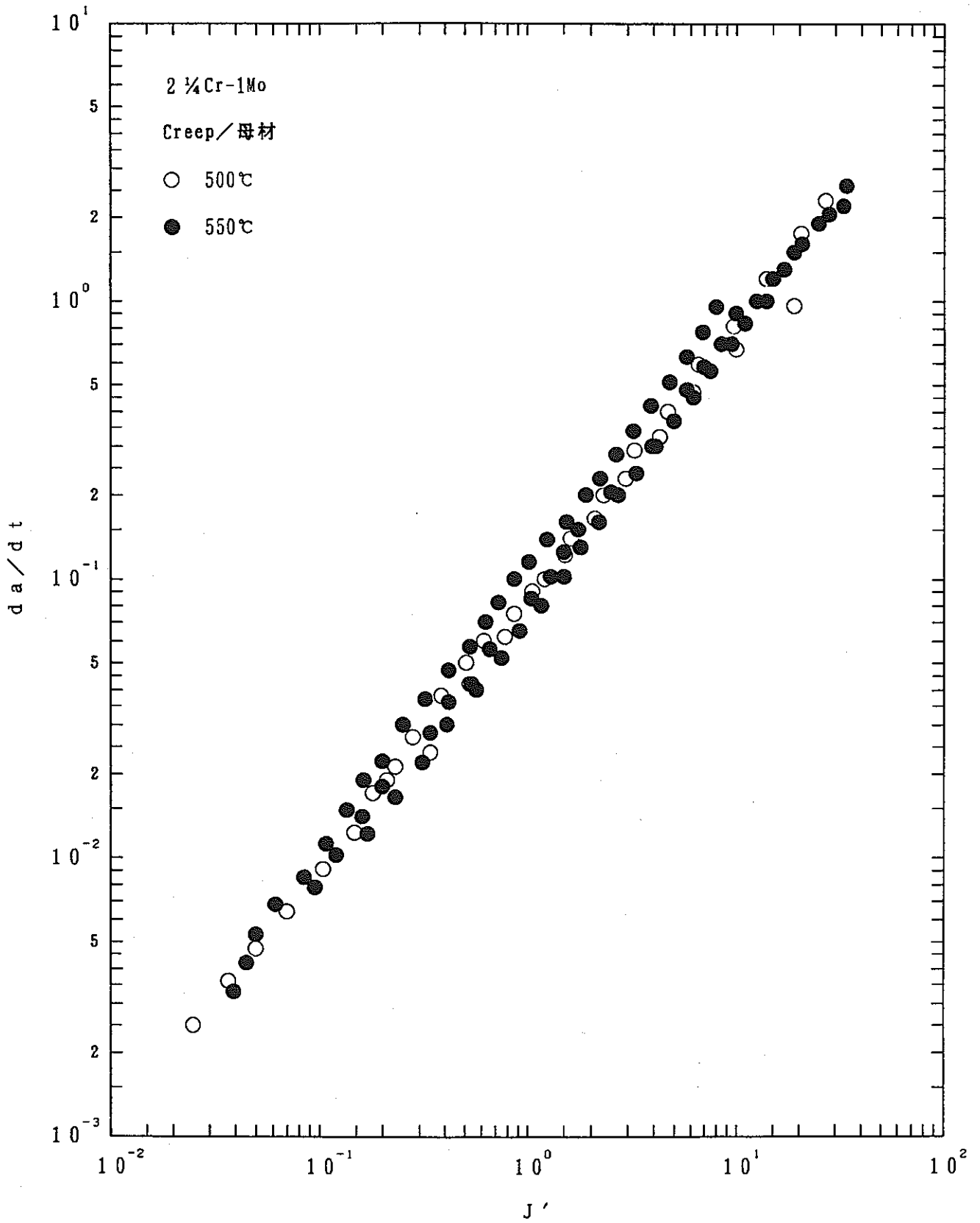


Fig.19 Relationship between da/dt and J' for 2.25Cr-1Mo steel

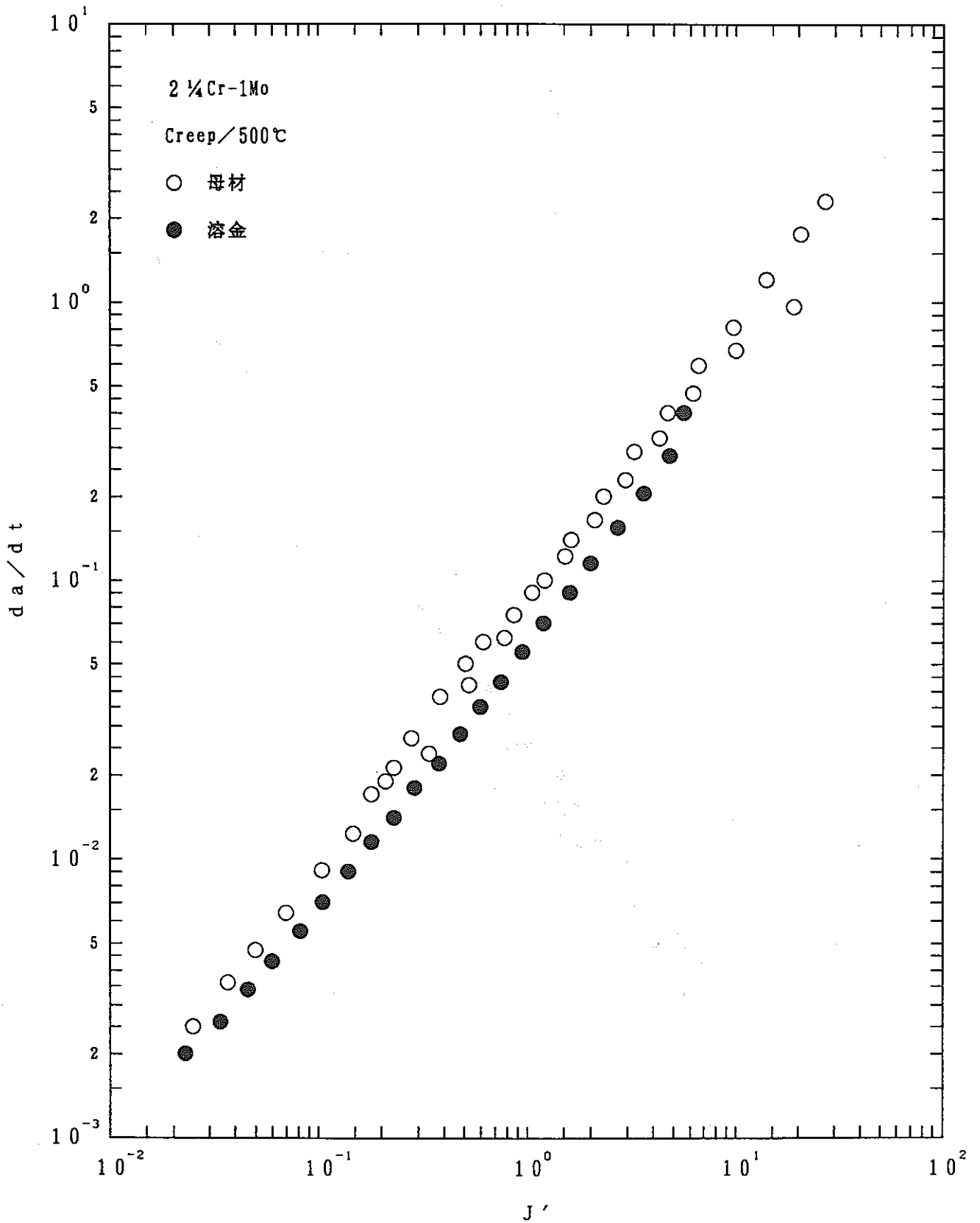


Fig. 20 Relationship between da/dt and J' for 2.25Cr-1Mo steel

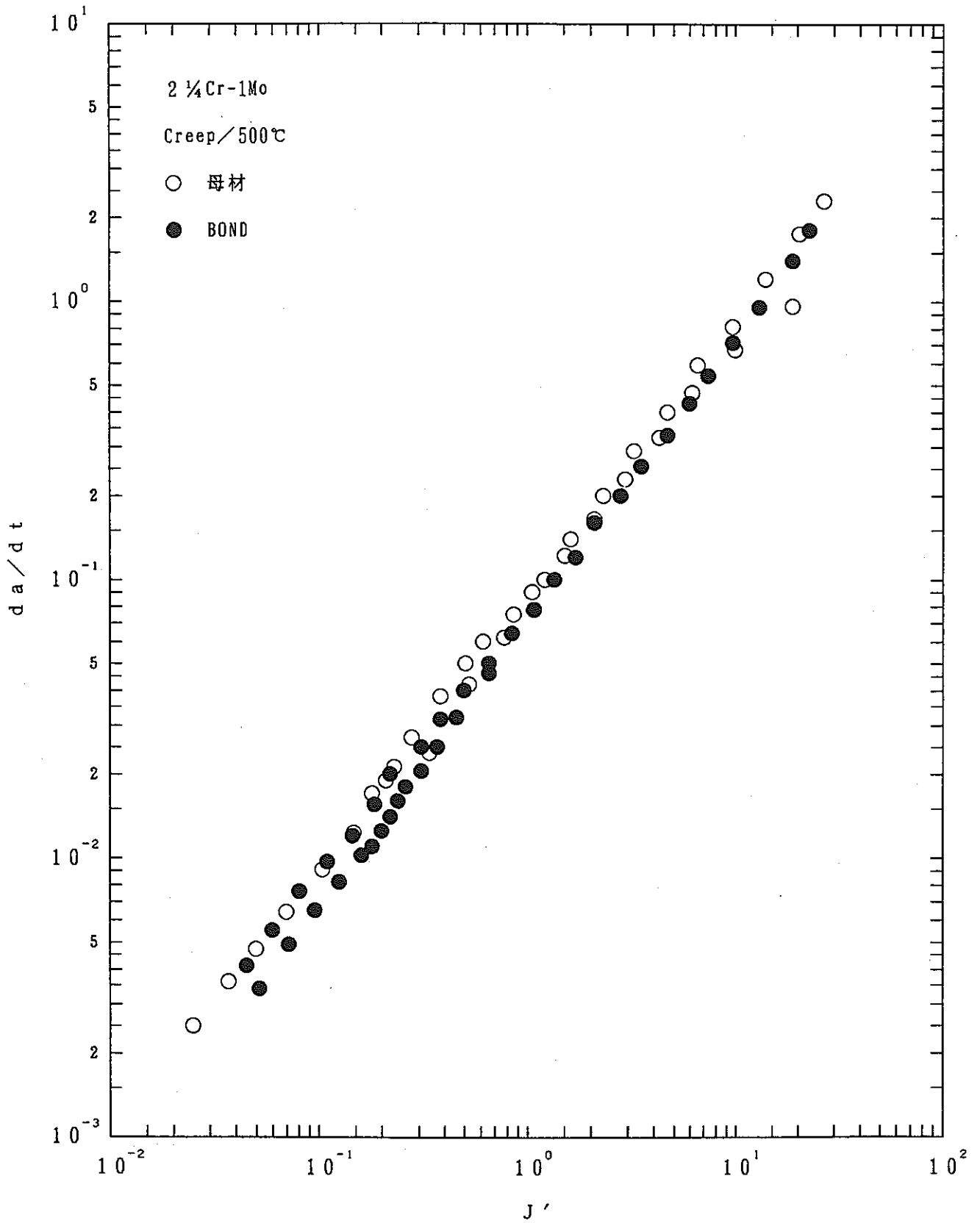


Fig.21 Relationship between da/dt and J' for 2.25Cr-1Mo steel

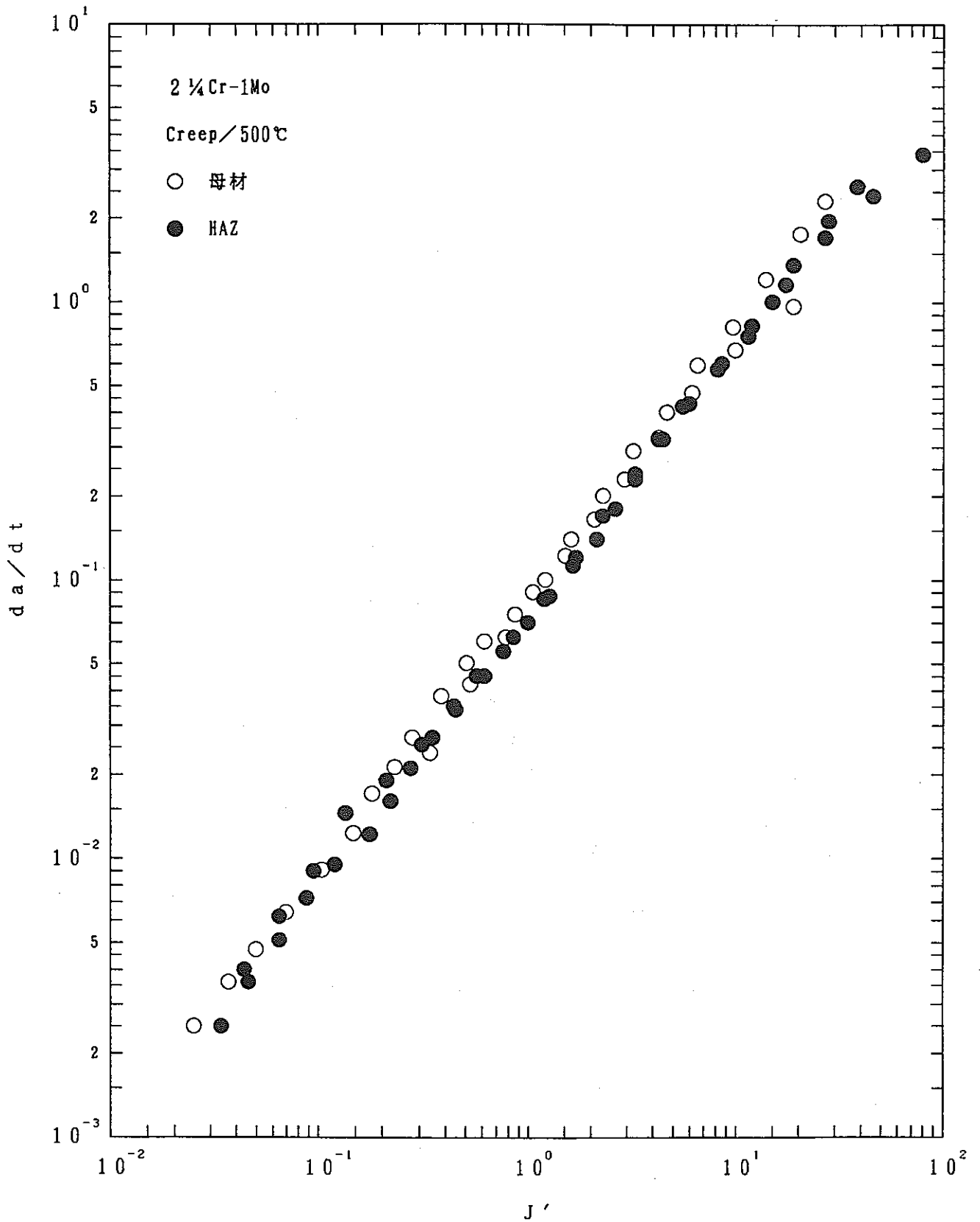


Fig.22 Relationship between da/dt and J' for 2.25Cr-1Mo steel

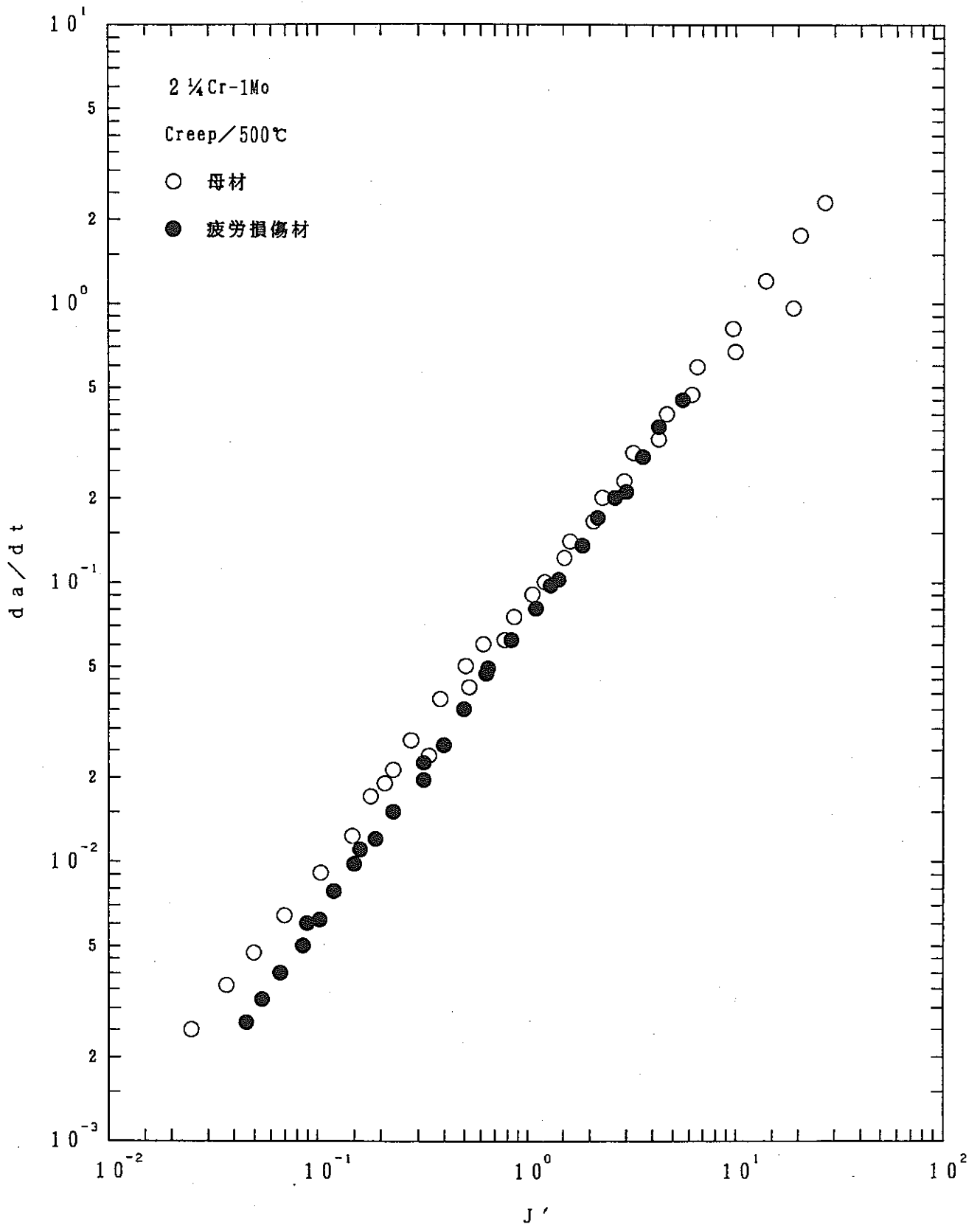


Fig. 23 Relationship between da/dt and J' for 2.25Cr-1Mo steel

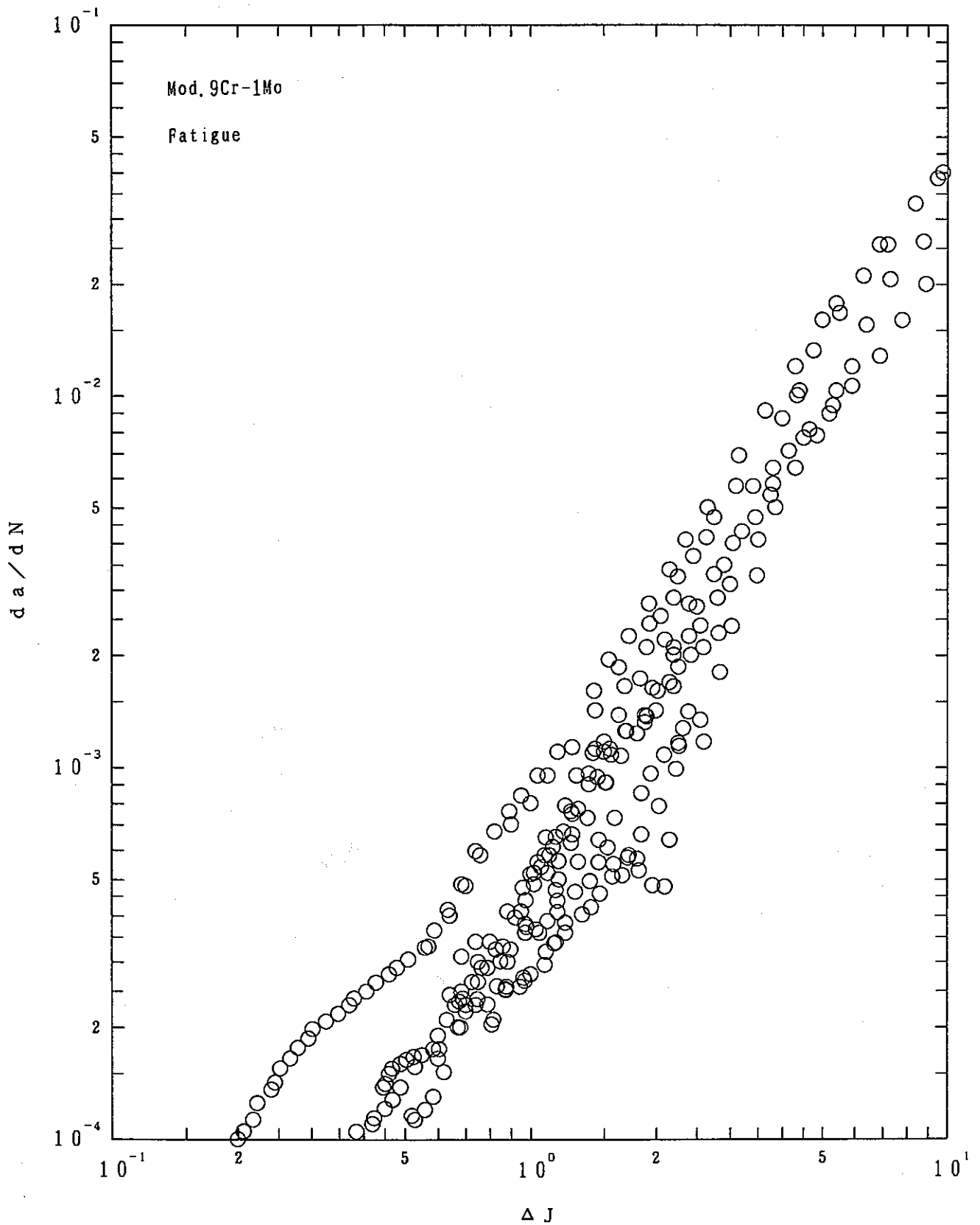


Fig. 24 Relationship between da/dN and ΔJ for Mod. 9Cr-1Mo steel

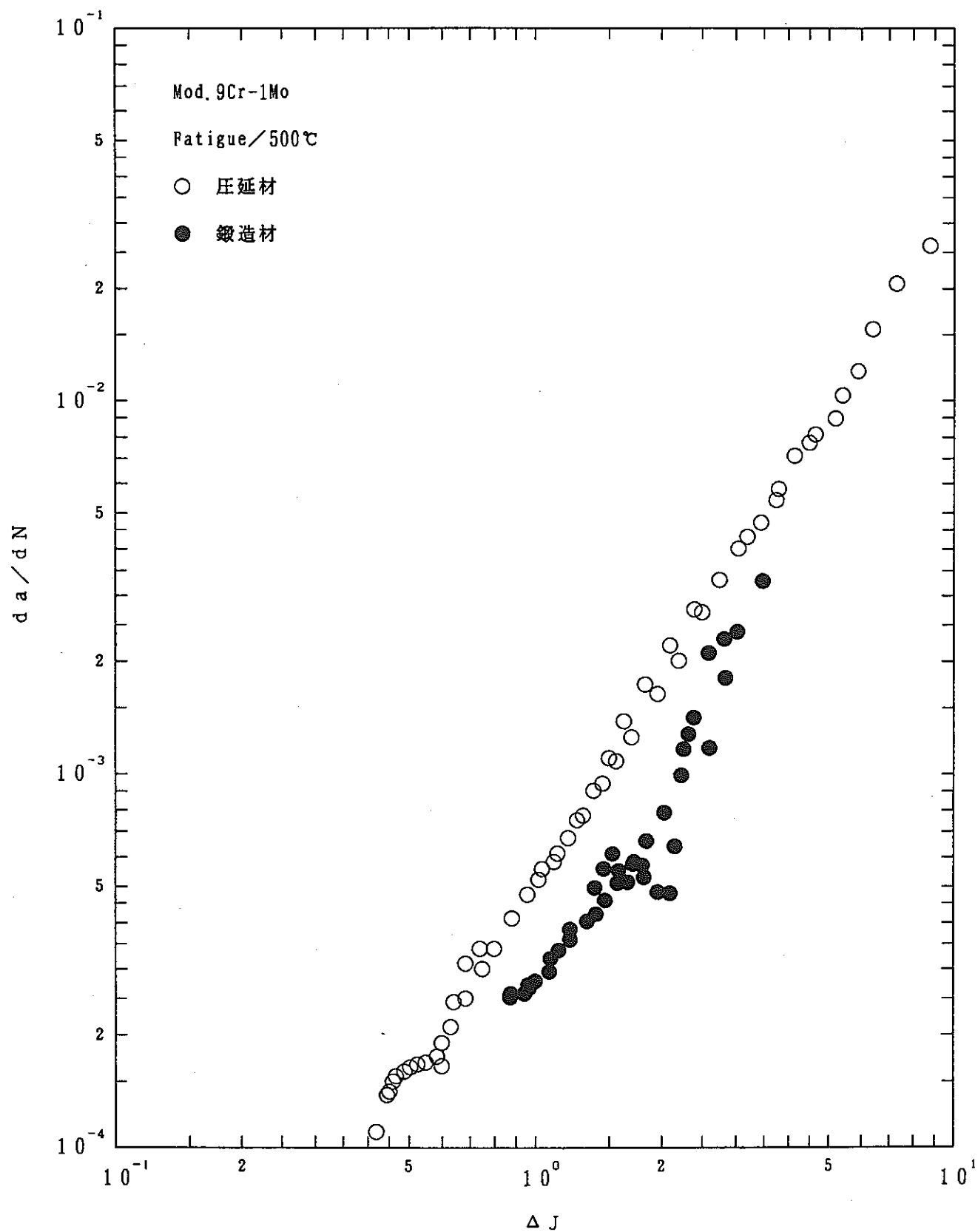


Fig. 25 Relationship between da/dN and ΔJ for Mod. 9Cr-1Mo steel

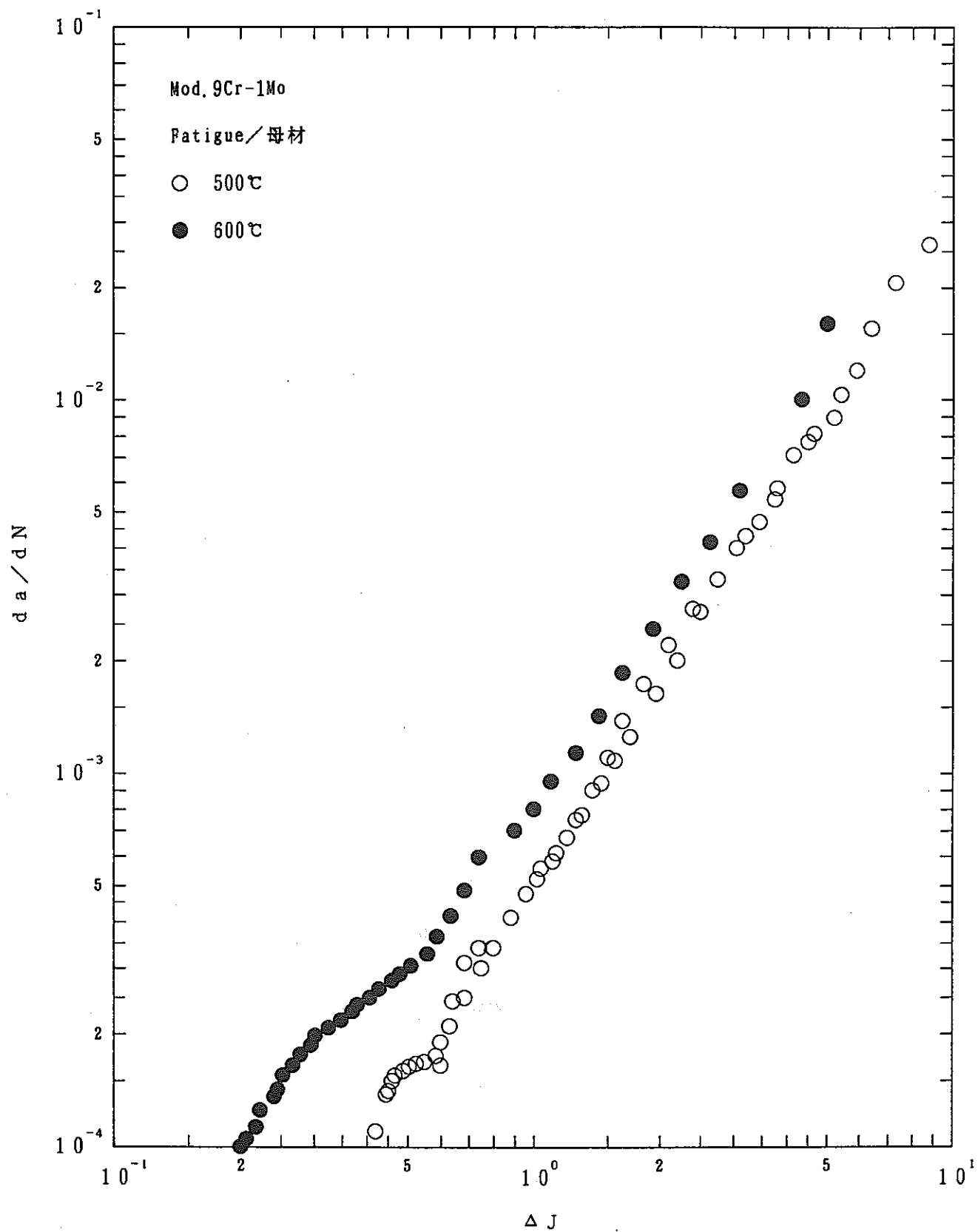


Fig.26 Relationship between da/dN and ΔJ for Mod.9Cr-1Mo steel

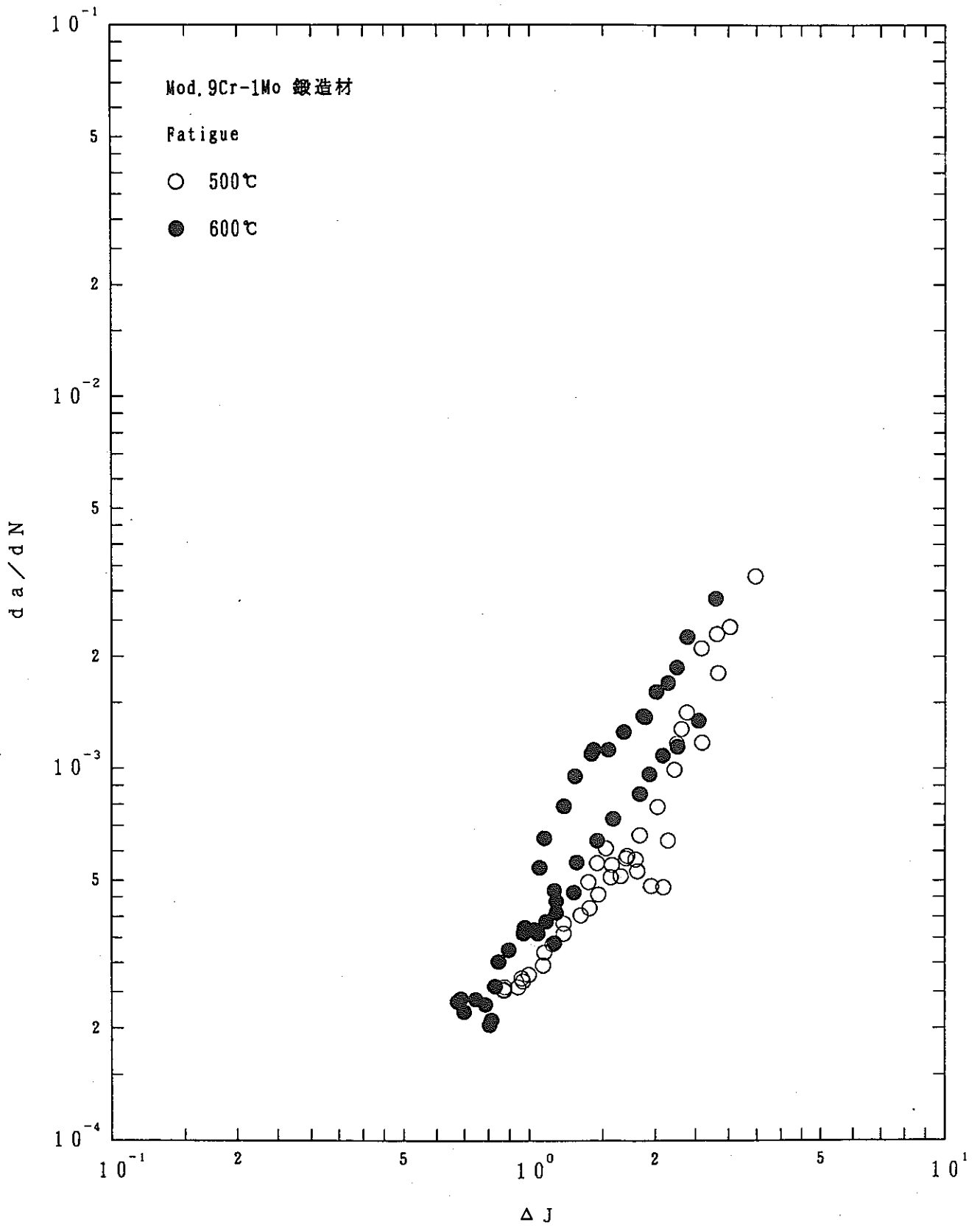


Fig. 27 Relationship between da/dN and ΔJ for Mod. 9Cr-1Mo steel

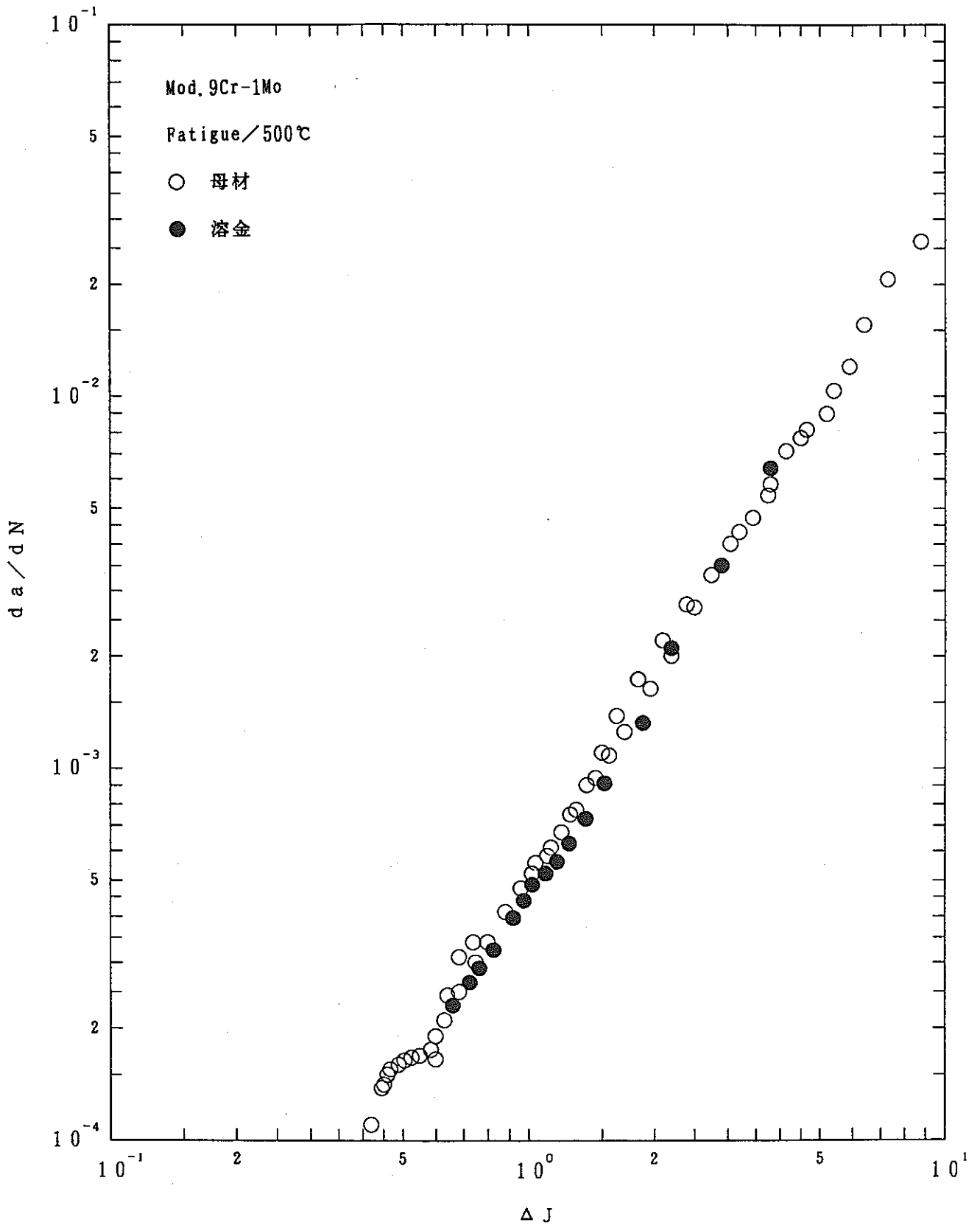


Fig. 28 Relationship between da/dN and ΔJ for Mod. 9Cr-1Mo steel

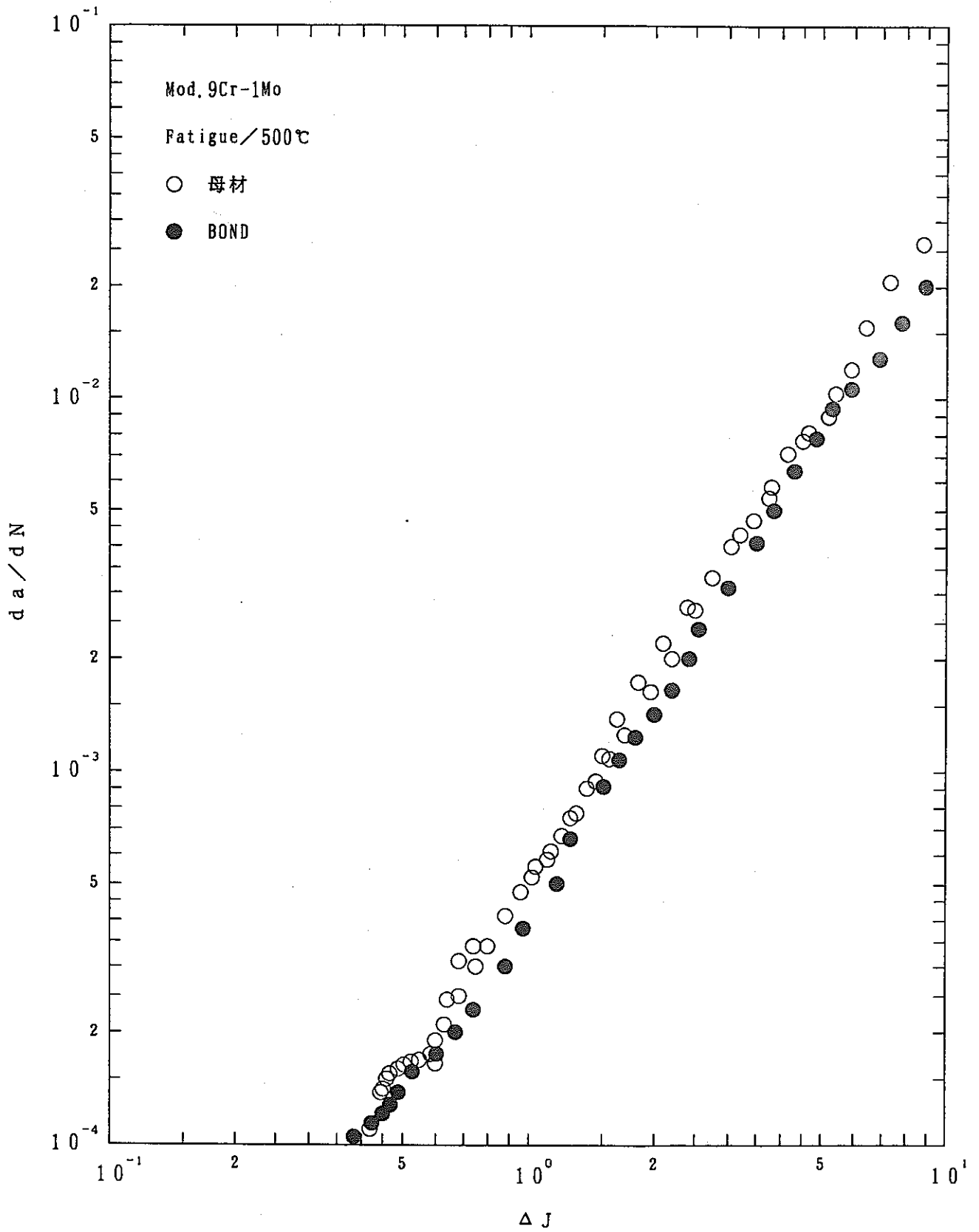


Fig. 29 Relationship between da/dN and ΔJ for Mod. 9Cr-1Mo steel

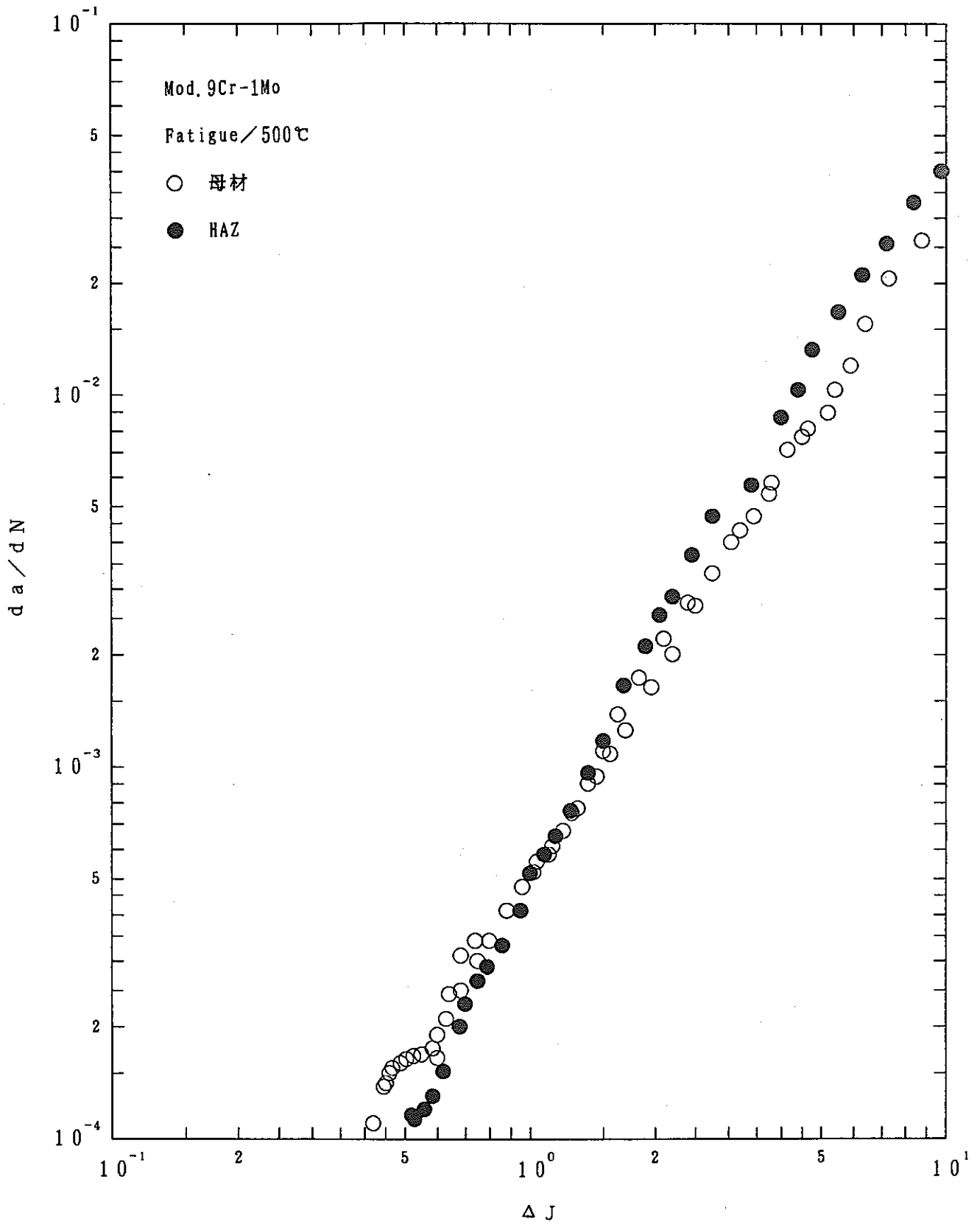


Fig. 30 Relationship between da/dN and ΔJ for Mod. 9Cr-1Mo steel

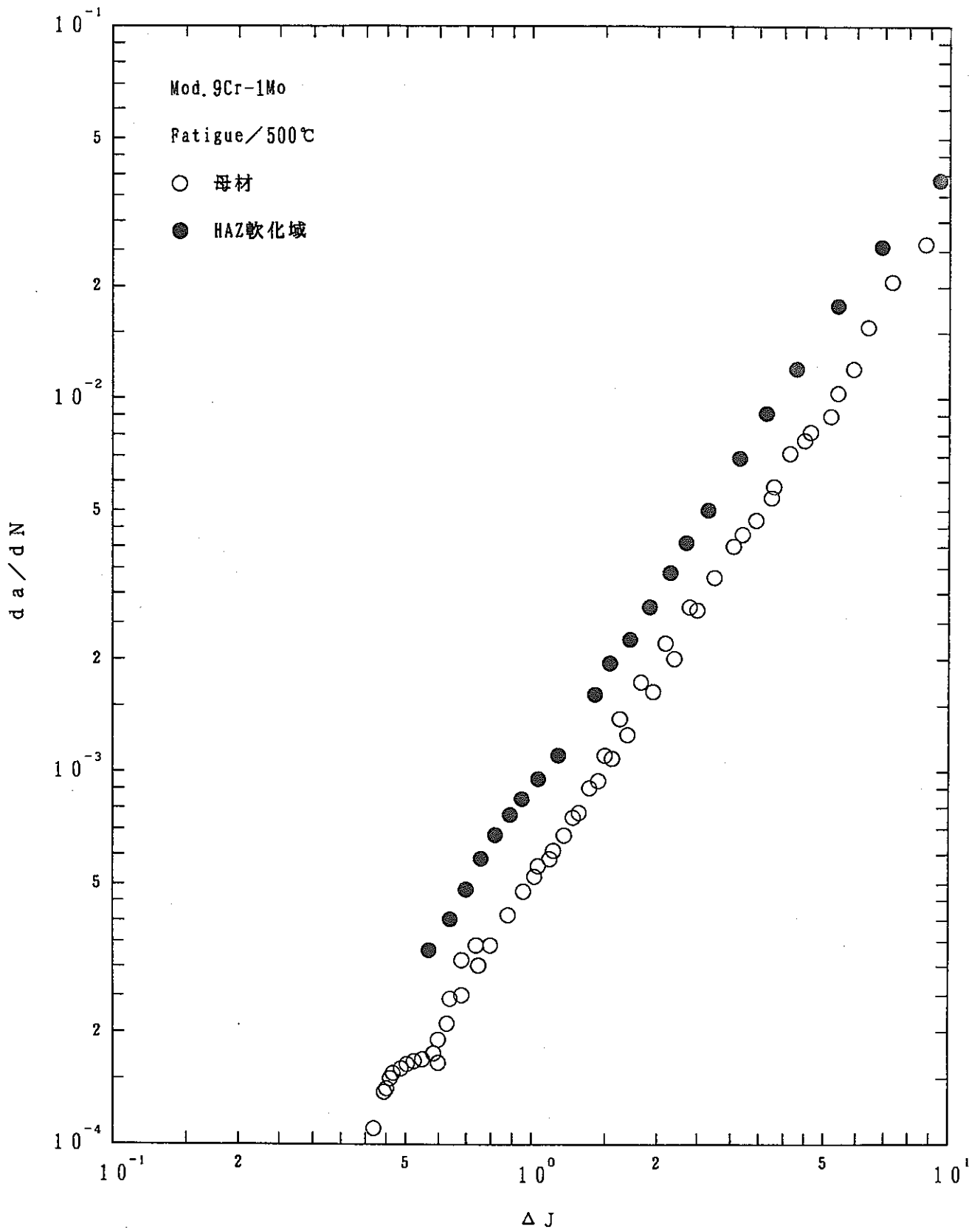


Fig. 31 Relationship between da/dN and ΔJ for Mod. 9Cr-1Mo steel

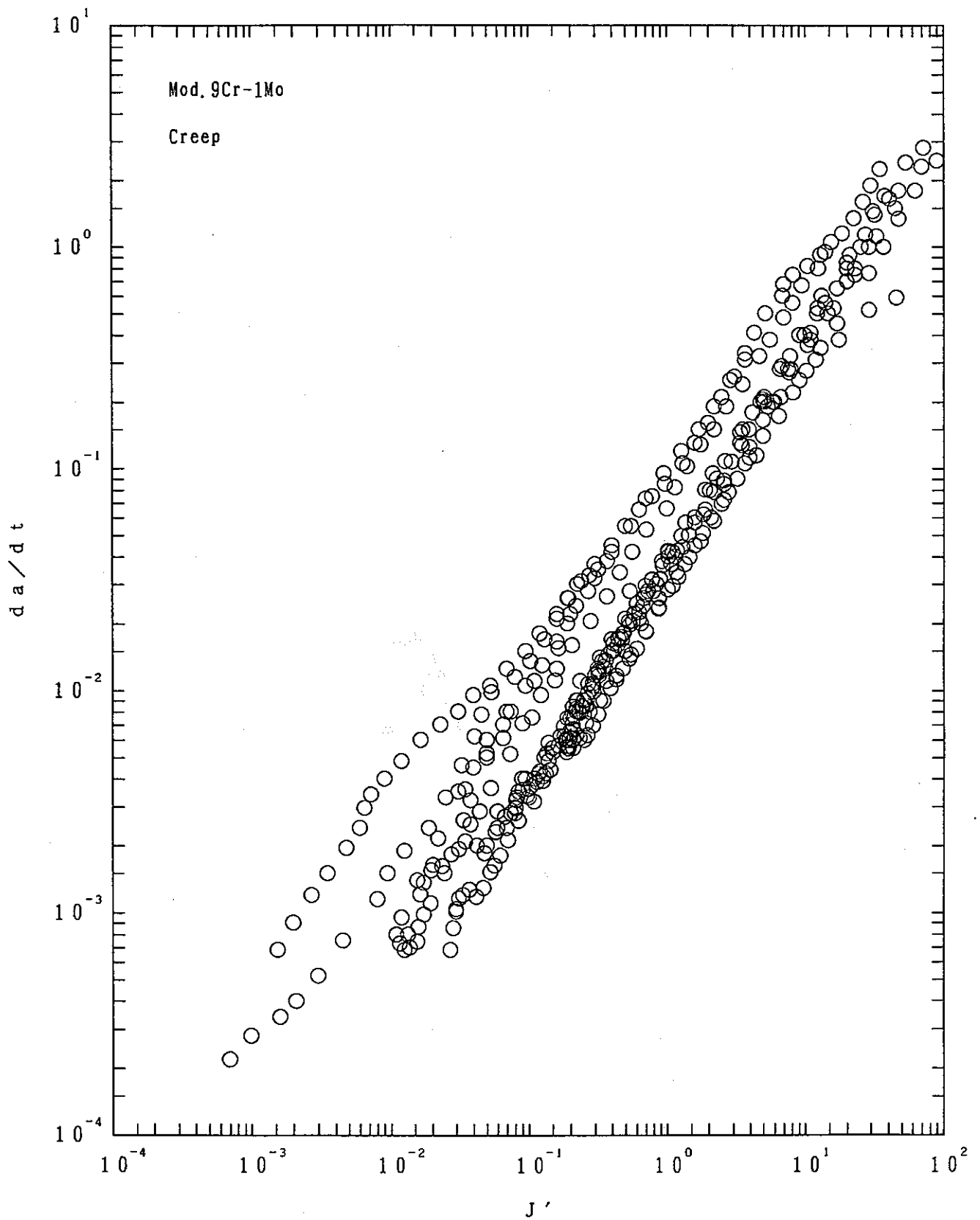


Fig. 32 Relationship between da/dt and J' for Mod. 9Cr-1Mo steel

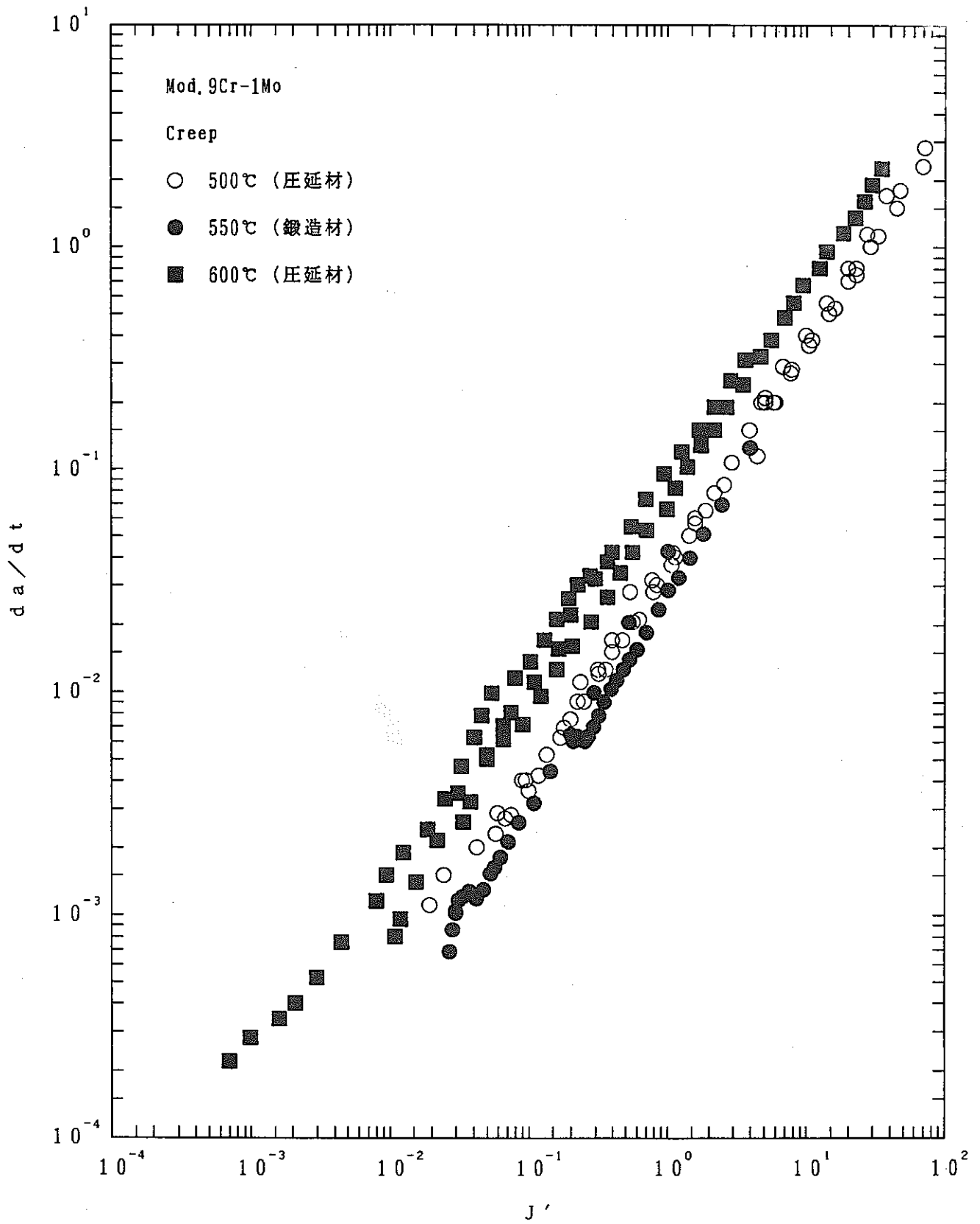


Fig. 33 Relationship between da/dt and J' for Mod. 9Cr-1Mo steel

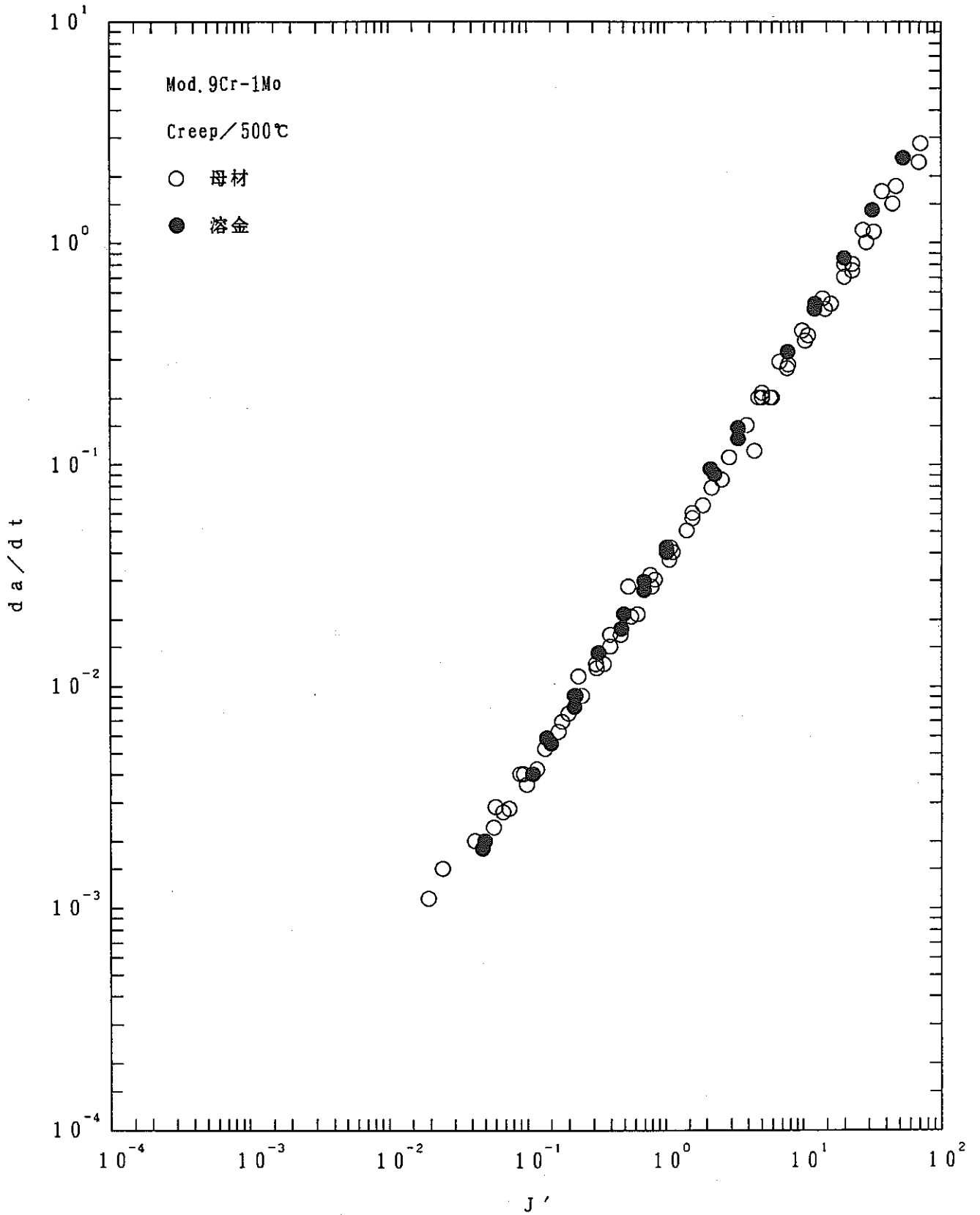


Fig.34 Relationship between da/dt and J' for Mod.9Cr-1Mo steel

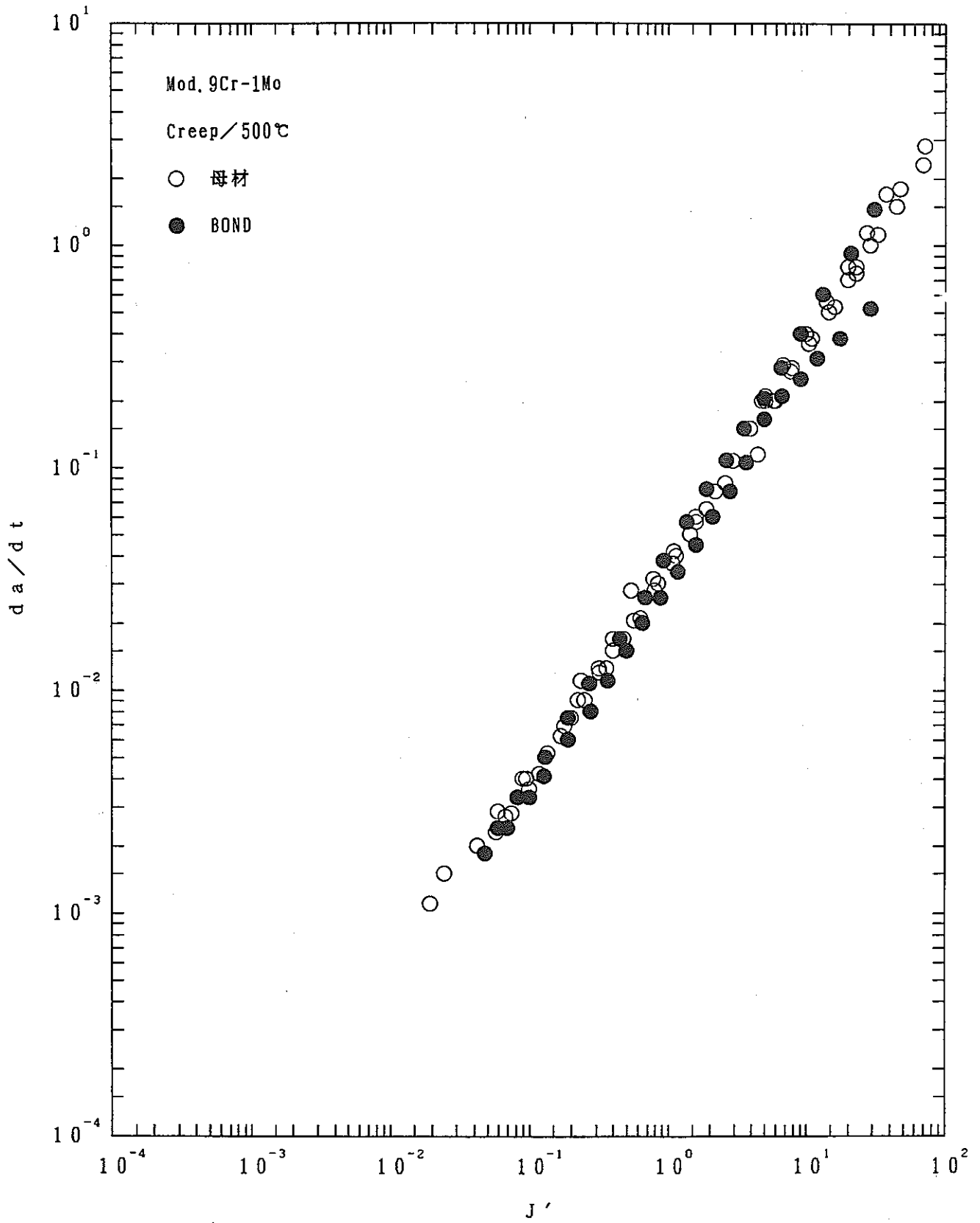


Fig. 35 Relationship between da/dt and J' for Mod. 9Cr-1Mo steel

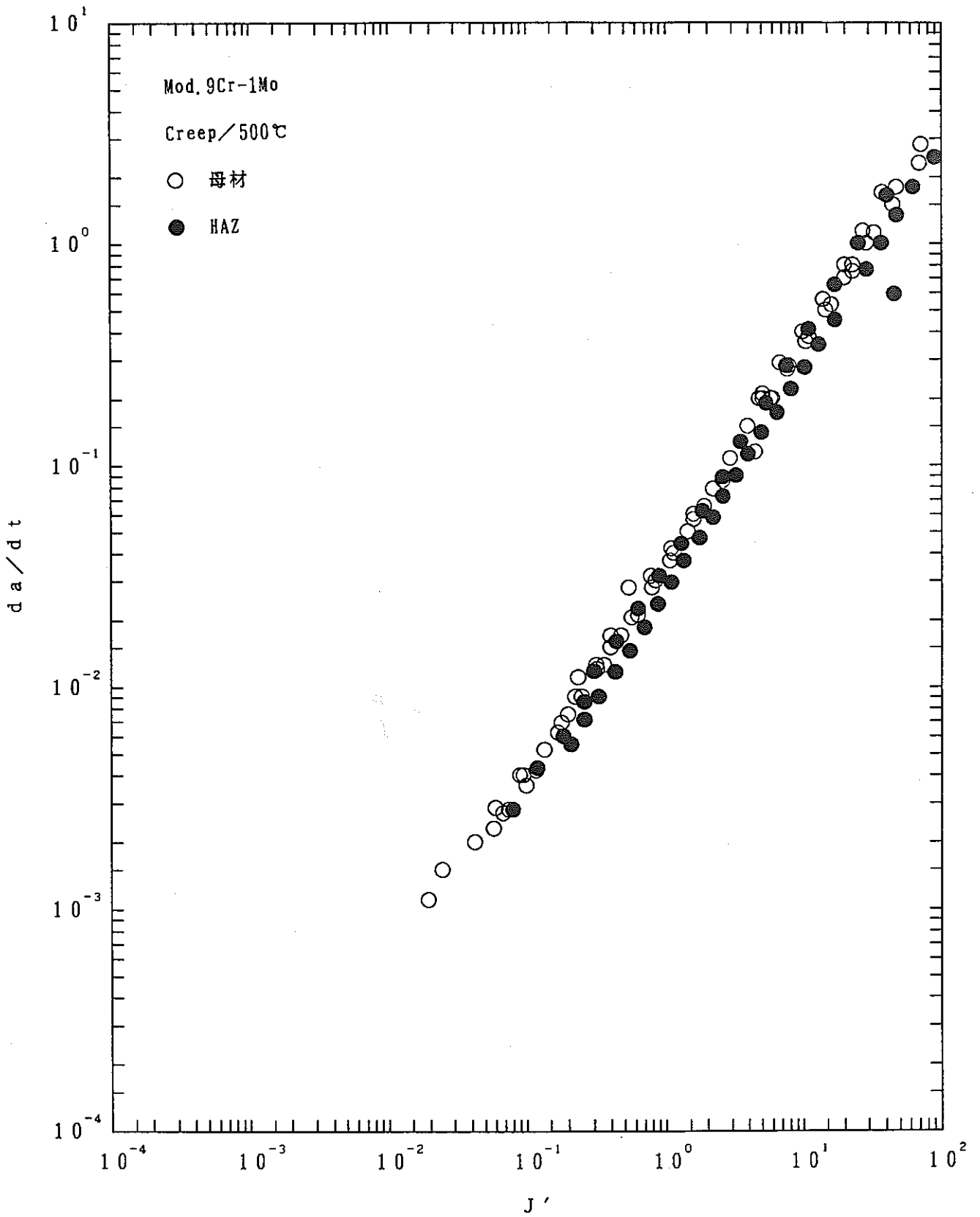


Fig. 36 Relationship between da/dt and J' for Mod. 9Cr-1Mo steel

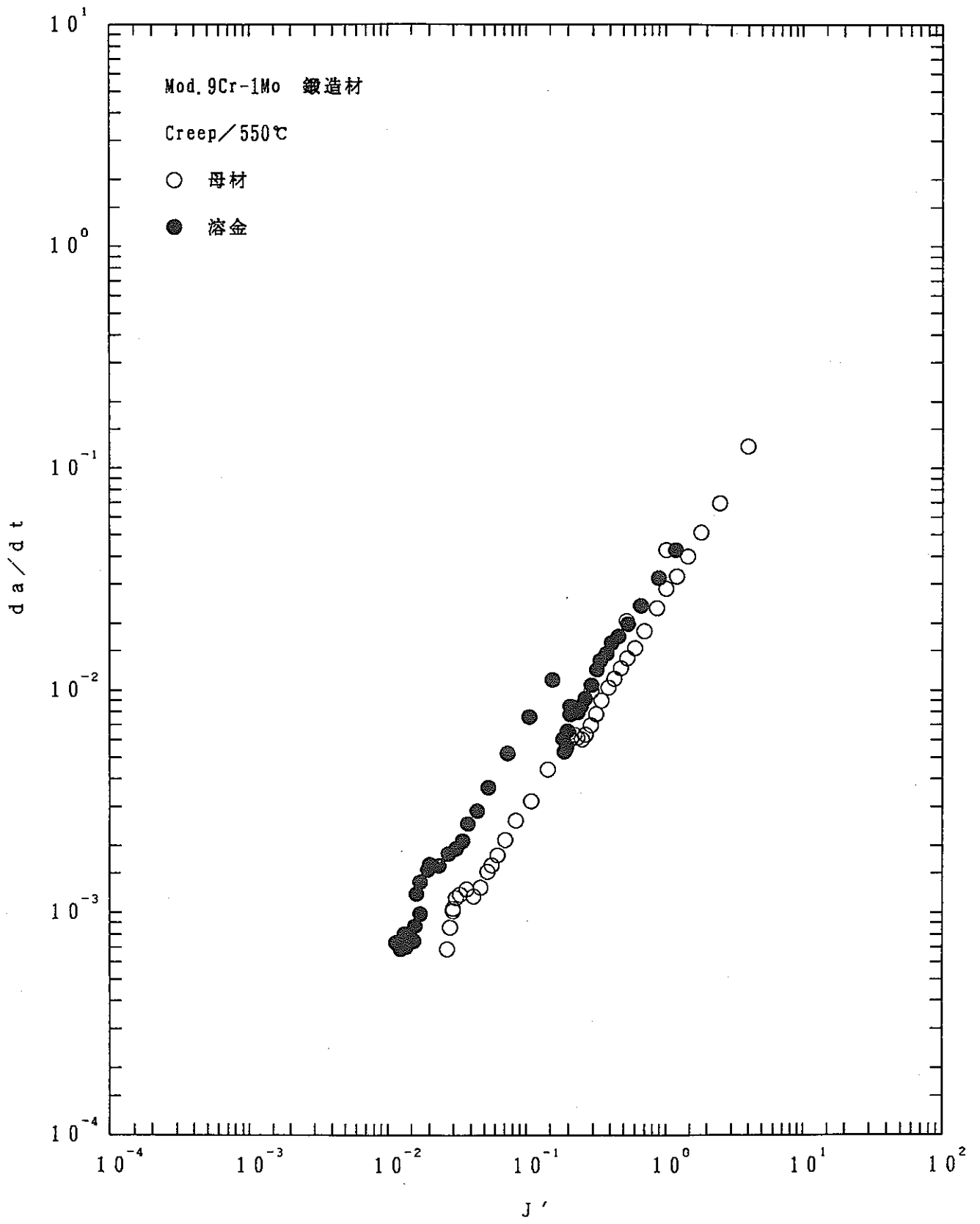


Fig. 37 Relationship between da/dt and J' for Mod. 9Cr-1Mo steel

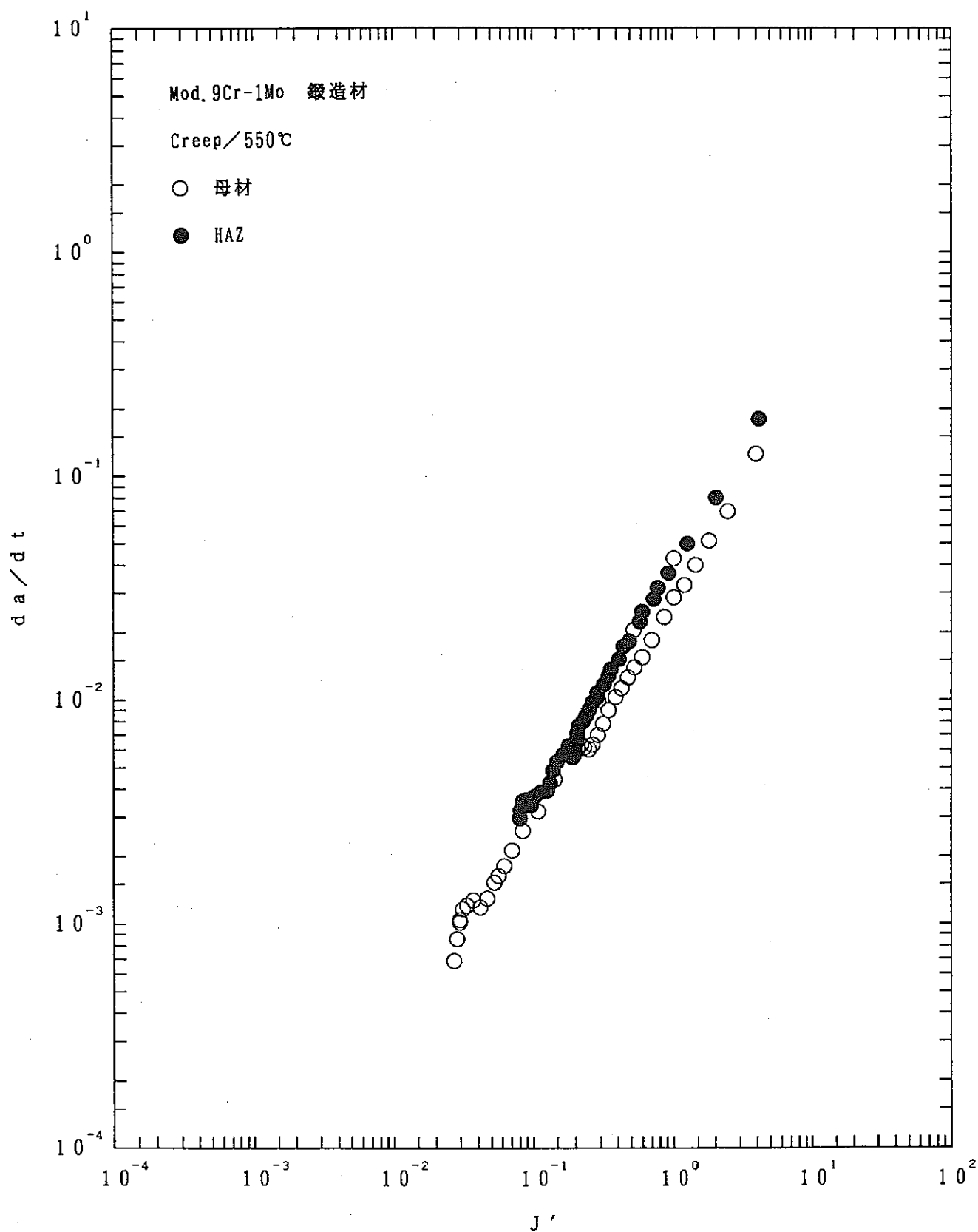


Fig. 38 Relationship between da/dt and J' for Mod. 9Cr-1Mo steel

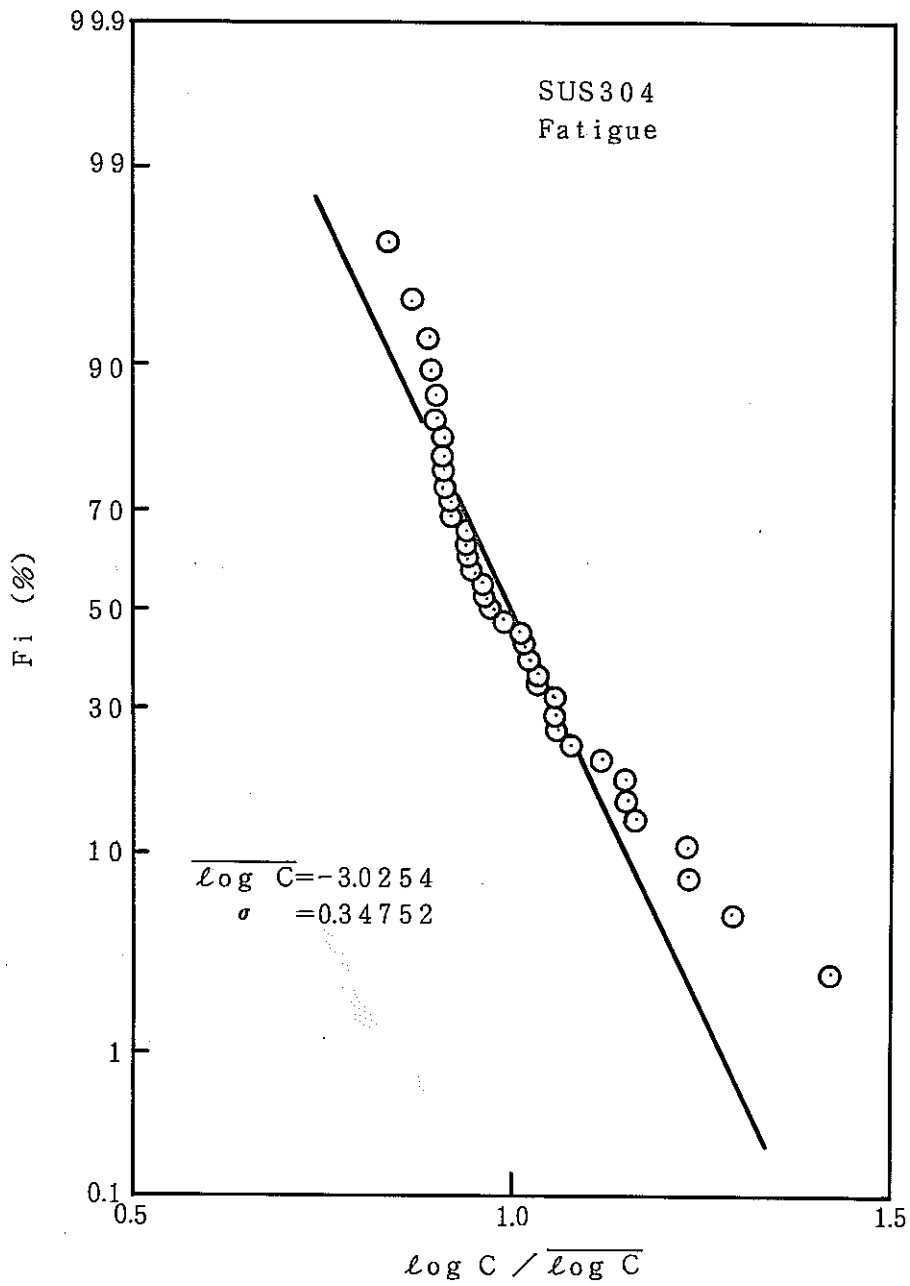


Fig. 39 Distribution of log C plotted on normal probability paper (SUS304/Fatigue)

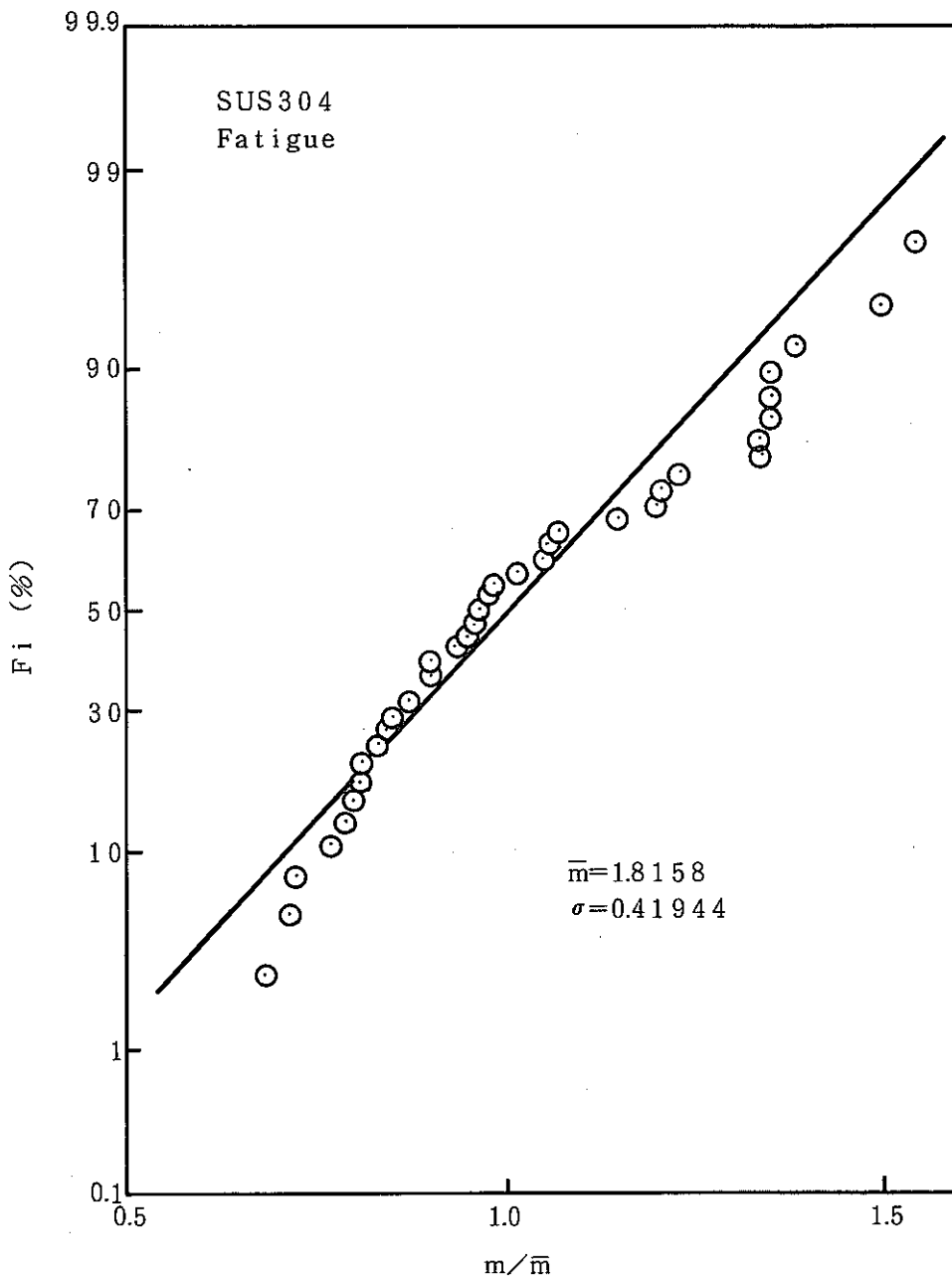


Fig. 40 Distribution of m plotted on normal probability paper (SUS304/Fatigue)

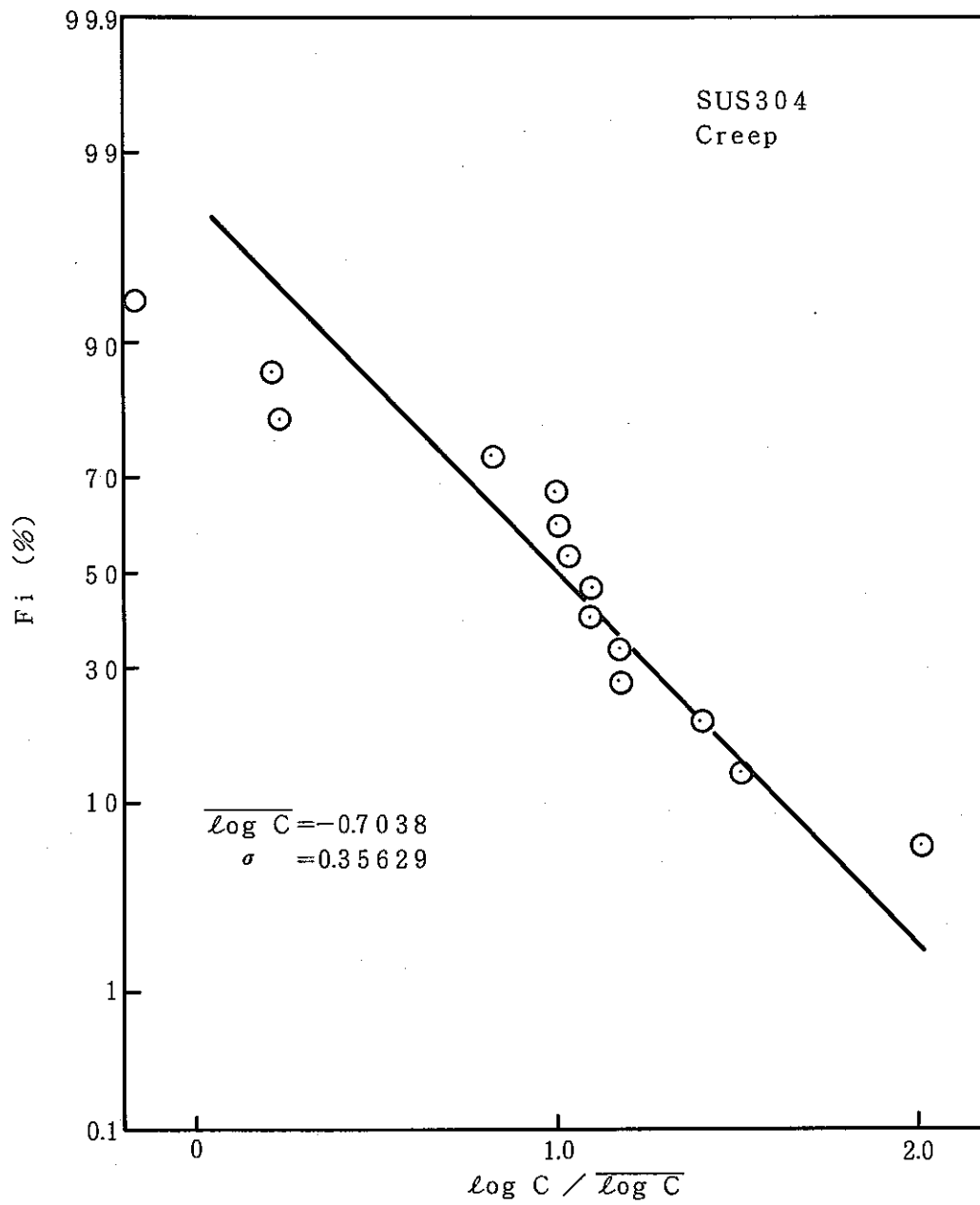


Fig. 41 Distribution of log C plotted on normal probability paper (SUS304/Creep)

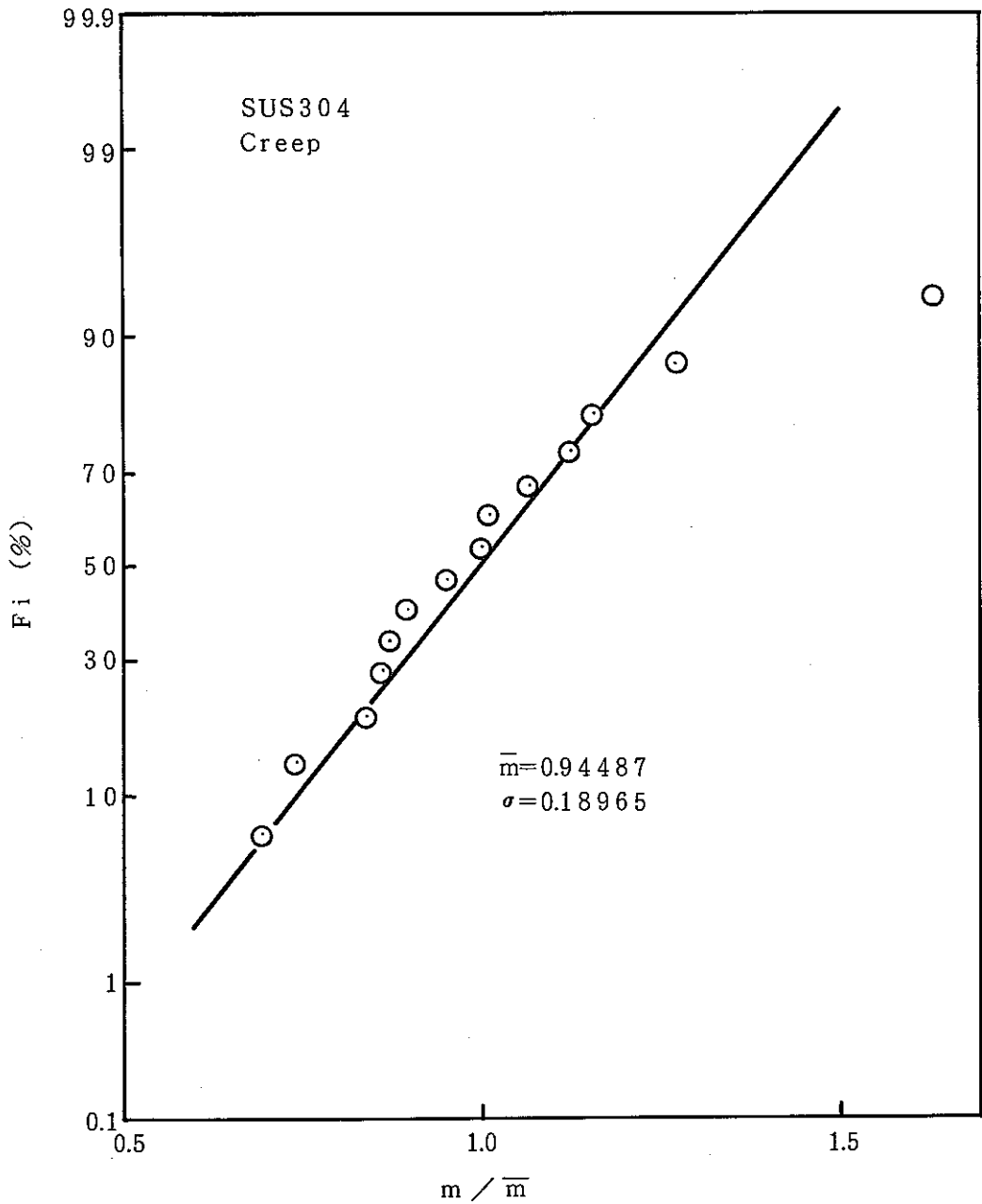


Fig. 42 Distribution of m plotted on normal probability paper (SUS304/Creep)

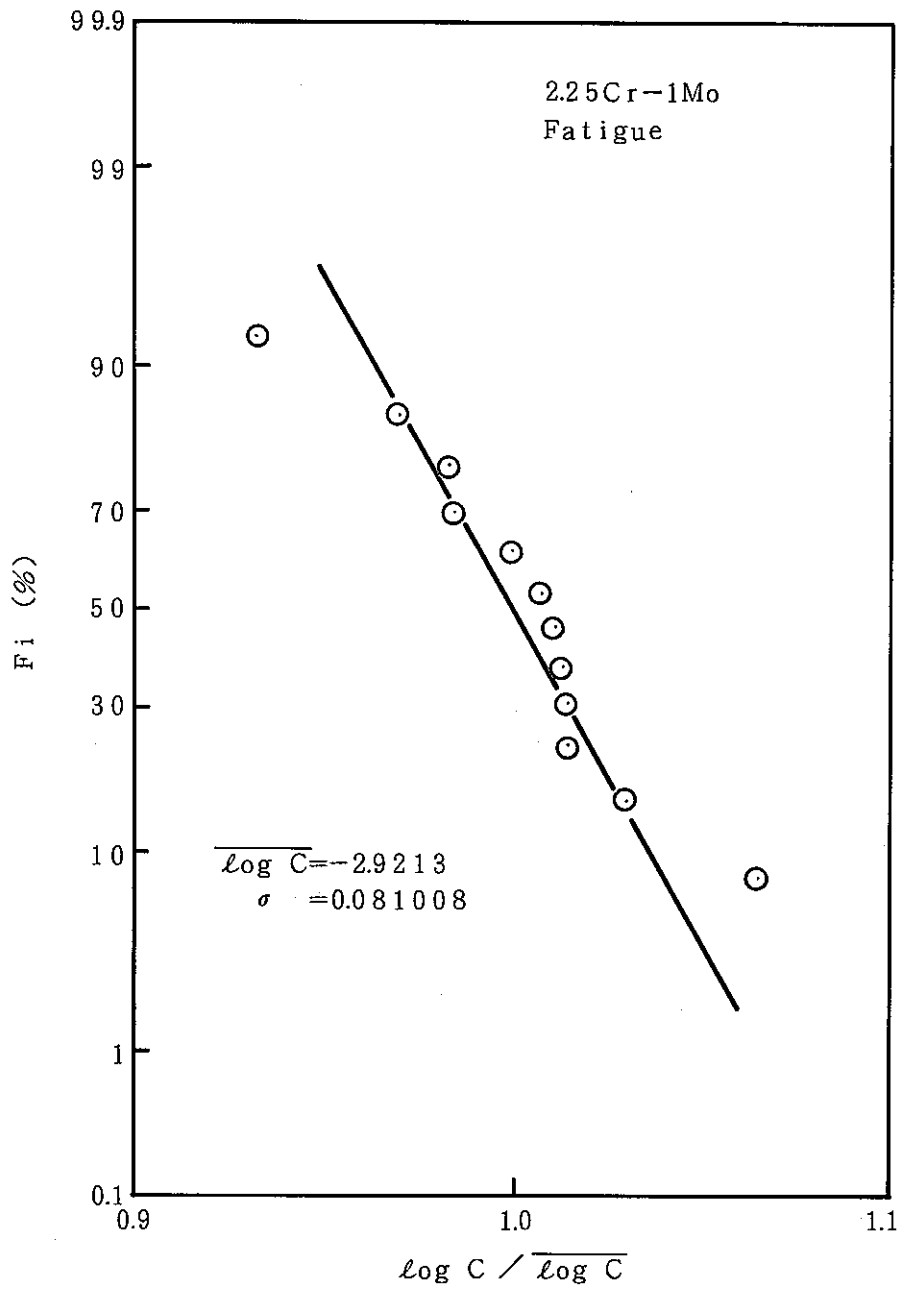


Fig. 43 Distribution of log C plotted on normal probability paper (2.25Cr-1Mo/Fatigue)

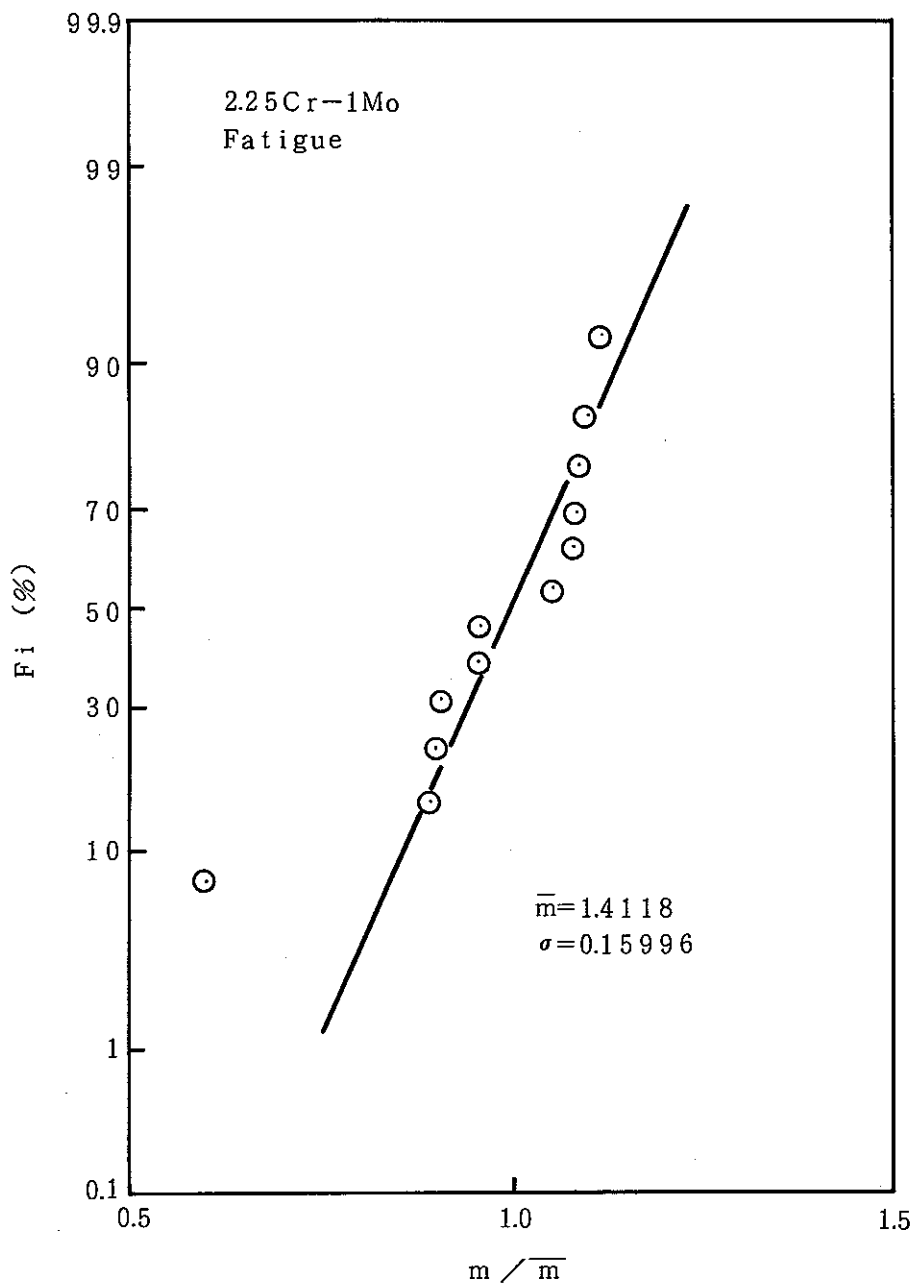


Fig. 44 Distribution of m plotted on normal probability paper (2.25Cr-1Mo/Fatigue)

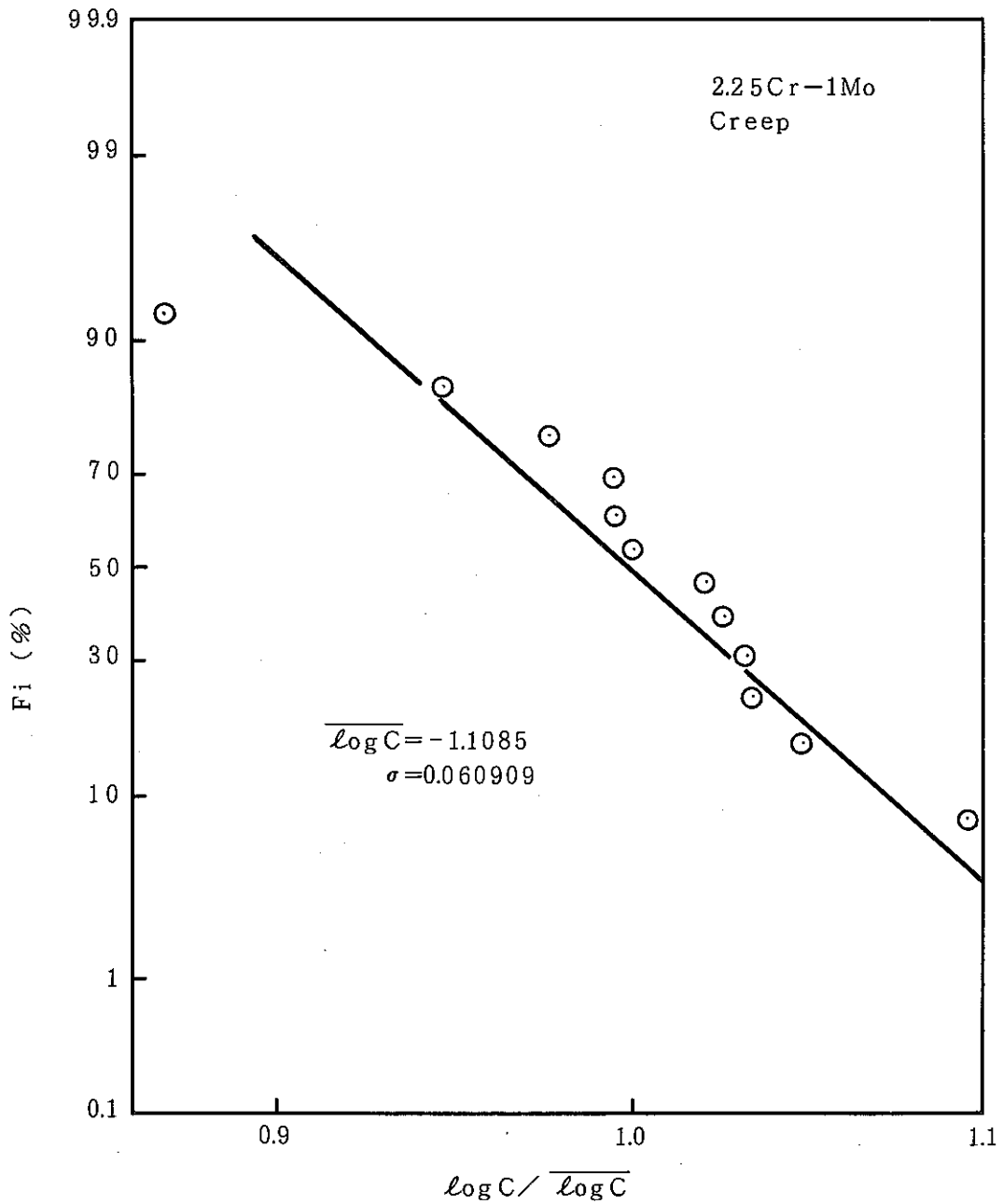


Fig. 45 Distribution of log C plotted on normal probability paper (2.25Cr-1Mo/Creep)

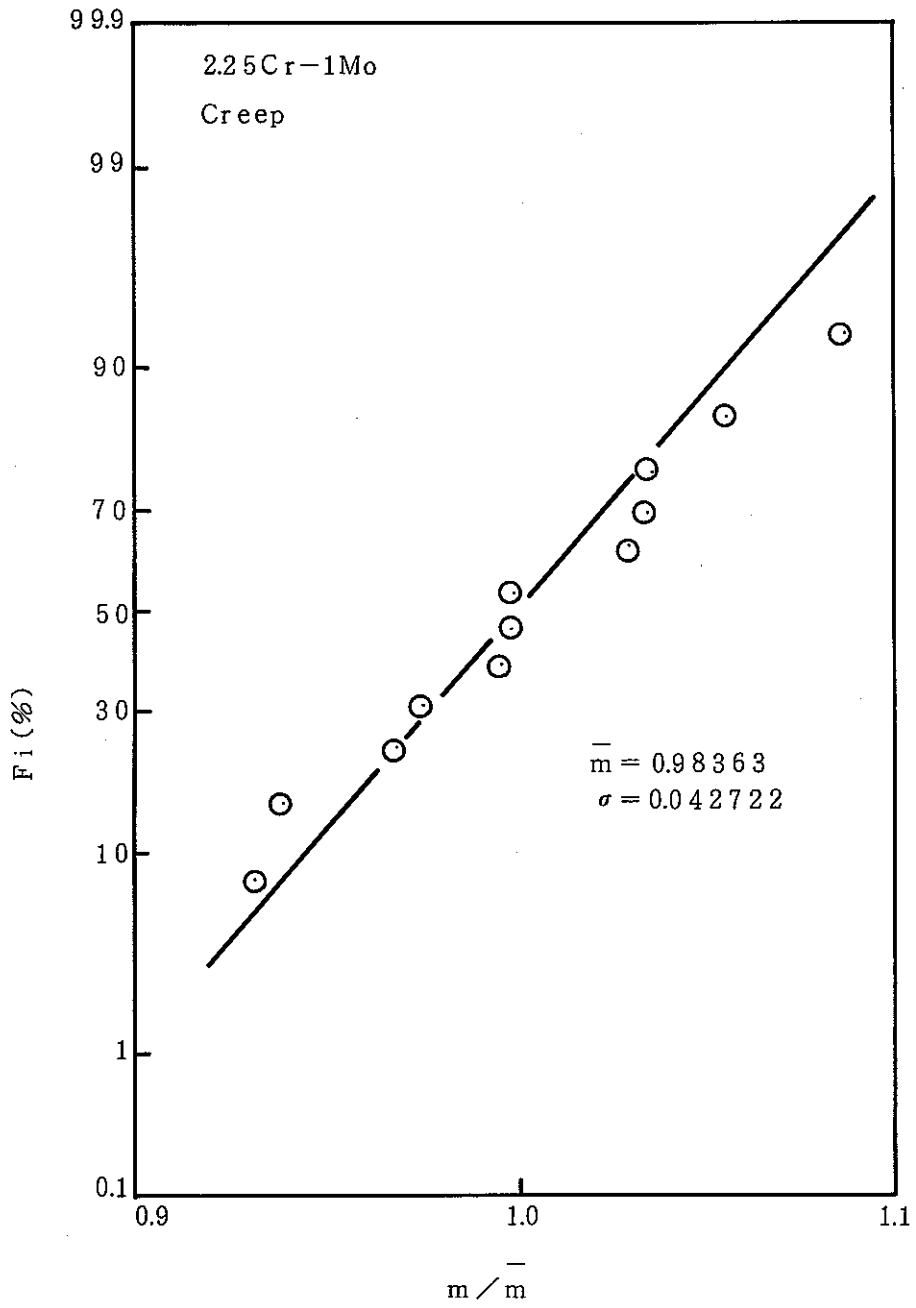


Fig. 46 Distribution of m plotted on normal probability paper (2.25Cr-1Mo/Creep)

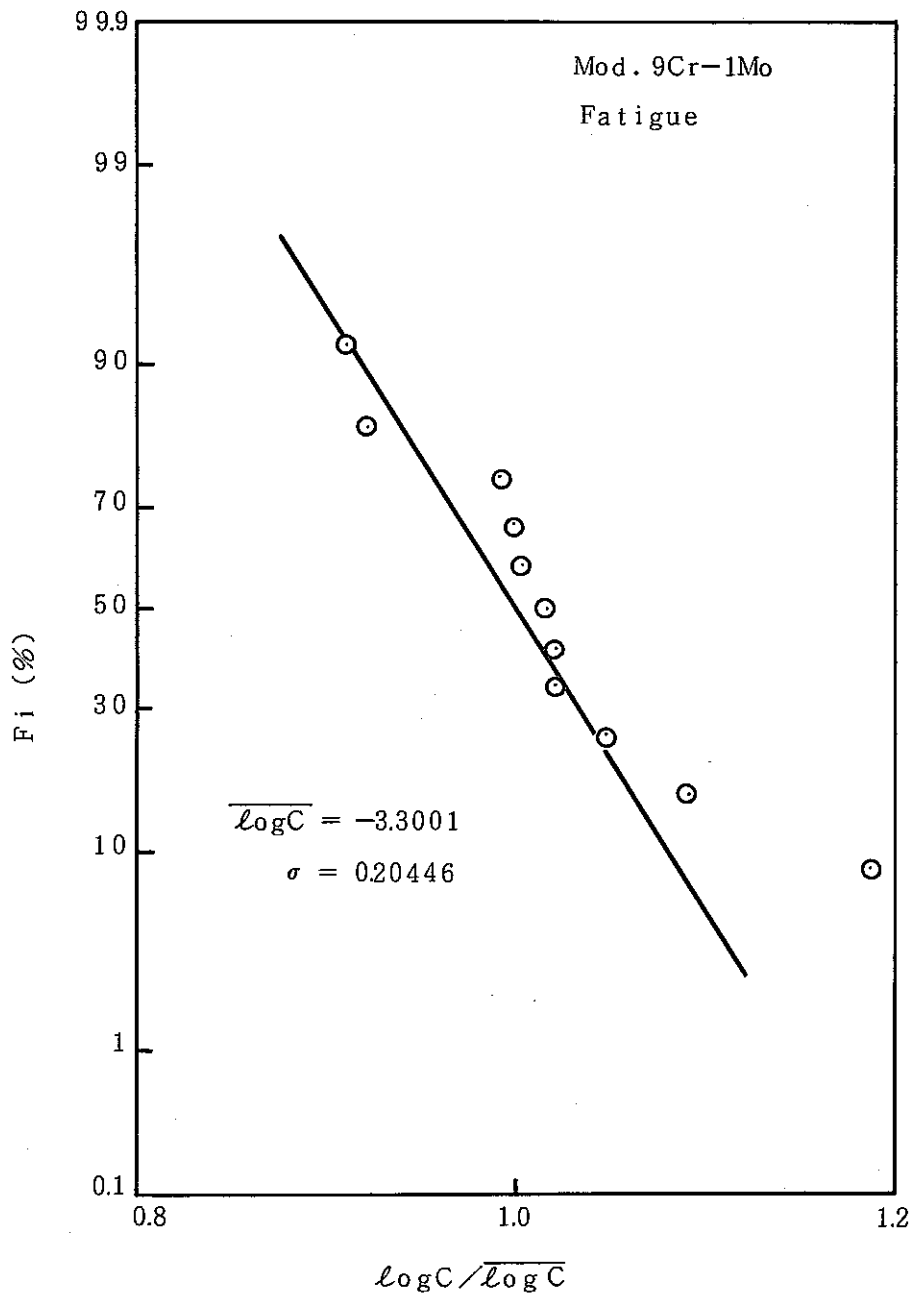


Fig. 47 Distribution of log C plotted on normal probability paper (Mod. 9Cr-1Mo/Fatigue)

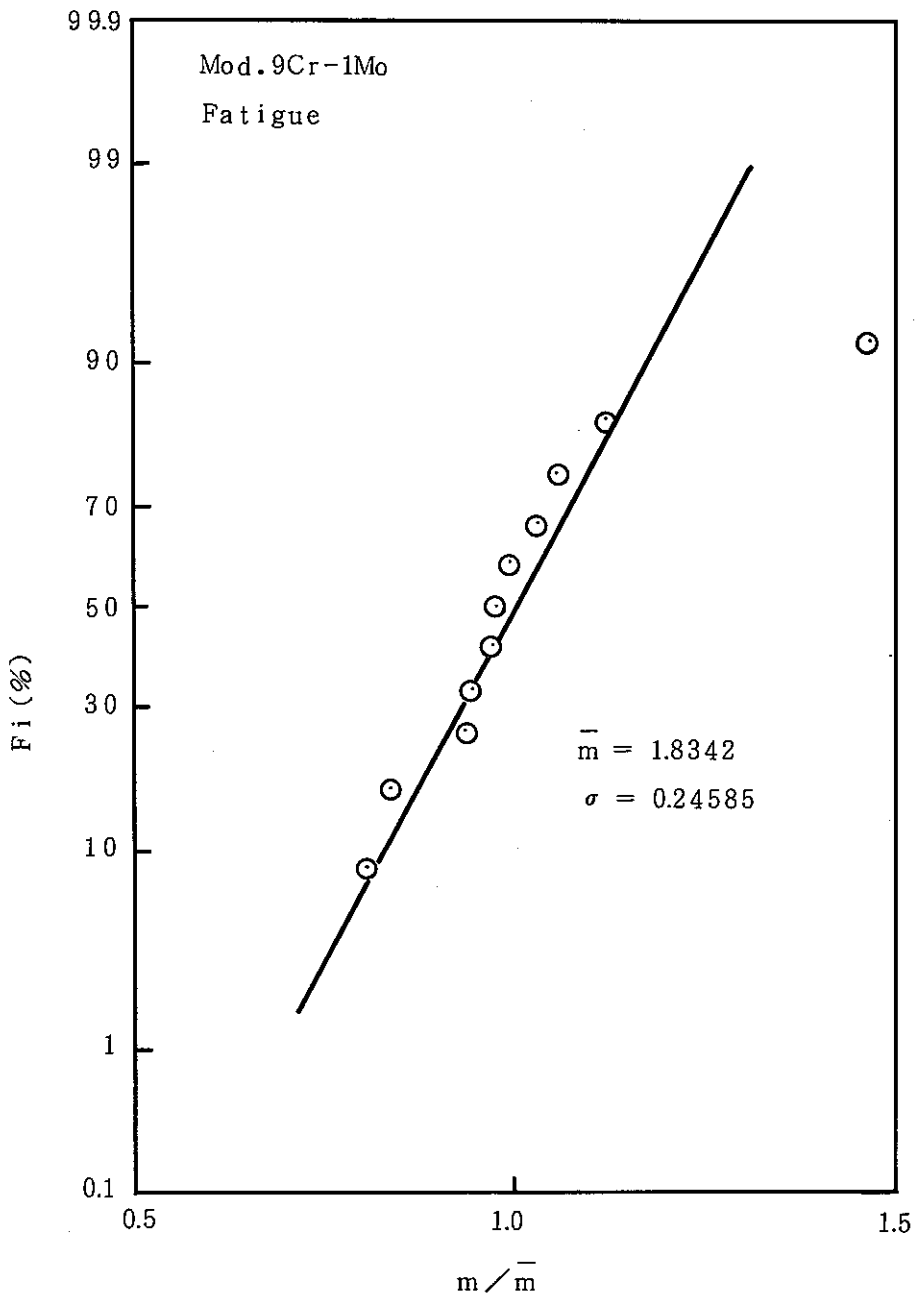


Fig. 48 Distribution of m plotted on normal probability paper (Mod. 9Cr-1Mo/Fatigue)

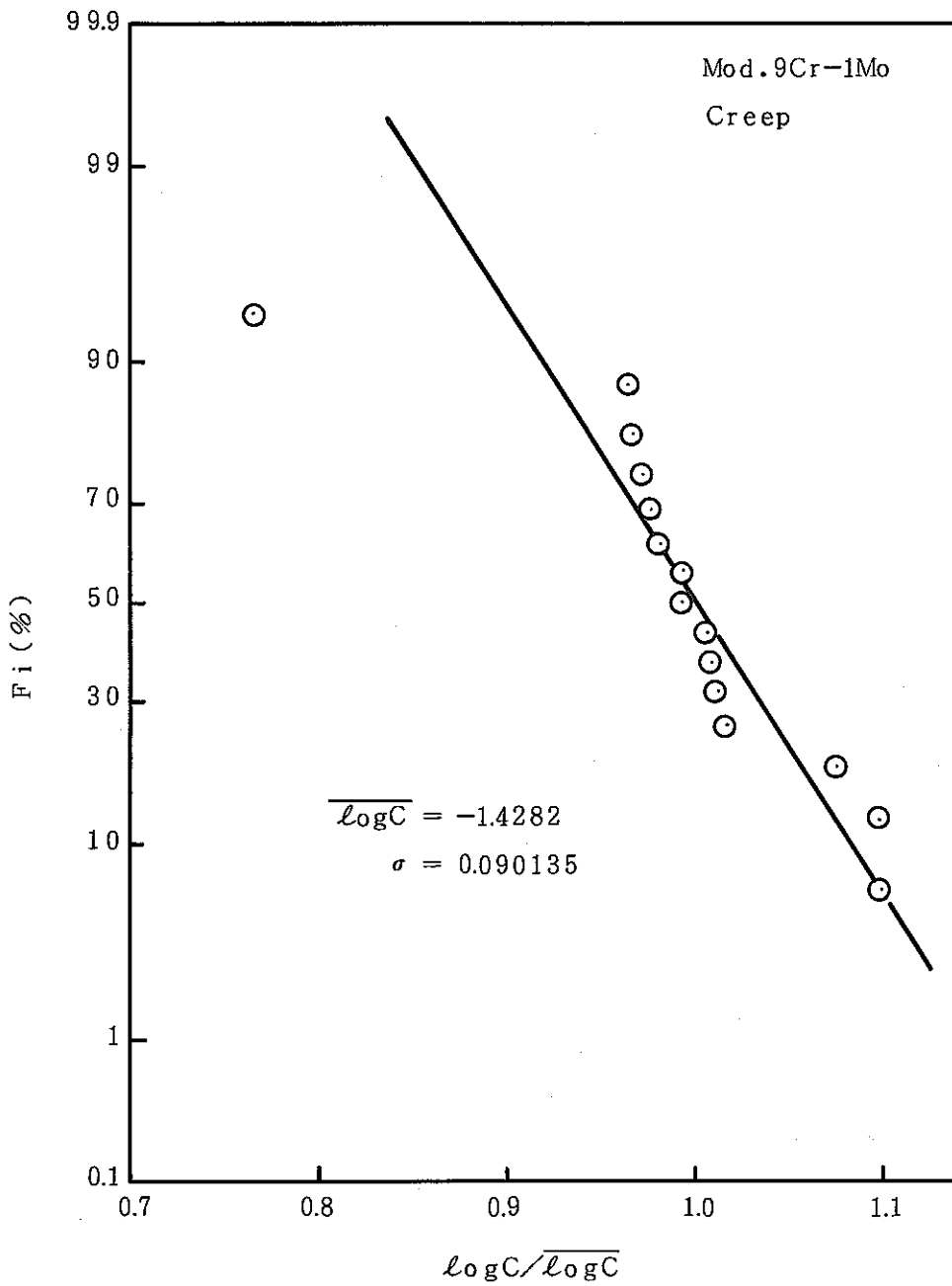


Fig. 49 Distribution of log C plotted on normal probability paper (Mod. 9Cr-1Mo/Creep)

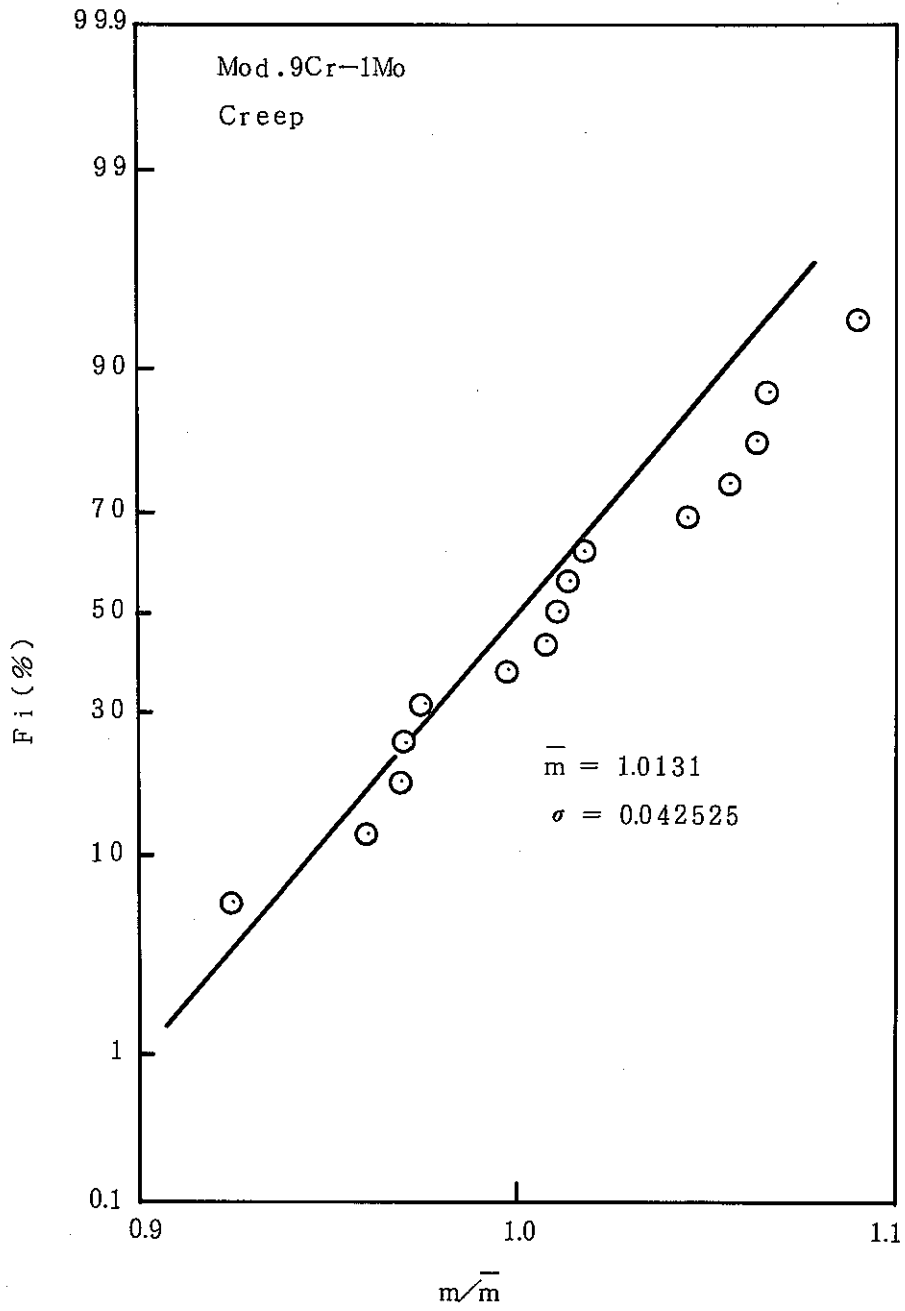


Fig. 50 Distribution of m plotted on normal probability paper (Mod. 9Cr-1Mo/Creep).

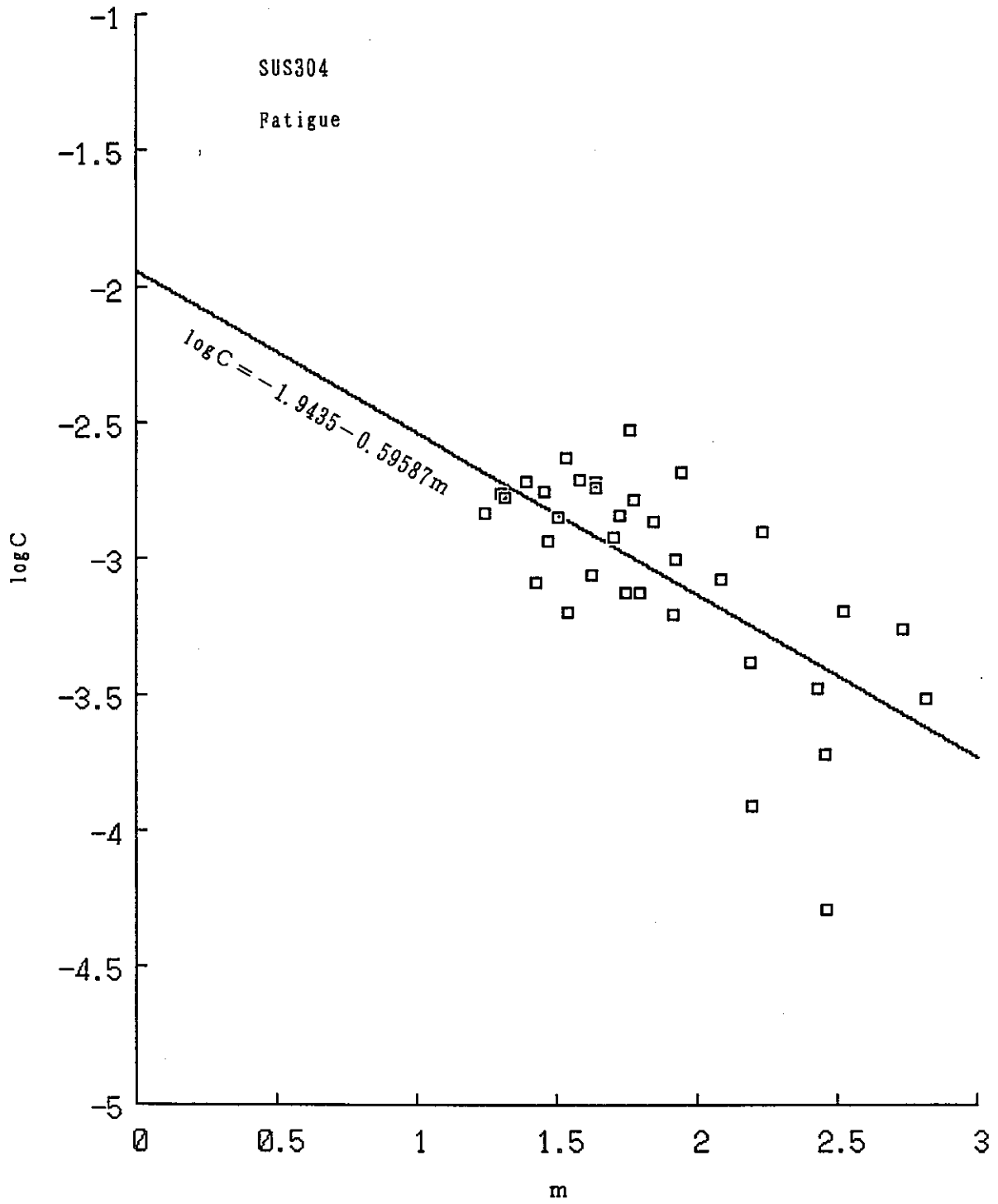


Fig. 51 Relationship between log C and m (SUS304/Fatigue)

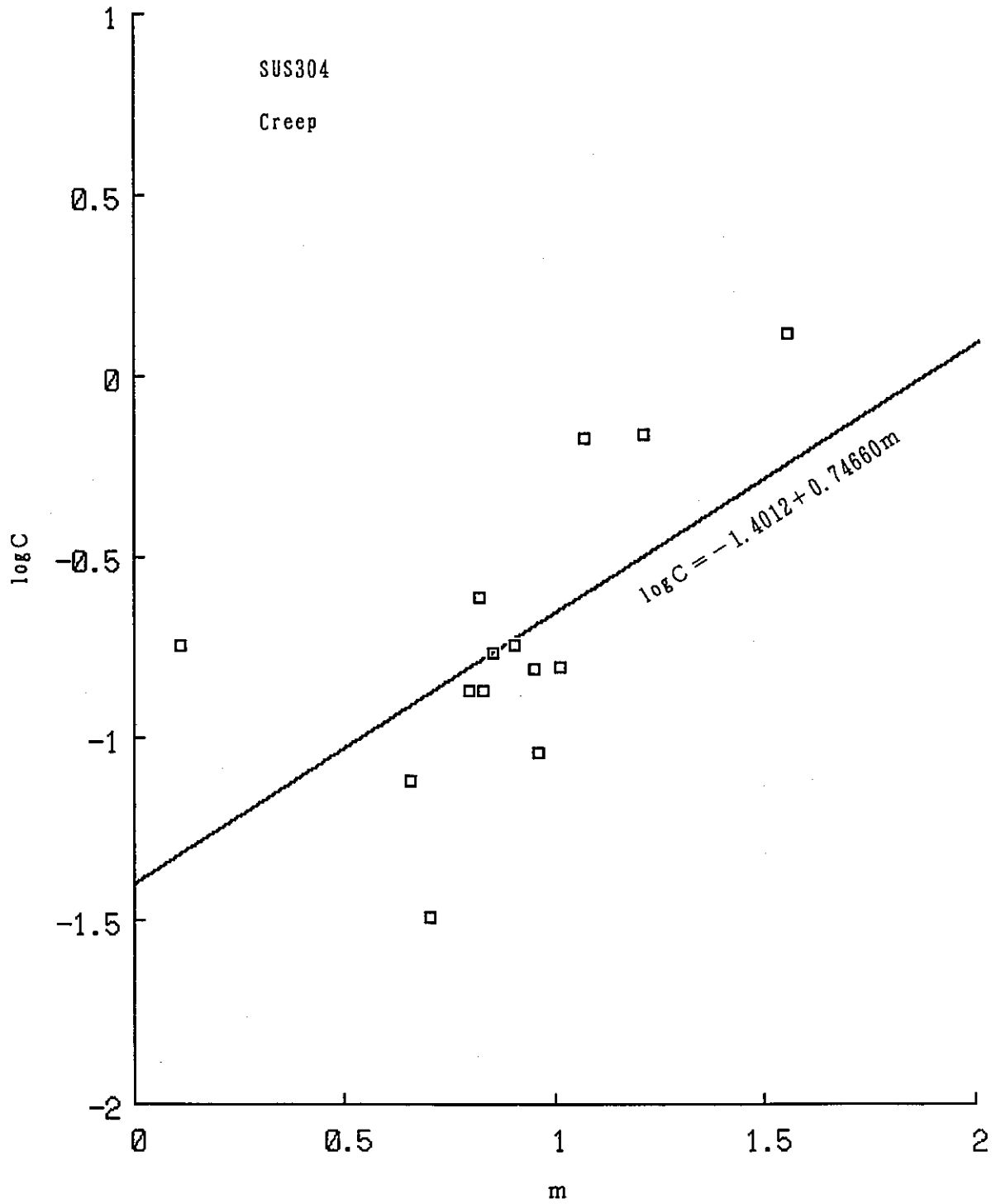


Fig. 52 Relationship between log C and m (SUS304/Creep)

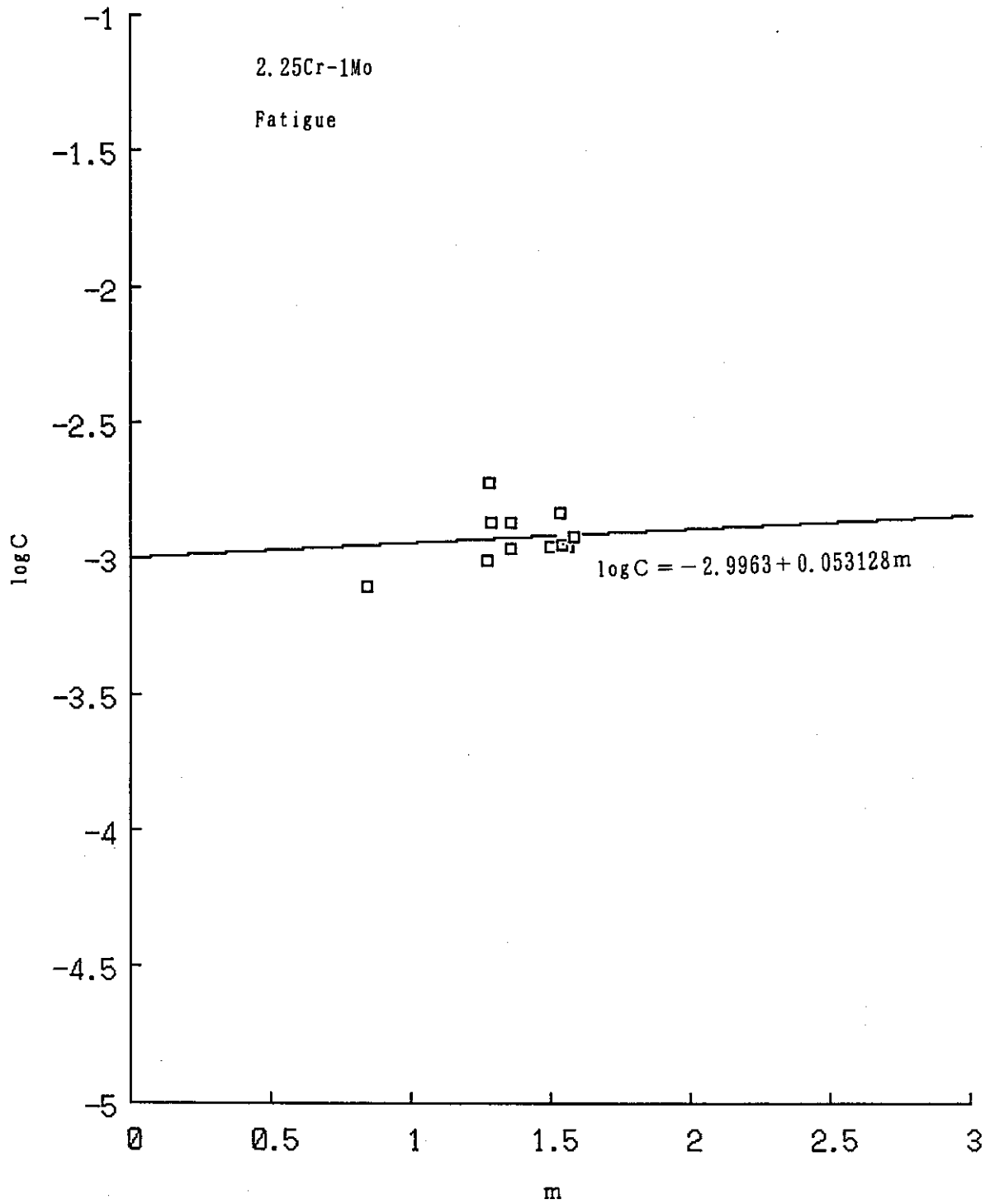


Fig. 53 Relationship between log C and m (2.25Cr-1Mo/Fatigue)

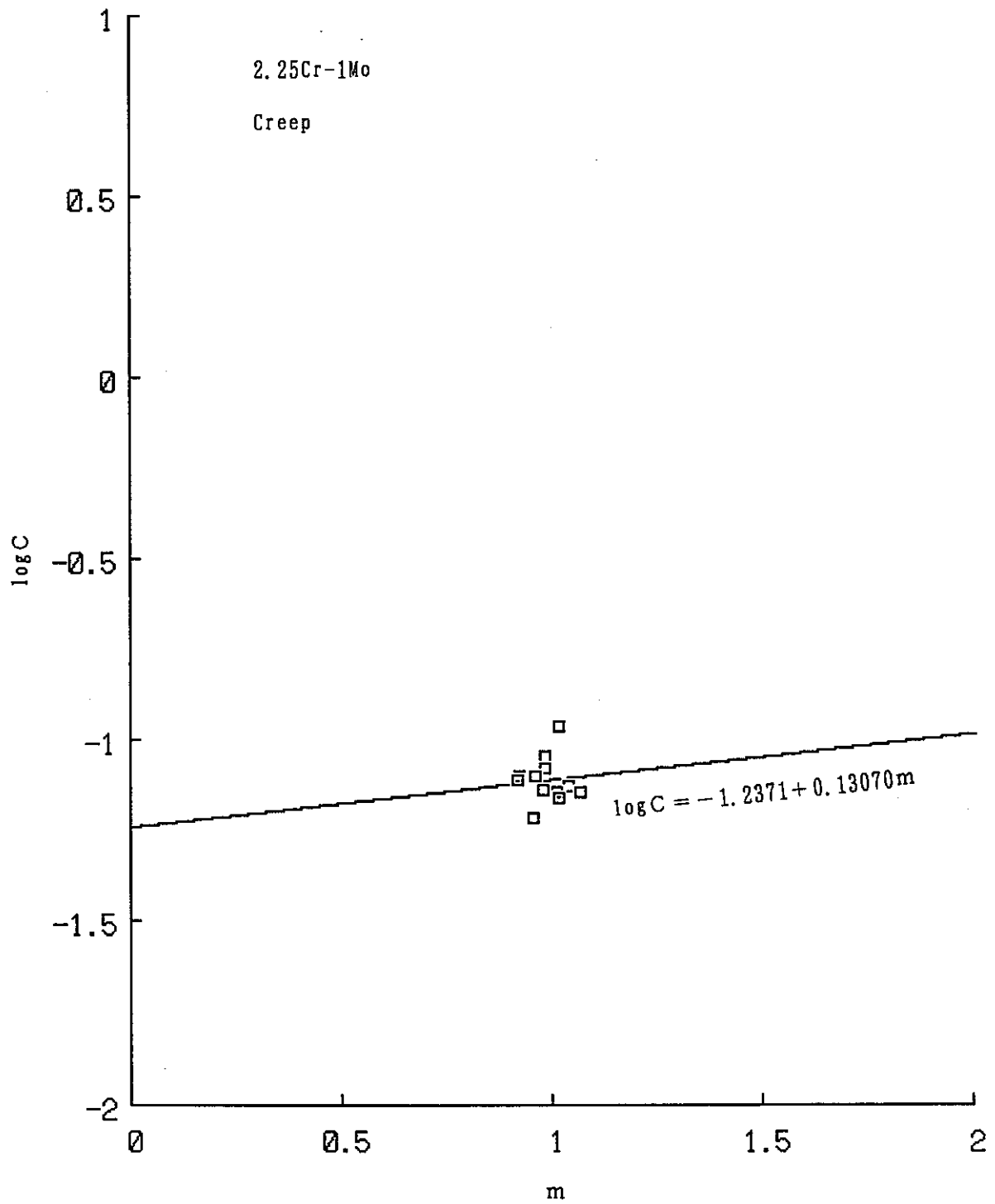


Fig. 54 Relationship between log C and m (2.25Cr-1Mo/Creep)

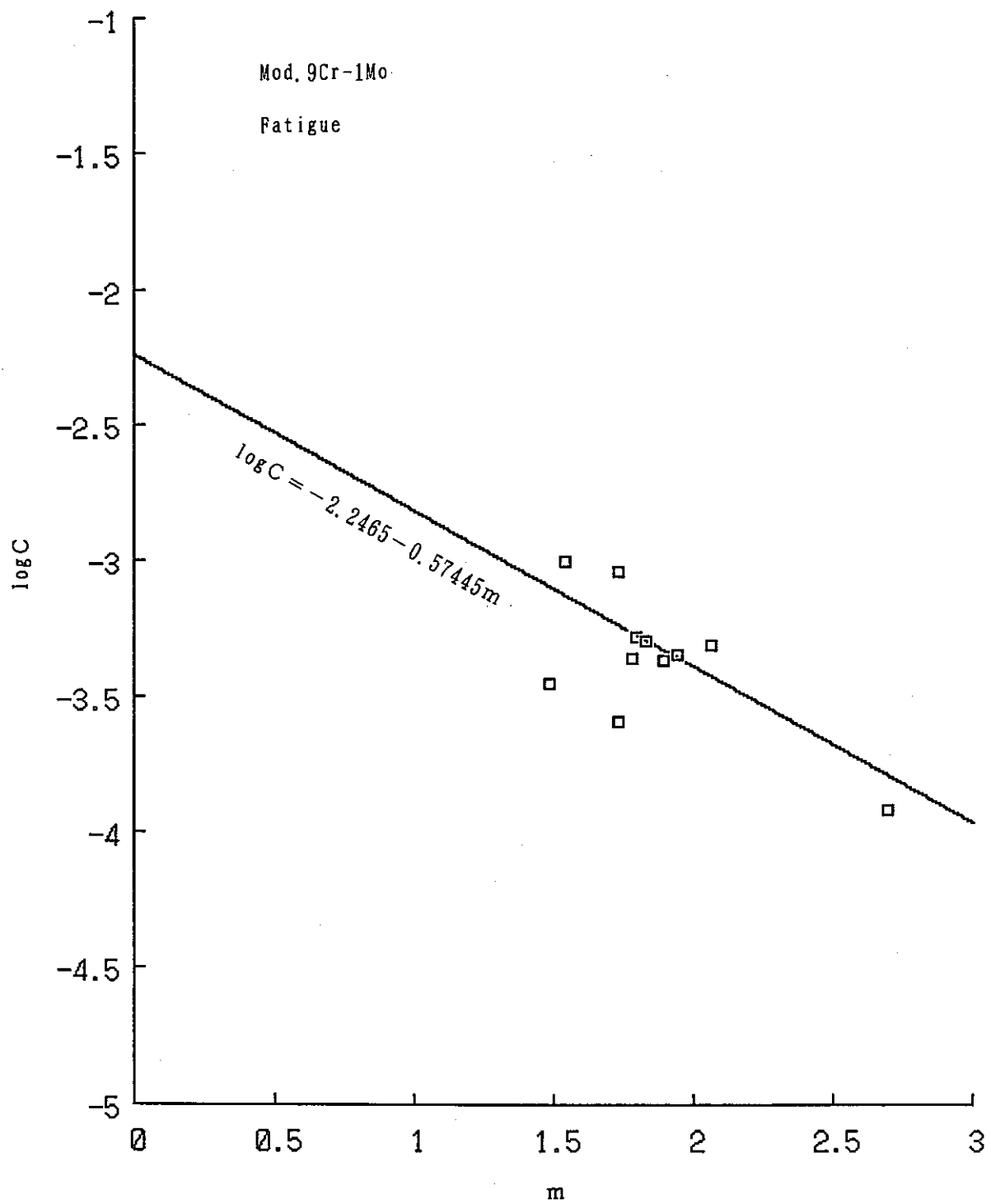


Fig. 55 Relationship between log C and m (Mod. 9Cr-1Mo/Fatigue)

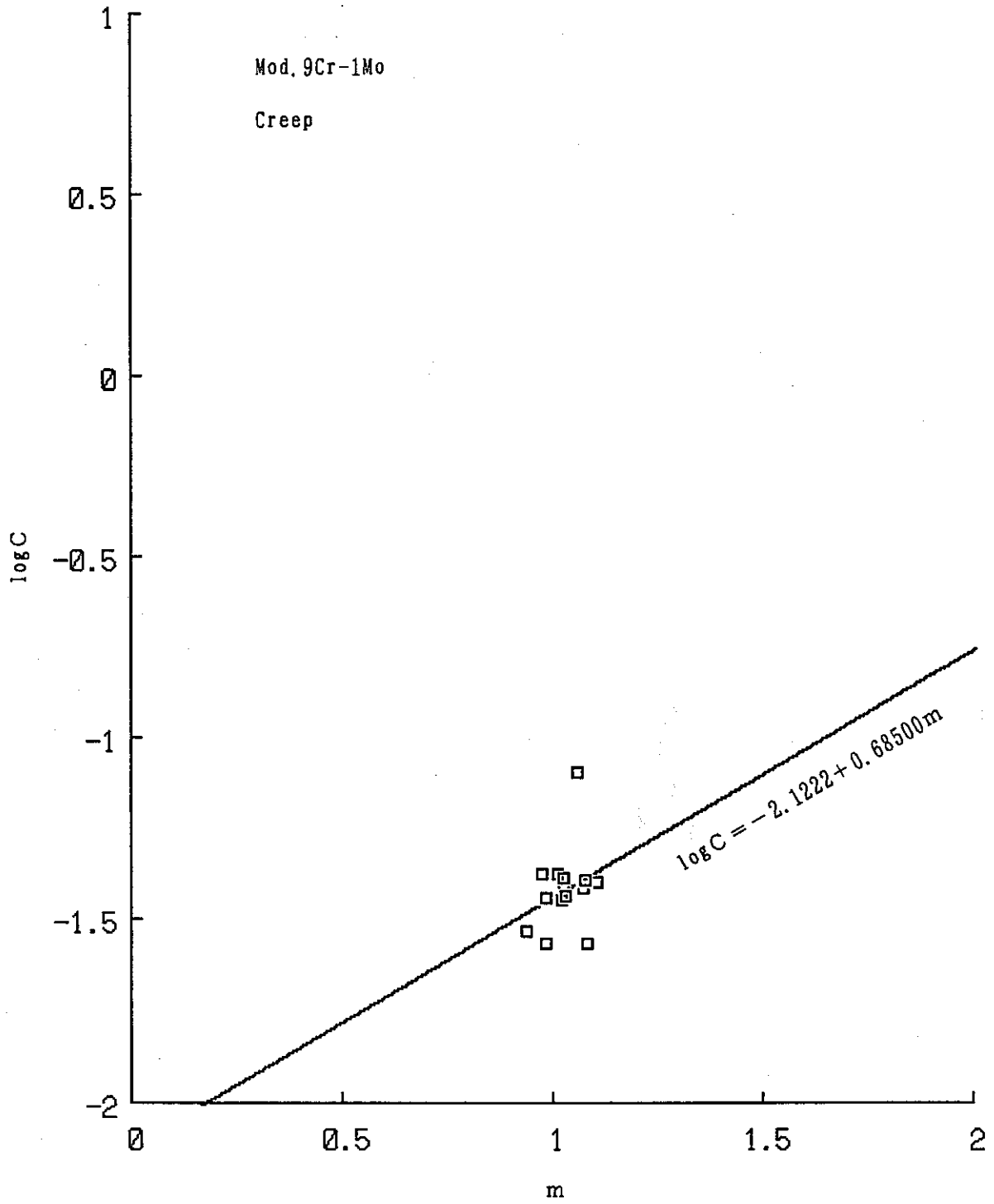


Fig. 56 Relationship between log C and m (Mod. 9Cr-1Mo/Creep)

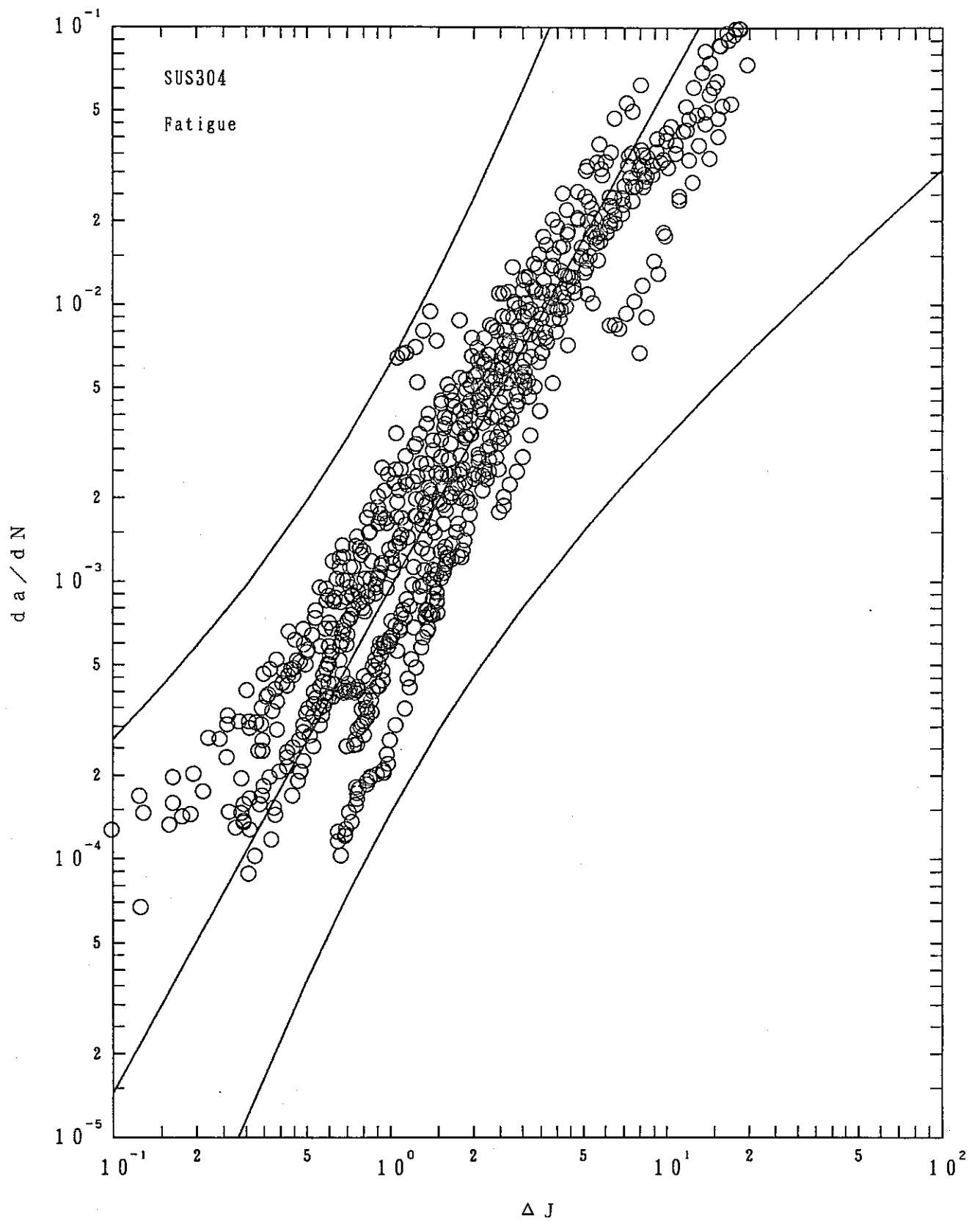


Fig. 57 Average trend line and 99% confidence interval
(SUS304/Fatigue/Method ①)

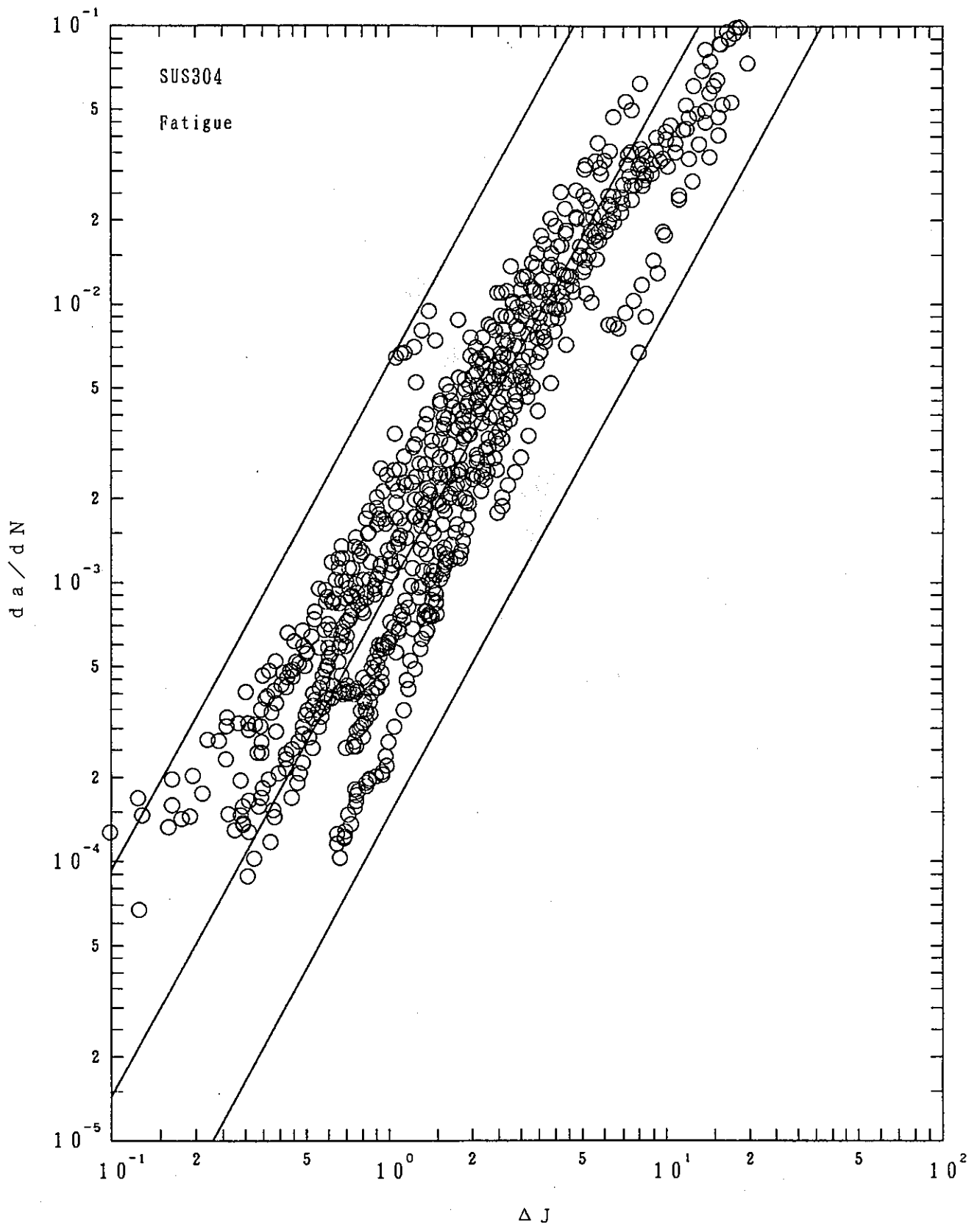


Fig. 58 Average trend line and 99% confidence interval
(SUS304/Fatigue/Method ②)

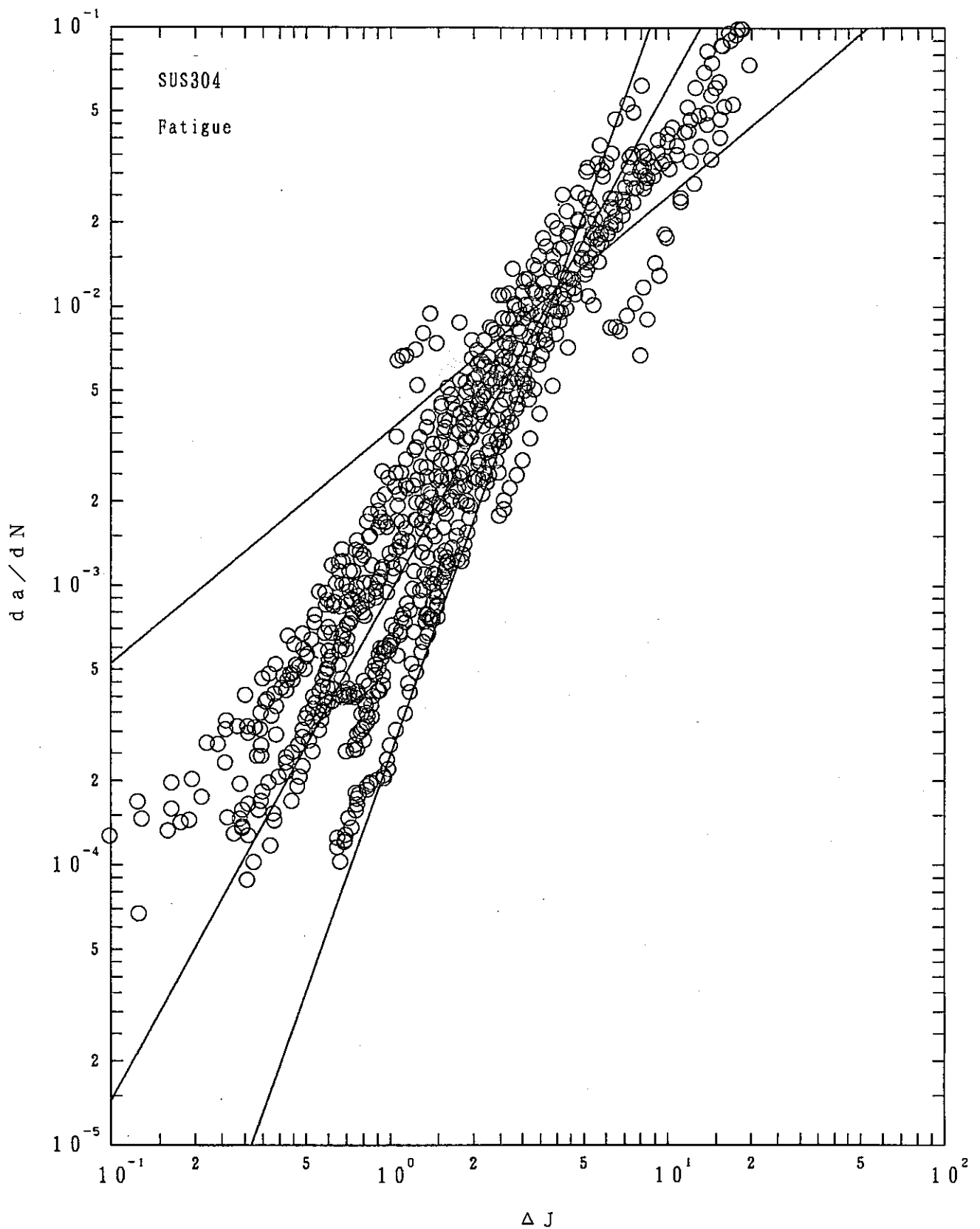


Fig. 59 Average trend line and 99% confidence interval
(SUS304/Fatigue/Method ③)

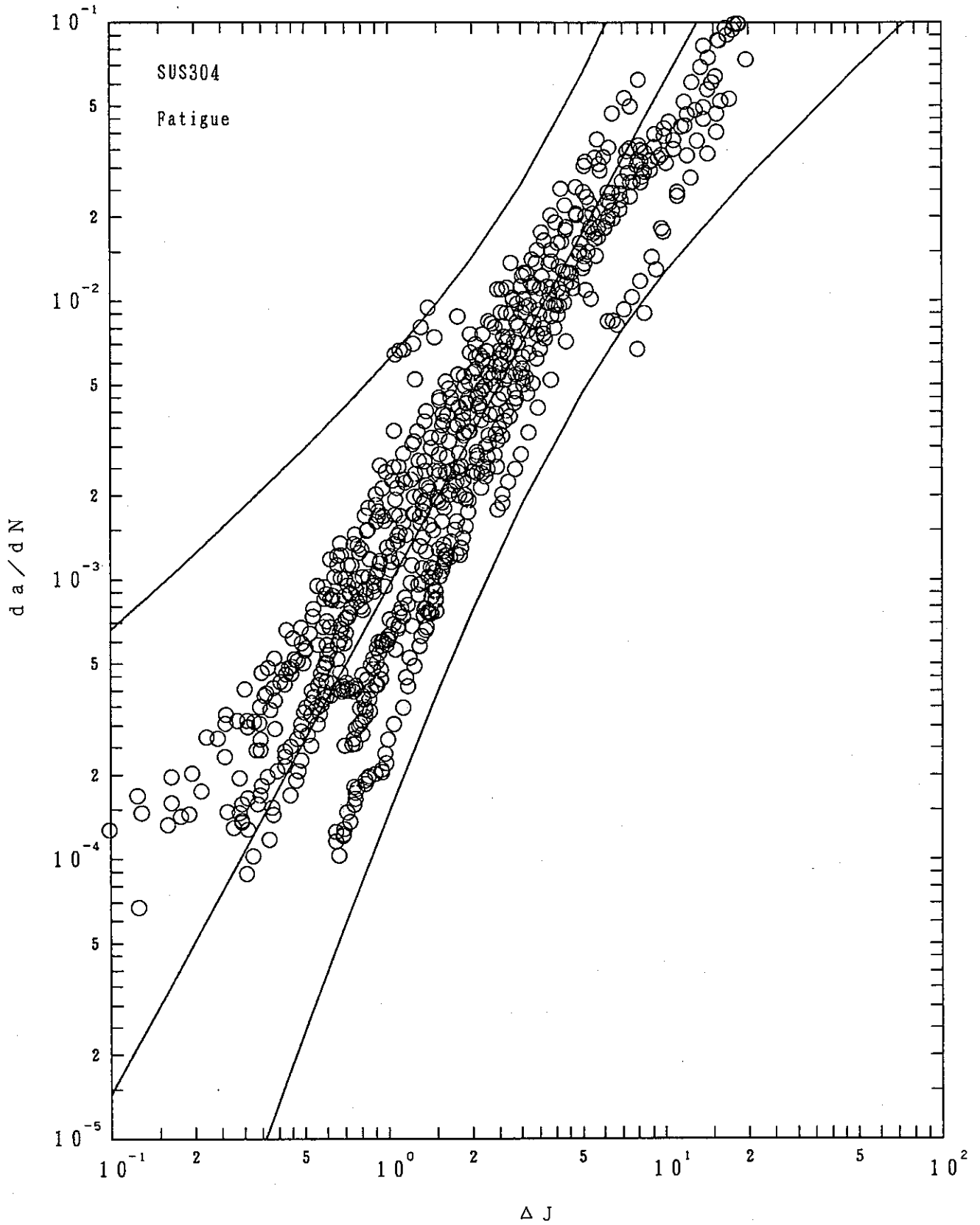


Fig. 60 Average trend line and 99% confidence interval
(SUS304/Fatigue/Method ④)

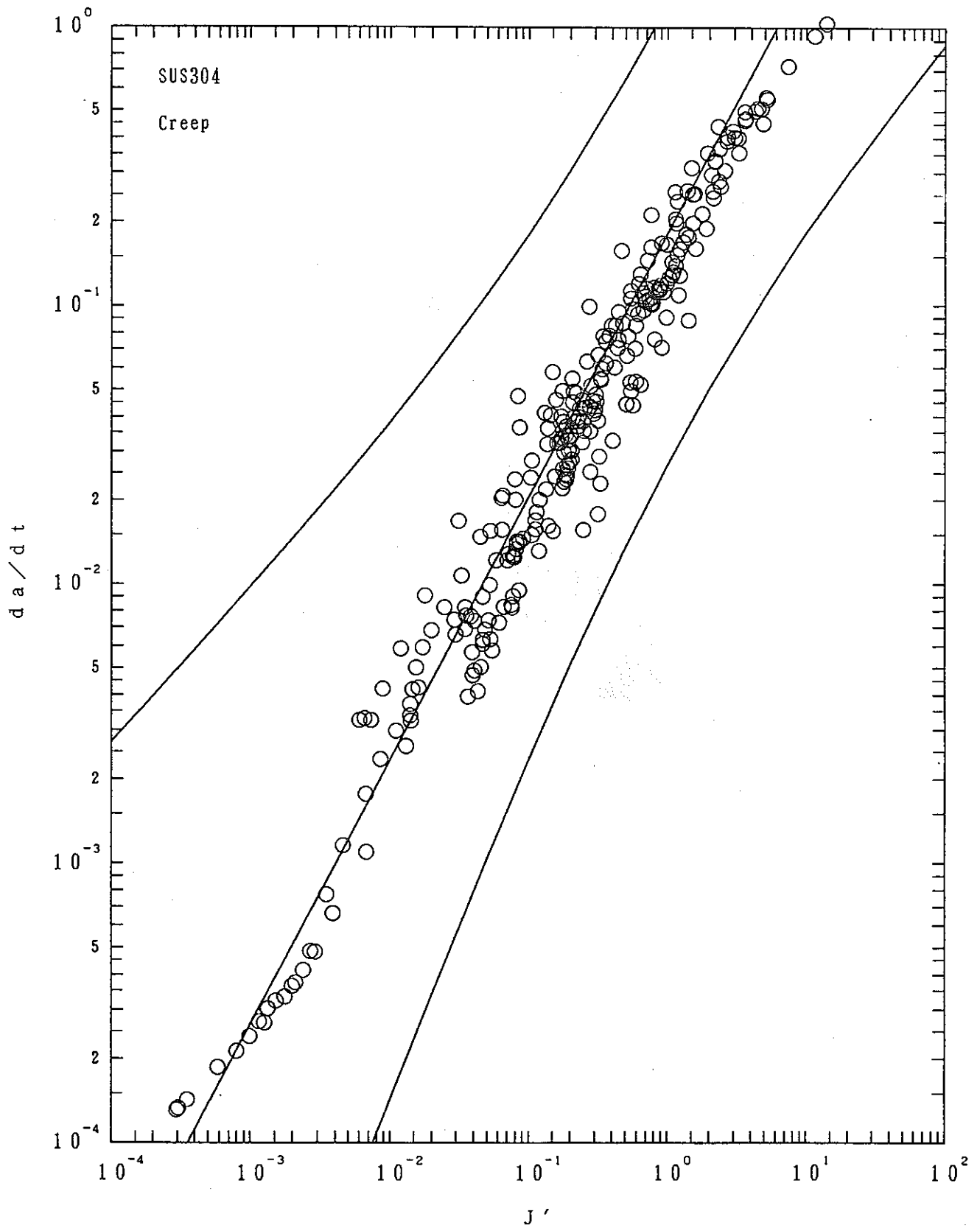


Fig.61 Average trend line and 99% confidence interval
(SUS304/Creep/Method ①)

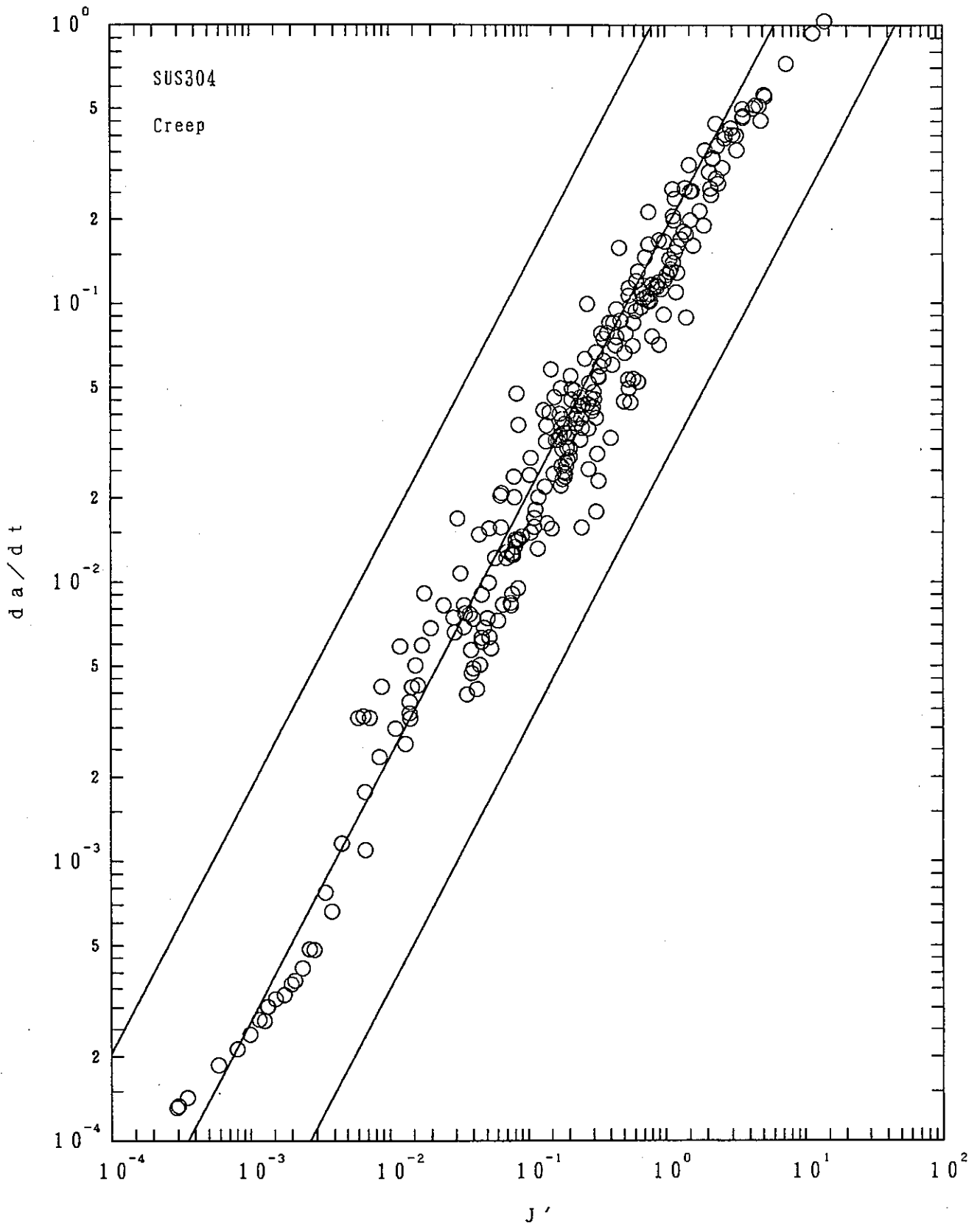


Fig.62 Average trend line and 99% confidence interval
(SUS304/Creep/Method ②)

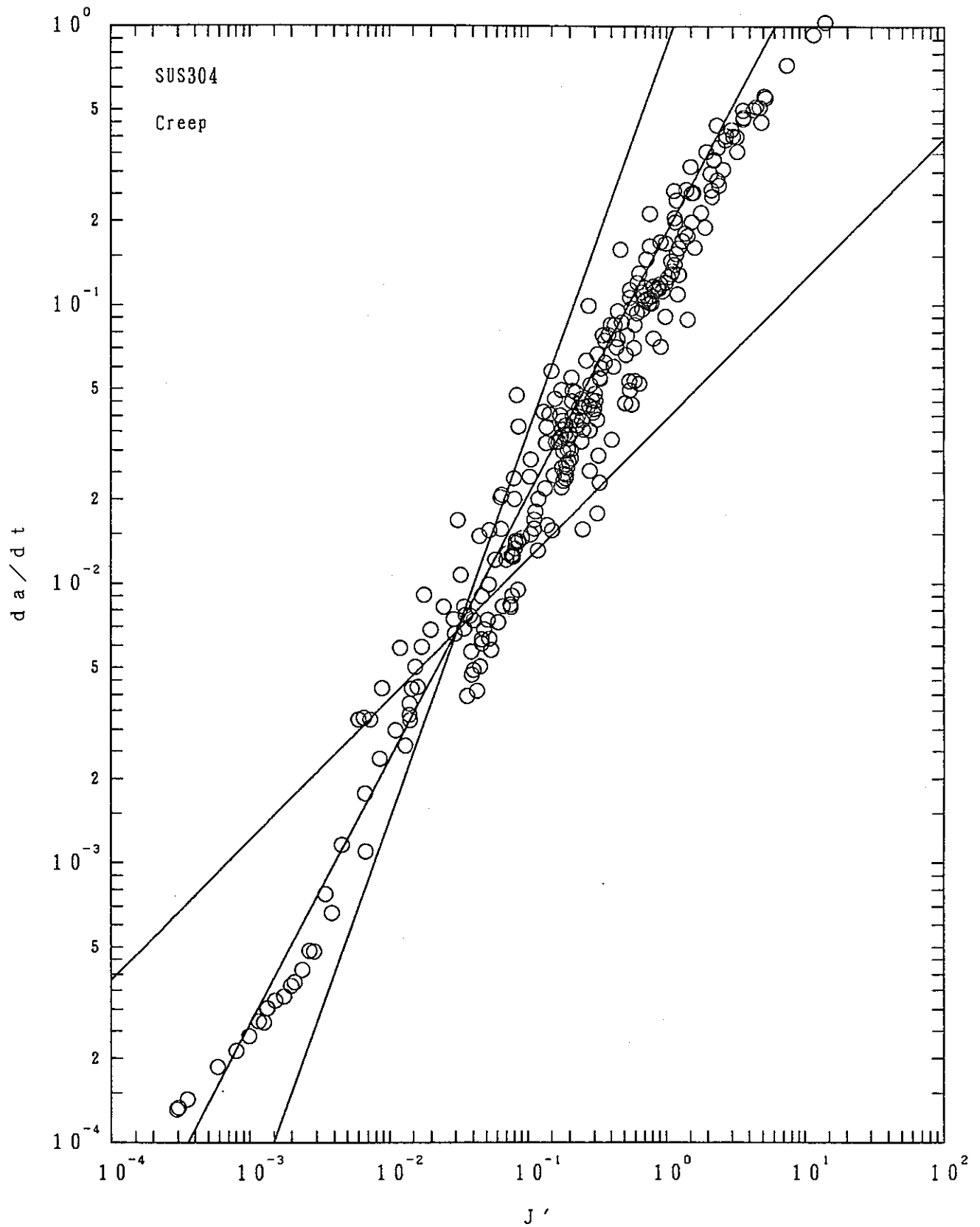


Fig. 63 Average trend line and 99% confidence interval
(SUS304/Creep/Method ③)

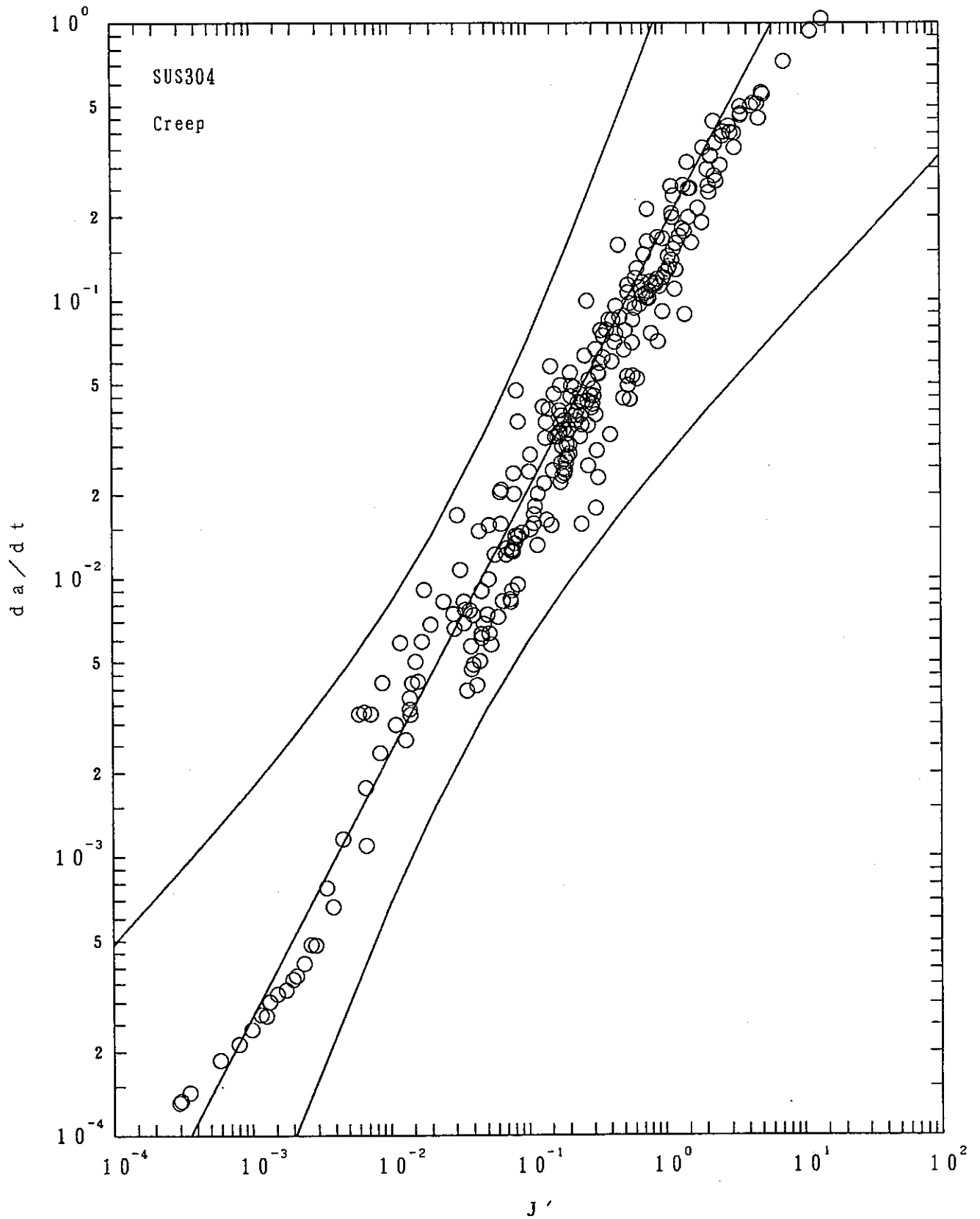


Fig. 64 Average trend line and 99% confidence interval
(SUS304/Creep/Method ④)

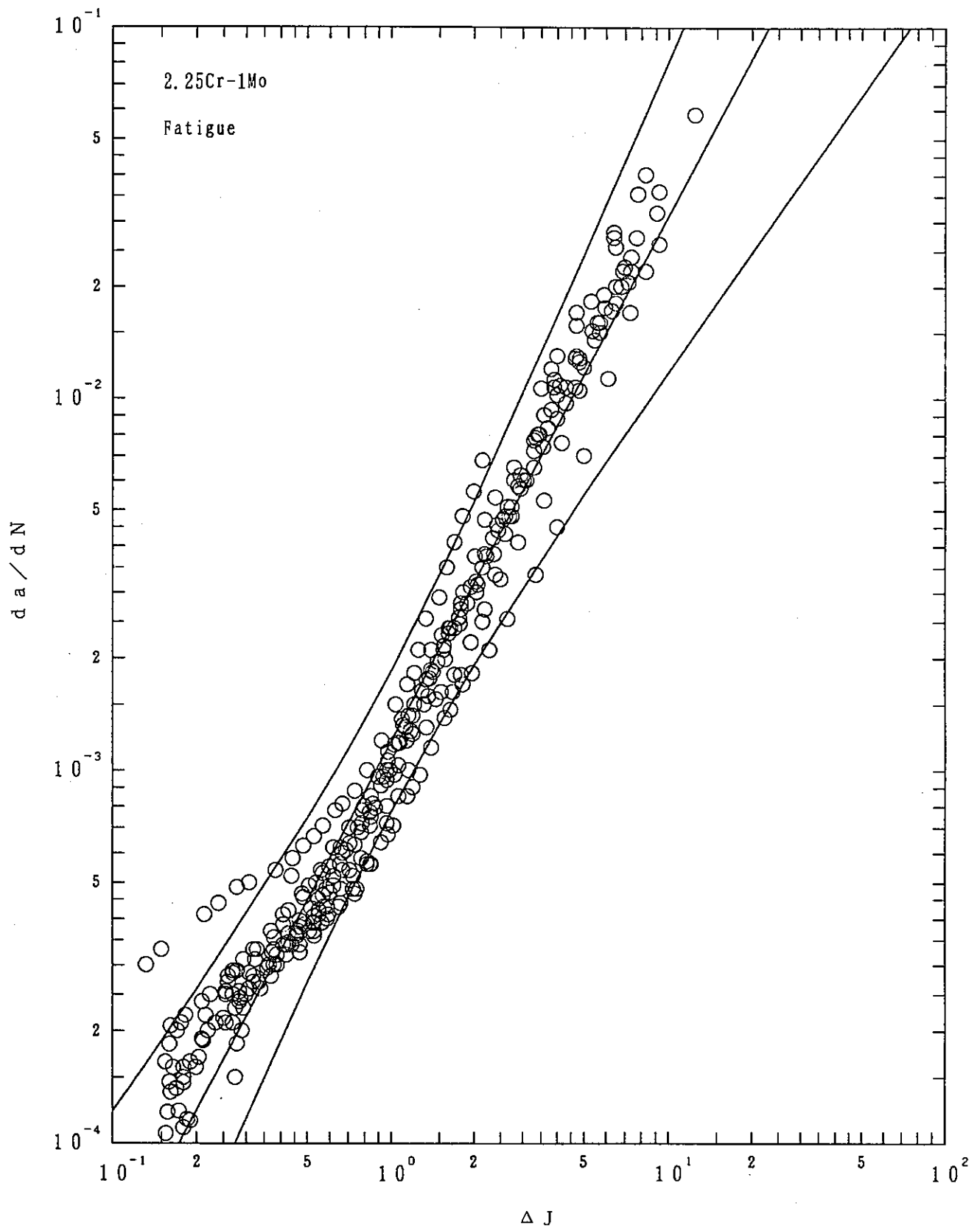


Fig. 65 Average trend line and 99% confidence interval
(2.25Cr-1Mo/Fatigue/Method ①)

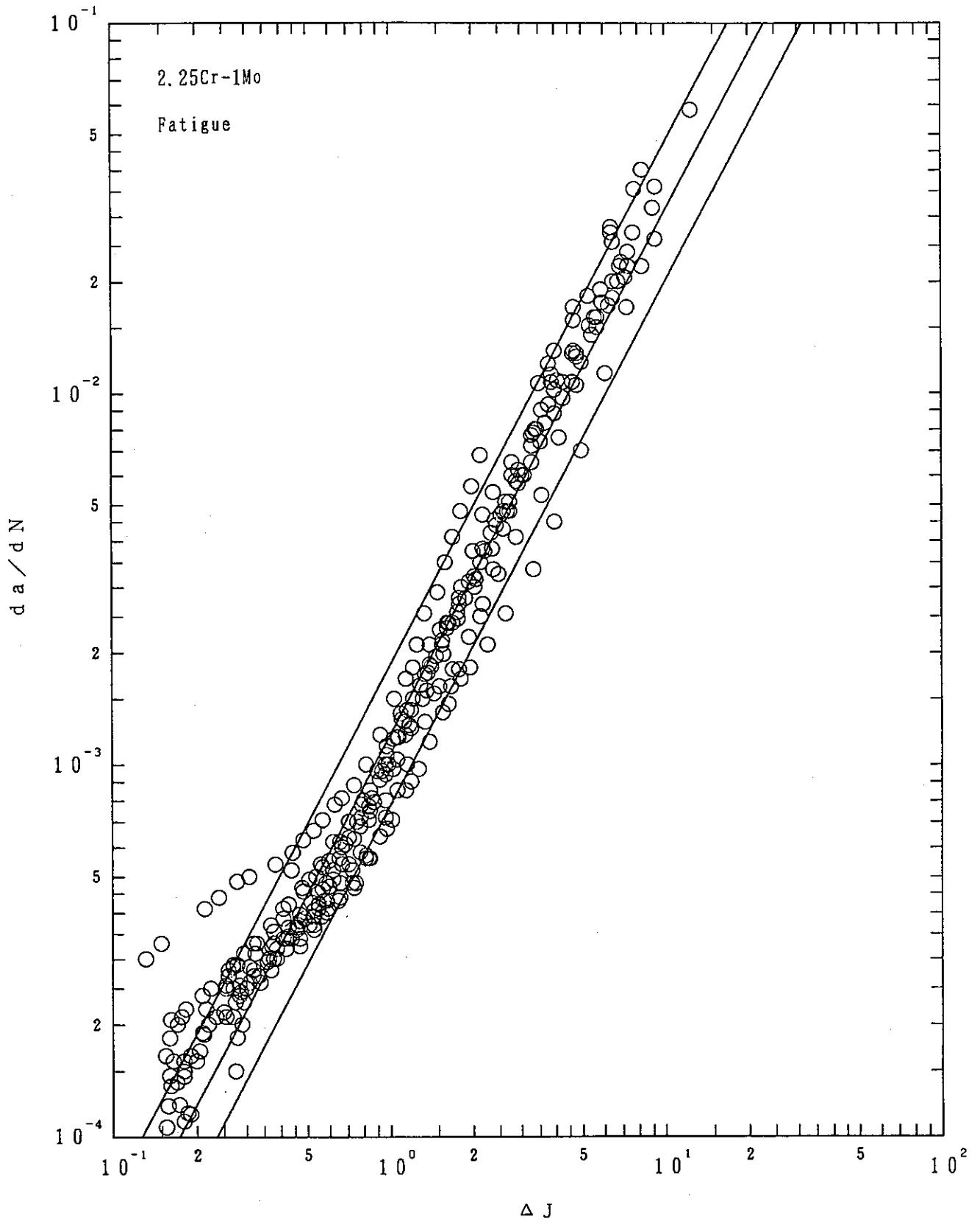


Fig. 66 Average trend line and 99% confidence interval
(2.25Cr-1Mo/Fatigue/Method ②)

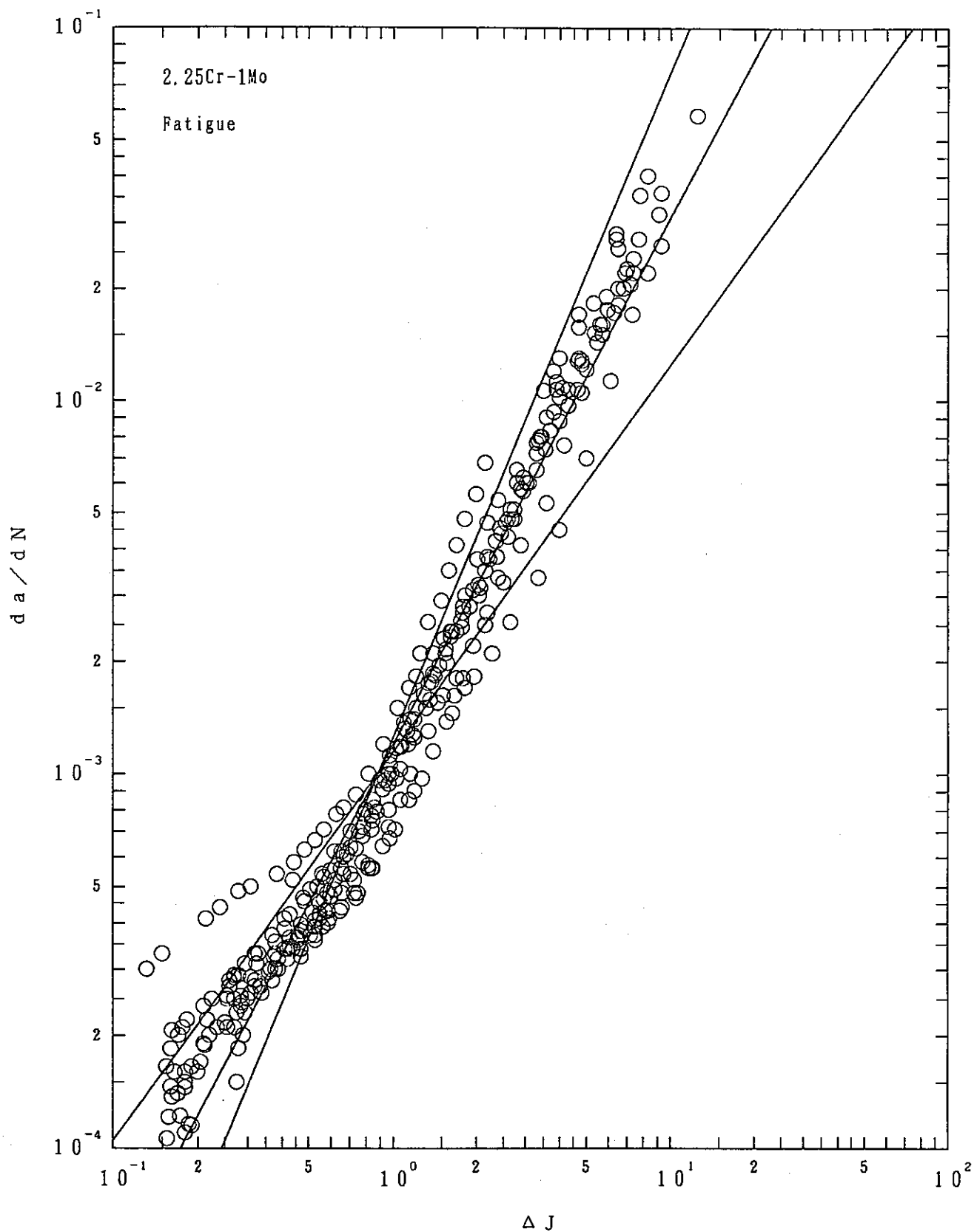


Fig.67 Average trend line and 99% confidence interval
(2.25Cr-1Mo/Fatigue/Method ③)

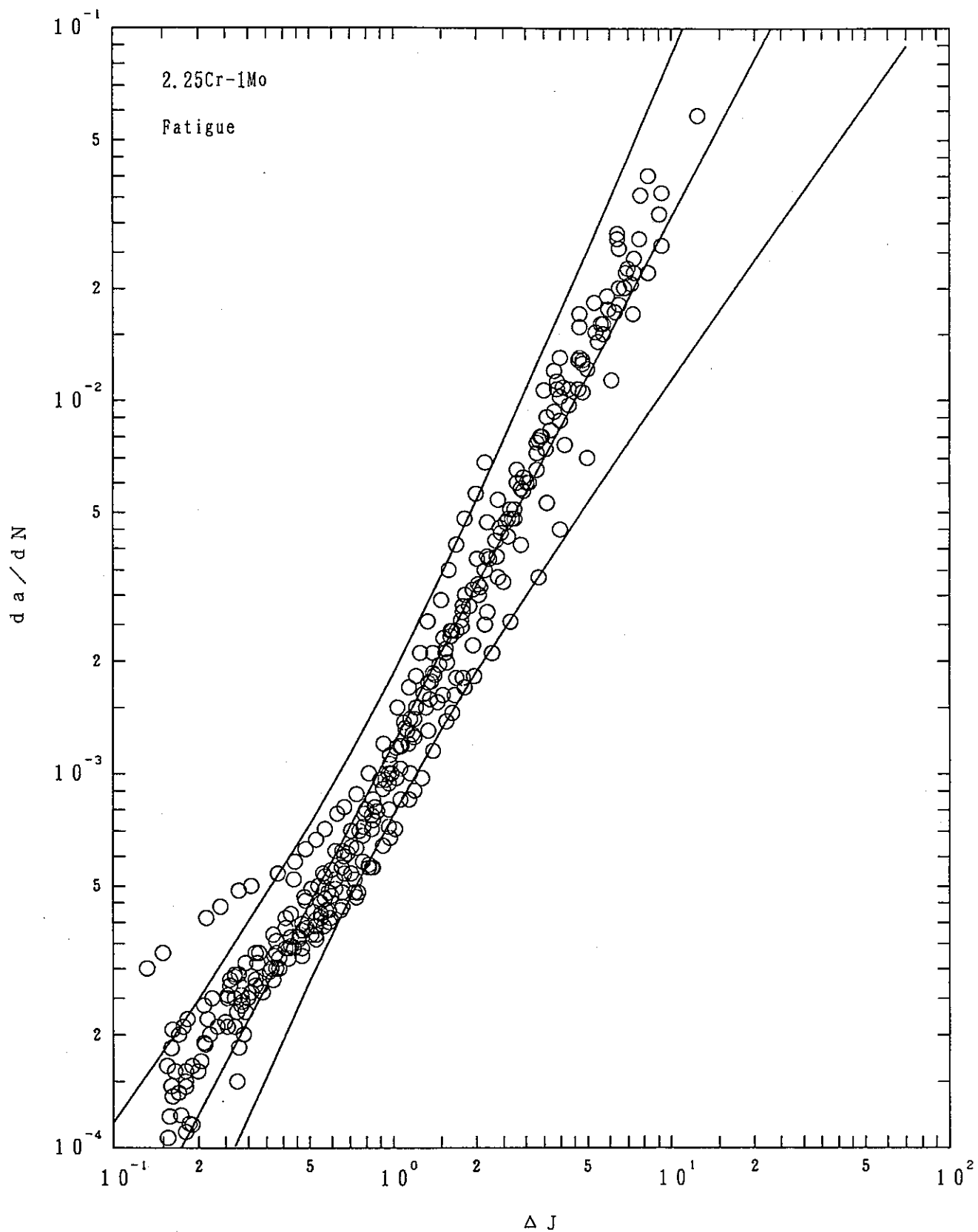


Fig. 68 Average trend line and 99% confidence interval
(2.25Cr-1Mo/Fatigue/Method ④)

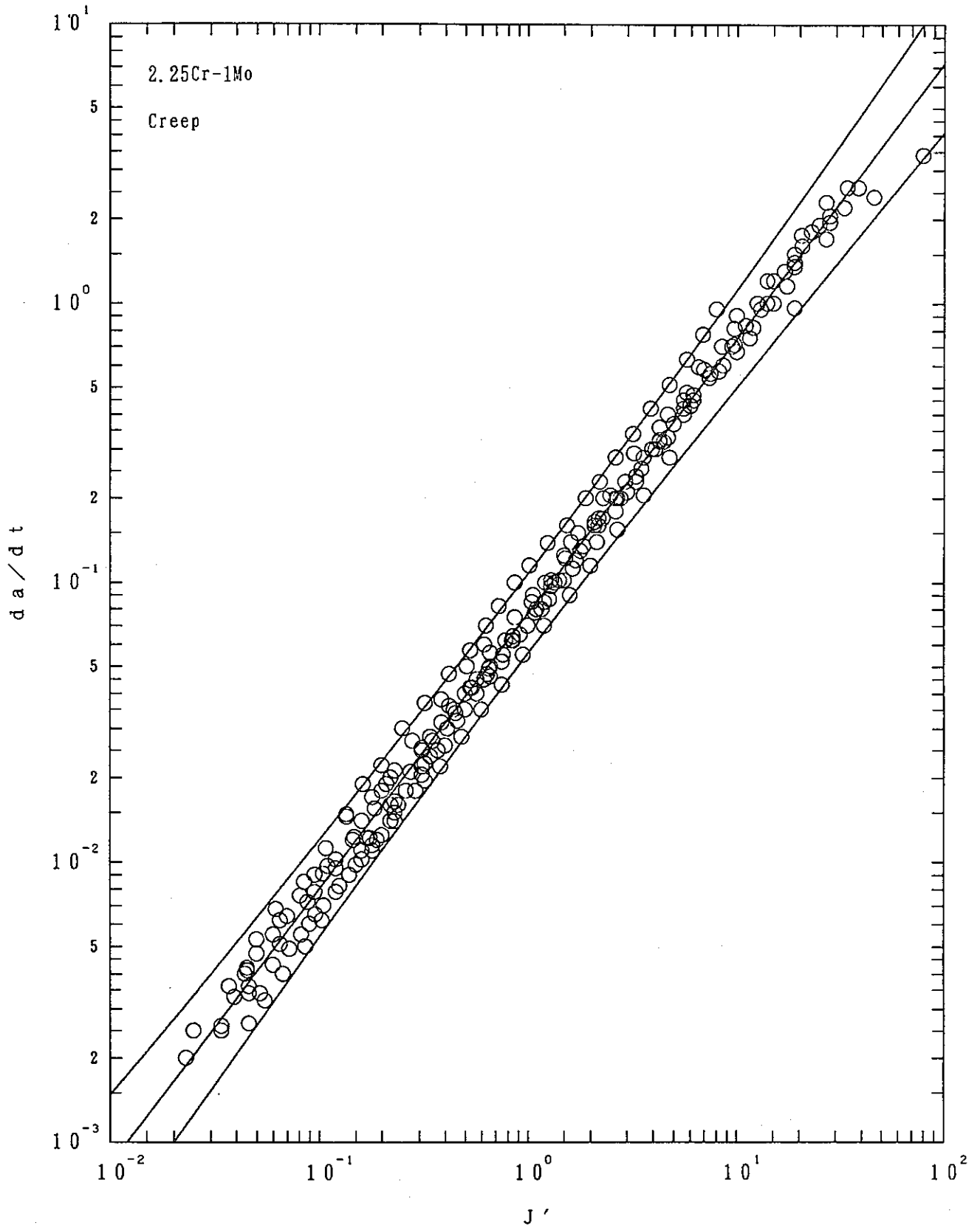


Fig. 69 Average trend line and 99% confidence interval
(2.25Cr-1Mo/Creep/Method ①)

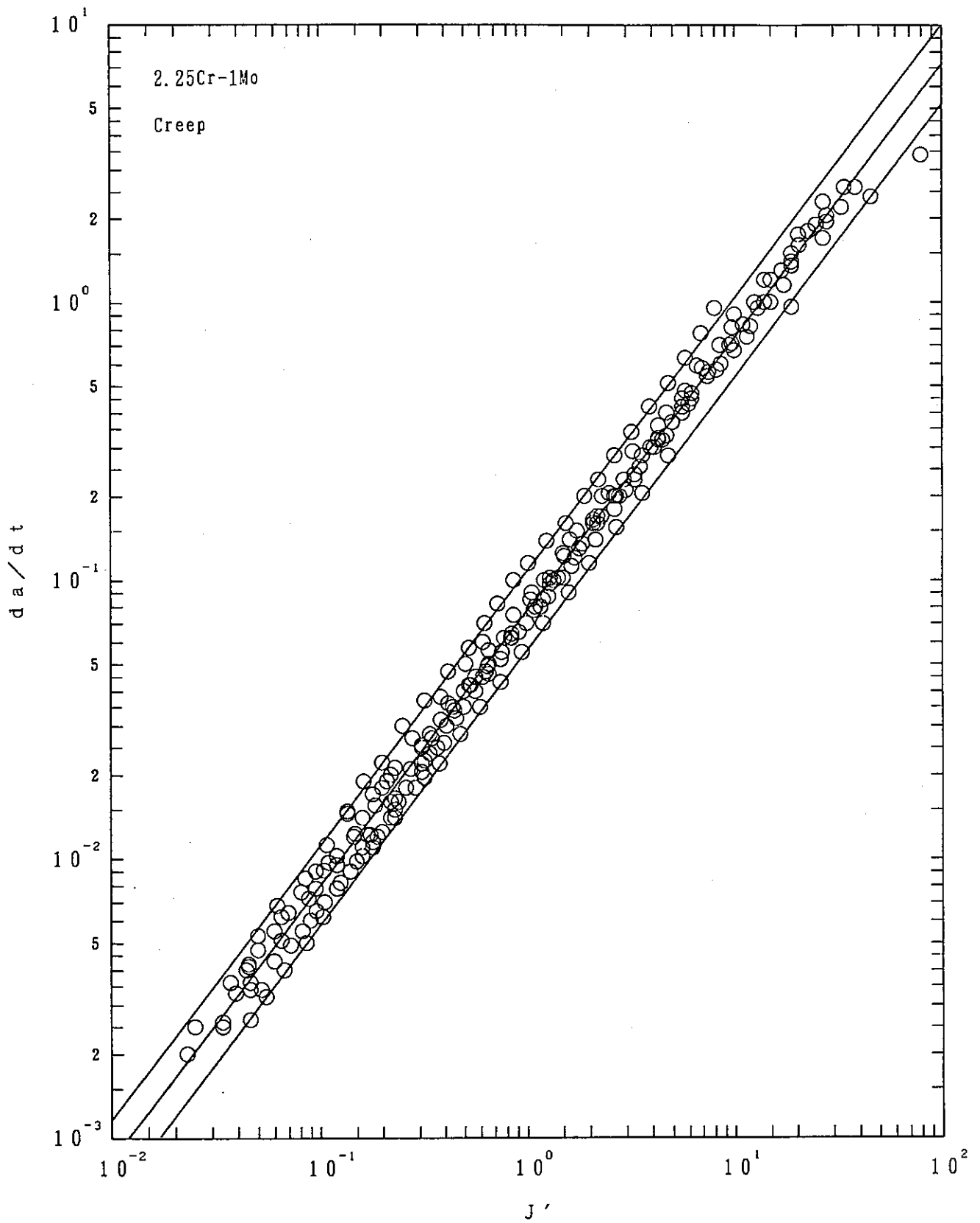


Fig. 70 Average trend line and 99% confidence interval
(2.25Cr-1Mo/Creep/Method ②)

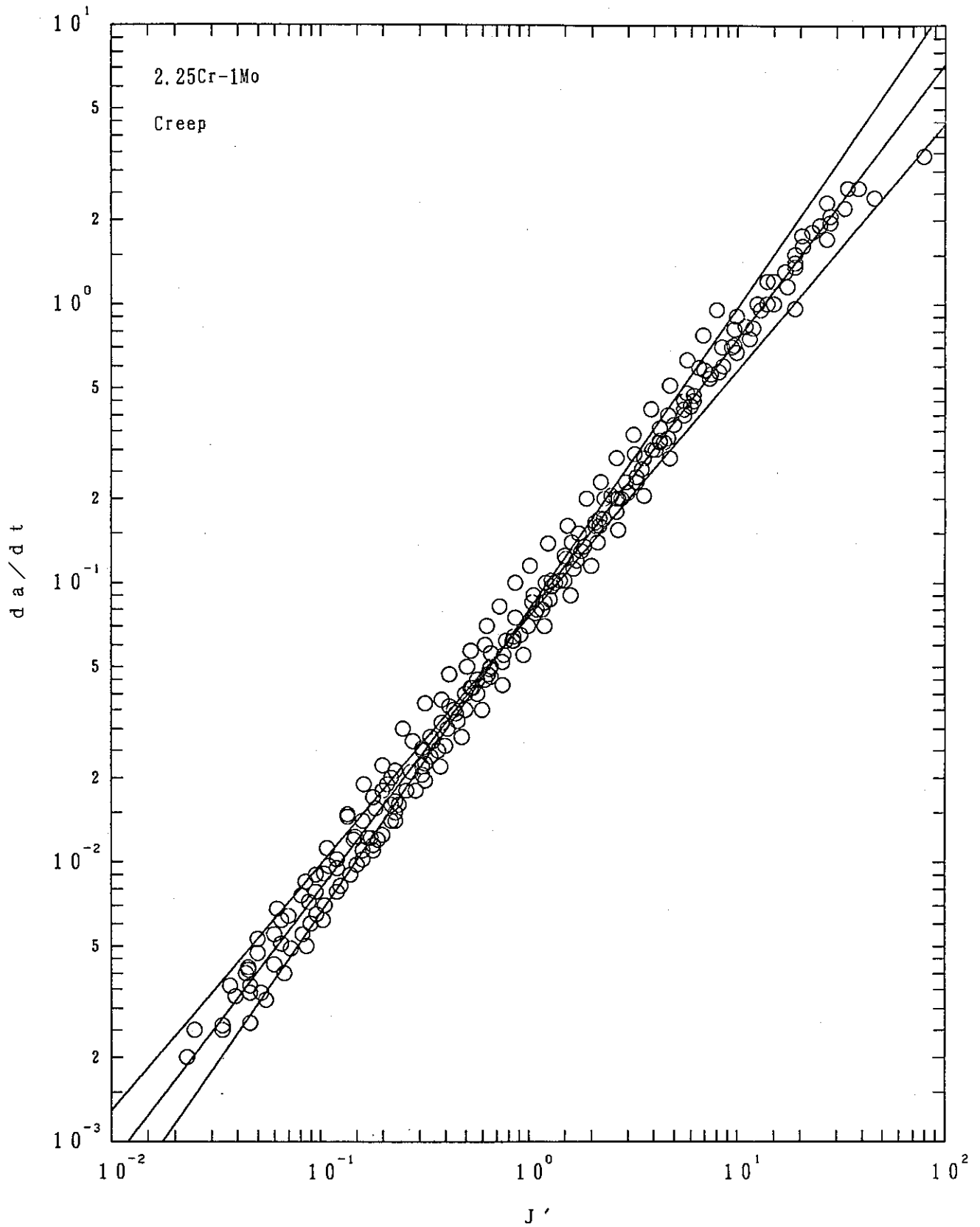


Fig.71 Average trend line and 99% confidence interval
(2.25Cr-1Mo/Creep/Method ③)

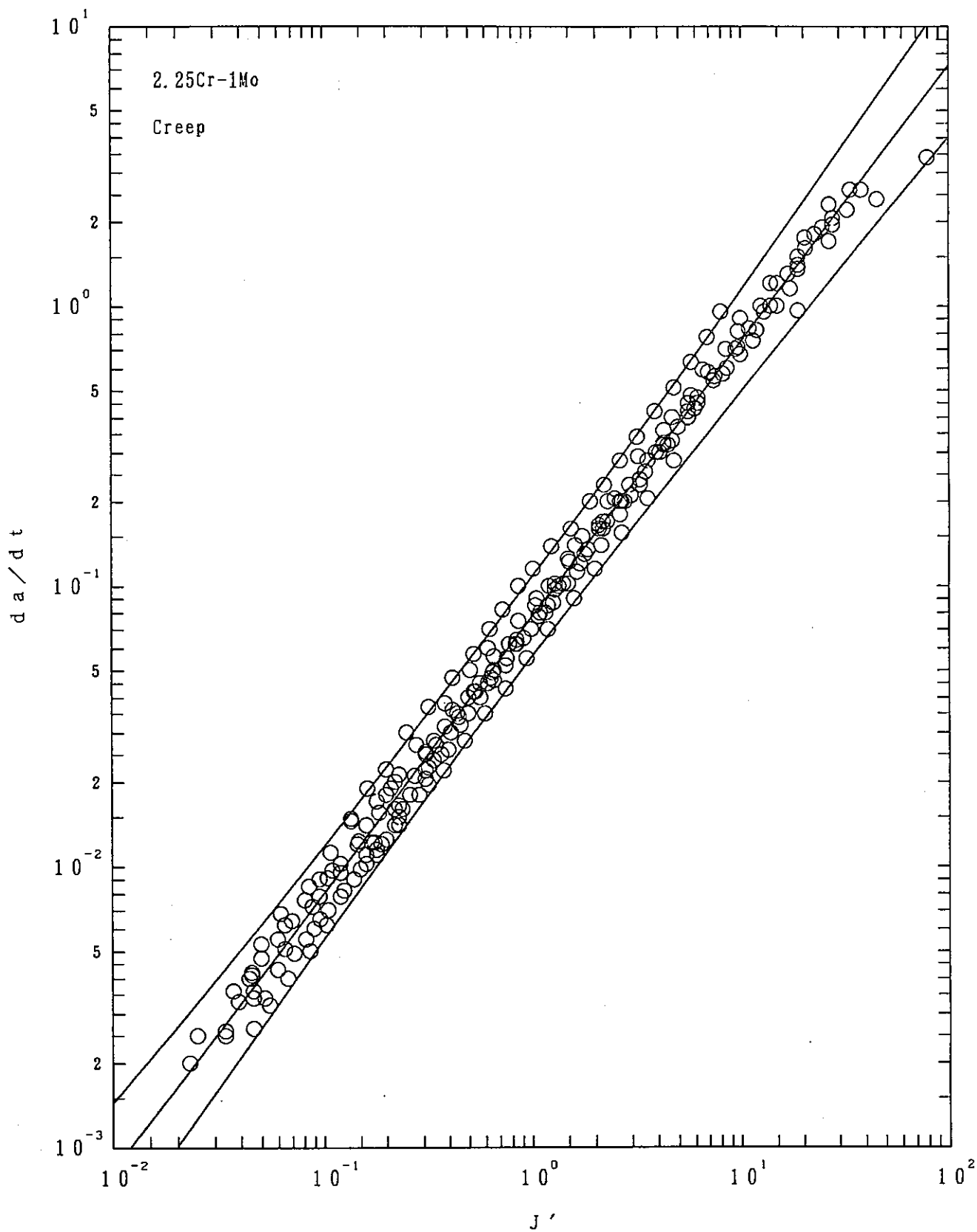


Fig.72 Average trend line and 99% confidence interval
(2.25Cr-1Mo/Creep/Method ④)

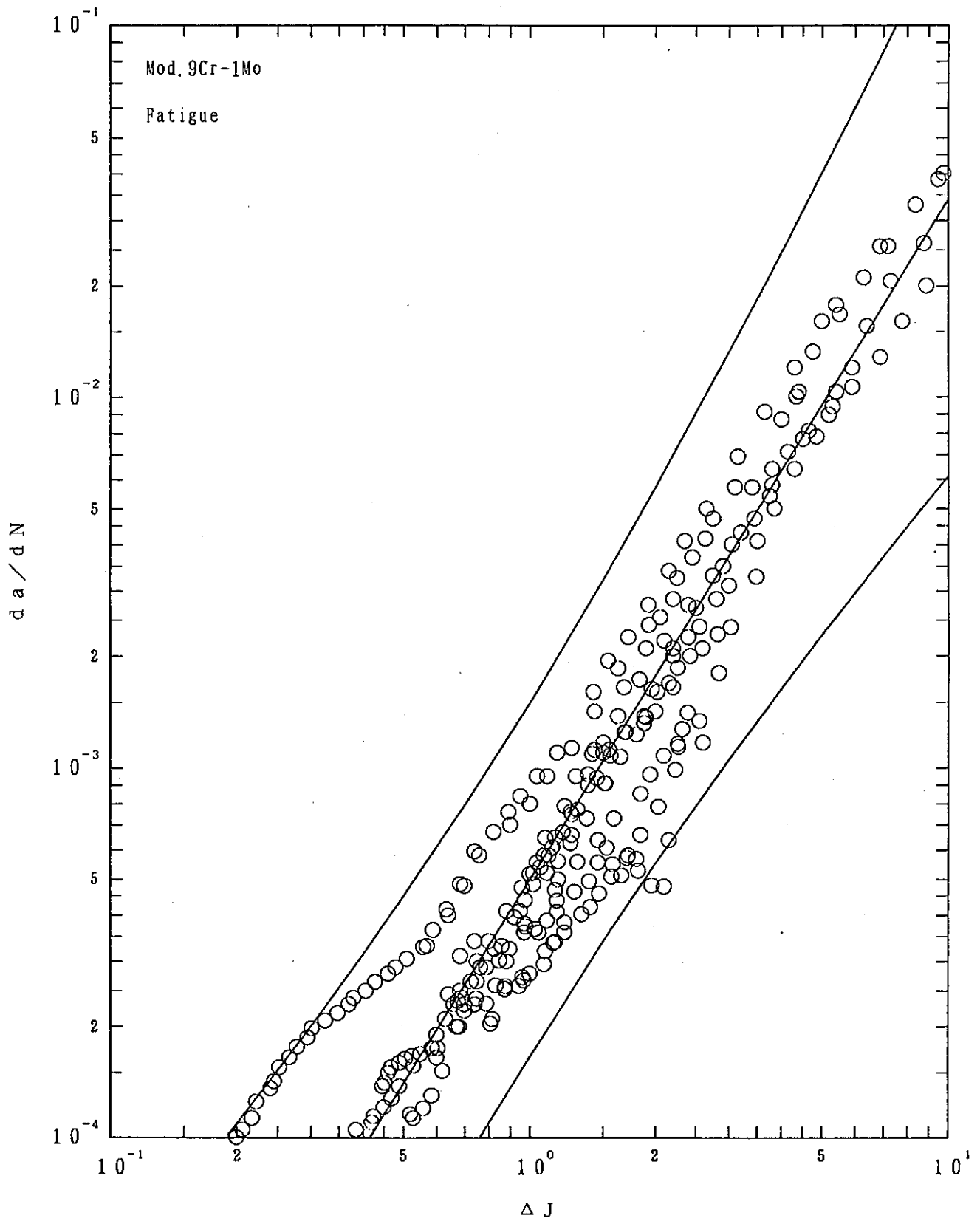


Fig. 73 Average trend line and 99% confidence interval
(Mod. 9Cr-1Mo/Fatigue/Method ①)

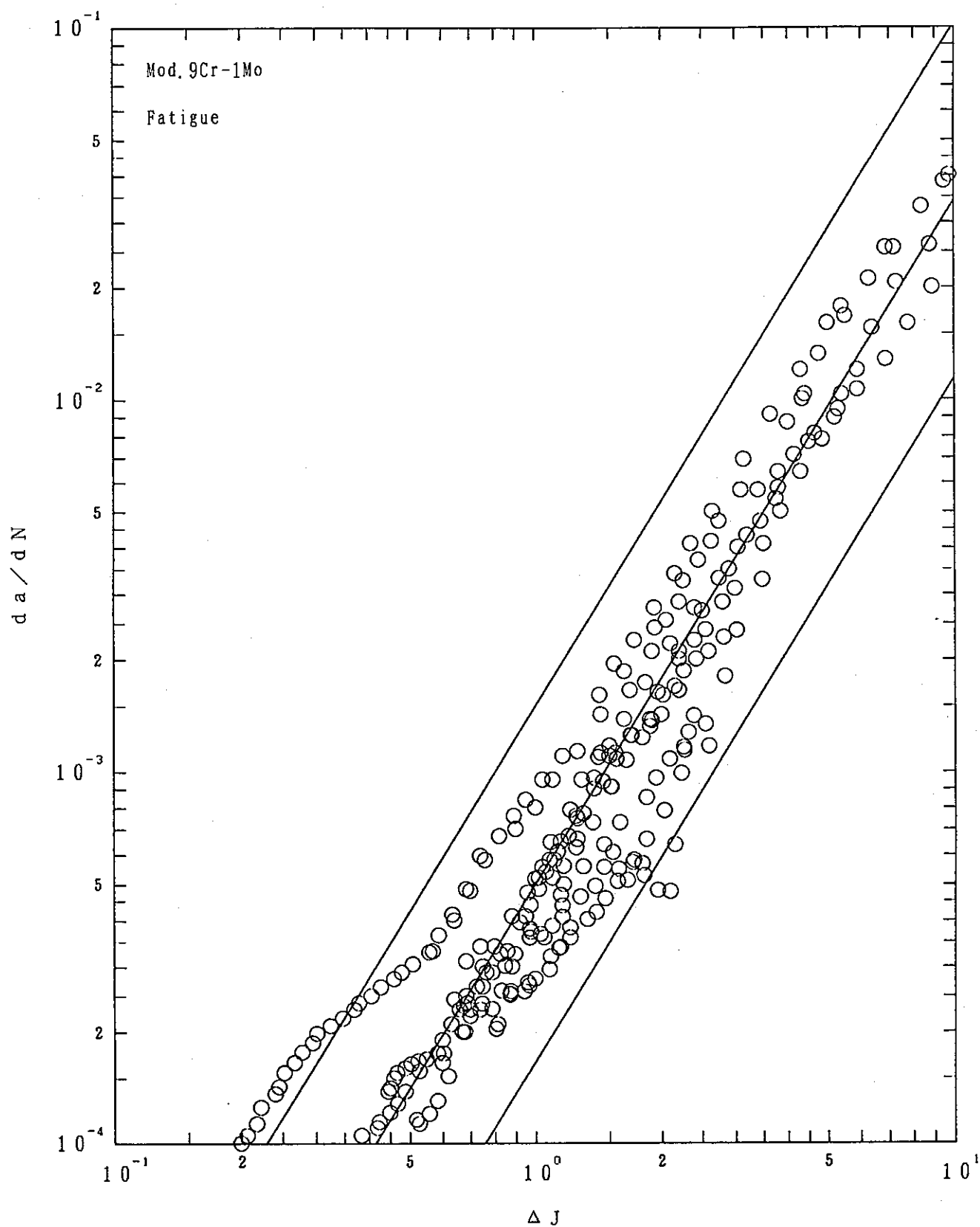


Fig. 74 Average trend line and 99% confidence interval
(Mod. 9Cr-1Mo/Fatigue/Method ②)

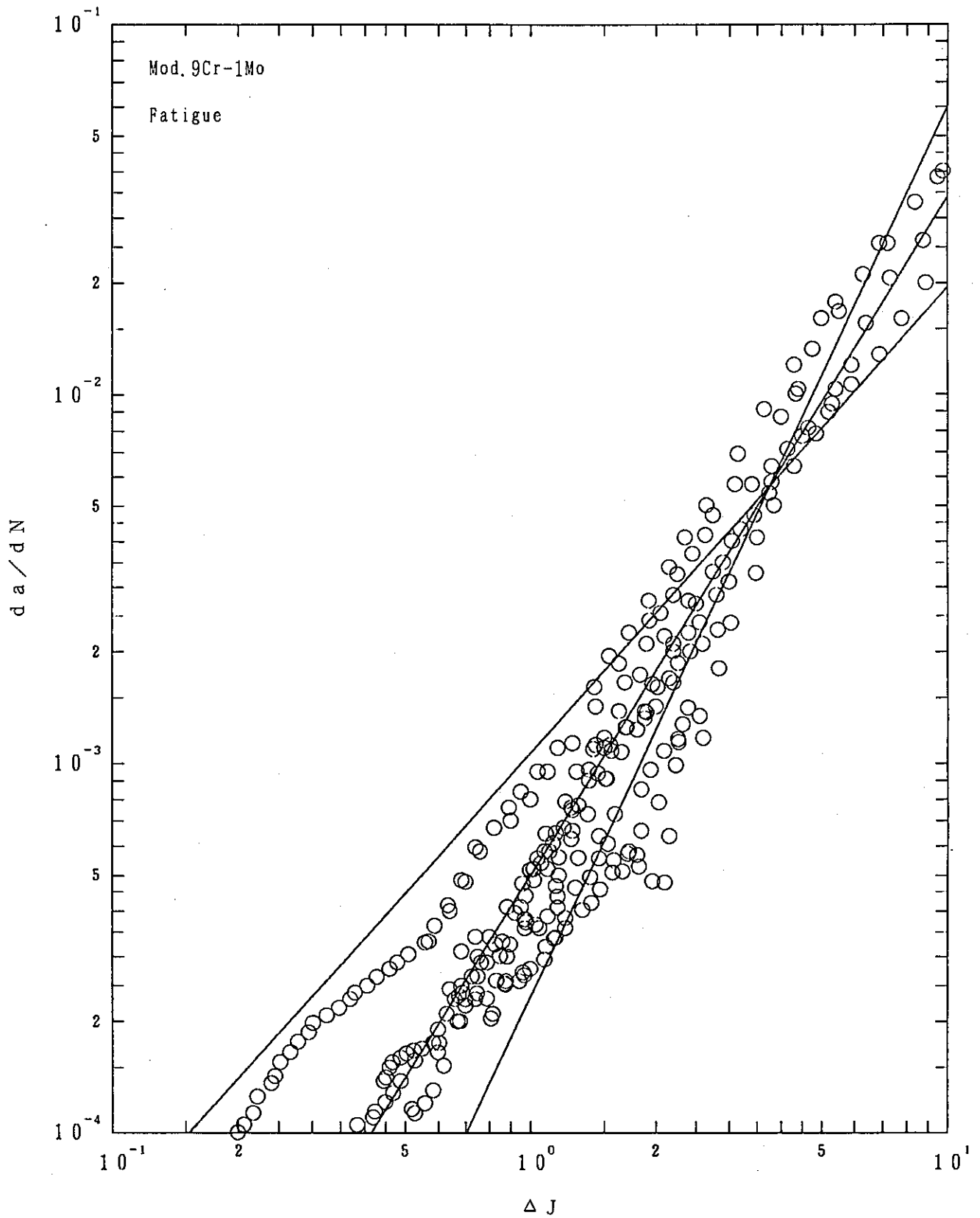


Fig. 75 Average trend line and 99% confidence interval
(Mod. 9Cr-1Mo/Fatigue/Method ③)

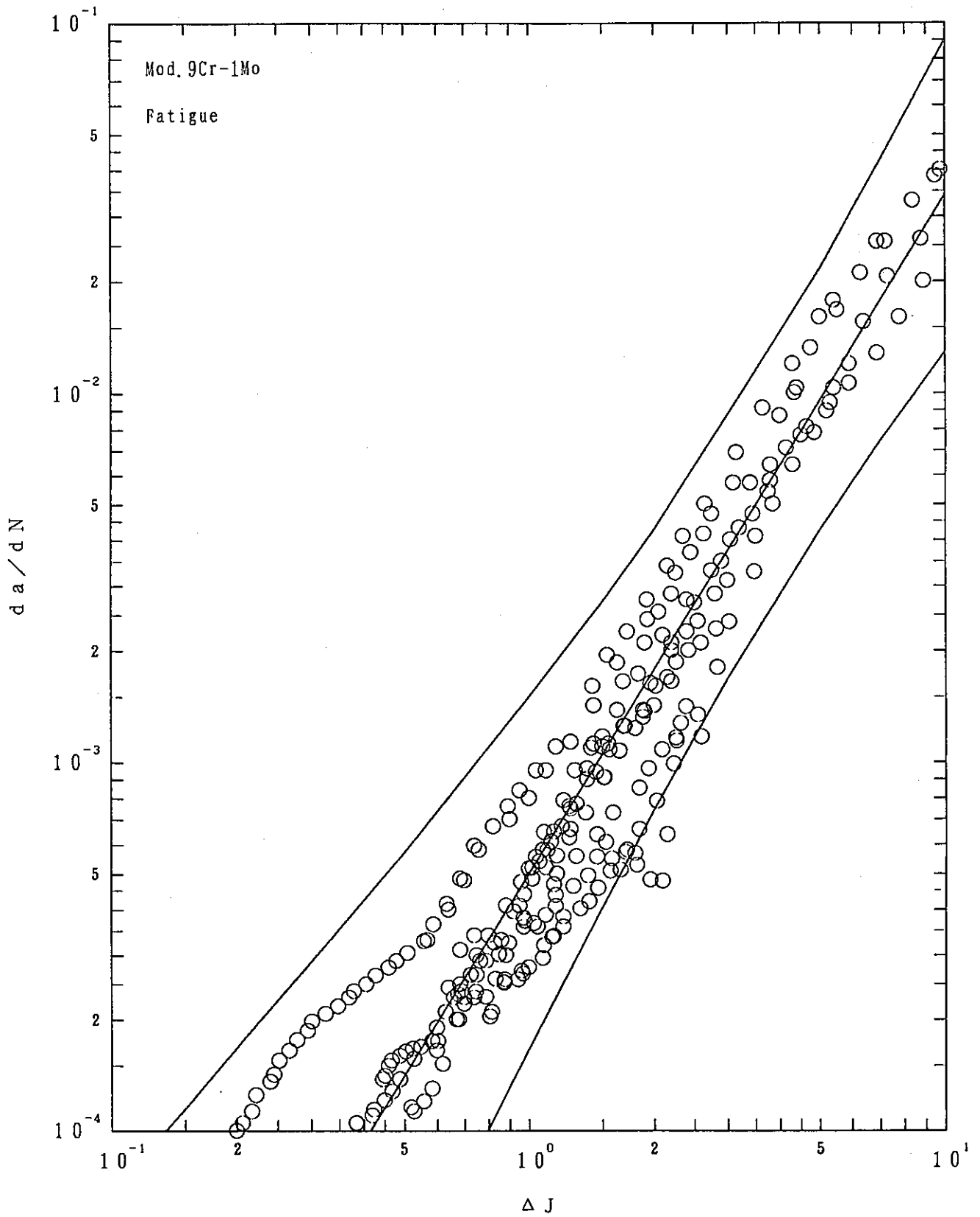


Fig. 76 Average trend line and 99% confidence interval
(Mod. 9Cr-1Mo/Fatigue/Method ④)

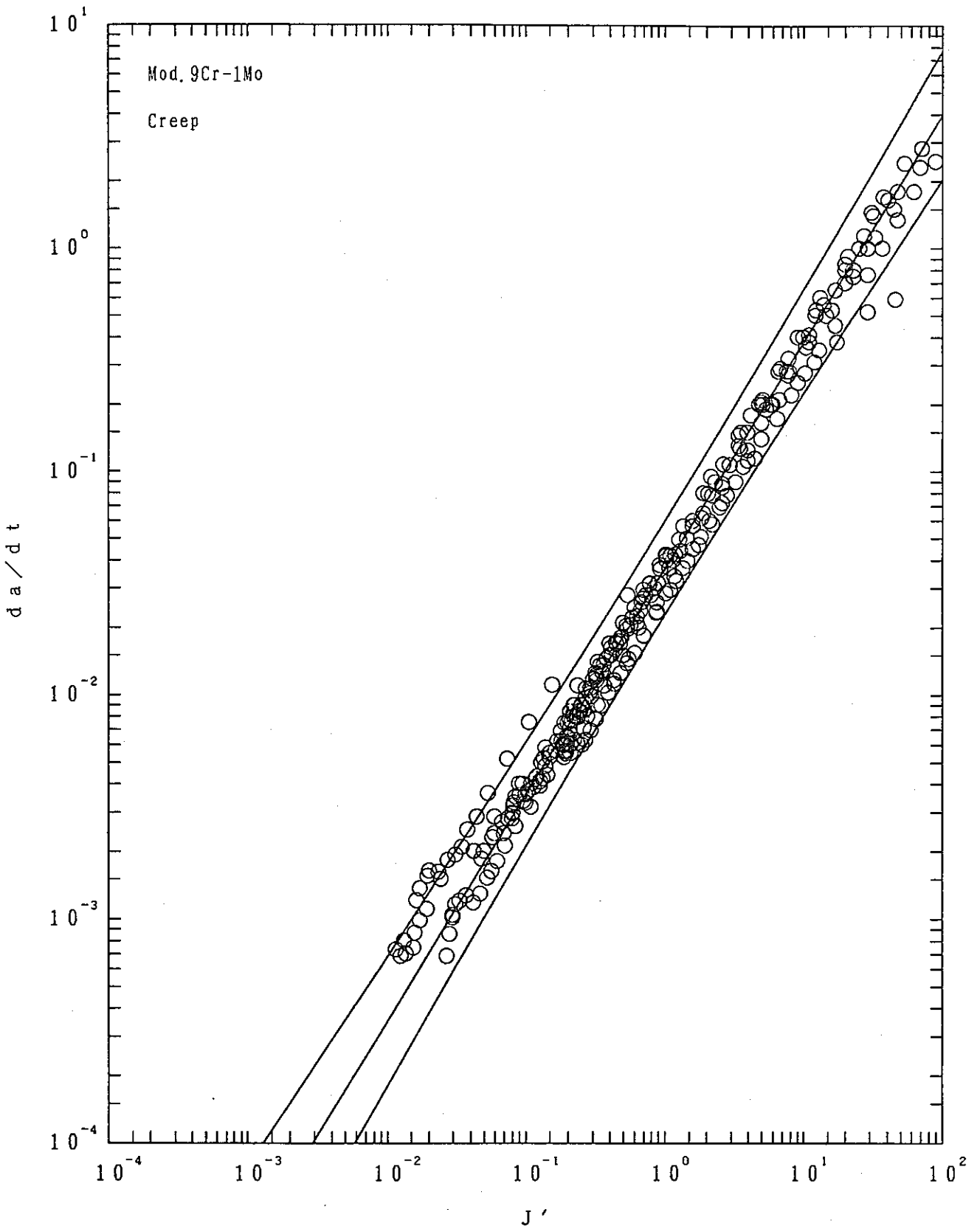


Fig. 77 Average trend line and 99% confidence interval
(Mod. 9Cr-1Mo/Creep/Method ①)

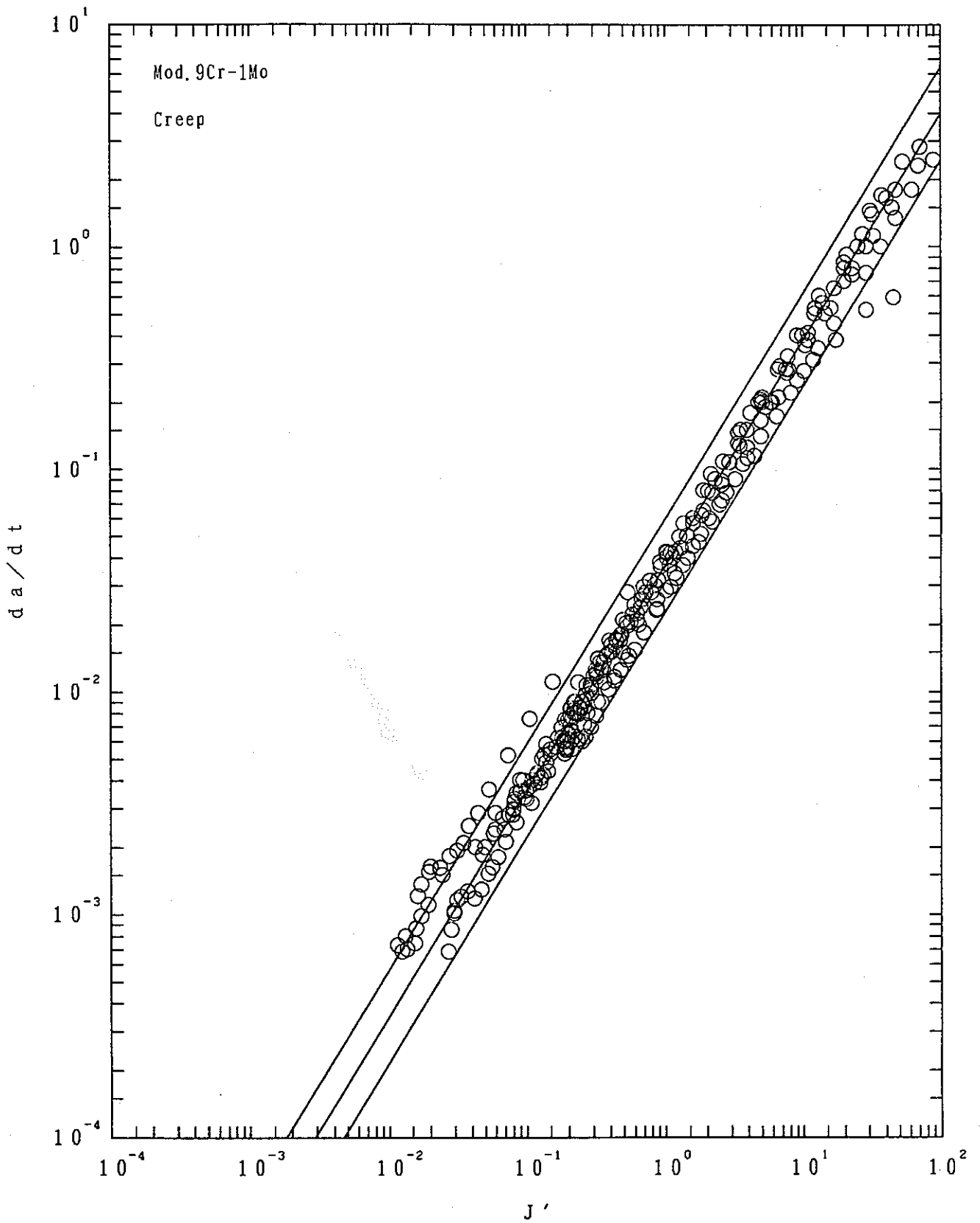


Fig. 78 Average trend line and 99% confidence interval
(Mod. 9Cr-1Mo/Creep/Method ②)

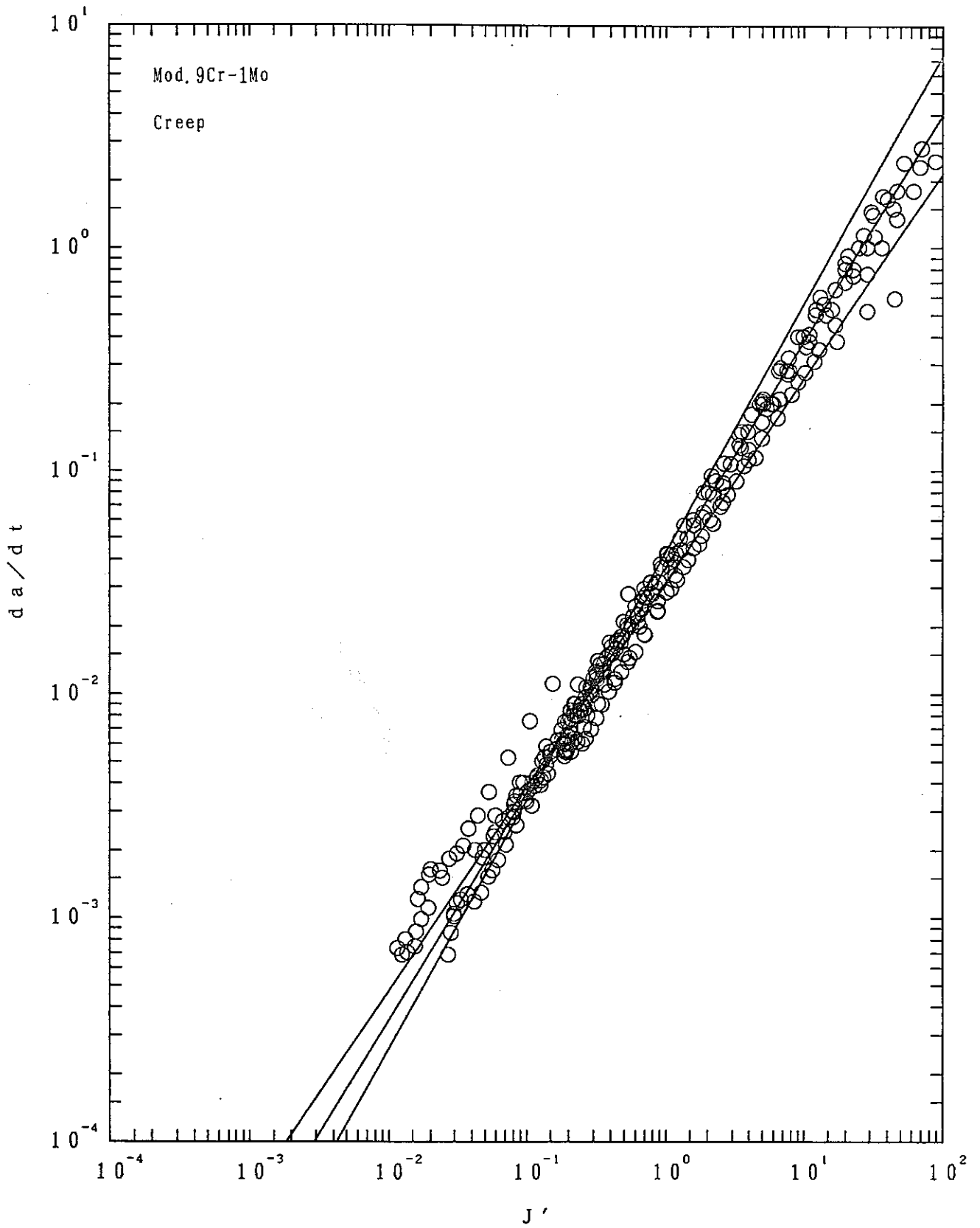


Fig. 79 Average trend line and 99% confidence interval
(Mod. 9Cr-1Mo/Creep/Method ③)

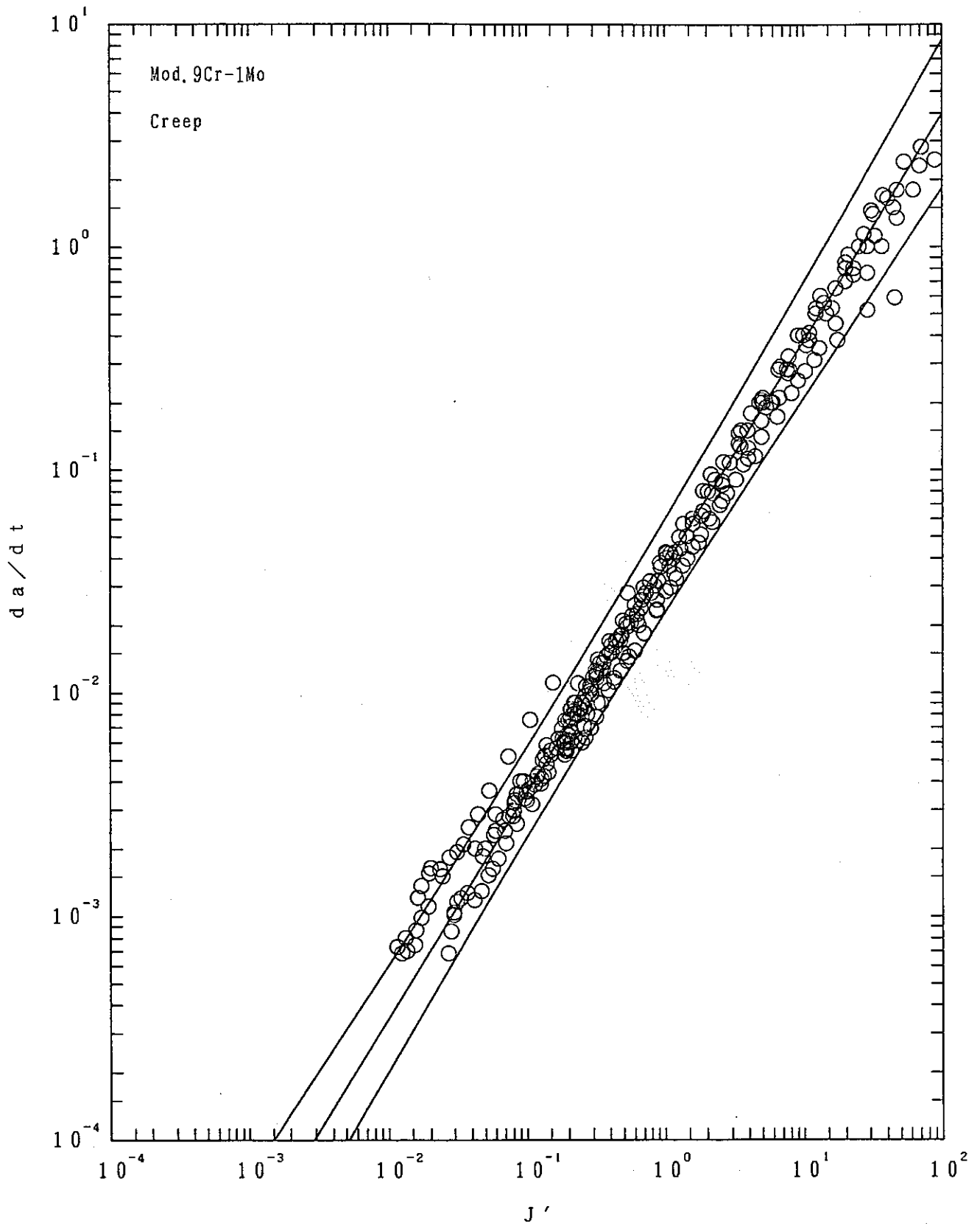


Fig. 80 Average trend line and 99% confidence interval
(Mod. 9Cr-1Mo/Creep/Method ④)

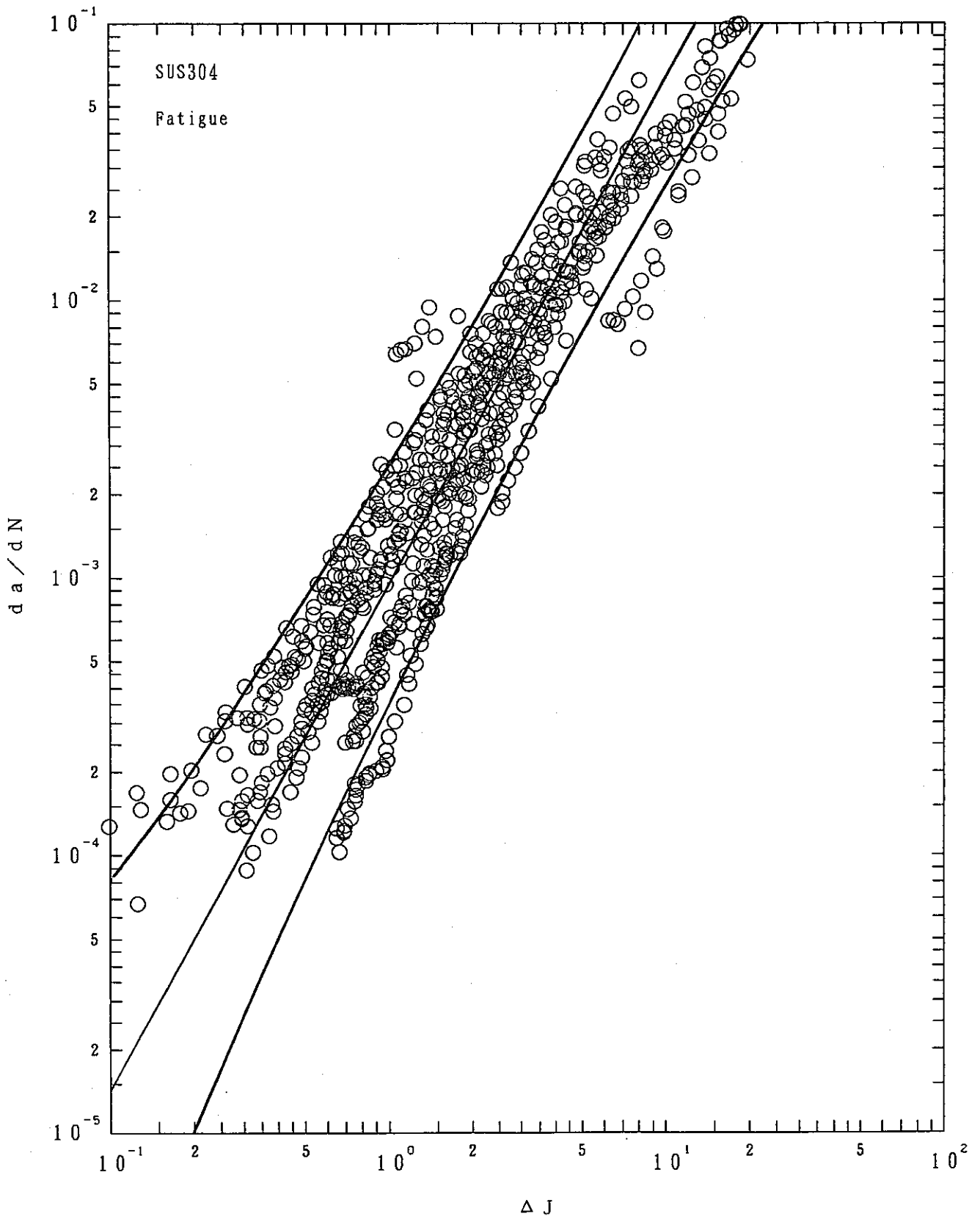


Fig.81 Average trend line and 1σ confidence interval (SUS304/Fatigue)

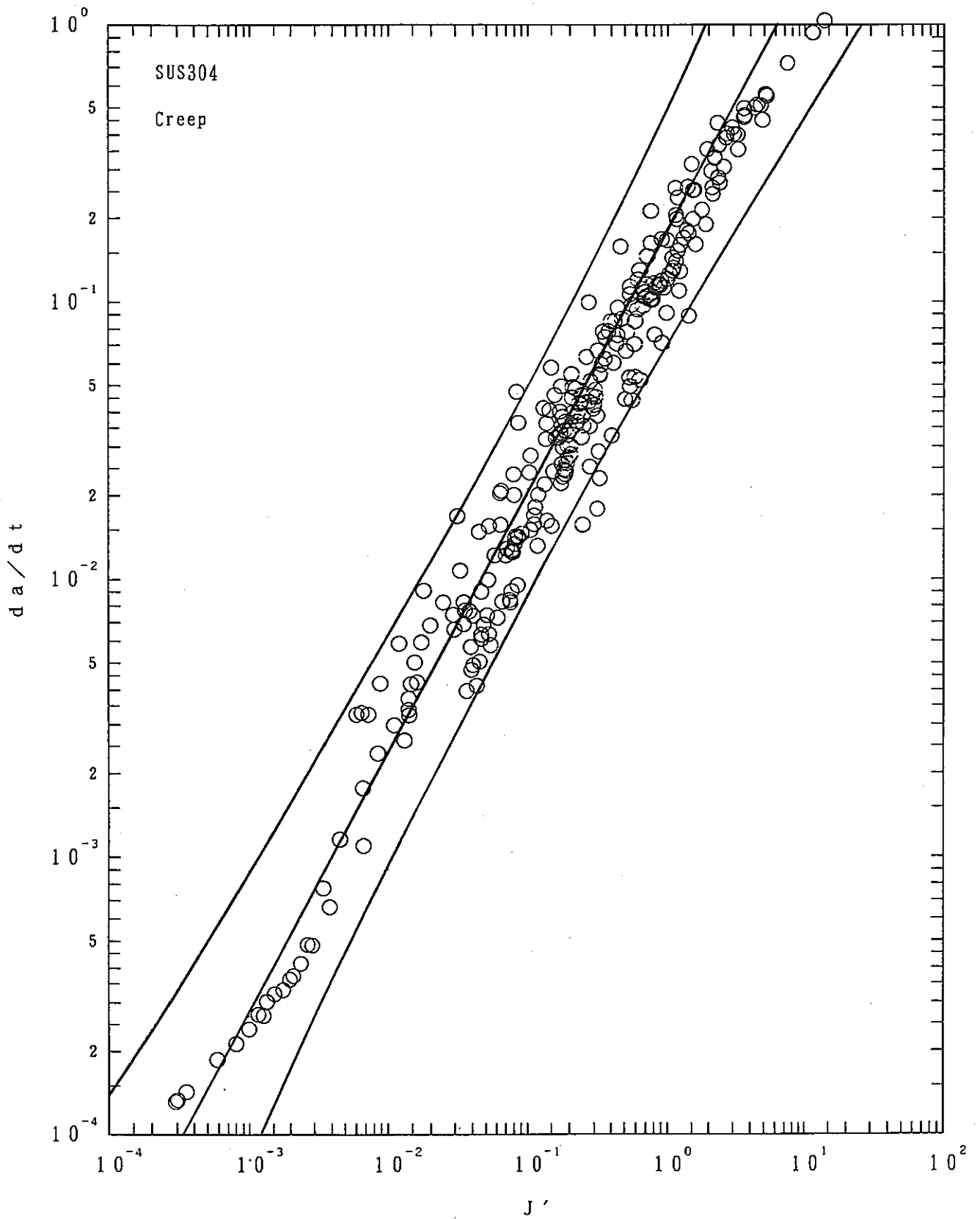


Fig.82 Average trend line and 1σ confidence interval (SUS304/Creep)

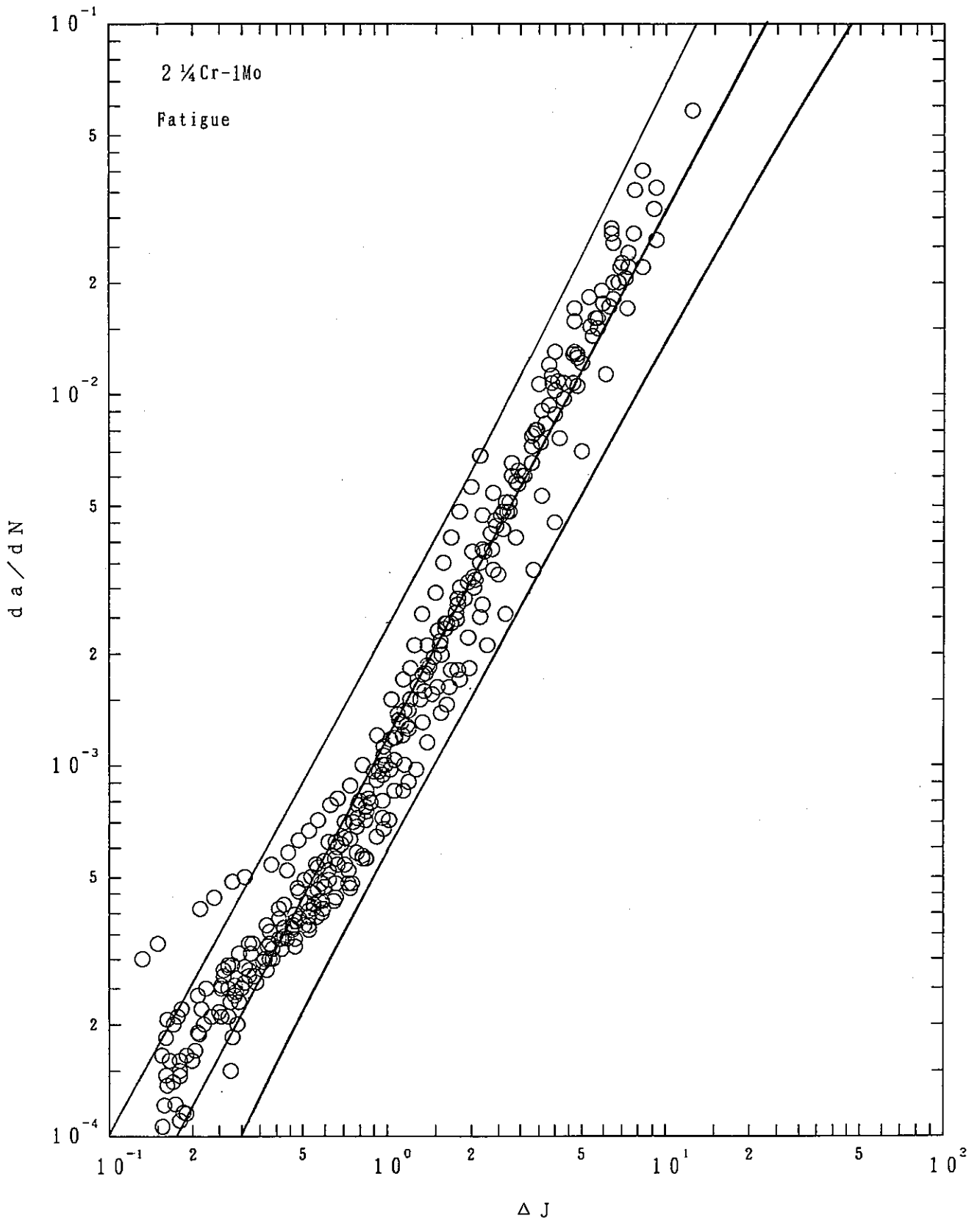


Fig.83 Average trend line and 1σ confidence interval (2.25Cr-1Mo/Fatigue)

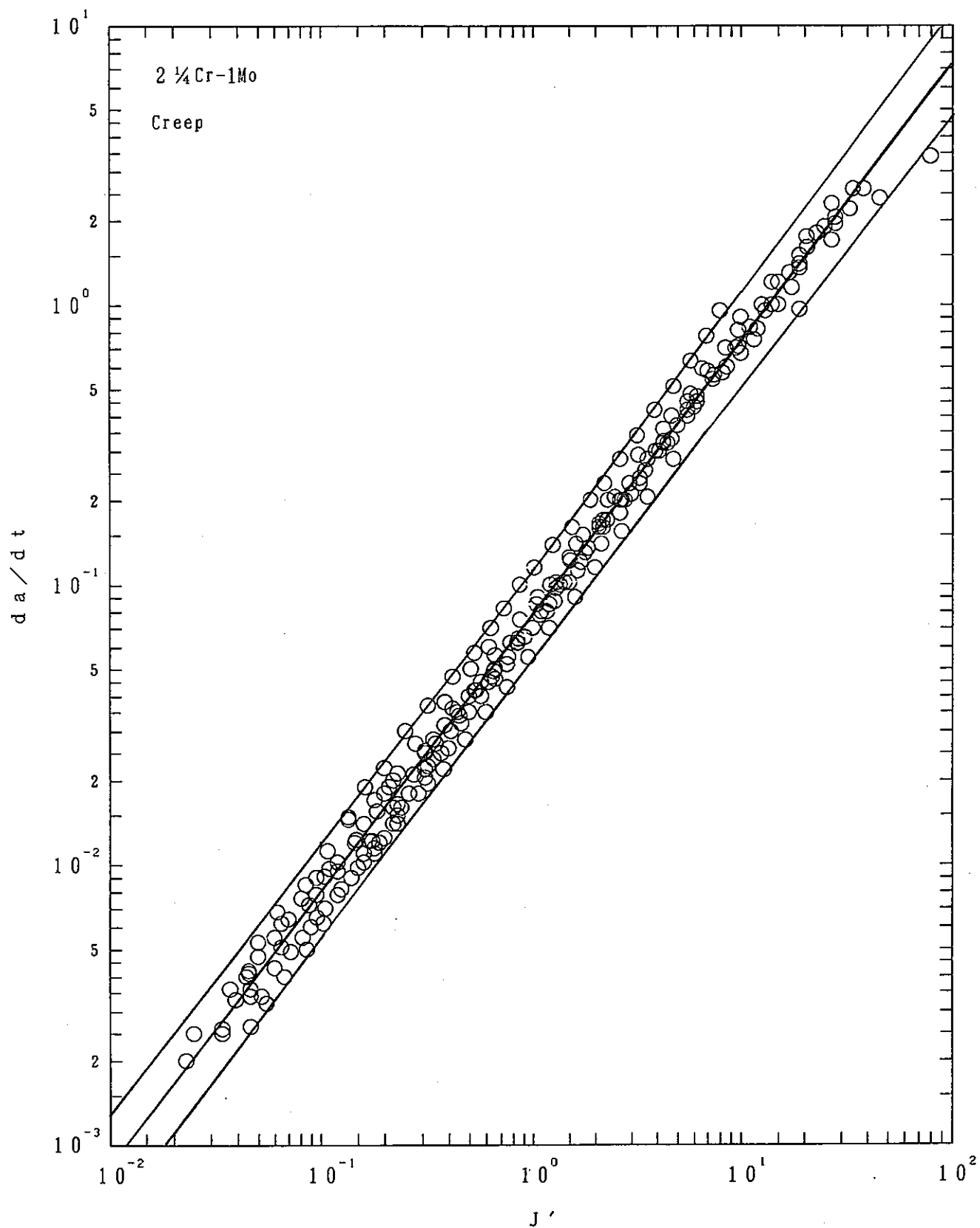


Fig.84 Average trend line and 1σ confidence interval (2.25Cr-1Mo/Creep)

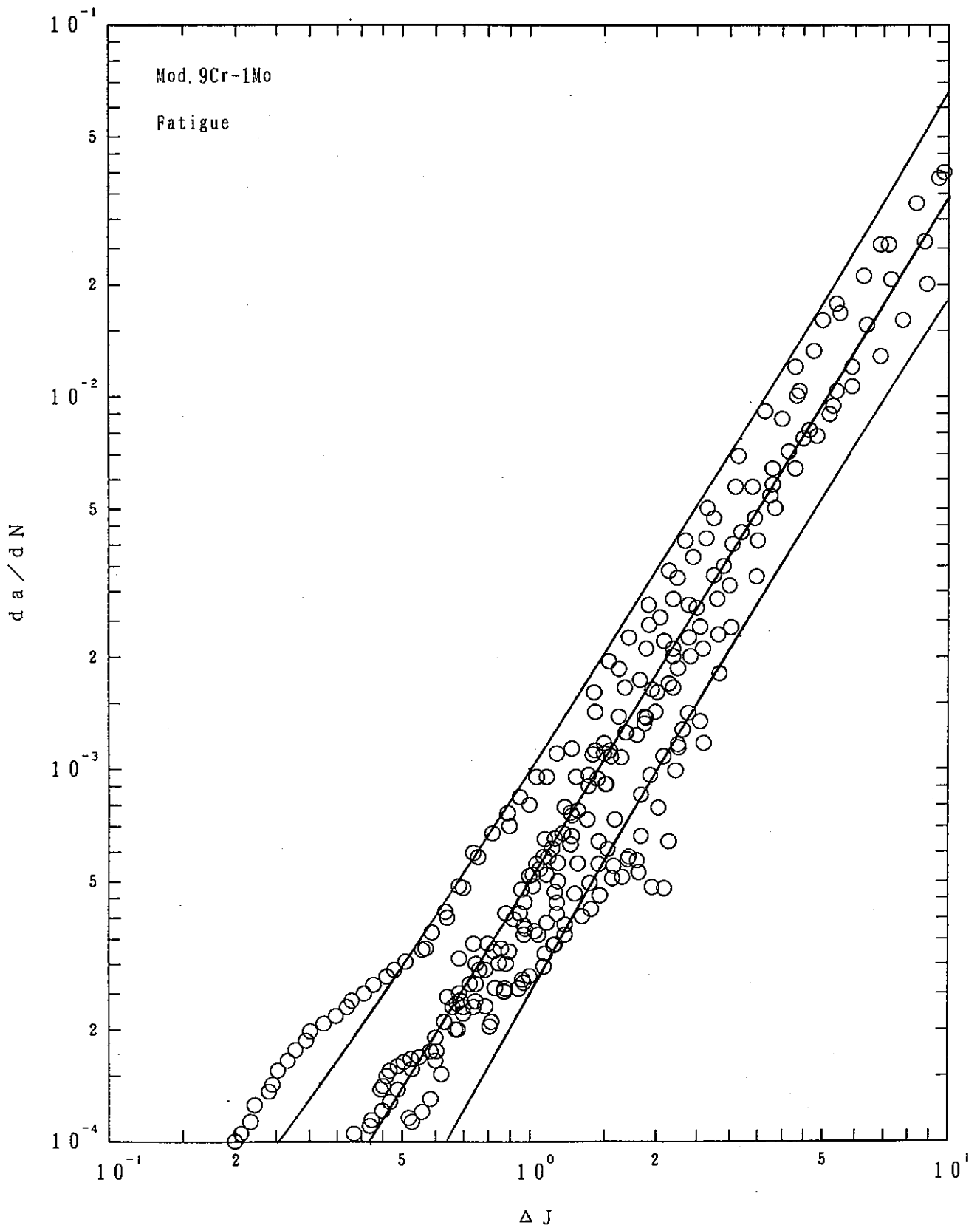


Fig. 85 Average trend line and 1σ confidence interval (Mod. 9Cr-1Mo/Fatigue)

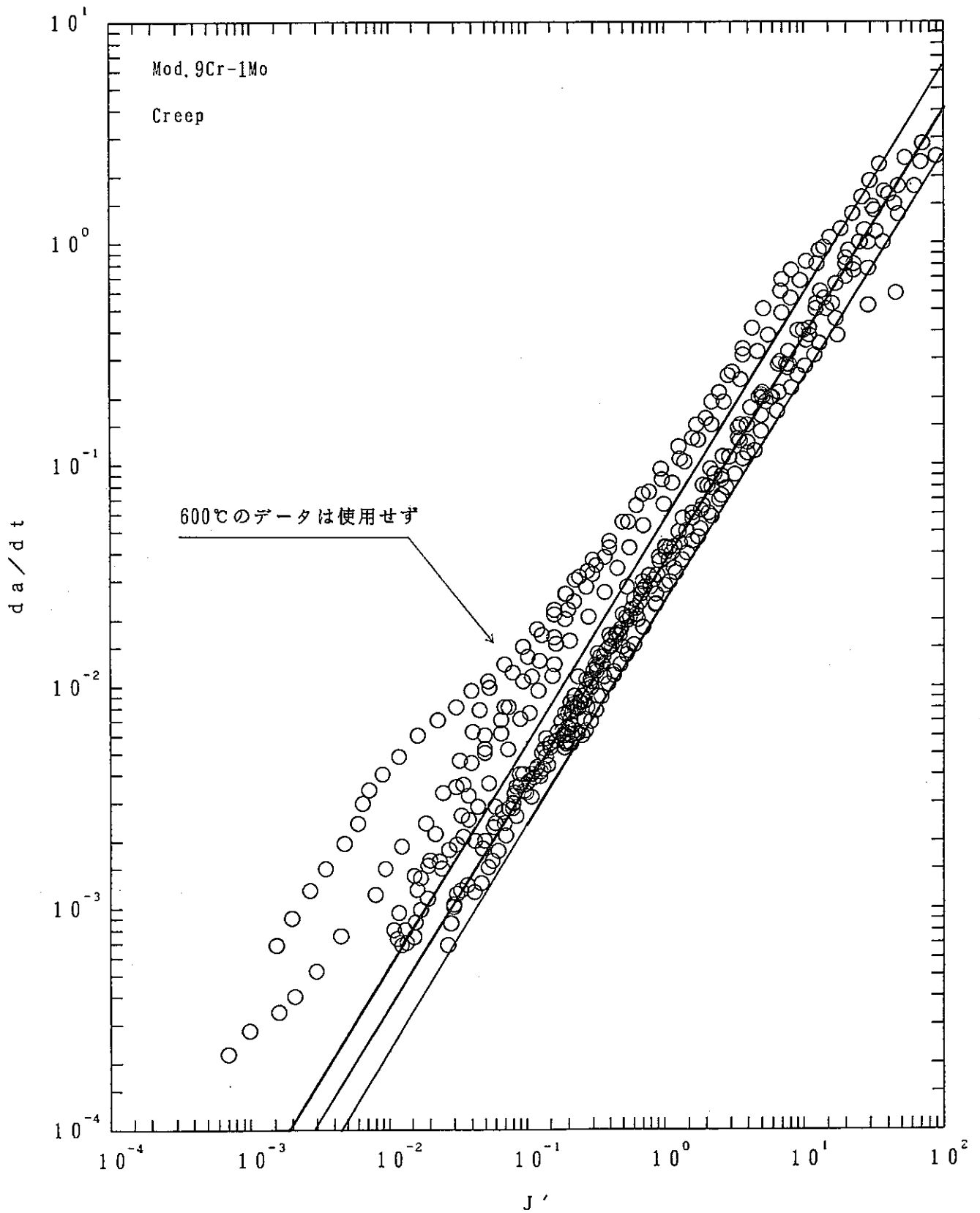


Fig.86 Average trend line and 1σ confidence interval (Mod.9Cr-1Mo/Creep)

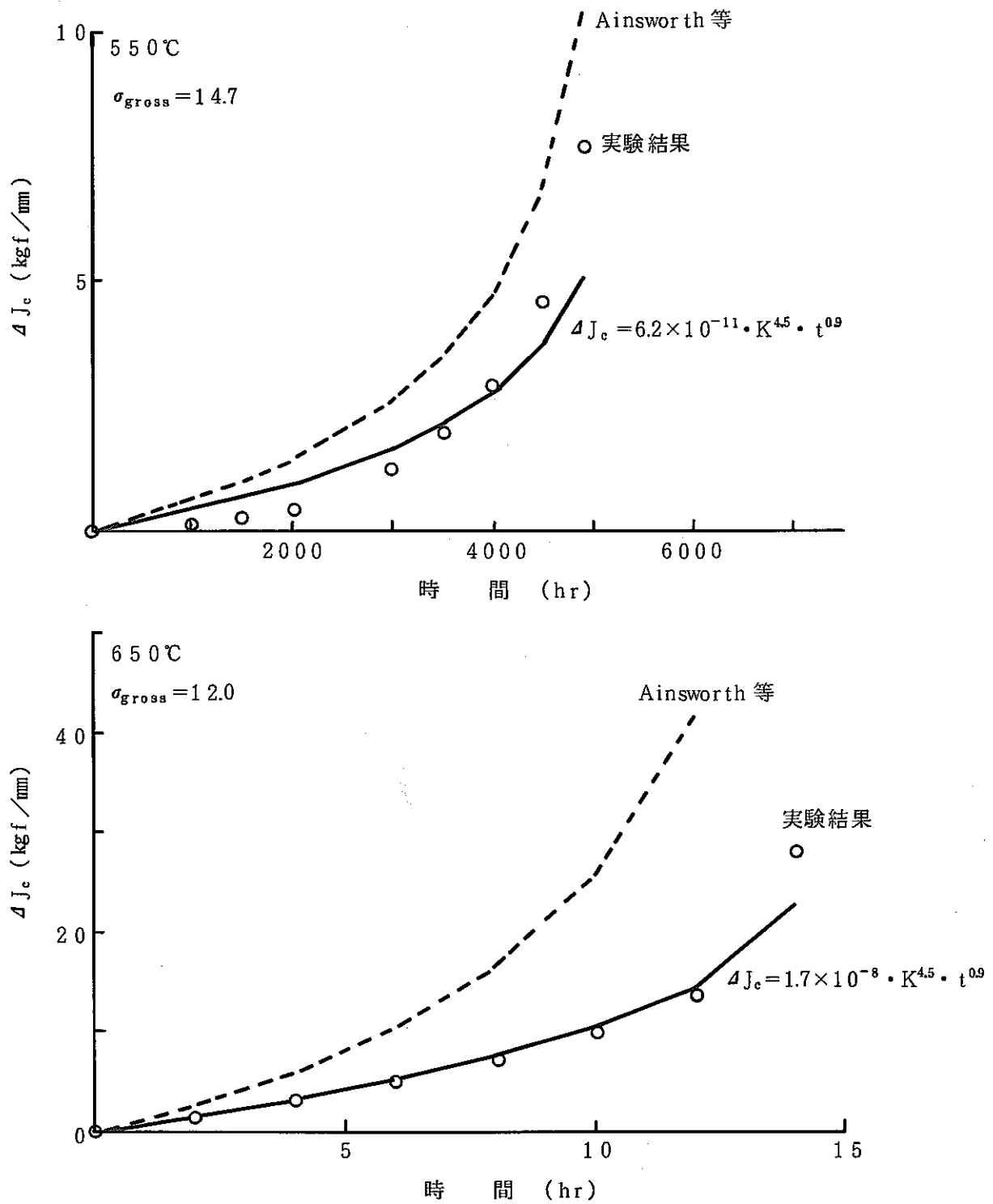


Fig. 87 Prediction results of creep J-integral range using this method

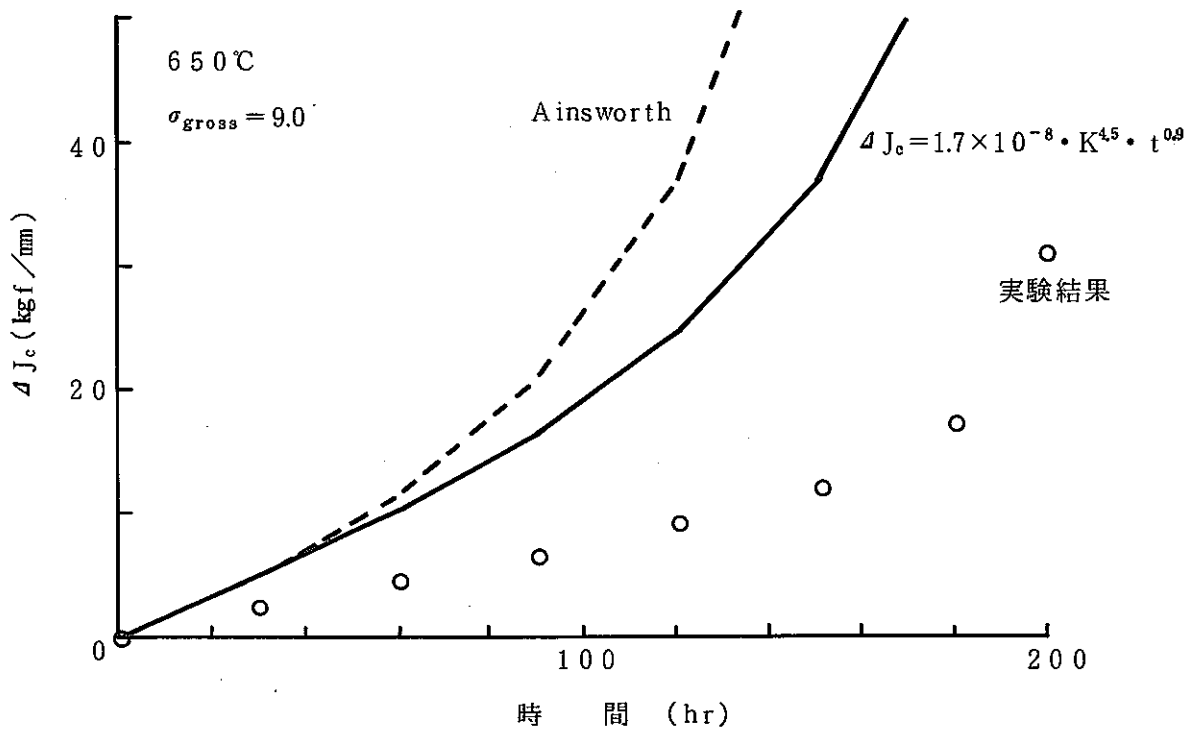
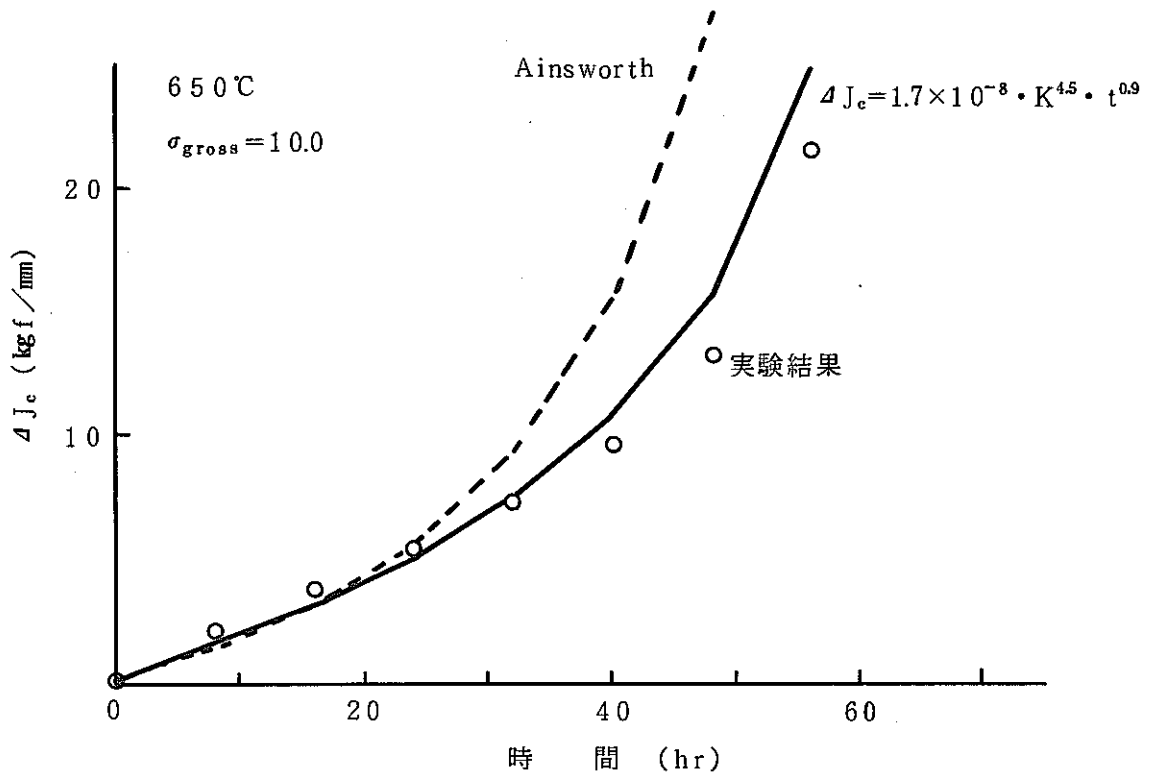


Fig. 87 Continued

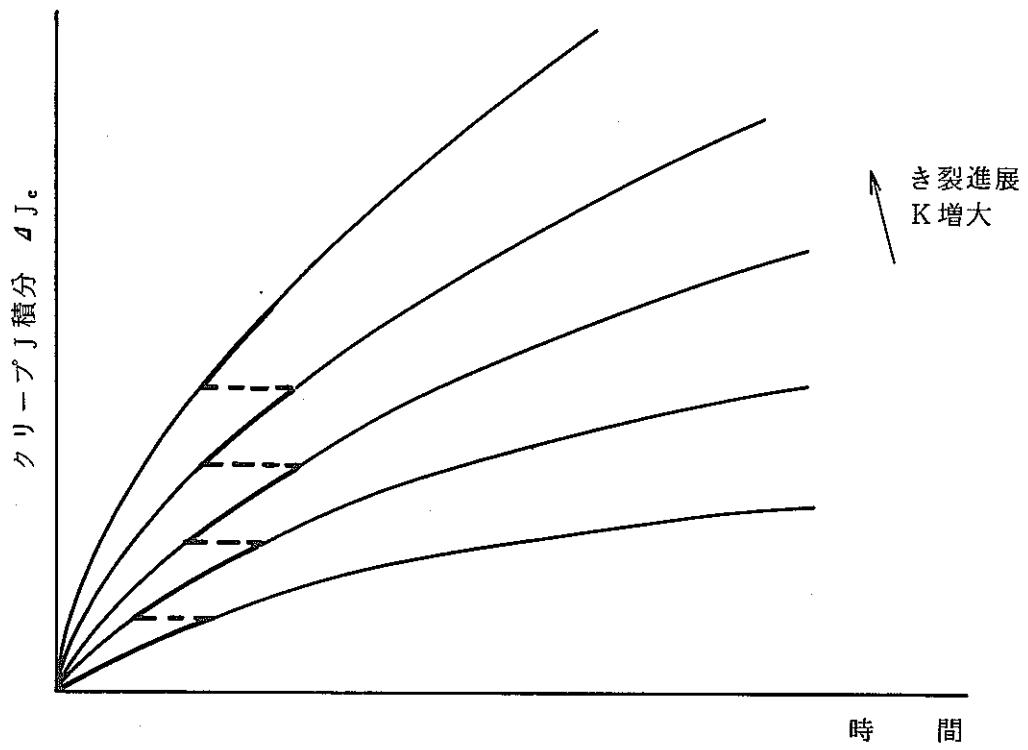


Fig. 88 Calculation method of creep J-integral range for the case that crack grows

付録 A-1. 疲労/クリープき裂発生に関する予備的な文献調査結果

疲労/クリープ破断寿命に占めるき裂発生寿命の割合を調査する目的で、予備的な文献調査を実施した。調査した文献のうち、疲労/クリープ破断寿命とき裂発生寿命の両者を読み取れる表または図が明記されている 8 文献^{1)~8)}を選びだした。これらの文献の概要を Table A1-1 に示す。表中右端の欄に示す符号は、Fig. A1-1 あるいは Fig. A1-2 に示されるプロットの符号に対応している。

疲労き裂発生寿命と疲労破断寿命の比 N_i/N_f と疲労破断寿命 N_f の関係を、まとめて Fig. A1-1 に示す。ステンレス鋼と炭素鋼のデータのみに着目して（アルミ合金と銅合金のデータを除いて）、0.3 結晶粒長さ、0.5 結晶粒長さ、1 結晶粒長さ、5~10 結晶粒長さの 4 ブロックにデータを分けて、図中に斜線で示す。但し文献⁹⁾では供試材の結晶粒径が示されてなかったため、粒径が 10~50 ミクロンと仮定してデータの整理を行った。今回調査したデータ範囲内では、疲労寿命の 5~50% の繰返し数で、1 結晶粒長さのき裂が発生している。また個々のデータを詳細に検討すると、疲労破断寿命 N_f が大きくなるに従って N_i/N_f も増加する傾向を示している。

クリープき裂発生寿命とクリープ破断寿命の比 t_i/t_R とクリープ破断寿命 t_R の関係を Fig. A1-2 に示す。データ数が少ないため明確ではないが、真空中ではクリープ破断寿命の 50% 程度の時間で 1 結晶粒長さのクリープき裂が発生しているのに対し、大気中長時間側ではより早期にき裂が発生する傾向を示している。

以上予備的な文献調査結果を示したが、調査した文献の数が十分とはいえず、き裂発生寿命に関するより信頼度の高い情報を得るためには、今後より広範囲な文献調査が必要と考えられる。また信頼性評価への適用の観点からは、き裂発生に関する確率評価を可能とするデータの取得が、今後の課題と考えられる。

Table A1-1 Summary of references

文献番号	供試材 (粒径)		負荷形式	温度	環境	き裂観察方法	き裂発生の定義	図番	符号	
1	ステンレス A286 (17 μ)	under aged	完全両振 荷重制御 引張圧縮疲労	室温	大気中	試験を中断しながら顕微鏡で表面観察	5 μ 以上のき裂が1個/ mm^2 以上の密度で発生	A1-1	○	
		over aged							△	
2	S15C 焼ならし材 (30 μ)		小野式回転 曲げ疲労	室温	大気中	試験を中断しながらレプリカを連続的に採取。 クロムあるいはカーボンを真空蒸着した後TEM観察	1結晶粒サイズ	A1-1	□	
	S15C 焼ならし材 (100 μ)								15 μ	▽
	アルミ合金A2017 (100 μ)								1結晶粒サイズ	◇
									60 μ	●
3	60キロハイトン (ベントナイト& パーライト)		完全両振 ひずみ制御 引張圧縮疲労	室温	大気中	表面レプリカを顕微鏡観察 (ルーペを併用)	10~50 μ 200~500 μ	A1-1	□	
									▽	
4	銅合金 (330 μ)		完全両振 ひずみ制御 引張圧縮疲労	室温	大気中	表面レプリカを光学顕微鏡で観察	100 μ 300 μ	A1-1	◇	
									●	
5	SUS304溶体化処理材 (50 μ)		完全両振 ひずみ制御 引張圧縮疲労	550℃	大気中	表面レプリカを光学顕微鏡で観察	50 μ 300 μ	A1-1	▲	
									■	
6	SUS321溶体化処理材 (約100 μ)		ひずみ制御PP並	650℃	大気中	破面でストライエーション間隔を測定	き裂深さが 150 μ	A1-1	▽	
			ひずみ制御PC並						◆	
7	SUS316炉冷粗粒化材 (800 μ)		クリープ	650℃	真空中 10 ⁻² ~ 10 ⁻³ Pa	測微顕微鏡で観察	250 μ	A1-2	○	
				800℃			800 μ		△	
8	SUS304溶体化処理材 (40 μ)		クリープ	650℃	大気中	測微顕微鏡で観察	1結晶粒長さのき裂が2~3個発生	A1-2	□	
					真空中 10 ⁻² ~10 ⁻³ Pa				◇	

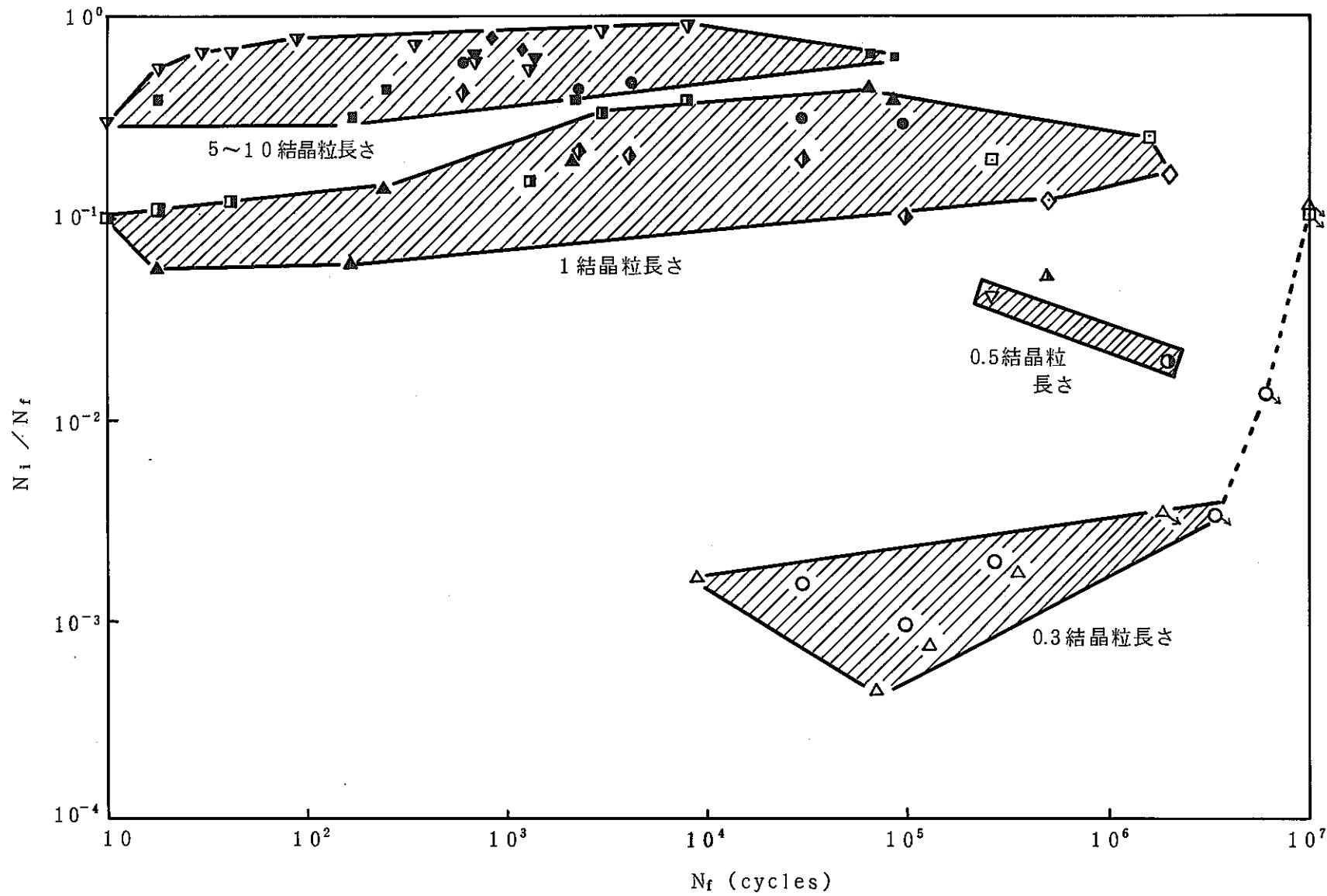


Fig. A1-1 Ratio of crack initiation life to failure life under fatigue loading

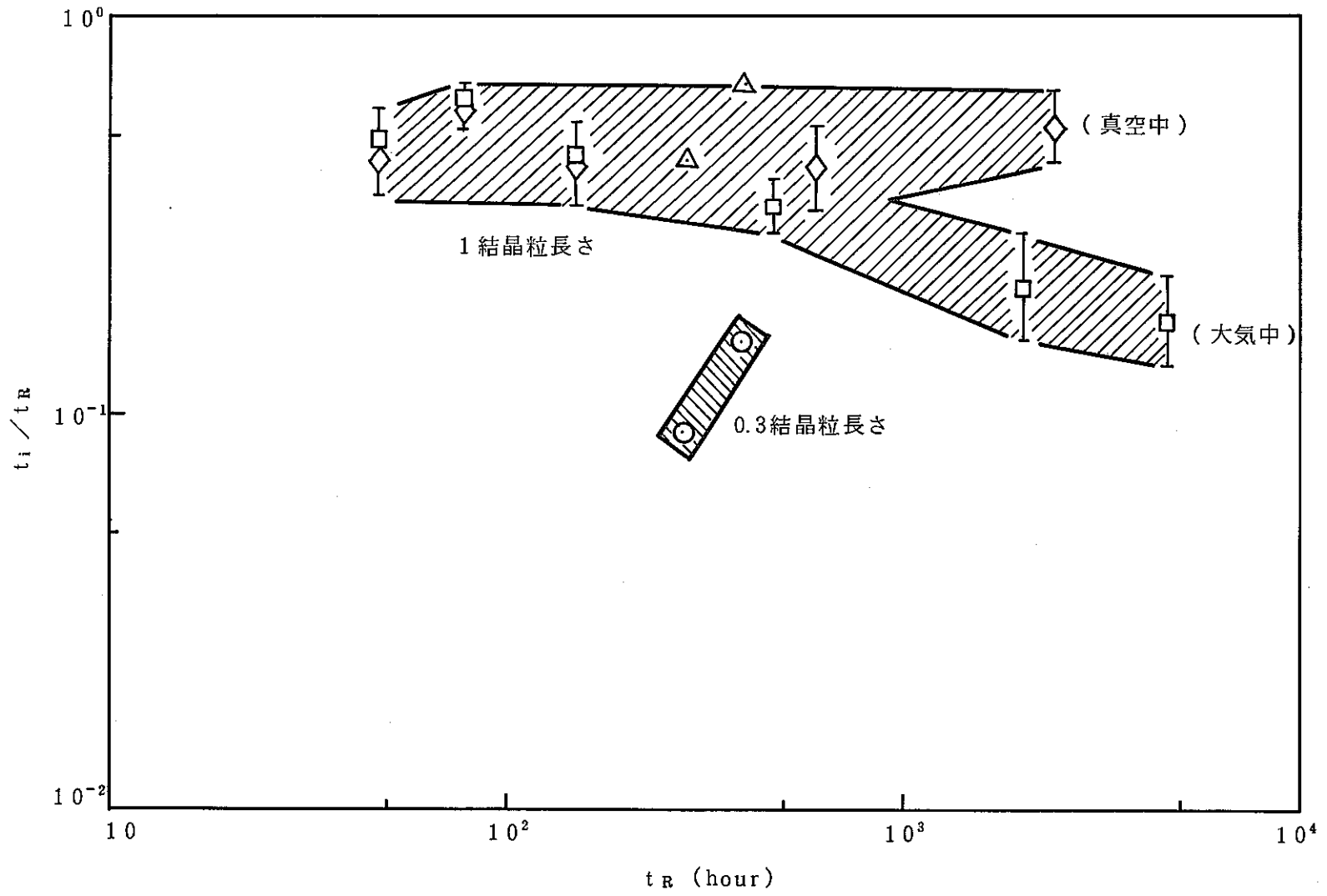


Fig.A1-2 Ratio of crack initiation time to rupture time under creep loading

付録A-2. Studentの t 分布を用いたSUS304鋼クリープき裂進展速度の
確率論的評価の試み

4節では、き裂進展速度と破壊力学パラメータを両対数グラフ上で直線近似したときの指数 m と係数 c に対して、確率論的評価を試みた。しかしながらこの方法では、低進展速度域でのデータも中・高進展速度域でのデータも、 m と c が同じならば同等の評価をすることになり、実機評価においてクリープき裂進展データを低進展速度域へ外挿して使用することを考えると、外挿へのデータの重みに不合理を生じることになる。そこで本節では、外挿へのデータの重みを考慮した確率的評価を試みる。なお本節で述べる内容は、物理的に矛盾する点も含んでおり、今後より詳細な検討を必要とするものであるが、検討課題を明らかにする目的で、あえて掲載した。以下に評価の手順を示す。

- (1) 1つの試験片から得られたデータ群を $\log J'$ と $\log da/dt$ 関係上の平均点で代表させることにし、第 i 試験片の代表データを (X_i, Y_i) で表すことにする。 n 個のデータ群があったとすると、 n 個の代表データが得られる。
- (2) これら n 個のデータを線形回帰する。 $\bar{x} = \Sigma x_i / n$, $\bar{y} = \Sigma y_i / n$ とすると、回帰式は、

$$y - \bar{y} = b (x - \bar{x})$$

$$b = \frac{\Sigma (x_i - \bar{x}) y_i}{\Sigma (x_i - \bar{x})^2} = \Sigma a_i y_i, \quad a_i = \frac{(x_i - \bar{x})}{\Sigma (x_i - \bar{x})^2} \quad (A2-1)$$

で表される。ここで y_i の分散 $V(y_i)$ は (これを σ^2 とおく),

$$V(y_i) = \frac{\Sigma \{y_i - \bar{y} - b(x_i - \bar{x})\}^2}{(n-2)} = \sigma^2 \quad (A2-2)$$

である。

- (3) 傾き b の分散は

$$V(b) = \Sigma a_i^2 V(y_i) = \sigma^2 \Sigma a_i^2 = \frac{\sigma^2}{\Sigma (x_i - \bar{x})^2} \quad (A2-3)$$

傾き b の標準偏差 $SE(b)$ は

$$SE(b) = \sqrt{V(b)} = \sigma / \sqrt{\Sigma (x_i - \bar{x})^2} \quad (A2-4)$$

(4) 傾き b の $100(1-\alpha)\%$ 信頼限界は, Student の t 分布を用いて,

$$b \pm t \left(n-2, 1 - \frac{\alpha}{2} \right) SE(b) \quad (A2-5)$$

で表される。

(5) x に対する推定値を \hat{y} とする。

$$\hat{y} = \bar{y} + b(x - \bar{x})$$

$$V(\hat{y}) = V(\bar{y}) + (x - \bar{x})^2 V(b)$$

$$= V \left(\frac{1}{n} \Sigma y_i \right) + (x - \bar{x})^2 V(b)$$

$$= \frac{\sigma^2}{n} + \frac{(x - \bar{x})^2}{\Sigma (x_i - \bar{x})^2} \sigma^2 \quad (A2-6)$$

$$SE(\hat{y}) = \sigma \left\{ \frac{1}{n} + \frac{(x - \bar{x})^2}{\Sigma (x_i - \bar{x})^2} \right\}^{1/2} \quad (A2-7)$$

(A2-6) (A2-7) 式の右辺のうち, 第1項は平均値 (\bar{x} \bar{y}) のバラツキに起因する項, 第2項は傾き b のバラツキに起因する項である。推定値の $100(1-\alpha)\%$ 信頼限界は,

$$\hat{y}_i \pm t \left(n-2, 1 - \frac{\alpha}{2} \right) \cdot \sigma \left\{ \frac{1}{n} + \frac{(x - \bar{x})^2}{\Sigma (x_i - \bar{x})^2} \right\}^{1/2} \quad (A2-8)$$

(6) (A2-6) ~ (A2-8) 式は推定線すなわち平均線の予測に用いられる。 y の予測値は, 平均値の上下に分散 σ^2 でばらついているので, 予測値に対する分散は,

$$V(\hat{y}) + \sigma^2 = \sigma^2 \left\{ 1 + \frac{1}{n} + \frac{(x - \bar{x})^2}{\Sigma (x_i - \bar{x})^2} \right\}^{1/2} \quad (A2-9)$$

標準偏差は、

$$\sigma \left\{ 1 + \frac{1}{n} + \frac{(x - \bar{x})^2}{\sum (x_i - \bar{x})^2} \right\}^{1/2} \quad (\text{A2-10})$$

従って予測値の100(1- α)%信頼限界は、

$$\hat{y}_i \pm t \left(n-2, 1 - \frac{\alpha}{2} \right) \cdot \sigma \cdot \left\{ 1 + \frac{1}{n} + \frac{(x - \bar{x})^2}{\sum (x_i - \bar{x})^2} \right\}^{1/2} \quad (\text{A2-11})$$

図A2-1に、SUS304鋼の全クリープき裂進展データ（14試験片）を示す。図中○印はFCC委員会及びKOMで得られた中・高進展速度データ（10試験片）であり、●印はPNC内部で取得した低進展速度をねらったデータ（4試験片）である。図中の点線は、○印のデータのみを用いて、(A2-11)式から算出した99%信頼限界である。一方図中の実線は○印と●印の全データを用いて、(A2-11)式から算出した99%信頼限界である。低進展速度域でのデータを追加することにより、低進展速度域での信頼区界が大幅に狭まっており、(A2-11)式が外挿へのデータの重みを良好に考慮していることがわかる。

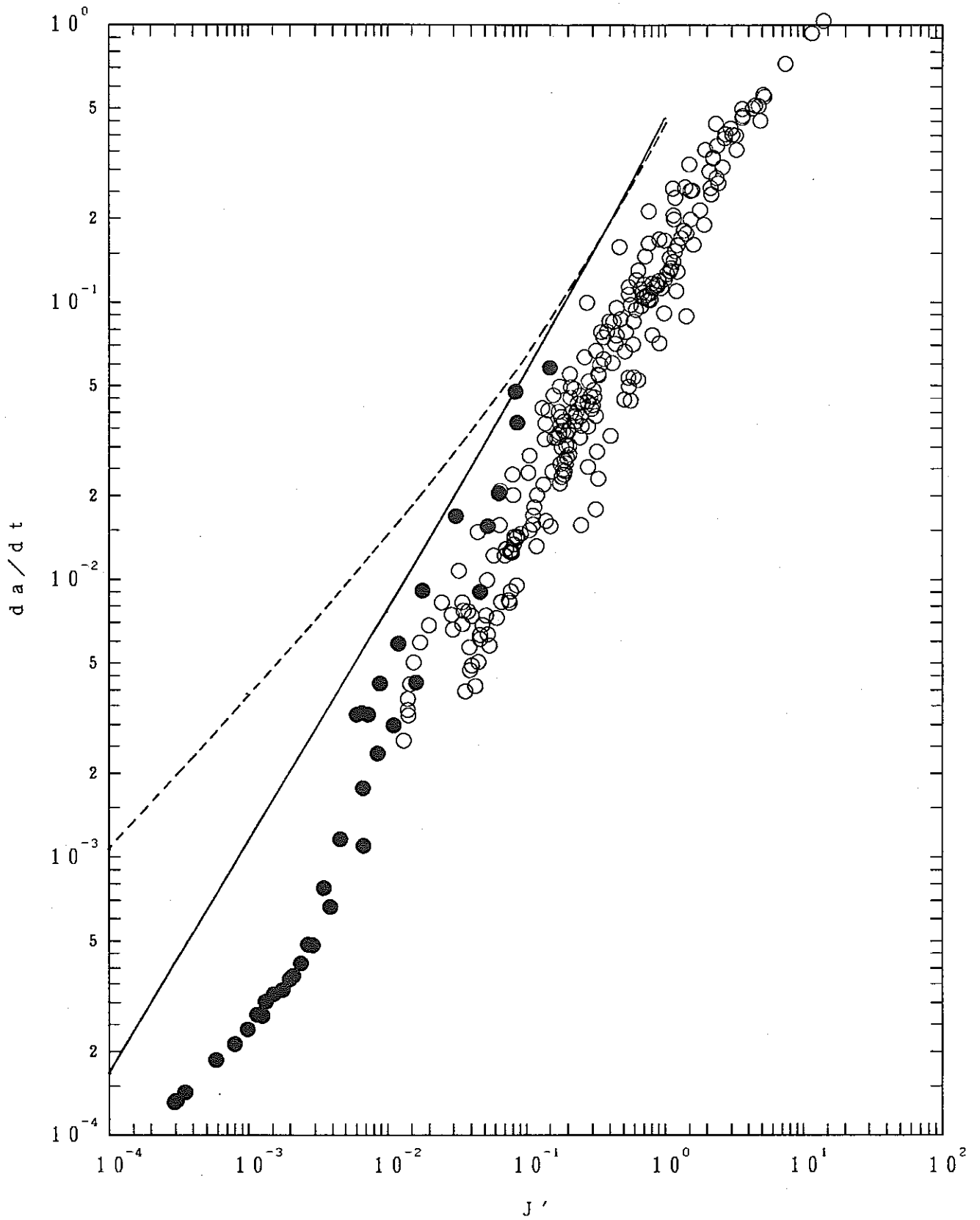


Fig. A2-1 Calculated 99% confidence interval

付録 A-3. SUS304鋼のクリープ J 積分範囲の有限要素法解析

クリープ J 積分範囲評価法の高度化を目的として、SUS304鋼の中央切欠付き平板（2次元）の弾塑性クリープ解析を、FINASコードを用いて実施した。解析モデルの一例をFig. A3-1に示す。対称性を利用して、中央切欠付き平板の1/4をモデル化してメッシュ分割した。要素数192、節点数683であり、要素には8節点2次元4辺形平面応力要素QMEM8を用いた。中央切欠付き平板の板幅は $W=20\text{mm}$ とし、き裂長さ $2a$ と板幅との比を $2a/W=0.1, 0.3, 0.5$ の3通りに変えて解析を行った。負荷条件はある一定応力まで弾塑性負荷した後 10^3 時間荷重を一定に保持するものとし、保持荷重は正味応力が $\sigma_{net}=0.5S_m, 1S_m, 1.5S_m$ (S_m は高温構造設計方針・材料開発室基準等に定める設計応力強さ)となるよう3通り設定した。以上に示す9通りの解析を、平面応力状態を仮定して実施した。

解析温度は 500°C とした。弾塑性構成方程式としては、動的応力ひずみ関係を多直線近似して、等方硬化モデルを用いた。またクリープ構成方程式としては、Blackburnタイプに定式化されたクリープひずみ式をNorton則近似した次式を用いた。なお後の便宜上、 550°C と 650°C のクリープひずみ式も、指数が同じになるようNorton則で定式化した。

$$\begin{aligned}\epsilon_c &= 2.2 \times 10^{-12} \cdot \sigma^{5.9} && : 500^\circ\text{C} \\ \epsilon_c &= 2.5 \times 10^{-11} \cdot \sigma^{5.9} && : 550^\circ\text{C} \\ \epsilon_c &= 1.3 \times 10^{-8} \cdot \sigma^{5.9} && : 650^\circ\text{C}\end{aligned}\quad (\text{A3-1})$$

ここで、単位はひずみ速度 (%/hour)、応力 (kgf/mm^2) である。A3-1式の近似精度を、Blackburnタイプの式と比較してFig. A3-2に示す。

弾塑性クリープ解析の後、CANISコードを用いて修正 J 積分解析を実施した。得られたクリープ J 積分範囲（修正 J 積分を時間で積分したパラメータ）と時間の関係をFig. A3-3に○プロットで示す。解析結果を、Fig. A3-4に示すように、荷重保持開始時の応力拡大係数 K ($\text{kgf}/\text{mm}^{1.5}$) と保持後の時間 t (hour) をパラメータとしてまとめ、次式のクリープ J 積分範囲 ΔJ_c および ΔJ_o の簡易評価式を作成した。

$$\begin{aligned}\Delta J_c &= 7.0 \times 10^{-12} \cdot K^{4.5} \cdot t^{0.9} && : 500^\circ\text{C} \\ \Delta J_o &= 2.6 \times 10^{-11} \cdot K^{4.2} \cdot t^{0.9} && : 500^\circ\text{C}\end{aligned}\quad (\text{A3-2})$$

ここでクリープJ積分範囲の単位はkg f / mmである。A3-2式による ΔJ 。評価結果をFig. A3-3に実線で示す。 $10^2 \sim 10^3$ 秒程度以前のごく初期段階を除き（これらの初期段階でのき裂進展は 10^3 時間程度でのき裂進展を考慮する上では無視し得る）、○プロットで示す有限要素法解析結果を良好な精度で近似していると言える。

A3-1式のように、500℃、550℃、650℃におけるクリープひずみ速度を同じ指数を用いてNorton則近似できると仮定する場合、保持開始時のき裂先端応力分布が同じであるならば、その後の応力分布の変化は（時間的に速い遅いの違いはあるものの）各温度で全く同じとなり、かつ応力分布の変化速度はA3-1式の係数に比例すると考えることができる。ここでA3-2式において、保持開始時の応力拡大係数Kの値が同じであるならば、き裂先端応力分布が温度によらず同じであると近似的に仮定すると、A3-2式のtの代わりに $2.5 \times 10^{-11} / 2.2 \times 10^{-12}$ 、 $1.3 \times 10^{-8} / 2.2 \times 10^{-12}$ をそれぞれ代入することにより、次式のように550℃と650℃でのクリープJ積分の簡易評価式を得ることができる。

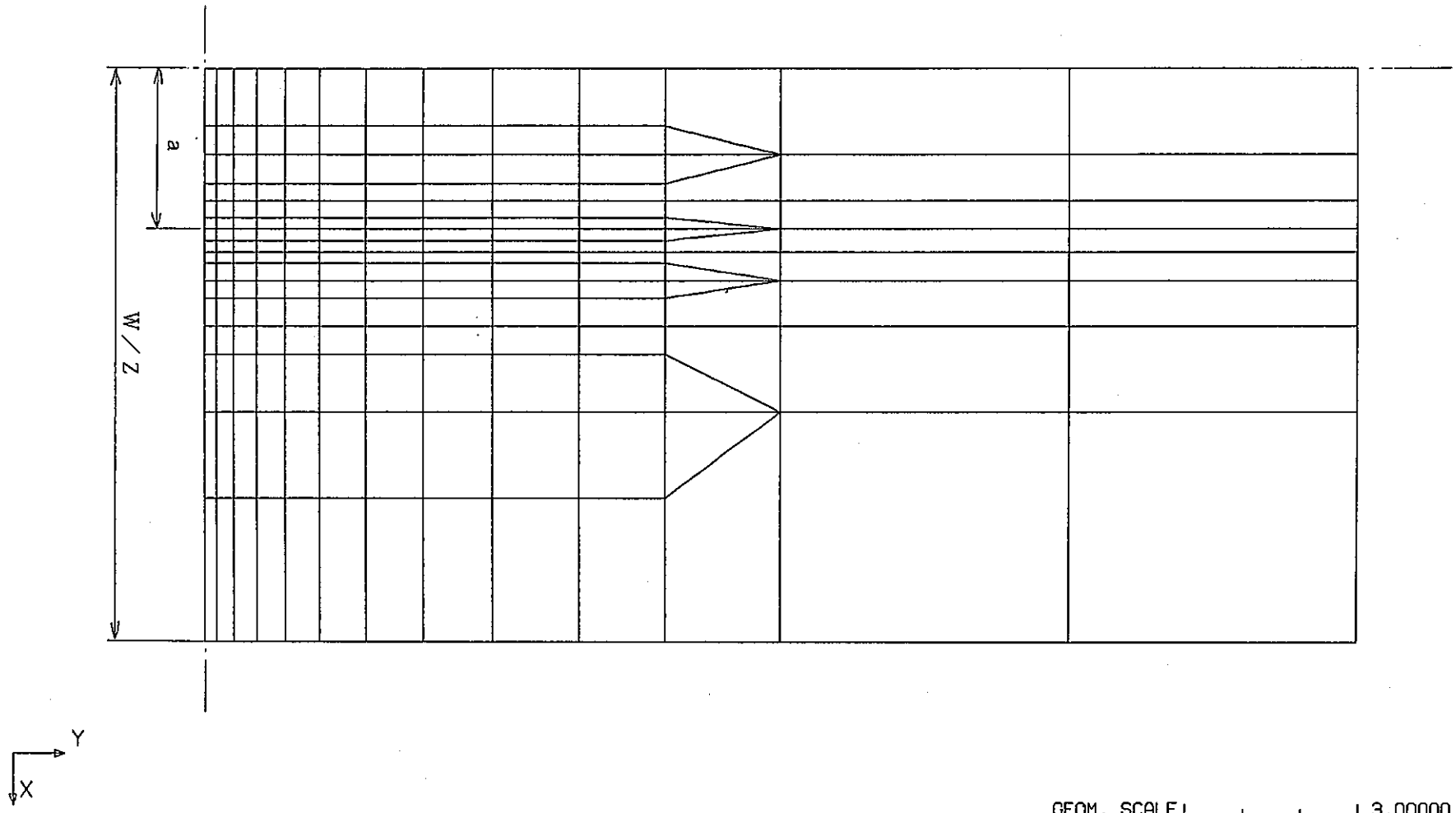
$$\begin{aligned} \Delta J_c &= 6.2 \times 10^{-11} \cdot K^{4.5} \cdot t^{0.9} & : 550^\circ\text{C} \\ \Delta J_c &= 2.3 \times 10^{-10} \cdot K^{4.2} \cdot t^{0.9} & : 550^\circ\text{C} \\ \Delta J_c &= 1.7 \times 10^{-8} \cdot K^{4.5} \cdot t^{0.9} & : 650^\circ\text{C} \\ \Delta J_c &= 6.4 \times 10^{-8} \cdot K^{4.2} \cdot t^{0.9} & : 650^\circ\text{C} \end{aligned} \quad (\text{A3-3})$$

ただし、A3-2およびA3-3式はFEM解析結果を便宜的にまとめた式であり、外挿性等に関する検討は行っておらず、従ってその適用範囲は本解析条件範囲内に限定されることを付け加えておくことにする。

A3-3式の評価精度確認および、クリープひずみ式をNorton則近似したことにより導入された誤差の大きさを確認する目的で、クリープひずみ式としてBlackburnタイプ式をそのまま用い、550℃で弾塑性クリープ解析し、クリープJ積分範囲 ΔJ_c を計算した。温度とクリープひずみ式以外の条件は、前述の500℃での解析と同じである。解析された ΔJ_c と保持時間の関係をFig. A3-5に○プロットで示す。図中の実線は、A3-3式による評価結果を示している。Fig. A3-2からも分るように、Norton則近似式では第1次クリープひずみを考慮していないため、初期段階でのクリープひずみを過少評価しており、その結果クリープJ積分範囲の値も保持開始後初期の段階で過少評価する傾向を示している。しかしながら保持時間が長くなるに従って、A3-3式による ΔJ_c は有限要素法解析結果に次

第に近づく傾向を示しており、き裂寸法が小さくかつ負荷応力が大きい場合を除いては、
A3-3式は比較的良好な近似精度を有していると判断した。

FINAS



-128-

GEOM. SCALE 1 3.00000

CASE CCT SPECIMEN

Fig.A3-1 Example of FEM model

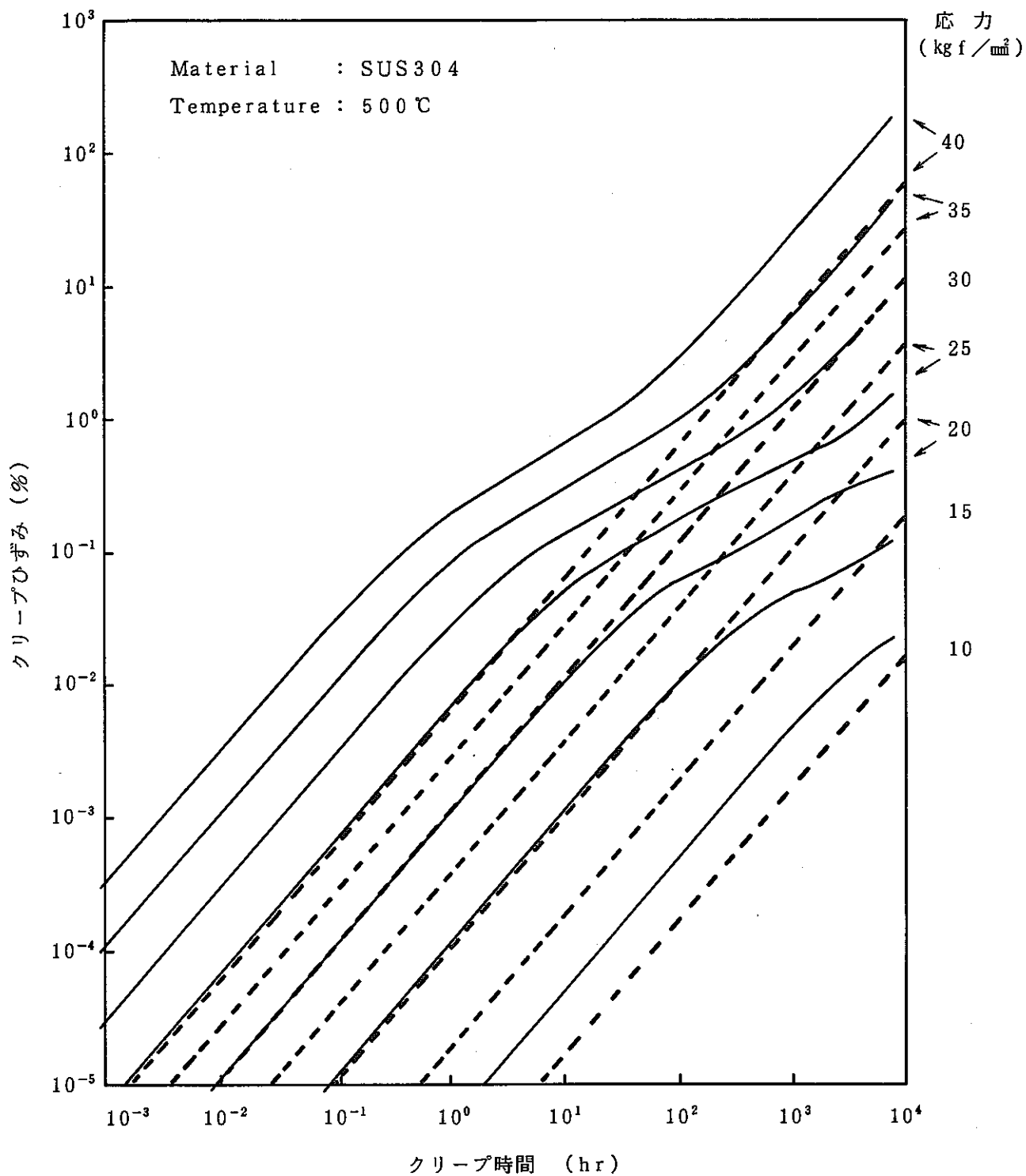


Fig.A3-2 Approximation results of creep strain using Norton equation

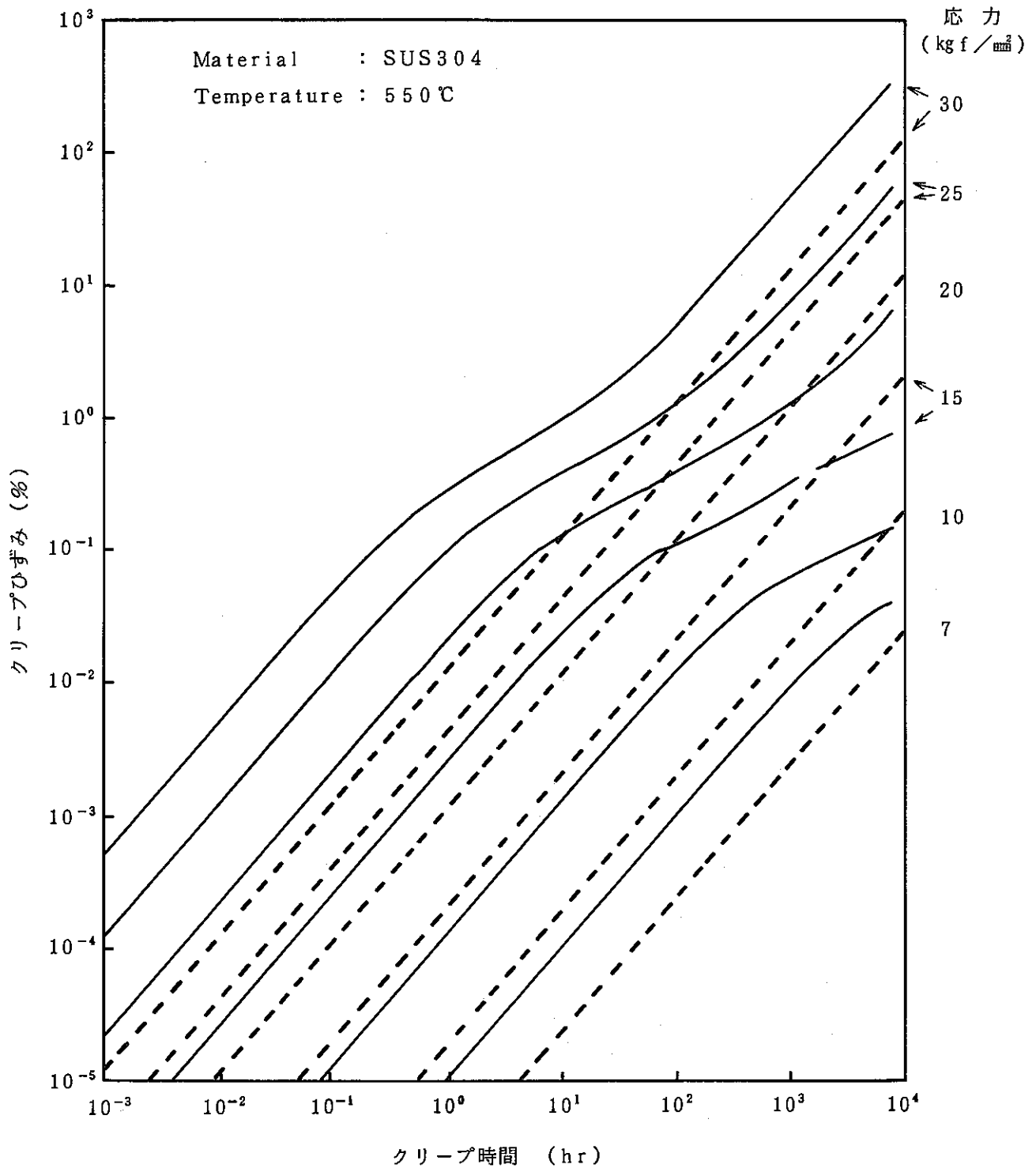


Fig. A3-2 Continued

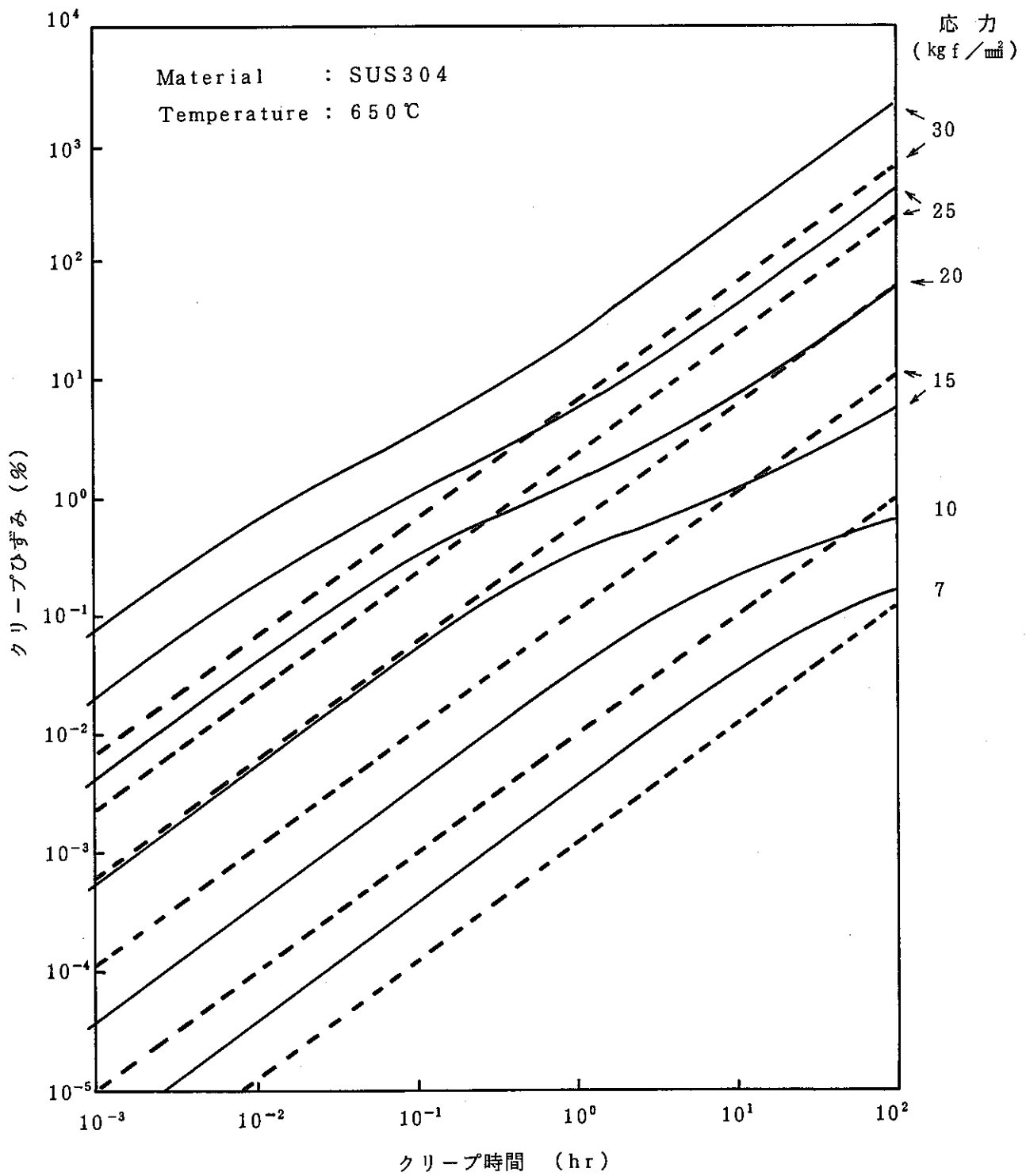


Fig.A3-2 Continued

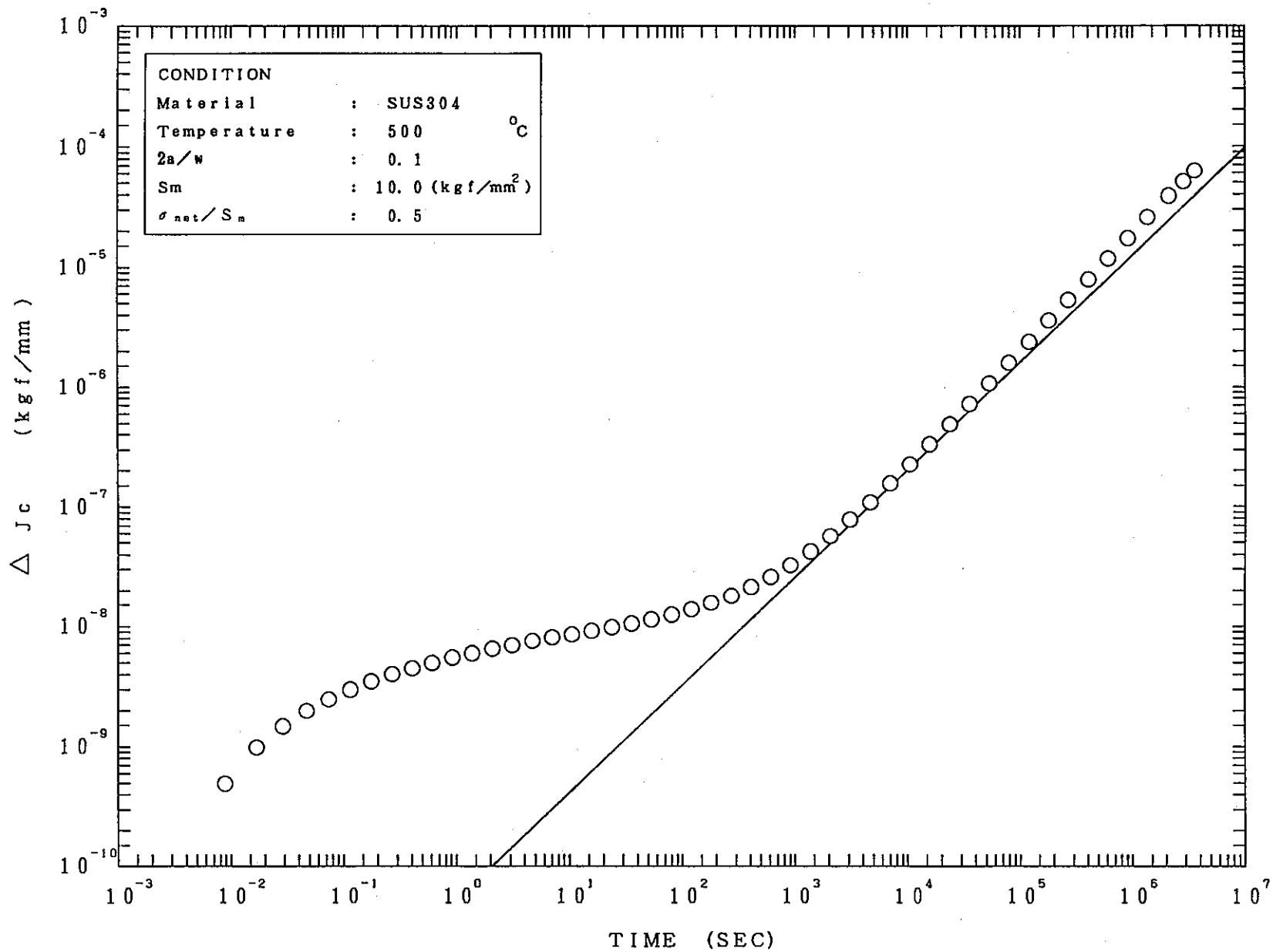


Fig.A3-3 Calculated relationship between creep J-integral and time

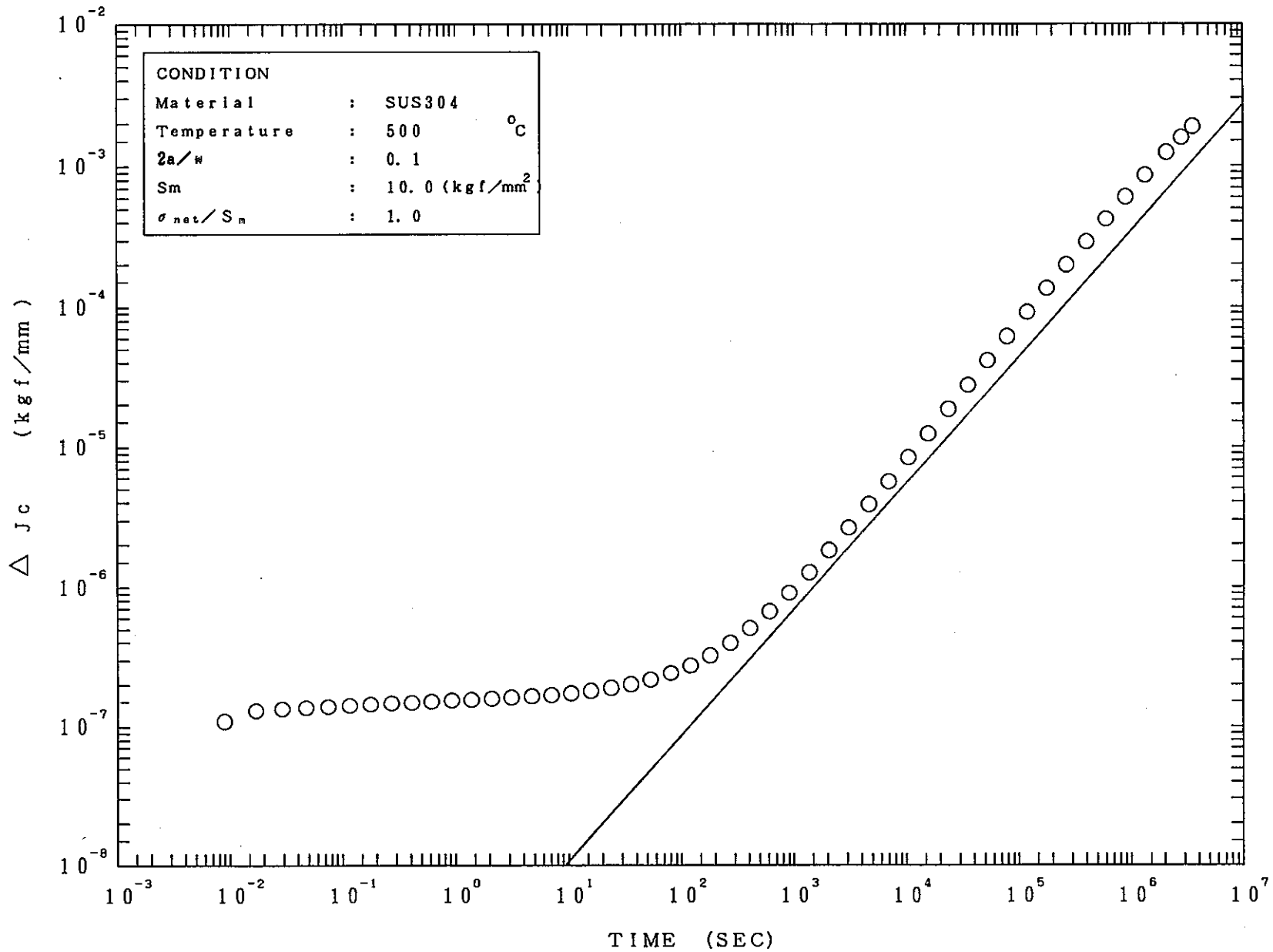


Fig.A3-3 Continued

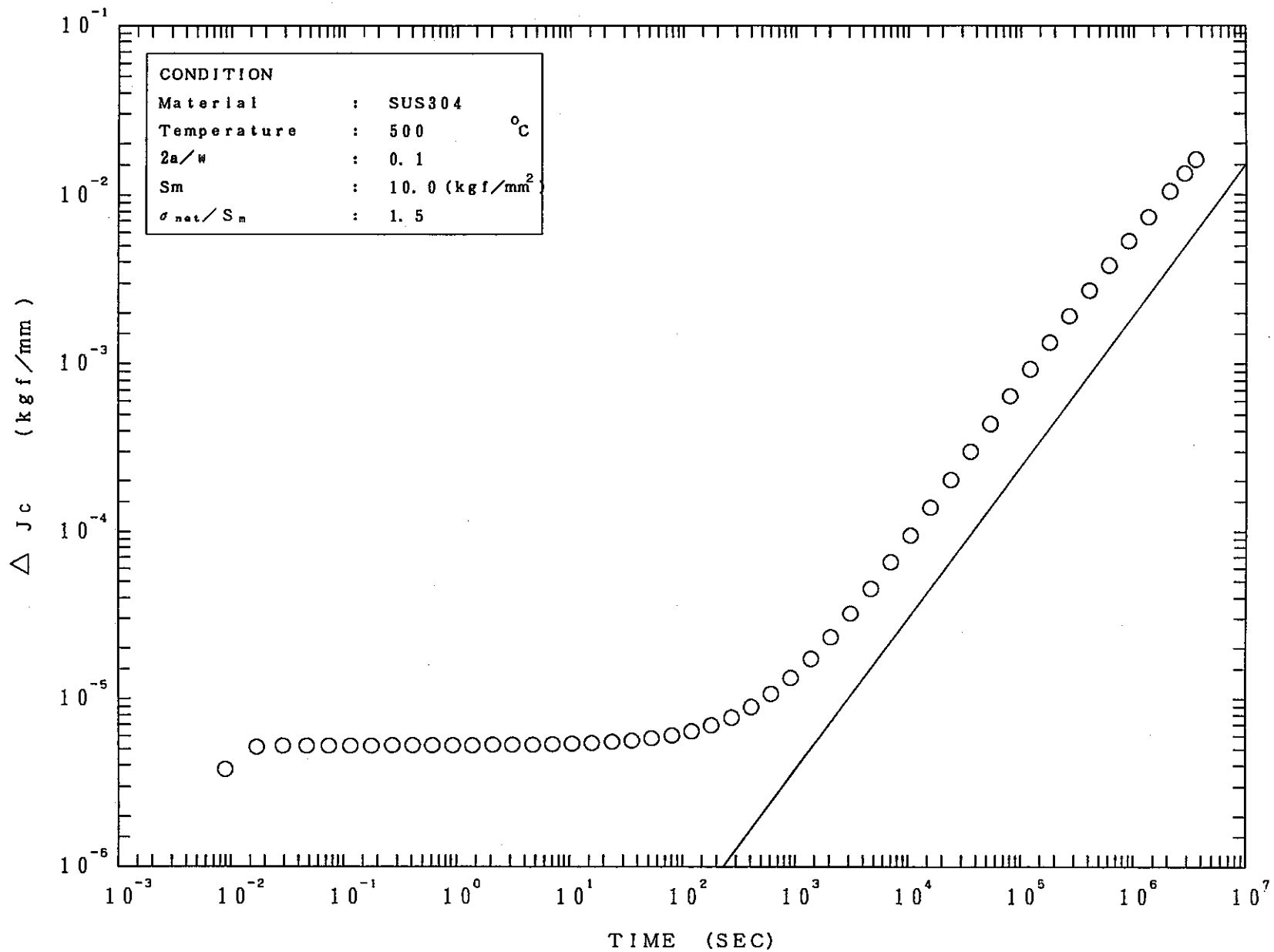


Fig.A3-3 Continued

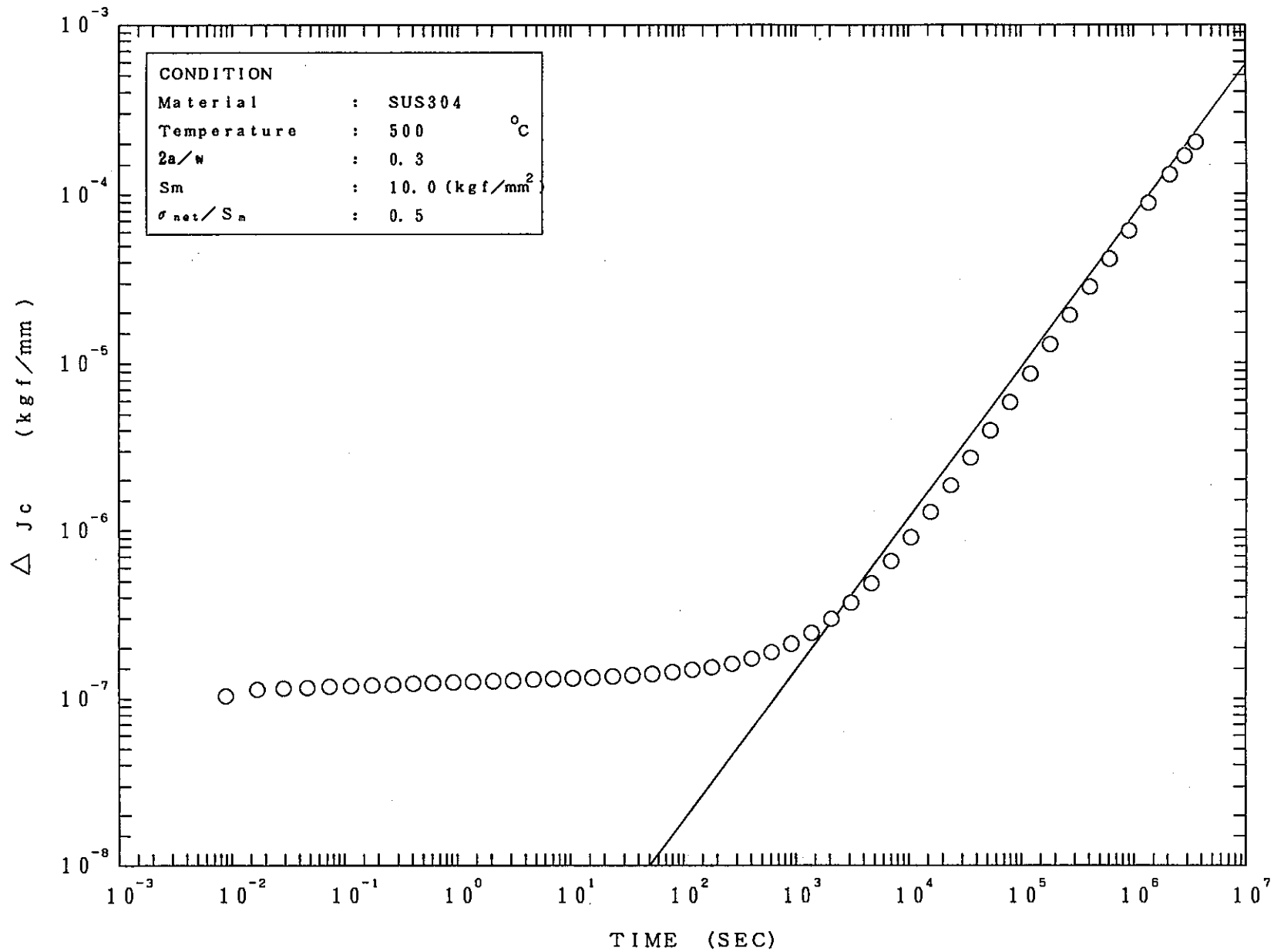


Fig. A3-3 Continued

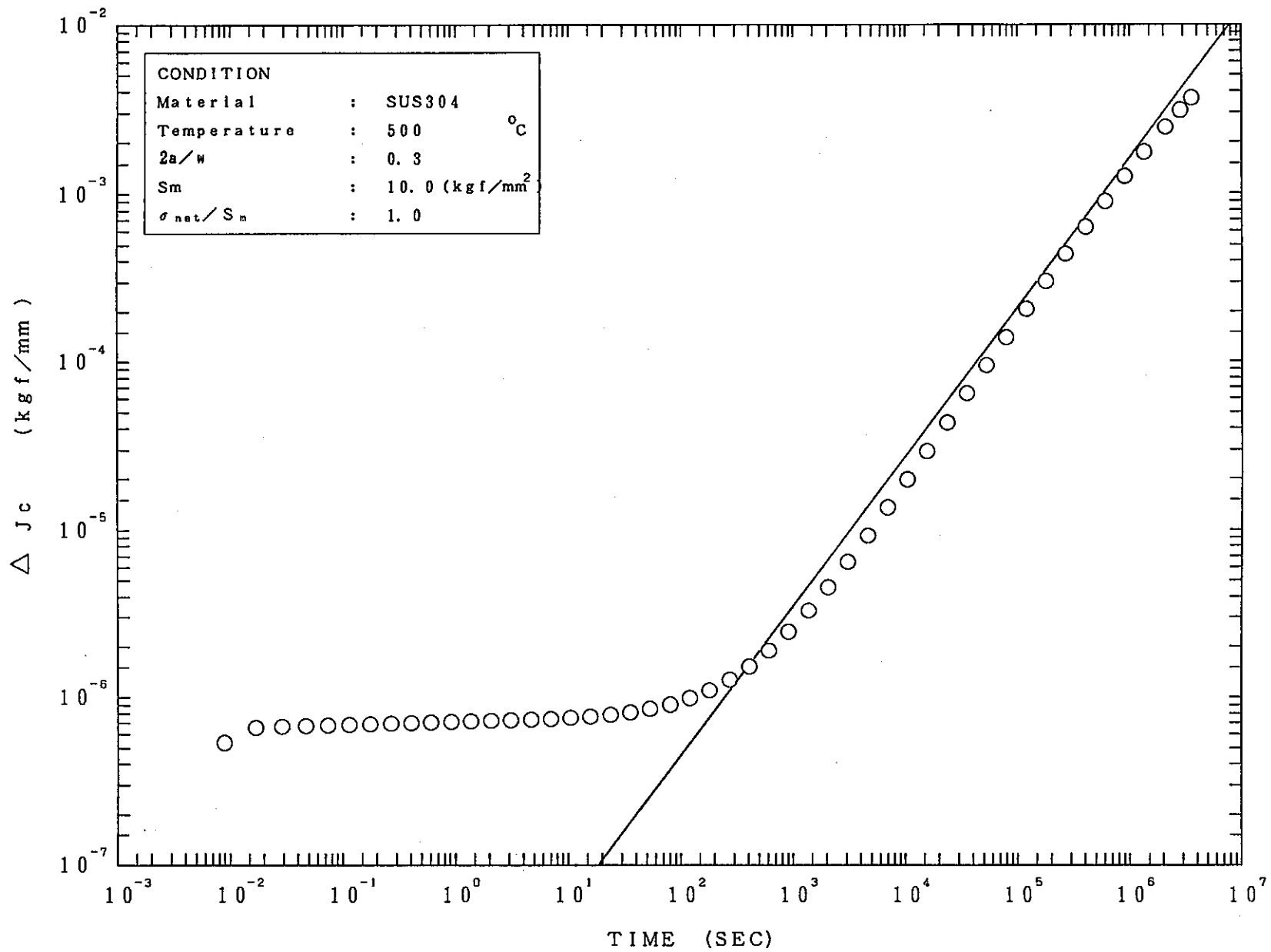


Fig.A3-3 Continued

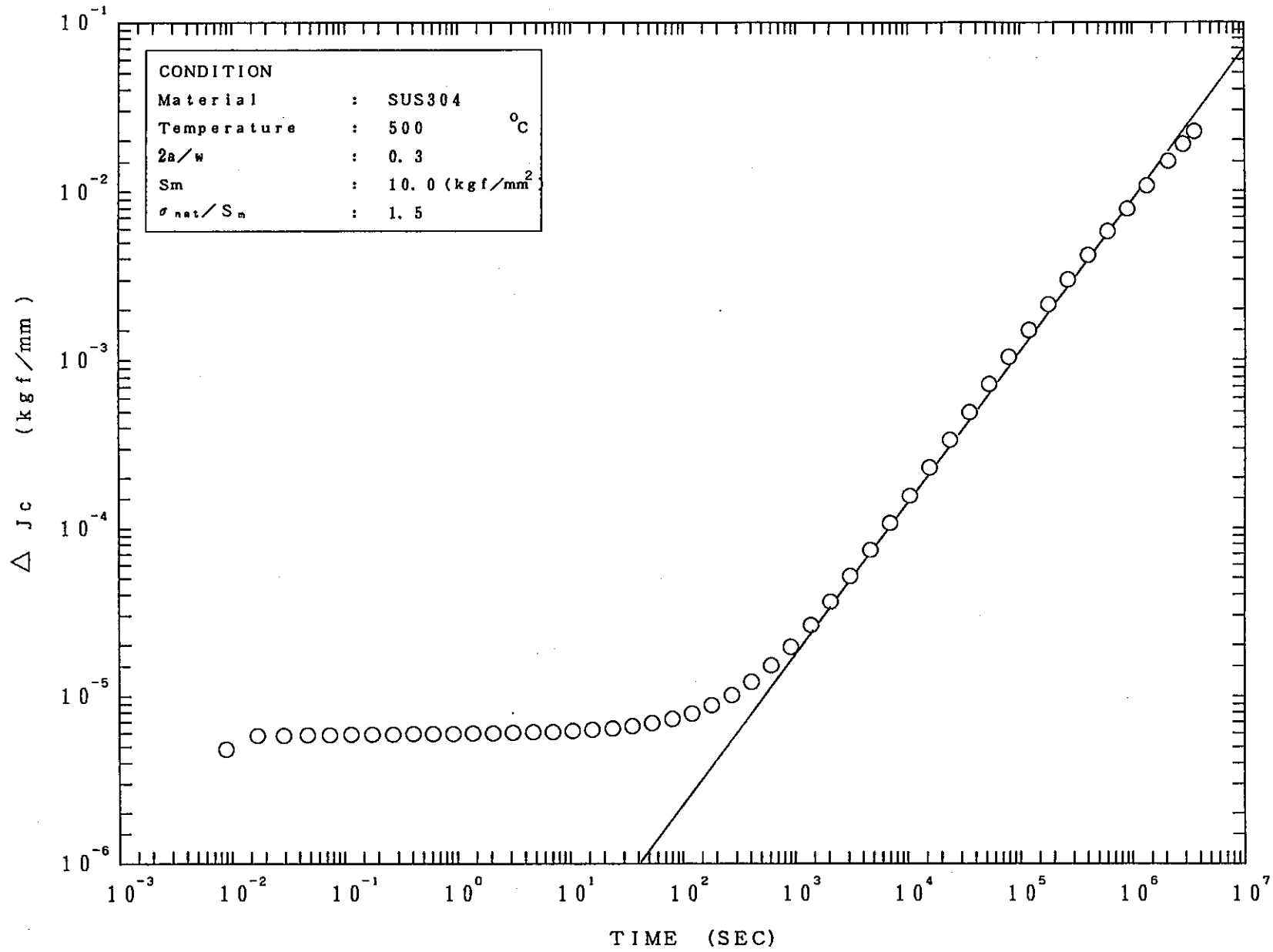


Fig. A3-3 Continued

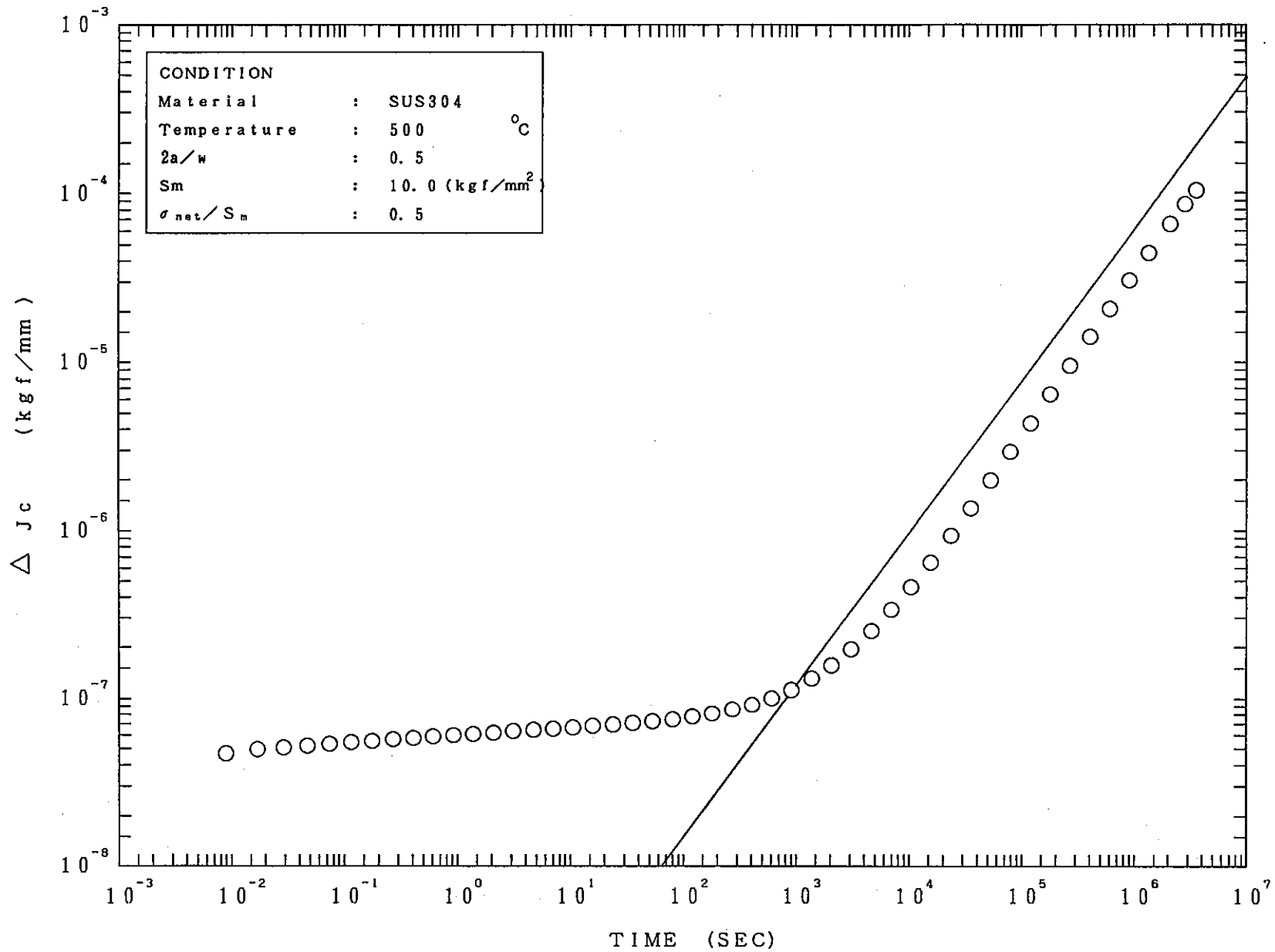


Fig.A3-3 Continued

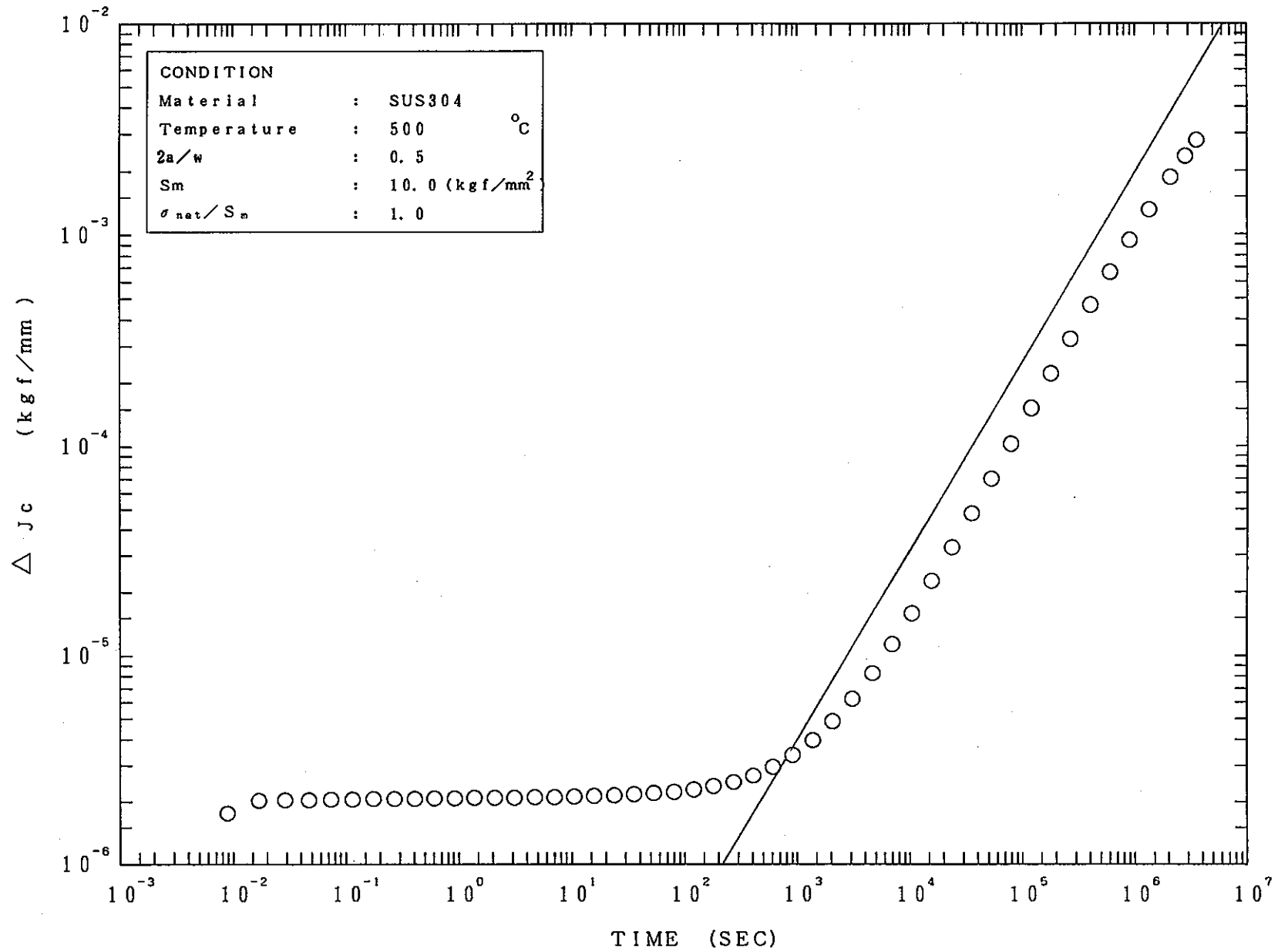


Fig.A3-3 Continued

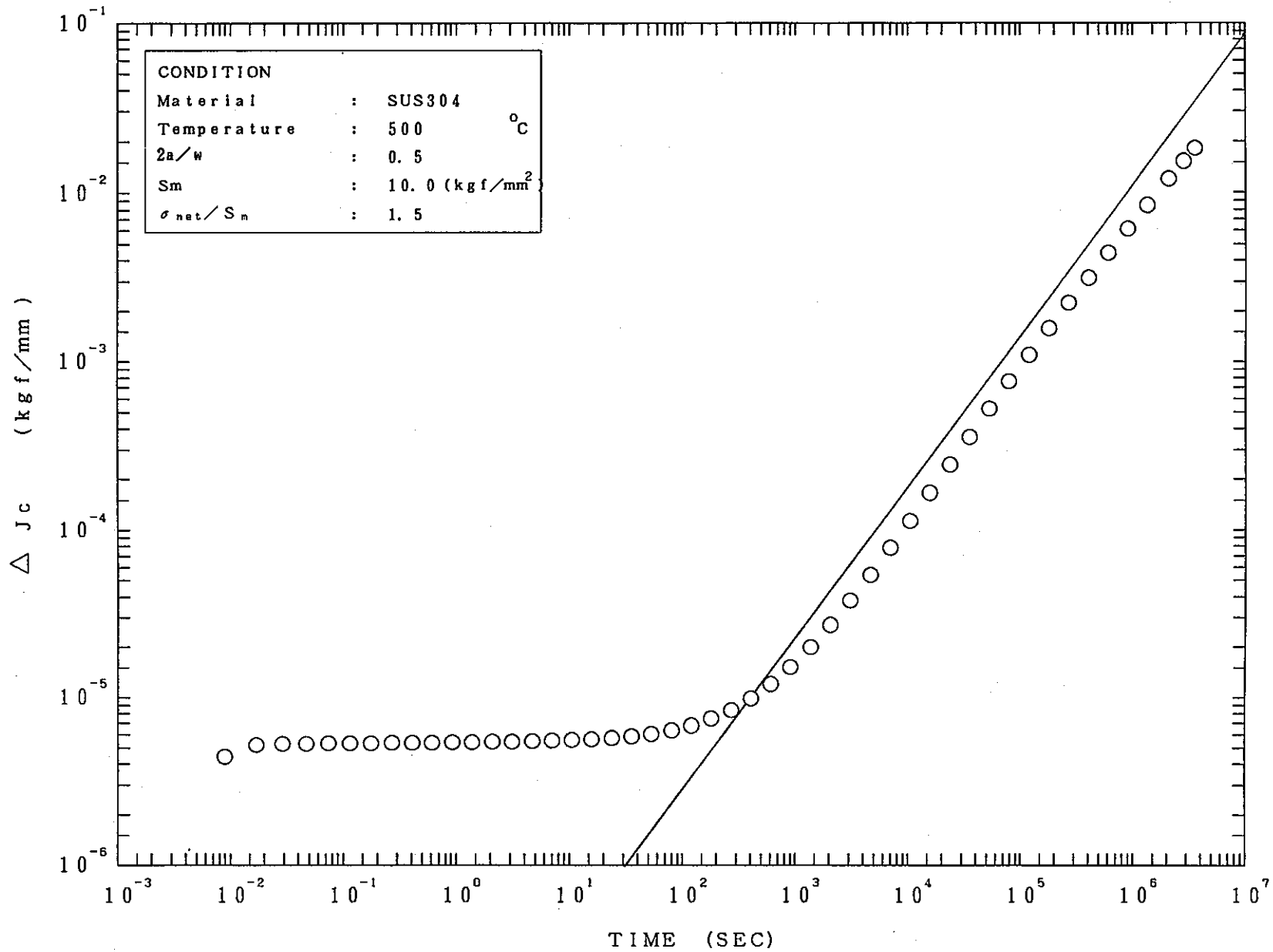


Fig.A3-3 Continued

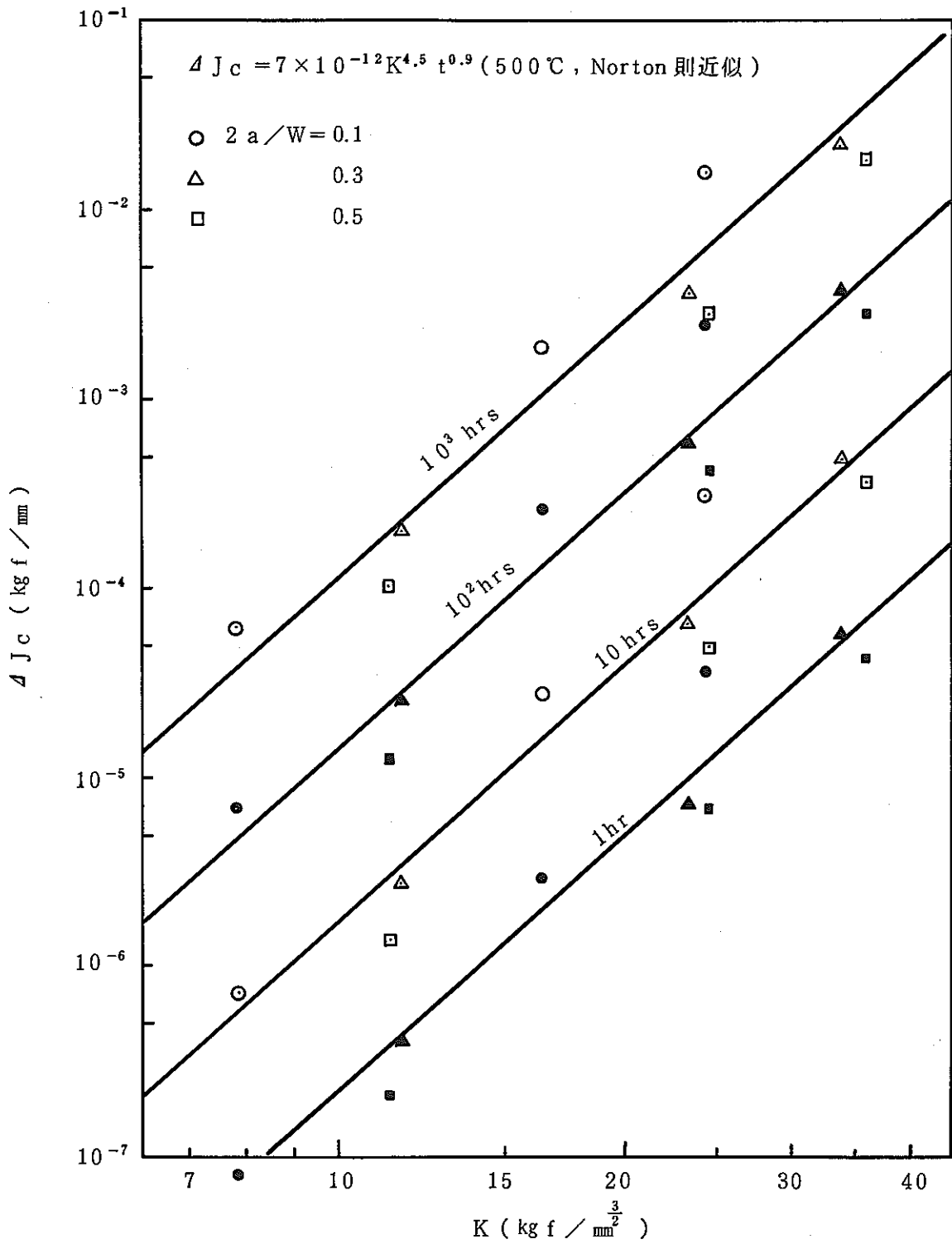


Fig.A3-4 Relationship between creep J-integral and stress intensity factor

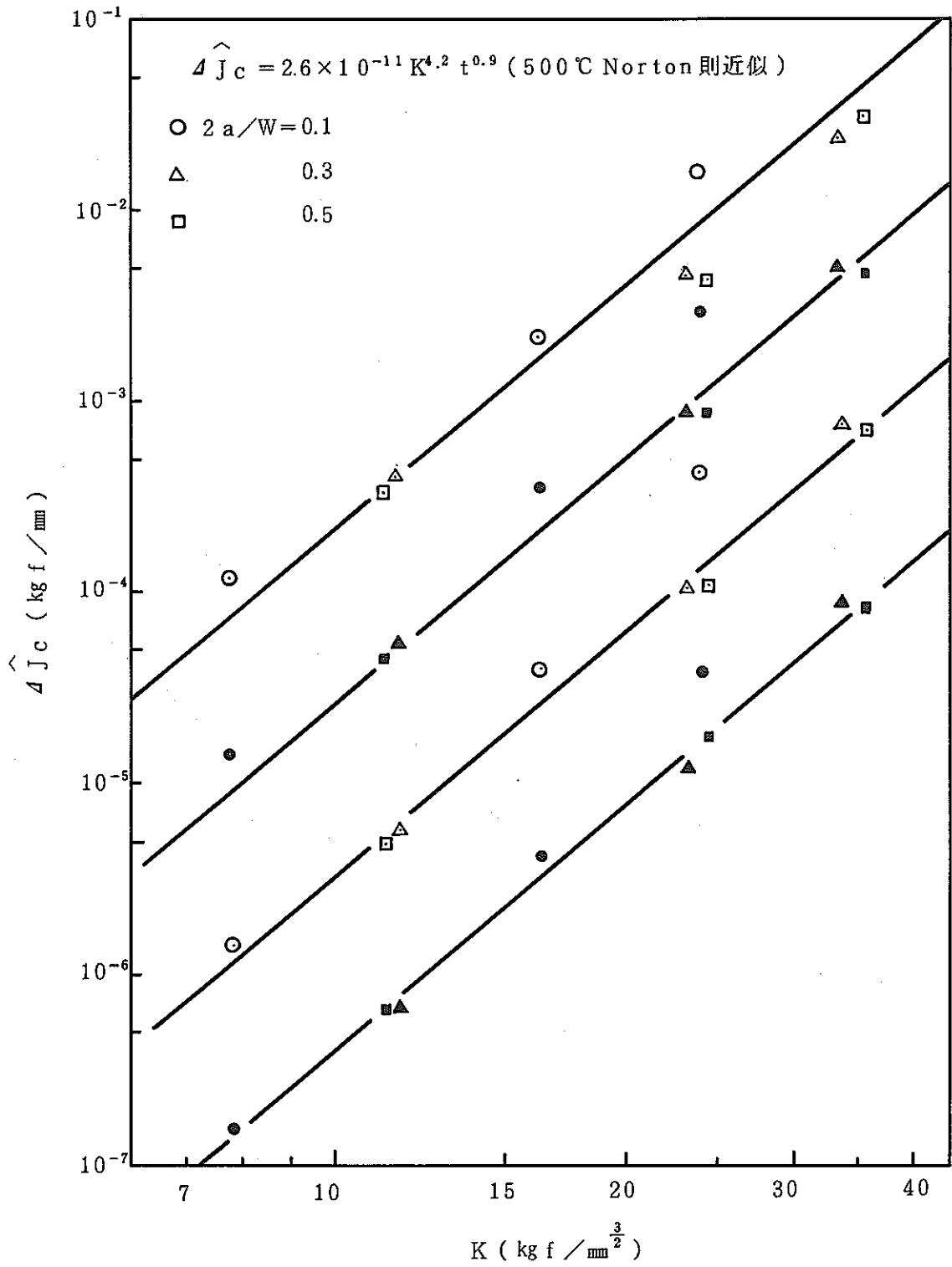


Fig. A3-4 Continued

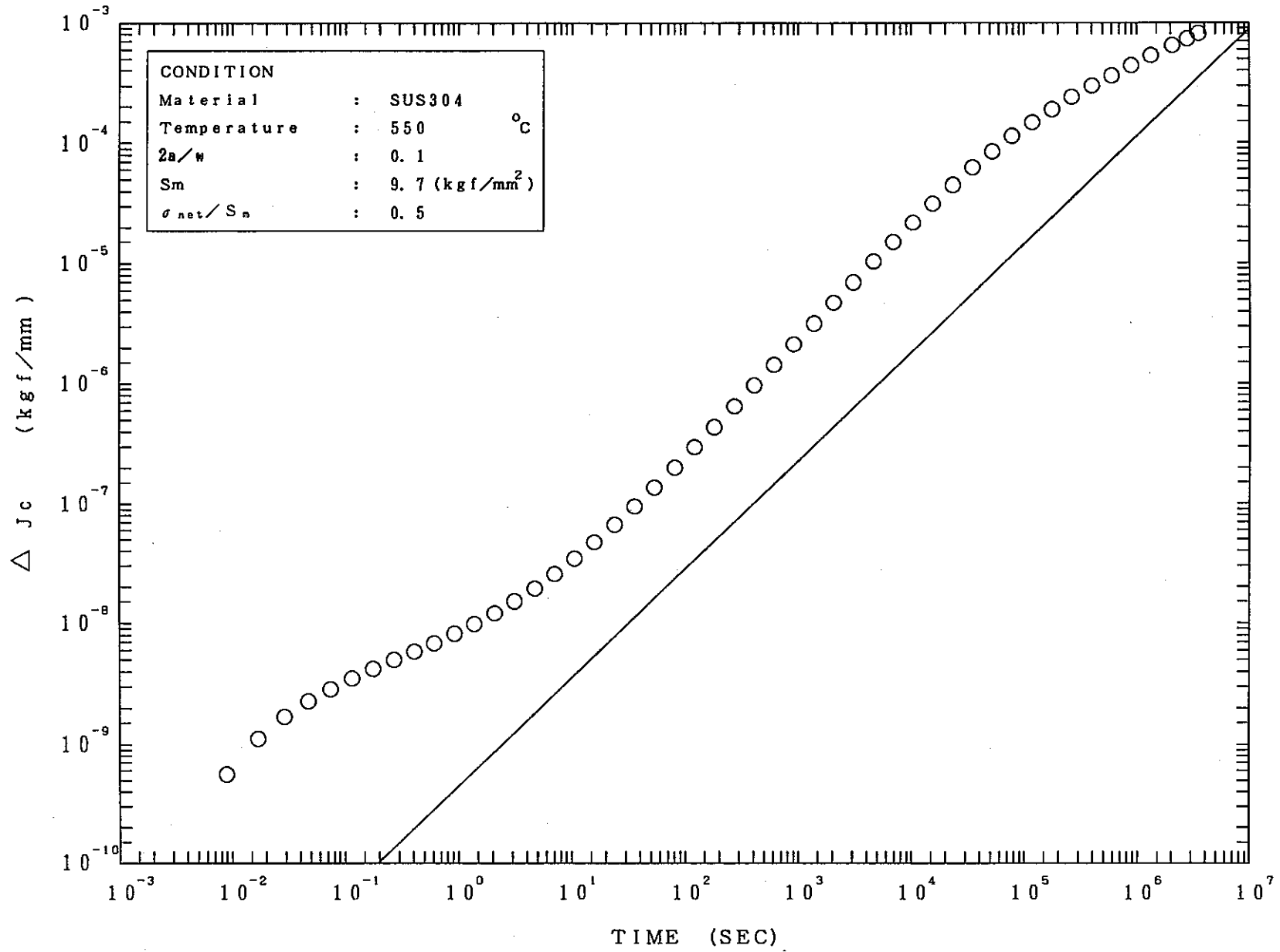


Fig.A3-5 Comparison of prediction results using this method and FEM analysis using Blackburn type creep strain equation

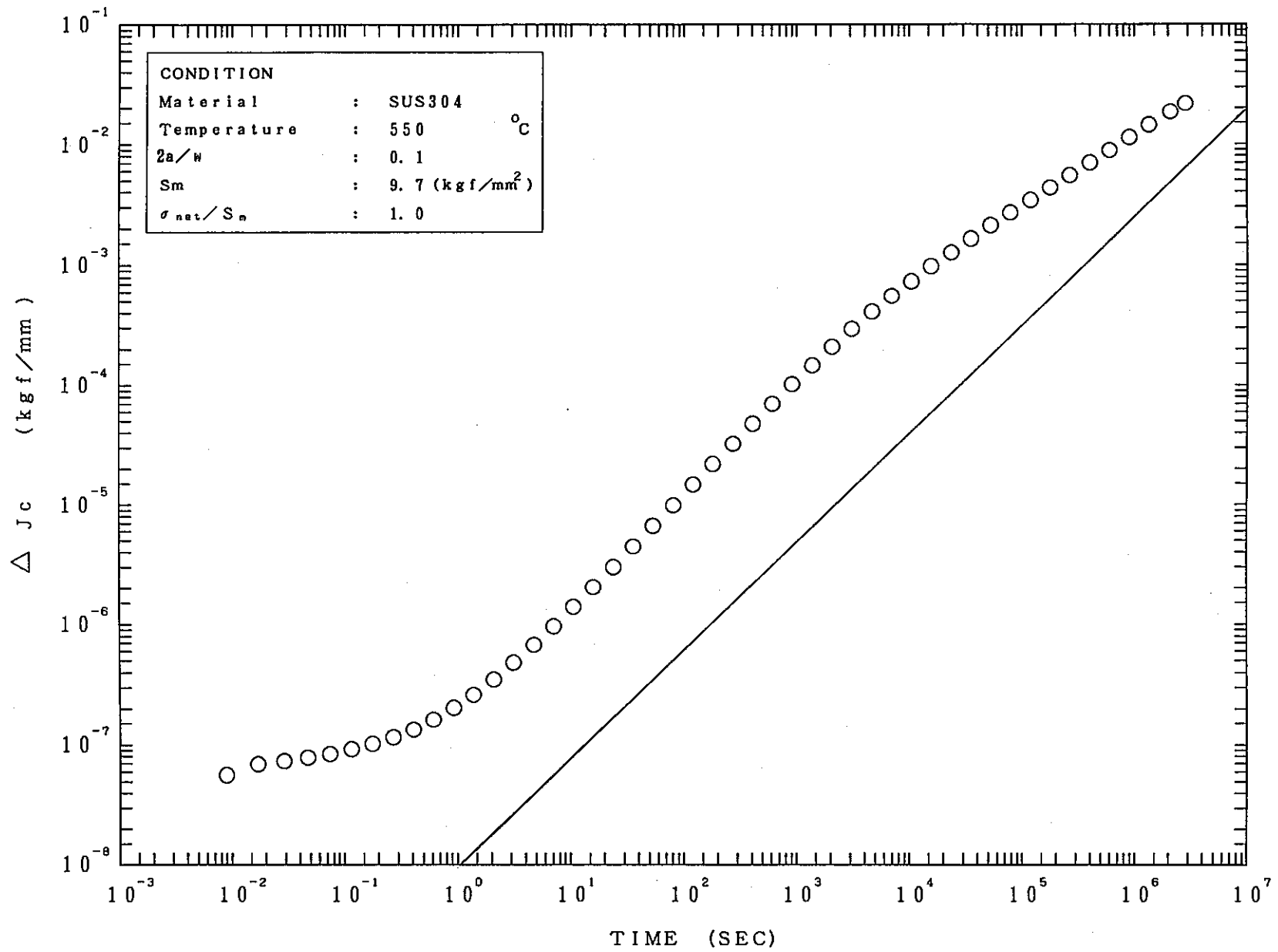


Fig.A3- 5 Continued

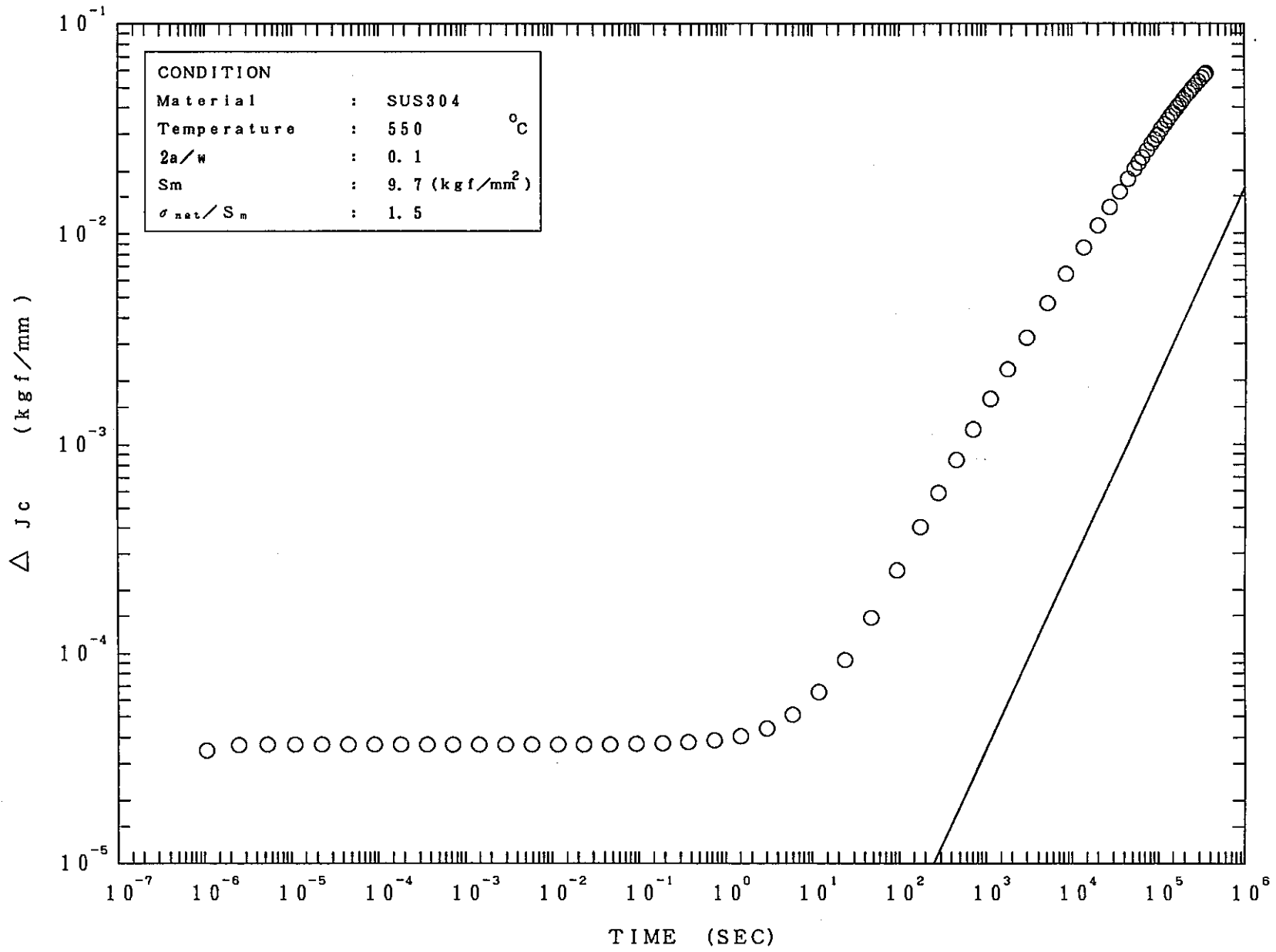


Fig. A3-5 Continued

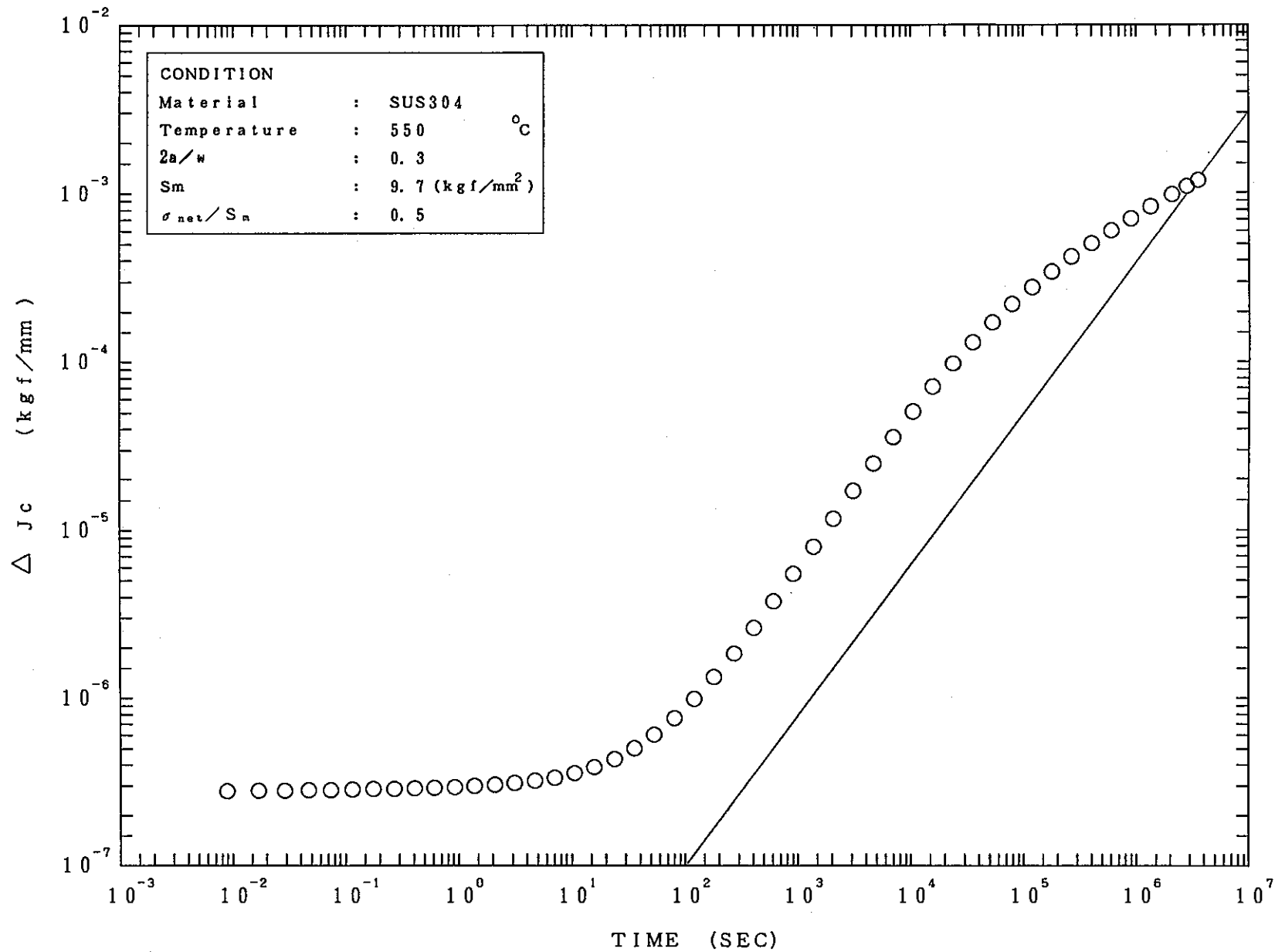


Fig.A3-5 Continued

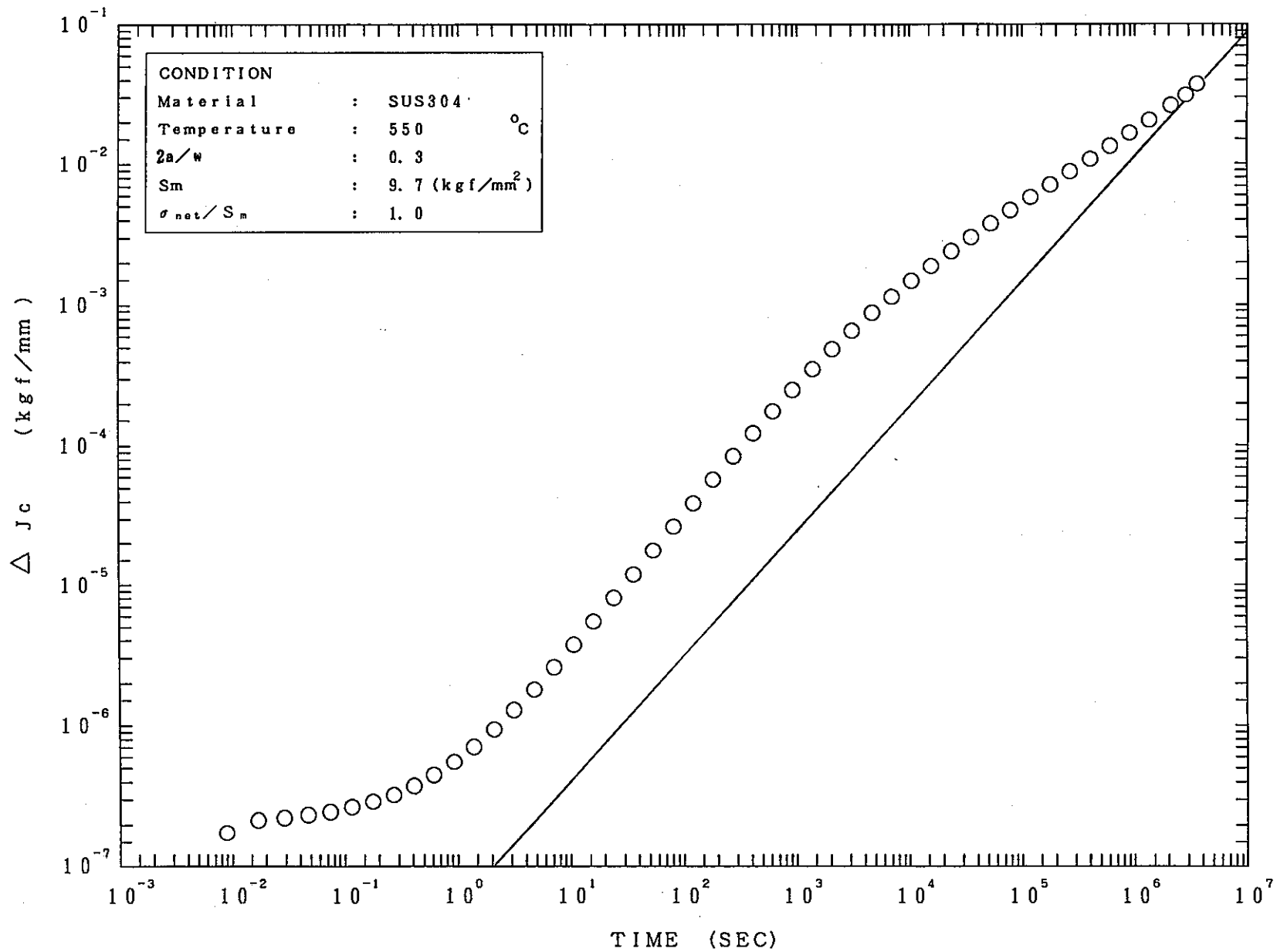


Fig.A3-5 Continued

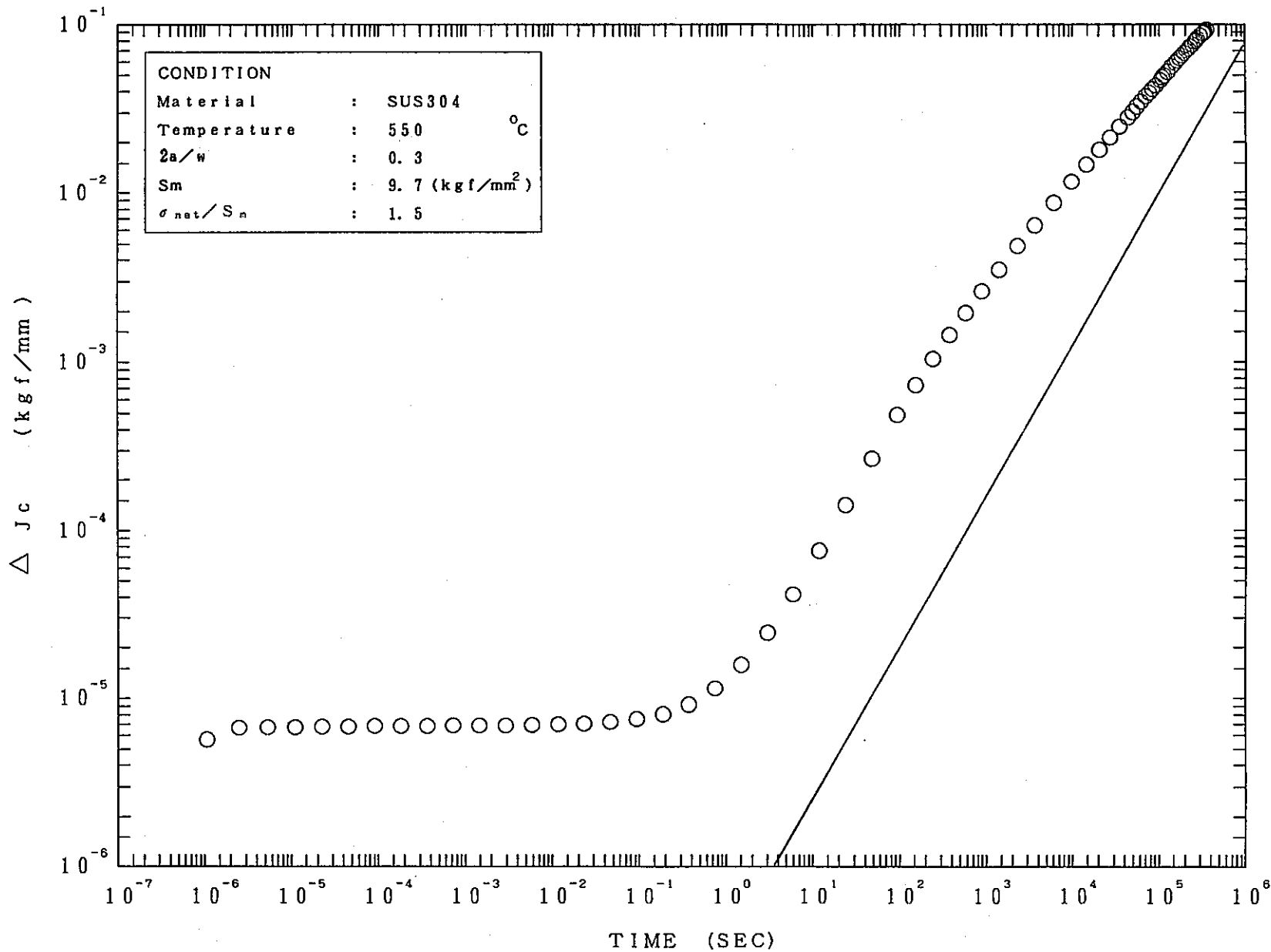


Fig.A3-5 Continued

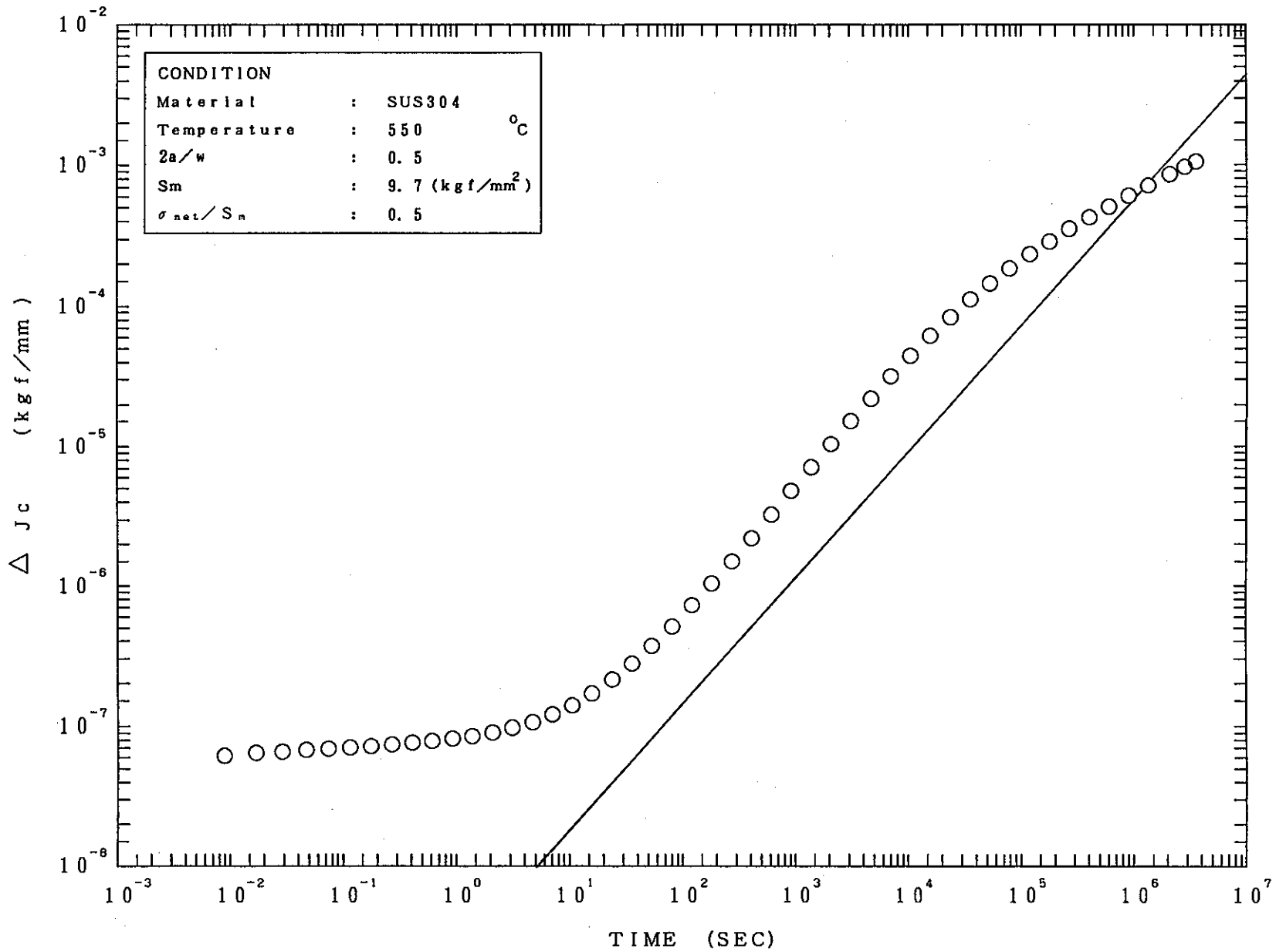


Fig.A3-5 Continued

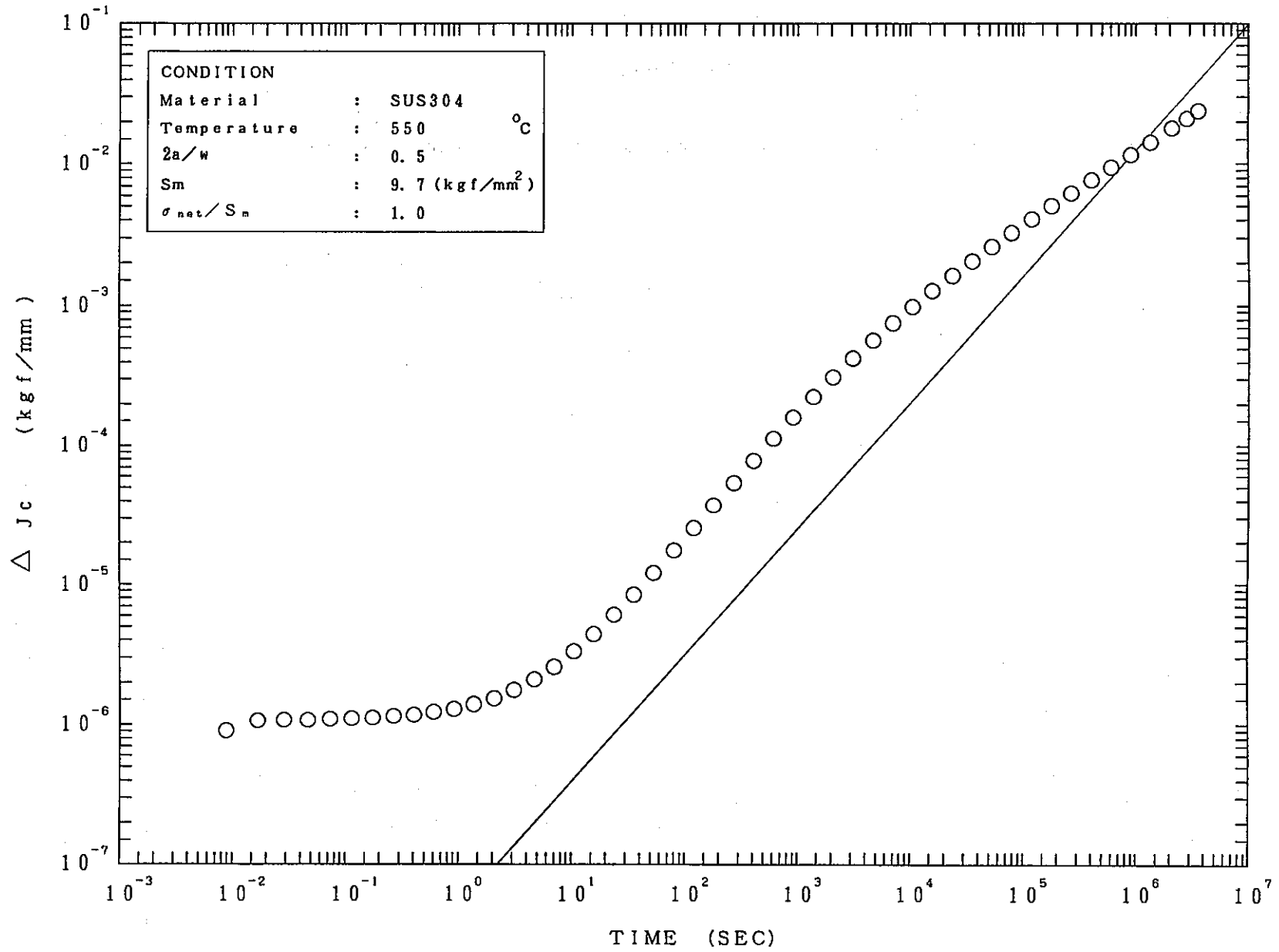


Fig. A3-5 Continued

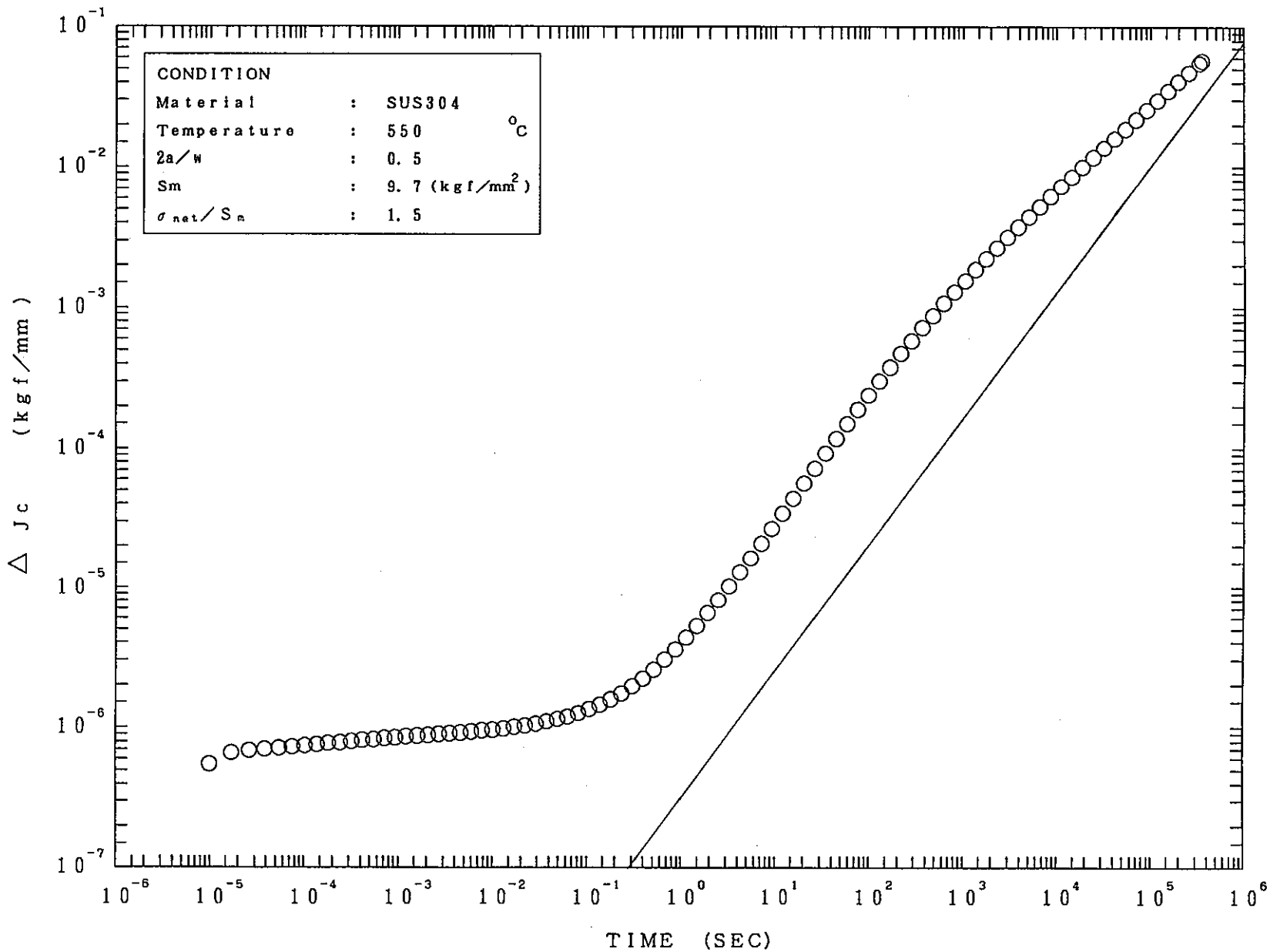


Fig.A3-5 Continued