

(昭和 50 年 11 月日本造船学会秋季講演会において講演)

9% Ni 鋼母材および溶接金属の 低サイクル両振り曲げ疲労強度線図

正員 飯 田 國 廣* 正員 高 允 宝**
永 井 英 晴*

Low Cycle Reversed Bending Fatigue Curves of 9% Ni Steel and Weld Metal

by Kunihiro Iida, *Member* Yunbo Kho, *Member*
Hideharu Nagai

Summary

Deflection controlled reversed bending fatigue tests in low cycle fatigue range were carried out at ambient temperature and at -196°C on five 9% Ni steels of ASTM A553 grade A and transverse butt joint specimens made by MIG arc welding and manual arc welding. In addition, notch effects were investigated by introducing a surface notch of the elastic stress concentration factor of approximately 3 into the test section of both base and weld metals. Cyclic amplitude of surface strain at the test section, which was continuously measured by a plastic-range type strain gauge at ambient temperature and -196°C , showed a stationary behaviour after a number of imposed cycles corresponding to a few percent of crack initiation life. This stationary strain amplitude ϵ_a is used for the evaluation of low cycle fatigue strength which is plotted against number of cycles to crack initiation N_c . In case where measurement of surface strain amplitude failed, this was estimated from a dynamic calibration curve of ϵ_a versus bending deflection.

The relation between ϵ_a and N_c was expressed by a modified Stromeyer's formula, providing any given percent probability curve for crack initiation basis. Notch effects are observed at room and low temperatures by showing approximately 1.7 of fatigue strength reduction factor, while weld metals are insensitive to the effects. Fatigue strength is generally higher at -196°C than at ambient temperature. Weld metal shows lower fatigue strength than base metal in the whole life range.

記 号

N_c : 肉眼亀裂 (約 0.5mm 長さ) 発生寿命。

P または (P) : 破損確率。たとえば $N_c(50)$, $N_c(1)$ は 50% 信頼限界での破損確率がそれぞれ 50% または 1% となる肉眼亀裂発生寿命。また, たとえば $P(50)-\epsilon-N$ は 50% 破損確率での $\epsilon-N$ 線図を意味する。

ϵ_a : 試験部表面における全歪 (弾性歪と塑性歪との和) の振幅。抵抗線歪ゲージで実測した歪振幅, または ϵ_a と変位との関係曲線から読み取った歪。ただし切欠試験片の場合は切欠位置の背面における値。

δ_a : 制御変位振幅 [mm]

C, C', k, k', ϵ_0 : 定数

1 ま え が き

LNG 船建造の可能性がわが国で認識されはじめ, そしてこのための材料強度関係の広範な研究が開始されて

* 東京大学工学部船舶工学科

** 東京大学工学系大学院

から約5年を経た。この間、LNG 船タンク材料の一つである 9% Ni 鋼 (NK 基準¹⁾による KLF9 材あるいは ASTM 規格による A553-71 Grade A 材)の疲労強度については、わが国でも疲労亀裂発生寿命基準ないしはこれに準じた考え方による疲労設計の立場から、ならびに破壊前漏洩ひいては疲労亀裂伝播寿命基準による疲労設計の立場から系統的な委員会研究^{2,3)} および各社における自発研究⁴⁻⁶⁾ が行なわれてきた。これらのうち前者の立場による研究では、主としていわゆる独立型压力容器方式のタンクを当面の対象として、軸力片振り荷重制御による母材、溶接継手などの高サイクル疲労強度および歪制御による母材、溶接金属の低サイクル疲労強度の研究に主眼が置かれた観がある。

LNG タンクには種々の型式⁷⁾があり、そして各型式ごとに疲労強度の見地からの検討が必要とされるが、型式によっては、たとえばセミメンブレン方式タンク⁷⁾では軸力疲労強度線図よりもむしろ平面曲げ疲労強度線図の方が疲労設計の直接的な基礎となると考えられる。何故ならセミメンブレン方式タンクは平板の壁面、円柱状の稜線部、そして球面状の隅角部で形成されているが、稜線部ならびに隅角部は LNG 載荷・除荷の際の熱収縮・膨張の繰返しあるいは航行中の LNG の動揺によって繰返し曲げ変形を受けるため、この部分の母材および溶接継手は変位制御の疲労を受けると考えられるからである。

一方 LNG 船基準、たとえば NK 基準¹⁾では、許容応力の導出体系は ASME の Boiler and Pressure Vessel Code の Sec. III, Div. 1 および Sec. VIII の Div. 2 に準拠しながらも、一次応力と二次応力との限界値を与えているのみで、疲労に関与するピーク応力の許容値を具体的に寿命線図として与えてはいない。両振り疲労試験結果に基づいた許容歪振幅対寿命線図は許容応力の最終的な決定基準を与えるものであり、この線図によって歪比または応力比の影響ならびに材質の差による補正および切欠効果を評価しながら累積疲労被害を検討するための重要な線図である。

この観点から著者らは日本造船研究協会第8基準部会第1部会第1小委員会(略称 RR 811 委員会)の研究の一部として、さらに自主研究として、2年にわたって 9% Ni 鋼母材ならびに溶接金属の変位制御両振り平面曲げ低サイクル疲労試験を行なった。そしてこれらの試験結果を基礎として、データに適合する 50% 信頼限界での 50% 破損確率の疲労線図ならびに 1% 破損確率曲線を Stromeier の表示式に準じた式で表わし、かつ任意の破損確率に対する疲労設計曲線の表示式を求め、あわせて母材と溶接継手金属との差、切欠効果、低温が低サイクル両振り曲げ疲労強度に及ぼす影響を考察した。

2 試験片および試験方法

板厚 20mm の NK基準¹⁾の KLF9 材 (ASTM 規格での A553-71 Grade A 材)を母材試験片の供試材とした。供試鋼板は製造所の異なる 6 種であっていずれも規格値を満足しており、以下これを A, B, C, D, E, F 材と称する。これらの引張特性を表 1 に示す。

溶接継手金属を試験部とする試験片を得るために、突合せ横継手材を作成した。溶接方法は MIG 溶接と手溶接との 2 種であり、前者は 60° 非対称 X 開先に Yawata Filler 82, 1.6mmφ を用い、電流 250~300A, 電圧 22~27V, 溶接速度 25~36cm/min, Ar ガス 25l/min, パス間温度 150°C 以下の条件で、裏側 4 層 5 パス表側 3 層 4 パスの溶接を行なった。また後者は 60° 非対称 X 開先に Yawata Weld B (M) を用い、電流 165A, 電圧 26V, 溶接速度 17~21cm/min の条件で、裏側 5 層 7 パス表側 4 層 6 パスの溶接を行なった。全溶着金属の引張特性を表 1 に示す。

図 1 に切欠付母材試験片の形状を示す。試験片の長軸がロール方向となるようにかつ試験片の板厚中心が原板の中心と一致するように加工した後、R 部の表裏面を # 400 のエメリー紙で長軸方向に最終研磨した。後述するように母材試験片、溶接継手試験片ともに切欠付と切欠なしの 2 種類を作成したが、切欠なしの場合 R による弾性応力集中率 K_t は約 1.04 であり⁸⁾、一方切欠による弾性応力集中率⁹⁾は約 3.0 である。試験部を溶接金属とした試験片は前述の突合せ横継手材から、板厚最小部あるいは切欠底が溶接金属の中心となるように加工した。

試験系列を表 2 にまとめた。試験因子は (1) 母材と溶接金属の差, (2) $K_t \approx 3$ の切欠の効果, (3) 試験温度の影響である。

疲労試験は曲げ変位振幅を一定とした両振りの変位制御低サイクル疲労試験であり、試験方法の詳細は前報⁹⁾と同じである。

試験に先立って試験部裏面(切欠付試験片では切欠の背面)に抵抗線ゲージを貼付した。すなわち室温試験で

は YF-5 (GL=5mm) ゲージを CC-15A で貼付し, -196°C の試験では KFL-5-350-C1-11 (GL=5mm) を PC-6 (熱硬化型) で貼付した。試験開始後歪範囲を計測し, この測定値がほぼ一定に安定した値の $1/2$ または N_c のほぼ $1/2$ における歪振幅を以て ϵ_a とした。また試験中, 室温試験では常時, -196°C の試験では時々冷却剤を完全に蒸発させて, 試験部表面を約 15 倍のルーペで観察し, N_c を求めた。なお, -196°C での試験は, 試験部を塩ビ系発泡剤製の冷却槽でかこみ, 上面はほぼ開放としてここから液体窒素を注入し続けた。

3 試験結果および考察

平面曲げ変位制御両振り疲労試験において, 歪ゲージによって測定した試験部表面 (切欠試験片の場合は切欠位置の背面) での繰返し全歪 (弾性成分と塑性成分の和) 振幅 ϵ_a は, 繰返し開始のごく初期を除いてほぼ一定値を保つが, 一応肉眼亀裂発生寿命 N_c の約 $1/2$ における ϵ_a を代表値として制御変位振幅 δ_a との関係を示すと図 2 のようになる。同図は室温での母材試験片における関係であるが, 同様な線図を室温で行なった他の系列試験片についても求め, ϵ_a の測定を行なえなかったごく少数の試験片についてはこのような線図からその試験片の ϵ_a を推定した。低温においては手溶接継手試験片 (FWNL) についてのみ疲労試験中の ϵ_a の測定を行ない, 一方 MIG 溶接継手試験片 (AWNL) では ϵ_a を実測しなかったが, 後者の ϵ_a - δ_a 関係は前者に関するも低温のと同じであると仮定して手溶接継手試験片に関する ϵ_a - δ_a 曲線から ϵ_a を求めた。また母材試験片における ϵ_a - δ_a 曲線は, ステップアップ法による簡便決定法¹⁰⁾によって求めた。すなわち試験片にある変位振幅を繰返し, その時の表面歪振幅値がほぼ一定となるのをまって次の変位振幅に移行する方法によった。なおその際 3 本の試験片を用いたが, 同一変位振幅で与える繰返し数は N_c の 10% 以上とし 1 本の試験片でのステップ数は 5 ステップ以下とした。また次の試験片では前試験条件と一部重複させて, その変位振幅での歪値に著しい相異がないことを確かめた。

さて, 上述のように求めた ϵ_a を N_c に対してプロットすると図 3~図 9 が得られる。なお図 3 には KMN 委員会²⁾ において川崎重工が実施した実験データを参考として併せプロットしてある。これらの各図から平均 (50% 破損確率) ϵ - N 曲線あるいは P - ϵ - N 曲線を求めるためには疲労寿命の統計的分布を知る必要がある。飯田ら¹¹⁾ は HT60 および HT80 の歪制御両振り低サイクル疲労寿命の分布形状を調べ, 疲労寿命は対数正規もしくは Weibull 分布で良く近似できることを明らかにしており, また各強度レベルにおける $\log N$ の分散は強度レベルに対し一定の傾向を示さずばらつくことが示されているので, Weibull のいう P -case B 仮定¹²⁾ に従い平均 ϵ - N 曲線からの $\log N$ の偏差の分布は強度レベルに依存しないと仮定し, さらに簡単のため疲労寿命は対数正規分布で近似できるものと仮定した。

低サイクル疲労強度曲線は Manson-Coffin の式あるいは Stromeier 型の式で表示し得ることが知られているが, Manson-Coffin 式を適用するためには全歪振幅 ϵ_{ta} を塑性および弾性歪成分に分離する必要がある。本研究のような曲げ疲労試験において測定した歪を直接弾性および塑性成分に分離することはできないので, 各供試材に対し前報⁹⁾ で行なったようにたとえば砂時計型試験片の径歪制御軸力試験によってあらかじめ繰返し応力-歪線図を求めておかねばならないという難点がある。さらに, Manson-Coffin の式は直接的に N_c を ϵ_{ta} の関数として陽の形に解くことができない。一般に疲労設計で考慮すべき繰返し荷重ひいては歪振幅は一定ではなく, 厳密にはランダム波形, 近似的にはいくつかのステップ振幅と繰返し数との組合せの合成と考えられるから, 最終的には任意のステップ振幅に対する許容寿命を分母とし, その振幅での繰返し数を分子とする疲労被害率を計算することになる。この操作のためには N_c を ϵ_a の関数として表示しておくことが望ましく, したがって Manson-Coffin 式の表示は応用上制約がある。そこで本研究においては Stromeier 型の式

$$\epsilon_a - \epsilon_0 = C(N_c)^{-k} \quad (1)$$

を適用した。平均 ϵ - N 曲線は前述の仮定から, (1) 式を変形して $\log(\epsilon_a - \epsilon_0)$ 上に $\log(N_c)$ を回帰して求めることができる。

$$\log(N_c) = C' - k' \log(\epsilon_a - \epsilon_0) \quad (2)$$

(2) 式は $\log(N_c)$ 対 $\log(\epsilon_a - \epsilon_0)$ 座標軸上で直線となるので ϵ_0 が既知であれば直線回帰分析を行なってパラメータ C', k' を決定できるが, ϵ_0 が未知の場合には他の方法によらねばならない。本解析では修正ガウス・ニュートン法による非線型回帰分析¹³⁾を行ない, C', k' および ϵ_0 を求めた。なおデータ数が少なくしかも試験を実施した寿命範囲が狭かった図 6 の場合には, 残差平方和を最小にする ϵ_0 の値が負になってしまったため, $\epsilon_0 \geq 0$

の条件より $\varepsilon_0=0$ として直線を適合させた。仮定により平均 ε - N 曲線からの ε_{ai} における寿命観測値 N_{ci} の偏差

$$\Delta \log(N_c)_i = \log(N_c)_i - \log(N_c(50))_i \quad (3)$$

の分布は $N(0, \sigma^2)$ の正規分布となり、同一系列（同一母集団を仮定）のデータ群から分布のパラメータ $\hat{\sigma}$ が決定される。この時任意の破損確率 P に関する疲労寿命は

$$\begin{aligned} \log(N_c(P)) &= \log(N_c(50)) - u\hat{\sigma} \\ &= C' - k' \log(\varepsilon_a - \varepsilon_0) - u\hat{\sigma} \end{aligned} \quad (4)$$

ここに u は破損確率 P に対して選ばれる定数であり、文献(14)の表 33 にいくつかの非破損確率および信頼度に関する u の値が示されているが、後述する 50% 信頼度の 1% 破損確率に対しては $r=50$, $P=99$ の欄から各サンプル数 n に対応する値を読み取って u の値とした。ただし同表には $n \leq 25$ についてだけしか与えられていないので、室温での平滑母材（図 3）に関しては正規分布表から $u=2.33$ とした。なお（4）式から明らかにこうして得られる破損確率 P の寿命と平均寿命との比は一定となる。

$$N_c(P)/N_c(50) = 10^{-u\hat{\sigma}} \quad (5)$$

図 3～図 9 にプロットした各系列のデータに対し上述の手順に従って求めた諸数値を表 3 に示す。また図中には前報¹⁵⁾と同じく 50% および 1% 破損確率に対する 50% 信頼度曲線を併記した。なおこの際、母材の鋼板の相異による疲労強度に著しい差異は認められなかったこと、またいずれも規格材であり設計の見地からはむしろ同一母集団と見做す方が良くと考え、鋼板差による影響は考慮していない。同様に MIG および手溶接継手試験片についても同一母集団からの標本であると仮定した。これらの図あるいは表 3 から溶接継手試験片でのばらつきは母材に比べかなり大きいことがわかる。

さて図 10 は各試験因子の影響を調べるため、各系列の平均 ε - N 曲線をまとめたものである。

まず切欠効果について見ると、母材では室温および低温ともに顕著な切欠効果が認められ、その強度減少率は長寿命側ほど若干小さくなる傾向があるが、 $N_c=1 \times 10^8$ における室温および低温いずれにおいても約 1.7 となった。一方室温での溶接継手試験片においては切欠効果はほとんど認められず、むしろ逆に切欠強度の方が平滑強度よりも高くなる傾向を呈したが、その一因として切欠試験片での疲労亀裂発生寿命の定義に問題があったものと考えられる。すなわち平滑試験片に関しては試験部表面に 0.5mm 程度の亀裂が発生するまでの繰返し数として N_c を定義したが、一方切欠試験片では亀裂は始め切欠底に発生するにも拘らず、切欠底における亀裂の有無を確認することが困難であったため、その亀裂が切欠底全幅にわたりそして表面に現われた時の繰返し数で N_c を定義したことにより、切欠試験片の N_c には平滑試験片の N_c に含まれる以上の伝播期間を含んでしまったためと考えられる。しかしながら少なくとも母材試験片に比べ溶接継手試験片の切欠感度は鈍いといえよう。

次に母材および溶接継手試験片の疲労強度を比較すると、室温での母材平滑強度は溶接金属よりも明らかに強く、とくに低寿命域においてその差は著しい。両者の静引張特性を比較すると溶接金属の絞りは母材よりも 40% 程度小さく、一方引張強さ σ_u は高々 10% 程度の違いにすぎない。そこで、低寿命域での疲労特性を支配する主要因子は絞りであり、一方長寿命域での主要因子は σ_u であると考えれば上述の傾向は理解される。一方室温での両者の切欠強度は、傾向としては低寿命域で母材の方が強く長寿命域では溶接金属の方が強くなるようであるが、その差は小さい。平滑試験片での強度差に比べ切欠試験片で母材および溶接金属の疲労強度に顕著な差が認められなかったことは前述のように溶接金属における切欠感度が母材のそれに比べてかなり鈍いためと解釈できる。低温での両切欠試験片は室温での切欠試験片に見られたものと逆の傾向を示し、長寿命側で母材の方が強くなる傾向が認められる。

試験温度による影響に関して、母材平滑試験片においては全寿命域にわたって低温強度の方が室温強度よりも高く、その差は長寿命側で大きい。母材の低温における σ_u は室温におけるよりも約 50% 高く、これは低温における強度が長寿命側で大きくなる傾向と一致する。一方絞りは低温における方が 20% 程度小さいので低寿命域ではこの傾向が逆転することも予想されるが、上述のように本試験範囲では低温における母材平滑疲労強度は常に室温におけるよりも高かった。また試験温度が母材切欠強度に及ぼす影響については、母材平滑強度に関する傾向とはほぼ同様となるが、これは切欠による強度減少率が低温および室温において著しい差がなかったことの帰結である。一方溶接継手切欠試験片においてはごく低寿命域で差が見られるが、その他の領域ではほとんど差がない。

以上の考察から試験を実施した範囲において、いずれの場合も平均強度は概して低温における方が室温におけ

るよりも大きくなっており、したがって低温疲労強度を室温の試験結果で代用することは安全側の評価を与えることになるといえよう。

4 結 論

9% Ni 鋼母材および溶接継手試験片を用いて、室温および -196°C での完全両振り変位制御平面曲げ低サイクル疲労試験を実施して次の結論を得た。

- (1) 疲労寿命が対数正規分布するなどの仮定に基づいて、各試験系列の P - ϵ - N_c 線図を求めた。
- (2) 母材試験片では室温および低温において明らかに切欠効果が認められ、 $P(50)$ - ϵ - N_c 線図に関して強度減少率は $N_c=1 \times 10^3$ で約 1.7 となった。一方室温での溶接継手試験片では切欠効果は認められなかった。
- (3) 母材および溶接継手試験片の $P(50)$ 疲労強度の比較から、平滑の室温強度は全寿命域にわたって母材の方が明らかに強い。一方 $P(50)$ 切欠強度は概して室温では溶接金属の方が、低温では母材の方が強い。
- (4) 低温の $P(50)$ 疲労強度はいずれの場合も室温におけるよりも大きくなると見られるが、溶接金属の切欠強度においてはほとんど差はない。

謝 辞

本論文の基礎となっている諸試験の大半の実施に当っては RR811 委員会主査の木原博名誉教授をはじめ委員各位から有益な助言をいただいた。また試験の一部は東京大学船舶工学科昭和 49 年卒業の永藤繁利、辰岡正樹、昭和 50 年卒業の小林雅志、中村充夫諸氏の卒論として行なわれた。ここにこれらの方々に厚く感謝する次第である。

参 考 文 献

- 1) 日本海事協会：LNG 船基準 (S 48)。
- 2) KMN Committee：Studies on 9-percent Nickel Steel for Moss-type Liquefied Natural Gas Carriers (Oct. 1973) (unpublished)。
- 3) 日本造船研究協会第 8 基準研究部会 LNG 運搬船の安全基準に関する調査研究報告書，日本造船研究協会研究資料 Nos. 28R および 39R。
- 4) 栗山良員，雑賀喜規，神山 達，大野忠芳：9% Ni 鋼突合せ溶接継手の低温低サイクル疲労試験，溶接学会 FS 委員会 Doc. FS-189-44。
- 5) Kunihiro, T., Ando, A., Nagai, A., Ueda, J. and Otsuka, T.: Low Temperature Fatigue Behaviour of 9% Ni Steel Weld Joints, IIW Doc. XIII-649-72。
- 6) Takashima, H., Yoshimura, H. and Tanaka, K.: Fatigue Properties and Fracture Toughness of 9% and 5 1/2% Nickel Steel, IIW Doc. XIII-741-74。
- 7) 岸本弘平，セミメンブレン方式タンク，日本造船学会誌，第 546 号 (S 49)。
- 8) Gross, M. R.: Engineering Materials Evaluation by Reversed Bending, in Manual on Low Cycle Fatigue, ASTM STP 465 (1969), 149/162。
- 9) 飯田國廣，松本善朗，永井英晴：撓み制御曲げおよび径歪制御軸力による低サイクル疲労強度の比について，日本造船学会論文集，第 137 号 (S 50)。
- 10) Landgraf, R. W., Morrow, J. D. and Endo, T.: Determination of the Cyclic Stress-Strain Curve, J. of Materials, Vol. 4, No. 1 (1969), 176/188。
- 11) 飯田國廣，井上 肇：低サイクル疲労寿命の分布形状に基づいた疲労設計曲線の一考察，日本造船学会論文集，第 133 号 (S 48), 235/247。
- 12) Weibull, W.: Fatigue Testing and Analysis of Results, Pergamon Press (1961), 181。
- 13) HITAC 8800/8700 ライブラリ・プログラム G1/HC/CMNLR1。
- 14) A Guide for Fatigue Testing and the Statistical Analysis of Fatigue Data, ASTM STP No. 91-A (1963)。
- 15) 飯田國廣，岸本宏次，福岡哲二：LNG タンク用アルミ合金の疲労強度特性に関する二，三の考察，日本造船学会論文集，第 136 号 (S 49), 279/289。

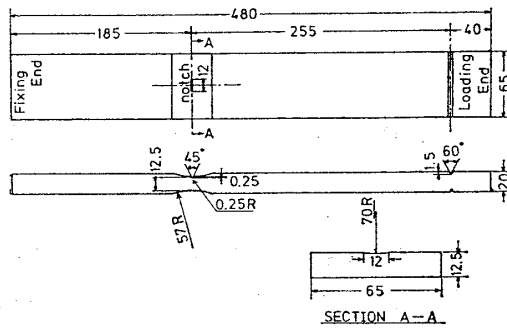


Fig.1 Details of Notched Specimen

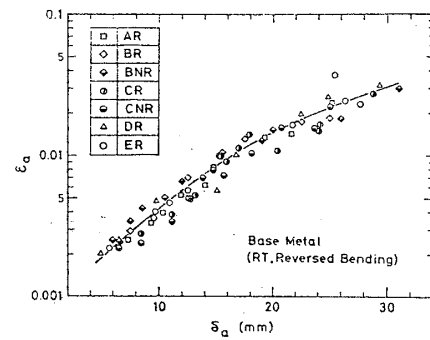


Fig.2 Surface Strain Amplitude vs. Controlled Bending Deflection Amplitude

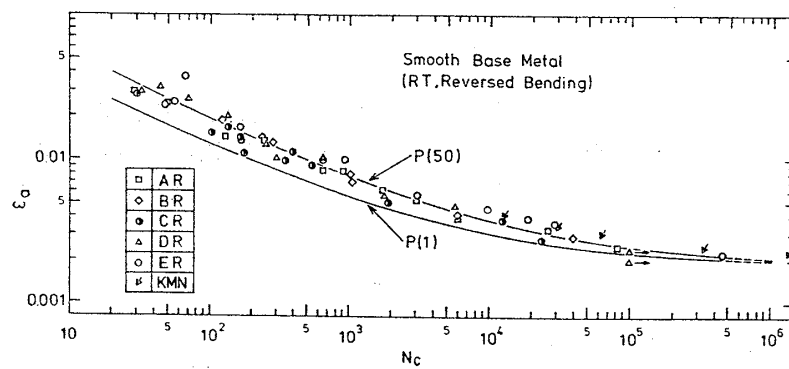


Fig.3 Surface Strain Amplitude vs. Crack Life Curve for Smooth Base Metal at RT

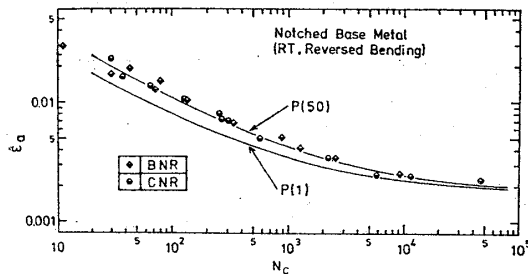


Fig.4 Surface Strain Amplitude vs. Crack Life Curve for Notched Base Metal at RT

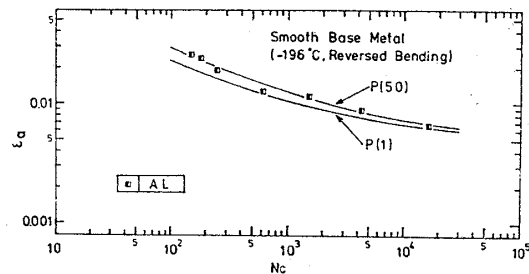


Fig.5 Surface Strain Amplitude vs. Crack Life Curve for Smooth Base Metal at -196 °C

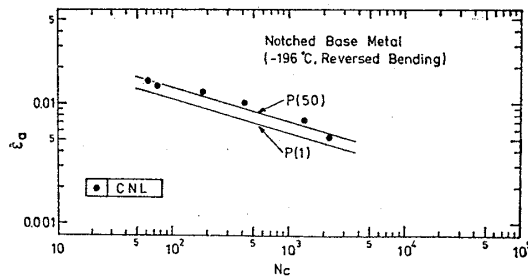


Fig.6 Surface Strain Amplitude vs. Crack Life Curve for Notched Base Metal at -196 °C

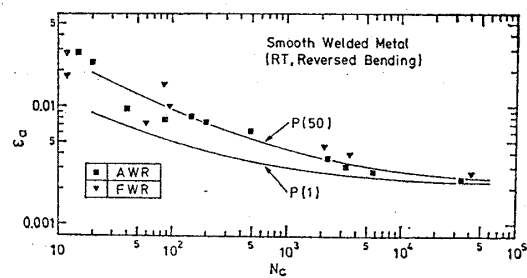


Fig.7 Surface Strain Amplitude vs. Crack Life Curve for Smooth Welded Metal at RT

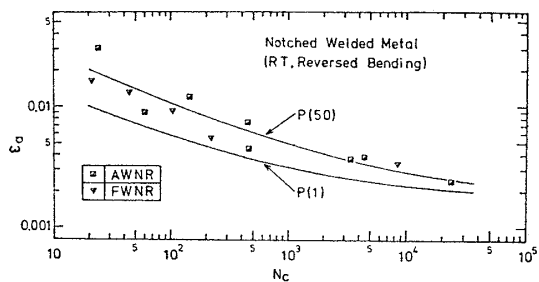


Fig. 8 Surface Strain Amplitude vs. Crack Life Curve for Notched Welded Metal at RT

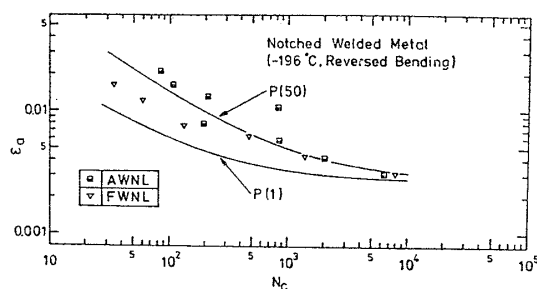


Fig. 9 Surface Strain Amplitude vs. Crack Life Curve for Notched Welded Metal at -196°C

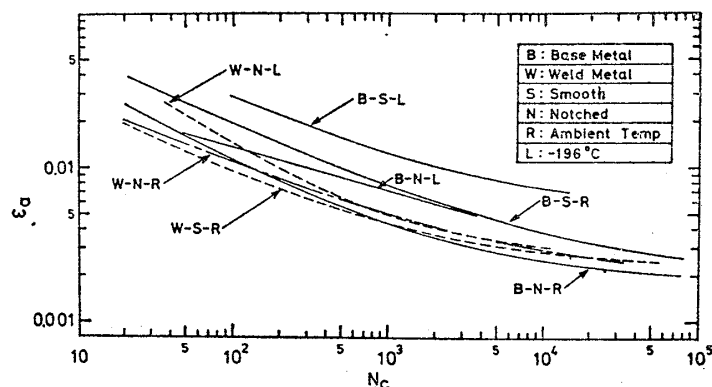


Fig. 10 Comparison of Test Results

Table 1 Tensile Properties

Steel & Welds	Y.S.	U.T.S.	R.A.
	kg/mm ²		%
A	69.0	74.5	80.0
B	61.2	78.6	75.0
C	61.0	71.2	78.0
D	73.7	76.9	79.6
E	69.2	75.5	77.0
F	77.3	80.1	78.6
Weld B(M)	45.9	69.8	50.6
Filler 82	39.5	67.5	47.8

Y.S. : 0.2% Proof Stress
 U.T.S.: Ultimate Tensile Strength
 R.A. : Reduction in Area
 Welds : Deposited Metal

Table 2 Test Series

Specimen Code	Steel	Test Section	Notch	Test Temp.	Welding
AR	A	BM	No	RT	-
AL	A	BM	No	-196°C	-
BR	B	BM	No	RT	-
CR	C	BM	No	RT	-
DR	D	BM	No	RT	-
ER	E	BM	No	RT	-
BNR	B	BM	Yes	RT	-
CNR	C	BM	Yes	RT	-
CNL	C	BM	Yes	-196°C	-
AWR	A	WM	No	RT	MIG
AWN	A	WM	Yes	RT	MIG
AWNL	A	WM	Yes	-196°C	MIG
FWR	F	WM	No	RT	MAW
FWNR	F	WM	Yes	RT	MAW
FWNL	F	WM	Yes	-196°C	MAW

BM : Base Metal, WM : Weld Metal,
 RT : Ambient Temperature, MAW : Manual Arc Welding

Table 3 Results of Statistical Analysis

Test Temp.	Specimen	c'	k'	ε ₀	r	σ	n
Ambient Temp.	Smooth Base Metal	-1.68	2.09	0.00188	-0.986	0.174	50
	Notched Base Metal	-1.54	1.75	0.00181	-0.992	0.125	23
	Smooth Weld Metal	-2.03	1.89	0.00221	-0.960	0.336	19
	Notched Weld Metal	-2.59	2.25	0.00168	-0.958	0.340	14
-196°C	Smooth Base Metal	-1.14	1.95	0.00499	-0.993	0.110	7
	Notched Base Metal	-4.62	3.56	0	-0.979	0.149	6
	Notched Weld Metal	-0.727	1.41	0.00259	-0.914	0.328	14

r : Correlation Coefficient, σ : Standard Deviation,
 n : Sample Size