

鋼の疲れき裂伝ば特性と下限界値 ΔK_{th}

田中 紘一*

Fatigue Crack Growth Property of Steel with Particular Reference to Threshold Stress Intensity Range, ΔK_{th}

Kohichi TANAKA

1. はじめに

疲れき裂伝ば挙動の破壊力学的解析手法は工学的にも定着し、強度設計、非破壊検査を含めた構造信頼性評価、事故解析などに広く応用されるようになってきた。したがって、疲れき裂伝ば特性も材料選択の際の一要素として重視されるようになってきて、それを求める試験方法も材料試験の一分野として確立しつつある¹⁾。金材技研においても、「疲れデータシート」作成プロジェクトの一翼として、溶接用鋼を中心としたき裂伝ば特性を求めるための試験が精力的に行われている。

疲れき裂伝ば曲線は Fig. 1 に例示した²⁾ ように da/dN - ΔK 関係として両対数で記述され、普通、次の3領域に分けて取り扱われる³⁾。

(1) 中間速度領域 (B) : $10^{-6} \text{m/回} \geq da/dN \geq 10^{-8} \text{m/回}$

Fig. 1 に実線で回帰したように、PARIS の直線則⁴⁾ が極めてよく成立する。

(2) 不安定破壊領域 (C) : $da/dN > 10^{-6} \text{m/回}$

不安定破壊が疲れ破壊に混入してくる領域で、 K_{max} 値が K_{Ic} 値に近づくか、または試験片が大規模降伏を起こすため速度が加速度的に上がってくる。

(3) 低速度領域 (A) : $da/dN < 10^{-8} \text{m/回}$

疲れき裂伝ばに要する ΔK 値に下限界値 (ΔK_{th}) があり、き裂伝ば速度は ΔK が ΔK_{th} 値に近づくに従って急速に低下してくる。

中間速度領域については、既に膨大なデータの集積がなされており、比較的材料強度や金属学的組織の影響は受けにくいとされている。不安定破壊領域は材料強度や応力状態の影響を受けるが、これはむしろ疲れというより不安定破壊の問題である。低速度領域も材料学的な種々の因子の影響を敏感に受けやすい。構造物の疲れ寿命の大部分はこの領域で費し、とくに伝ばの下限界値

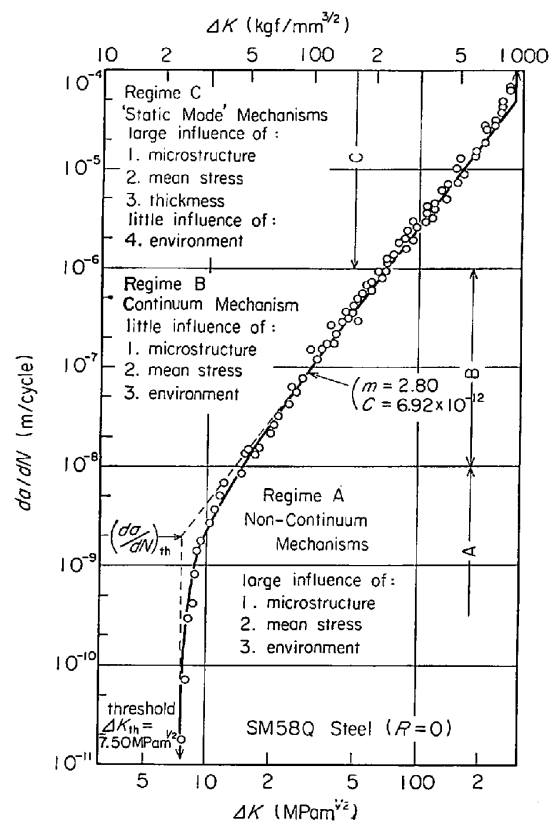


Fig. 1. Illustration of the three regimes³⁾ on a typical fatigue crack growth curve for SM58Q steel²⁾.

ΔK_{th} は切り欠きの疲れ強さとも関連するので、実用上の観点からも極めて重要な特性値である。この領域の研究が行われ出したのは比較的新しく、データの蓄積も少ない。

本稿は文献データを基に、中間速度及び低速度領域における鋼の疲れき裂伝ば特性を材料学的因子との関連において、系統的に整理したものである。中間速度領域については、その伝ば特性を破壊機構と関連させて分類

し、低速度領域については、下限値 ΔK_{th} の材料強度及び組織依存性を主体として分析した。なお、疲れき裂伝ば特性に与える力学的因子の影響については、北川⁶⁾の優れた解説がある。

解析に使用したデータは次の要件をみたす標準状態⁵⁾のデータである。(i)試験条件; 1軸片振り引張荷重 ($R=0\sim 0.1$) または、それに相当する曲げ荷重。(ii)試験片; 均質と見なせる鋼の平板試験片。(iii)き裂形状; 比較的大きいモードI型貫通き裂。(iv)試験環境; 常温, 大気中。

2. 中間速度領域における疲れき裂伝ば特性

2.1 伝ば式の表し方

中間速度から低速度領域に亘るき裂伝ば曲線は次のLUCKÁŠ⁶⁾⁷⁾の式で記述するのが一般的である。

$$da/dN = C(\Delta K^m - \Delta K_{th}^m) \dots\dots\dots (1)$$

Fig. 1 の実線は(1)式の当てはめを行つたもので、その際に使用した諸常数は図中に示した。この図の作成方法は簡単で次の手順による。(i)中間速度領域のデータを直線回帰する。(ii)点線で示すように、回帰直線を低速度領域まで外挿する。(iii)その外挿線上で $\Delta K = \Delta K_{th}$ に当たる伝ば速度 $(da/dN)_{th}$ を求める。(iv)回帰直線より $(da/dN)_{th}$ を差し引いて実線の曲線を得る。

この作成手順からも分かるように、(1)式は

$$da/dN = C\Delta K^m - (da/dN)_{th} \dots\dots\dots (2)$$

と書き換えられる。LUCKÁŠ⁶⁾⁷⁾は(2)式の第1項をき裂伝ば推進力、第2項を伝ばに対する抵抗力になぞらえている。この考えによると、 ΔK_{th} 値とは疲れき裂伝ばの推進力と抵抗力が等しくなつた ΔK の値と定義できる。

(1),(2)式より明らかなように、き裂伝ば挙動は、常数 C , m と ΔK_{th} または $(da/dN)_{th}$ を知れば記述できる。そこで、以下にこれらのパラメータの材料依存性を

Table 1. Classification of metallurgical structures.

Structure		Carbon content		
		Low C < 0.3	Medium 0.3 ≤ C < 0.5	High C ≥ 0.5
Plain carbon steel and low alloy steel	Ferrite/Pearlite	○	⊕	●
	Mertensite tempered at high temp.*	△	△	▲
	Martensite tempered at low temp.**	▽	▽	▼
High alloy steel	Austenite	◇	—	—
	Other structures	□	—	—

* Tempered at a temperature above 400°C.
** Tempered at a temperature below 400°C.

調べる。その際、金属学的組織としては、Table 1 に示すように5グループに分けたうえ、含有炭素量で区別し記号化した⁸⁾。まず鋼を炭素鋼、低合金鋼のグループと高合金鋼 (Ni または Cr を 10% 以上含有) に分けた。前者はフェライト/パーライト (F/P)、高温焼もどしマルテンサイト (HTTM) 及び低温焼もどしマルテンサイト (LTTM) の3種類に分け、ベイナイトは対応すると思われるマルテンサイトに含めた。高合金鋼はオーステナイトとその他の組織に分けた。

2.2 C と m の関係

中間速度領域の疲れき裂伝ば特性を表す常数 C と指数 m の間には、関数関係があることが知られている⁸⁻¹¹⁾。

Fig. 2 は種々の組織の鋼 184 例につき、 $\log C$ と m の関係を調べたものである⁸⁾。ここで、データは da/dN を mm/回、 ΔK を $\text{kgf/mm}^{3/2}$ で表示した時に得られた値である。この結果は C と m との間に

$$C = A/\Delta K_0^m,$$

$$A = 1.7 \times 10^{-4} \text{ mm/cycle}$$

$$\Delta K_0 = 103.6 \text{ kgf/mm}^{3/2} = 32.1 \text{ MPam}^{1/2} \dots (3)$$

という関係が極めてよく成立することを示す。ただし、試験片が降伏していると推測されるデータ (図中に左向きのダッシュ記号を付けた) 及び次図に示す一部のデータは例外である。

Fig. 3 は破壊靱性値 K_{Ic} が $200 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ ($62 \text{ MPam}^{1/2}$) 以下となるような低靱性鋼の C と m の関係である⁸⁾。図中には、Fig. 2 の回帰直線及びその 95% 信頼度限を参考までに示した。このような低靱性鋼の組織は F/P または LTTM である。C-m 関係は F/P 鋼は

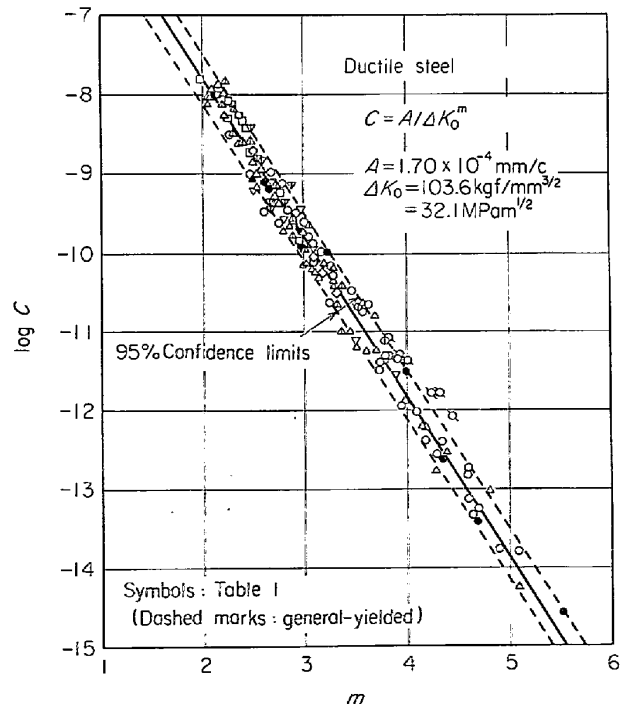


Fig. 2. Compilation of C and m for various ductile steels ($R=0$)⁸⁾.

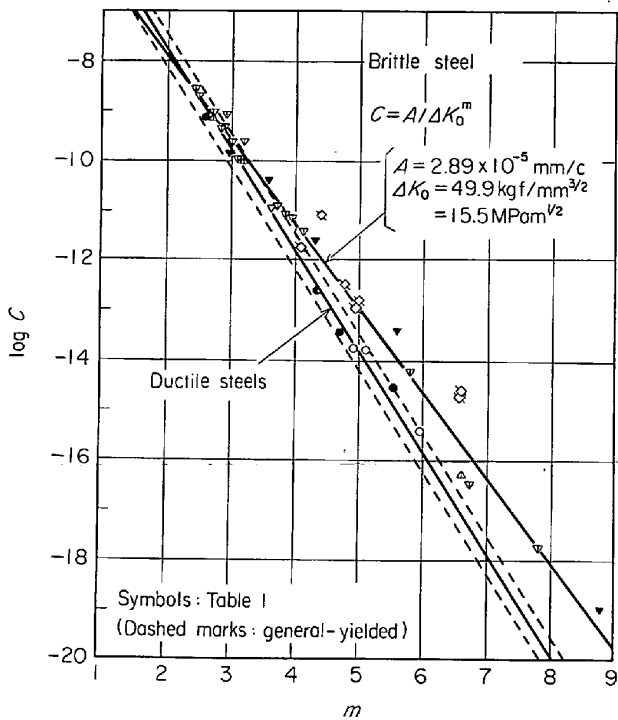


Fig. 3. Compilation of C and m for brittle steels with low fracture toughness ($K_{IC} < 62 \text{ MPam}^{1/2}$).

(3)式の $A-\Delta K_0$ 値を持つが、LTTM 鋼ではそれとは異なり、

$$C = A / \Delta K_0^m$$

$$A = 2.89 \times 10^{-5} \text{ mm/cycle,}$$

$$\Delta K_0 = 49.9 \text{ kgf/mm}^{3/2} = 15.5 \text{ MPam}^{1/2} \dots (4)$$

という関係となつている。なお、一部の不安定オーステナイト組織のデータ¹²⁾も(4)式の $C-m$ 関係が成立したが、この場合、き裂先端では応力誘起マルテンサイトが生じており、実質的にはマルテンサイトに等しい。

(3)ないし(4)式の関係が成立するのは、き裂伝ば曲線は $\Delta K = \Delta K_0$, $da/dN = A$ という点(枢軸点)の近傍

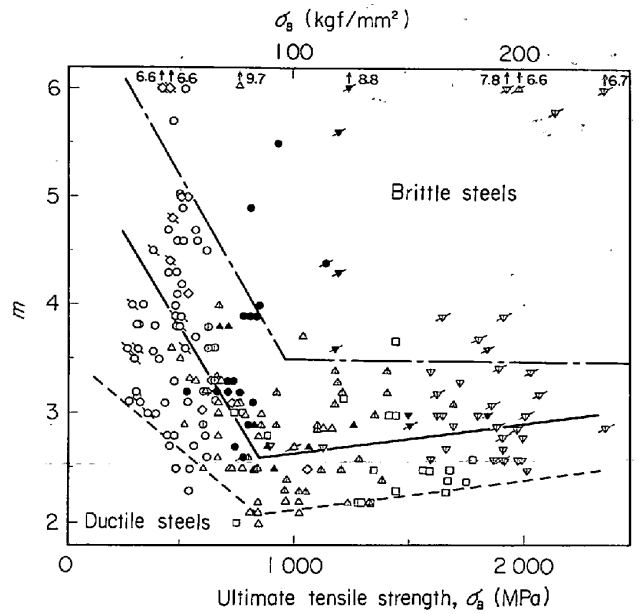


Fig. 4. Variation of the exponent, m , with ultimate tensile strength⁸⁾.

The marks tailed from the upper-right hand to the lower-left hand direction are the steels with K_{IC} -values less than $62 \text{ MPam}^{1/2}$.

を通過することを意味する。したがって、中間速度領域のき裂伝ば曲線は指数 m のみを知らば、 $\log(da/dN) - \log \Delta K$ 関係は枢軸点を通る勾配 m の直線として表される。疲れ破面の観察結果¹³⁾は後述の Fig. 5 にまとめてあるが、(3)式の枢軸点(Pd)近傍では最も明瞭な条痕(striation)模様が表れることが分かる。ところが、(4)式の枢軸点(Pb)を持つ鋼では、中間速度領域では指数 m は4以上と大きく、伝ば速度は一般的に高い。かつ、破面にも条痕は見られず、粒界破面を呈する¹³⁾。すなわち、後者の場合、低速度領域から、中間速度領域を経ずして、不安定破壊領域に直接移行している。したがつ

Table 2. Mean values and 95% confidence limits of m and ΔK_{th} at $R=0$ for various steels.

Metallurgical structure	Number of data	m			ΔK_0 (MPam ^{1/2})	A (10 ⁻⁷ m/C) ^{b)}			ΔK_{th} (MPam ^{1/2})			$(da/dN)_{th}$ (10 ⁻⁹ m/c)			
		Mean	95% confidence limits			Mean	95% confidence limits		Number of data	Mean	95% confidence limits				
			Upper	Lower			Upper	Lower			Upper		Lower		
Plain steel, Low alloy steel	Ferrite/Pearlite	63	3.52	4.70	2.50	32.1	1.70	3.51	0.82	53	8.30	12.95	4.19	1.45	
	H.T.T.M.	88	2.74	3.56	2.03	32.1	1.70	3.51	0.82	34	5.85	9.98	2.85	1.60	
	L.T.T.M.	Ductile	23	2.75	3.29	2.21	32.1	1.70	3.51	0.82	12	3.74	5.27	2.71	0.46
		Brittle	31	4.01	7.36	2.53	15.5	0.29	1.66	0.52	19	4.59	6.23	2.80	0.22
High alloy steel	Austenite	8	3.59	4.95	3.03	32.1	1.70	3.51	0.82	16	5.12	8.10	2.76	0.23	
	Other structures	19	2.54	3.14	2.00	32.1	1.70	3.51	0.82	12	4.14	6.88	2.42	0.94	

a). ΔK -values at the pivot points as defined in eqns (3) and (4) respectively

b). The mean and data scatter of (da/dN) -value at the respective pivot points

c). $(da/dN)_{th}$ is defined as $A(\Delta K_{th}/\Delta K_0)^m$ where m and ΔK_{th} are used the respective mean values

て、(3)式の枢軸点を持つ鋼は、疲れ破壊の面からは“延性的”であり、(4)式のそれを持つものは、“脆性的”であるので、区別して取り扱う必要がある。

2.3 m の引張強さ依存性

前節の検討で指数 m は材料の疲れき裂伝ば特性を表すパラメータであることが分かった。そこで、Fig. 4 に m の引張強さ σ_B 依存性を示した⁸⁾。上記の脆性鋼は右向きダッシュ記号を付けた。図中、一点鎖線より上に位置する鋼は脆性鋼または、中間速度領域でへき開破面¹⁴⁾またはラメラ状破面を示すもので、擬脆性的な鋼であり、一点鎖線より下に位置する延性的な鋼とは区別される。

当然ながら、高強度になるとマルテンサイト鋼、オーステナイト系を除く高合金鋼、低強度になるとフェライト/パーライト鋼ならびにオーステナイト鋼がそれぞれ主体となっている。これらのデータはとくに低強度になるに従ってばらつきが大きく、統計的な検討はできないが、 σ_B - m 関係を目視でざつばな傾向を表すと、平均値は実線、下限値は点線のようになる。これらは強度の高低によつて2水準に分けて以下の数式で表せる。

$$\left. \begin{array}{l} \sigma_B \geq 850 \text{ MPa,} \\ \text{平均値 ; } m = 2.34 + 0.30 \times 10^{-3} \sigma_B \\ \text{下限値 ; } m = 1.82 + 0.30 \times 10^{-3} \sigma_B \\ \sigma_B < 850 \text{ MPa,} \\ \text{平均値 ; } m = 5.50 - 3.44 \times 10^{-3} \sigma_B \\ \text{下限値 ; } m = 3.52 - 1.72 \times 10^{-3} \sigma_B \end{array} \right\} \dots\dots (5)$$

高強度側では、 m はほぼ一定であるが、強度が高くなるにつれて、やや m は高くなる傾向を有する。これは強度の増加とともに K_{IC} 値が低くなることと関連する。低強度側になると全く逆の傾向を有し、強度が低下すると m 値は急激に上昇する。これはき裂先端における拘束状態が強度の低下にともない、平面ひずみ状態から平面応力状態に移行することが関連するが⁶⁾、後述するような微視組織の影響も無視できない。

2.4 疲れき裂伝ば曲線と疲れ破壊機構

き裂伝ば曲線は破壊機構と密接に関連する。比較的文献データの多い、フェライト/パーライト (F/P)、高温焼もどしマルテンサイト (HTTM)、低温焼もどしマルテンサイト (LTTM) の破壊機構と da/dN - ΔK 曲線の関係を分類整理し、機構図化したのが Fig. 5 である¹³⁾。これは、破面形態の定量的測定をなされた 54 個のデータ¹³⁾を分析したものである。これらの組織のき裂伝ば曲線を表す諸常数の平均値及びばらつき範囲は、Figs. 2~4 の結果を基として定め、Table 2 に示した。(3)式の枢軸点 Pd、(4)式の枢軸点 Pb も図中に示した。

破面 (機構) としては、条痕 (S)、ディンプル (D)、へき開 (C)、粒界 (I) 及び微視組織敏感性 (M) の 5 種類に分けた。なお、最後の破面 M は低速度領域に現れるものであるが、定量化できるほど明確化されていないけれ

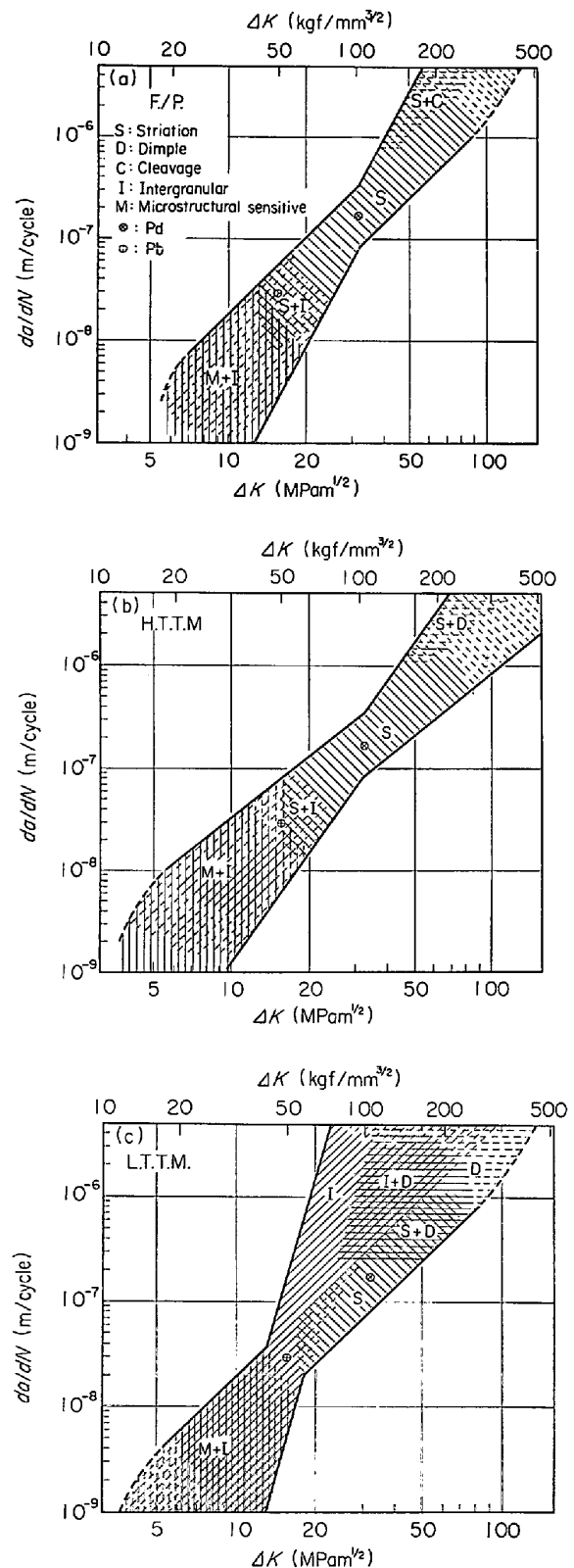


Fig. 5. Fatigue fracture mechanism maps for various steels ($R=0$)¹³⁾. (a) Ferrite/Pearlite (F/P). (b) Martensite produced by tempering above 400°C (HTTM). (c) Martensite produced by tempering below 400°C (LTTM)

ども、現実的に存在することが確かなので図に加えた。図中に実線が示したのは、破面率が 20% 以上と観測される領域、破線で示したのは破面率が 20% 以下しか観測されないかあるいは、データがなくて断定できないが対応する破面が存在する可能性がある領域である。

Fig. 5 を見ると条痕は 3 鋼種に共通して、Pd 点を中心とした中間速度領域に現われており、そこで働いている機構は組織に関係ないことを示唆している。これに反し、粒界、ディンプル、へき開破壊など他の機構が介入してくると、中間速度領域の速度は上昇し、 m 値が高くなっていく。延性的な鋼においては、Pb 点近傍で一旦、粒界破壊が起こるが、それより ΔK 値が大になるとそれは条痕形成機構に取り替る。ところが、脆性鋼の場合は、Pb 点付近で発生した粒界破壊はそのままは不安定領域の粒界破壊に移行し、 m 値が極端に高くなる。このため、枢軸点は Pd 点より ΔK 値側の Pb 点に移行していく。

3. 下限界値 ΔK_{th}

3.1 ΔK_{th} 値の求め方

ΔK_{th} 値の材料依存性を調べる前に、 ΔK_{th} 値の求め方について簡単に述べる。 ΔK_{th} 値の求め方は次の 2 種類に大別できる。

(1) き裂材の疲れ限度より求める方法 (一定荷重試験法)

任意の長さの疲れき裂を更め導入した切欠試験片の切り欠きを削り取った後、ひずみ焼なましを施す。そのき裂材の疲れ限度を求め、それより ΔK_{th} 値を計算で求める¹⁶⁾¹⁷⁾。この試験は破壊力学的解析手法が確立する前に盛んに行われた¹⁸⁾²⁰⁾。

この方法はき裂材の疲れ限度を求めるために、多数の試験片を要し、手間がかかるが、小さいき裂の ΔK_{th} を求めることができる利点がある。最近、小さいき裂に対する ΔK_{th} 値は大きいき裂の値より低下することが分かってきたので、この方法の重要性が再認識されてきた。Fig. 6 は ΔK_{th} 値のき裂長さ依存性の例で、北川

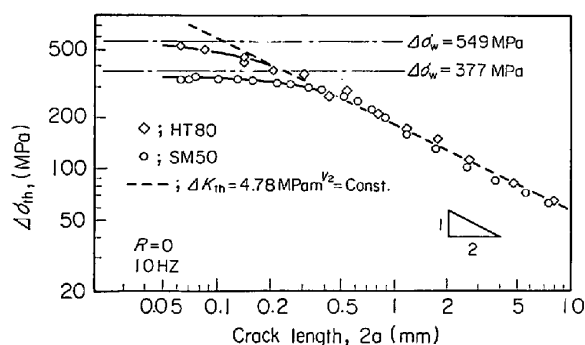


Fig. 6. Threshold stress range, $\Delta\sigma_{th}$, versus crack length for two steels of different fatigue limits²¹⁾.

と高橋²¹⁾がピット孔より発生した表面き裂の伝ば限界を求めたものである。平滑材の疲れ限度の異なる 2 種類の鋼の ΔK_{th} 値はき裂長さが 0.4 mm 以上ならば寸法効果はなくなり、両者は一致してくるが、0.4 mm 以下になると、 ΔK_{th} 値は見掛け上急速に低下し、両者で異なってくる。同様な傾向は貫通き裂、円周き裂、圧着き裂などによるデータ^{18)~20)}にも見られる。この現象はき裂長さが小さくなると、応力振幅が高くなるので、材料が弾塑性挙動することに起因し、その取り扱いには J 積分の概念を取り入れる必要がある²²⁾²³⁾。

(2) ΔK 値を漸減する方法 (K 漸減法)

ΔK 値を漸増させて適当な長さまでき裂を伝ばさせた後、 ΔK_{th} 値を漸減させて、き裂の停留を起こす ΔK 値を求め、それを ΔK_{th} とする。この方法は一枚の試験片で ΔK_{th} 値が求められ、簡便な方法であるが、 ΔK 値の漸減率が大き過ぎるときき裂伝ばの遅延が起こり、見掛け上、 ΔK_{th} 値が高く求まってしまう⁶⁾。 ΔK 値の漸減は連続的に行うことが望ましいが、測定方法に問題があり、ごく限られたデータ²⁴⁾を除き、大部分は段階的に行っている。

この方法でさらに気を付けなければならないのは、 K 漸減を開始する ΔK 値、 $(\Delta K)_i$ に ΔK_{th} 値が依存する場合があることである。Fig. 7 は菊川²⁵⁾の実験で、焼なました S35C 鋼の場合、 ΔK_{th} 値は $(\Delta K)_i$ 値が高くなるほど大となっている。これは $(\Delta K)_i$ 値が高くなるほど、き裂開閉時にき裂面に残留する変位の絶体量が大きくなるため、荷重漸減の際、前歴の影響を十分に取

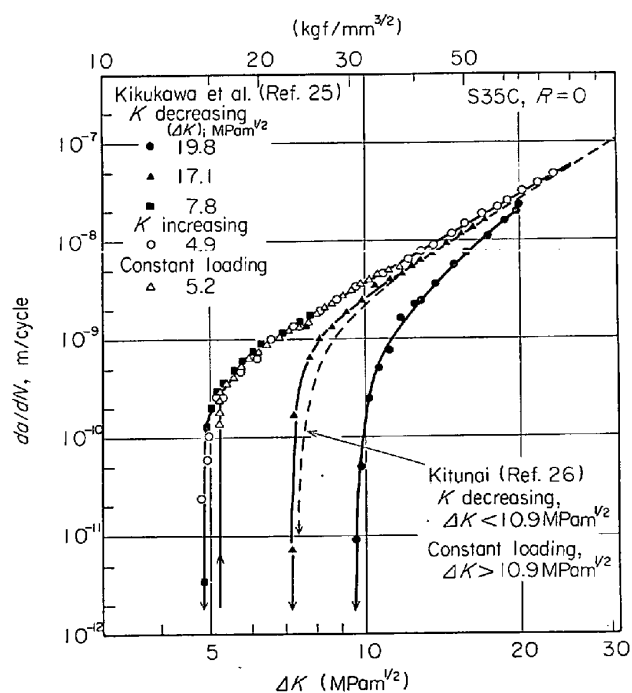


Fig. 7. ΔK_{th} -values obtained by K decreasing method with different starting ΔK -values, $(\Delta K)_i$ ²⁵⁾²⁶⁾

り切れず、き裂が閉口しやすくなるためである²⁵⁾。このような現象が顕著に現れたのは、彼らの使用した試験材の強度が割合低く、試験片寸法が小さい (15w×4t) ことも一因であろう。なお、参考までに、Fig. 7 に割合に大きな試験片 (100w×4t) を用いて得た同種鋼の橋内²⁶⁾の結果も付記したが、それは菊川ら²⁵⁾の $(\Delta K)_i = 17.1 \text{ MPam}^{1/2}$ とほぼ一致している。

上記の一定荷重試験法と K 漸減法で求めた ΔK_{th} 値が一致するかどうか確かめた実験は少ない。KLESNIL と LUCKÁŠ⁶⁾ が 4 種類の鋼について、両者の方法で求めた結果は十分よく一致している。一方、菊川ら²⁵⁾の試験結果は、Fig. 7 に示したように、一定荷重試験法で求めた値は $(\Delta K)_i = 7.8 \text{ MPam}^{1/2}$ の K 漸減法の結果とほぼ一致している。また、大塚ら²⁷⁾の軟鋼による試験結果も一定荷重試験法で求めた結果は K 漸減法による結果より 10~25% 低くなっている。これらの事実により、一定荷重試験法で得られた値は K 漸減法で求められる値の最低限值であると結論づけられる。

以下に分析した ΔK_{th} 値は、種々雑多の方法で求められたデータに基づいている。したがって、それらには材料のほか、試験方法に基づくばらつきが大幅に混入していることをあらかじめ断わっておきたい。早急に試験方法の規格化が望まれるが、最近、ASTM では、低速度域のき裂伝ば速度測定法 (K 漸減法) に対する確証試験計画を進めており²⁸⁾、その試験方案では以下の方法を推奨していることを付記しておく。(1). ΔK_{th} 値は $da/dN = 10^{-10} \text{ m/回}$ における ΔK 値をもつて定義する。(2). K 漸減率 $-(1/K)(dK/da)$ は 0.08 mm^{-1} 以下にする。(3). 段階的に荷重を下げる時には、その割合は 10% 以下とし、段階ごとに 0.50 mm 以上き裂を伝ばさせる。(4). K 漸減を開始する ΔK 値はき裂伝ば速

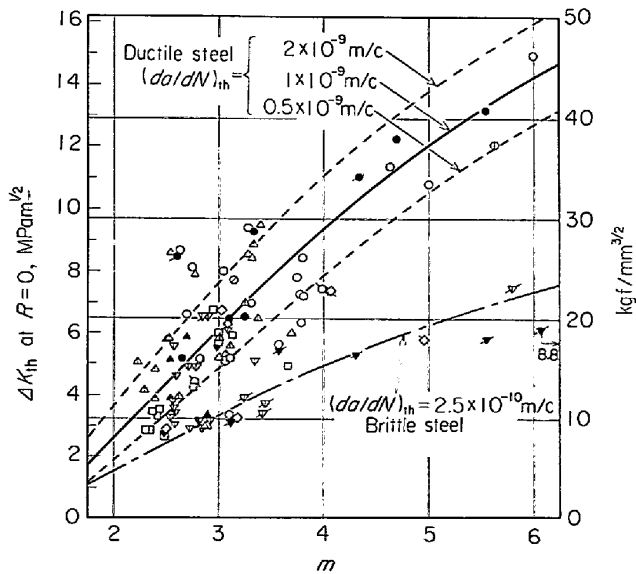


Fig. 8. Variation of ΔK_{th} at $R=0$ with the exponent, m ⁸⁾.

度で $2.5 \times 10^{-9} \text{ m/回}$ に対応する値にし、予備き裂長さは 2.5 mm 以上にする。

3.2 ΔK_{th} 値の m 依存性

以下に ΔK_{th} 値の材料依存性を調べる。分析に用いたデータ^{3)7)14)16)21)25)~28)}の詳細は Table A に一覧表としてまとめた。

Fig. 8 は ΔK_{th} 値の m 依存性を示した⁸⁾。データのばらつきは大きい、全体として m 値が高くなるほど ΔK 値が高くなる傾向を有する。とくにそれは延性的な鋼で強く現れ、脆性的な鋼ではそれほどでない。このような傾向は図中に示した実線及び一点鎖線の曲線でそれぞれよく表されている。このような傾向は図中に示した実線及び一点鎖線の曲線でそれぞれよく表されている。これらの曲線は (3) または (4) 式を (2) 式に代入し、(1) 式と比べることによつて得た次式の関係式で表される。

$$\Delta K_{th} = [(da/dN)_{th}/A]^{1/m} \Delta K_0 \dots\dots\dots (6)$$

ここで $(da/dN)_{th}$ は延性鋼の場合、 10^{-9} m/回 と置き、 $A, \Delta K_0$ は (3) 式の値を使つた。この場合、 $2 \times 10^{-9} \text{ m/回}$ 及び $5 \times 10^{-10} \text{ m/回}$ の時についても計算し、点線の曲線で示した。脆性鋼の場合、 $(da/dN)_{th}$ は 1 原子間隔 ($\sim 2.5 \times 10^{-10} \text{ m/回}$) と置き、 $A, \Delta K_0$ は (4) 式の値を使つた。

これらの結果より、ごく大ざっぱに言うと、中間速度領域におけるき裂伝ば試験により、指数 m が分かつたならば、低速度領域におけるき裂伝ば速度及び ΔK_{th} 値はそれぞれの鋼について次式で推測できる。

延性鋼；

$$\left. \begin{aligned} da/dN &= 1.70 \times 10^{-7} (\Delta K/32.1)^m - 10^{-9}, \\ \Delta K_{th} &= 32.1 (5.88 \times 10^{-3})^{1/m}. \end{aligned} \right\}$$

脆性鋼；

$$\left. \begin{aligned} da/dN &= 2.89 \times 10^{-8} (\Delta K/15.5)^m \\ &\quad - 2.5 \times 10^{-10}, \\ \Delta K_{th} &= 15.5 (8.64 \times 10^{-3})^{1/m}. \end{aligned} \right\} \dots (7)$$

3.3 ΔK_{th} 値の引張強さ依存性

Fig. 9 に ΔK_{th} 値の引張強さ依存性を半対数目盛で示した。データのばらつきは大きく、最高値と最小値の間に低強度材では 3 倍、高強度材では 2 倍程度も開きがある。全体の傾向として、 $\sigma_B \leq 1000 \text{ MPa}$ では強度の低下とともに、 ΔK_{th} 値は大となるが、 $1800 \text{ MPa} > \sigma_B > 1000 \text{ MPa}$ の範囲では $\Delta K_{th} \approx 5 \text{ MPam}^{1/2}$ 、 $\sigma_B > 1800 \text{ MPa}$ では $\Delta K_{th} \approx 3 \text{ MPam}^{1/2}$ 近辺のデータが多く、強度依存性は弱くなる。

これらの傾向は、指数 m の引張強さ依存性とも関係がある。Fig. 4 で得られた $m-\sigma_B$ 関係は、(5) 式に示したが、これらの関係を (7) 式の延性鋼における $m-\Delta K_{th}$ 関係式に代入して求めた結果を、平均値、上限値、下限値にそれぞれ対応させて、Fig. 9 中に示した。この計算結果は実験結果とほぼ一致している。なお、高強度側の

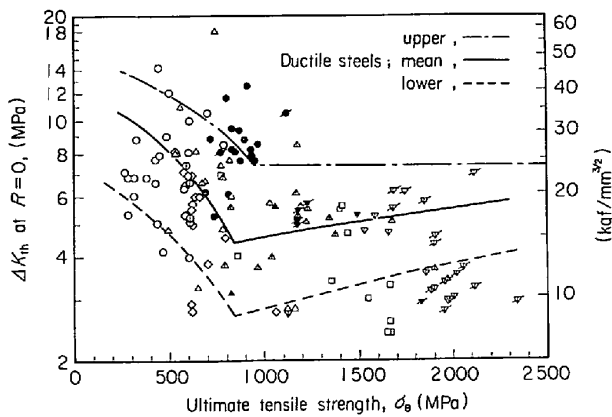


Fig. 9. Variation of ΔK_{th} at $R=0$ with ultimate tensile strength, σ_B .

一部のデータは $m-\sigma_B$ 関係より求めた下限値より、低い値となっているが、これはこの領域では脆性鋼が多くなるためである。

3.4 金属学的組織と ΔK_{th} 値の関係

Fig. 9 に示した ΔK_{th} 値のデータを金属学的組織に分けて統計的に整理し、Table 2 に記した。これらの諸数値を (1) 式または (2) 式に代入し、中間速度から低速度にわたる伝ば曲線の平均的な挙動を各組織につき求め、その結果を Fig. 10 に示した。

炭素鋼、低合金鋼において、F/P 鋼の ΔK_{th} , m 値はともに最も高くなっている。HTTM 鋼は F/P 鋼と比べると折れ曲がり点を表す $(da/dN)_{th}$ 値はほぼ等しいが、 m がより低くなっており、それに伴い ΔK_{th} 値も低くなっている。LTTM 鋼は K_{Ic} 値が $62 \text{ MPam}^{1/2}$ 以上のものと以下のもので延性鋼と脆性鋼に分かれる。LTTM 延性鋼は HTTM 鋼に比べると m 値は等しいが、折れ曲がり点が低いため ΔK_{th} 値が低くなっている。LTTM 脆性鋼は本質的には、同延性鋼と同質であるはずであるが、不安定破壊域への移行が ΔK 値の低い段階で起こるため、 m 値が後者に比べてはるかに高くなり、 ΔK_{th} 値もやや高くなっている。

高合金鋼の場合、オーステナイト鋼は中間速度領域では F/P 鋼と挙動は似ているが、低伝ば速度領域では折れ曲がり点 $(da/dN)_{th}$ は低くなり、それに伴い ΔK_{th} 値も低くなっている。その他の組織の高合金鋼はほぼ LTTM 延性鋼と同等な挙動をする。これは、この種の鋼の場合、マルテンサイト系の組織が主流を占めているためである。

3.5 ΔK_{th} 値に与えるその他の影響因子

Fig. 11 に ΔK_{th} に与える結晶粒径の影響を示した。この図によると、マルテンサイト組織の高強度材⁴⁷⁾⁵⁴⁾の ΔK_{th} 値に対しては、旧オーステナイト粒径は影響を与えていない。これに対し、F/P 鋼においては⁵⁸⁾⁵⁹⁾、フェライト粒径の影響はあるようで、とくに粒径が $100 \mu\text{m}$

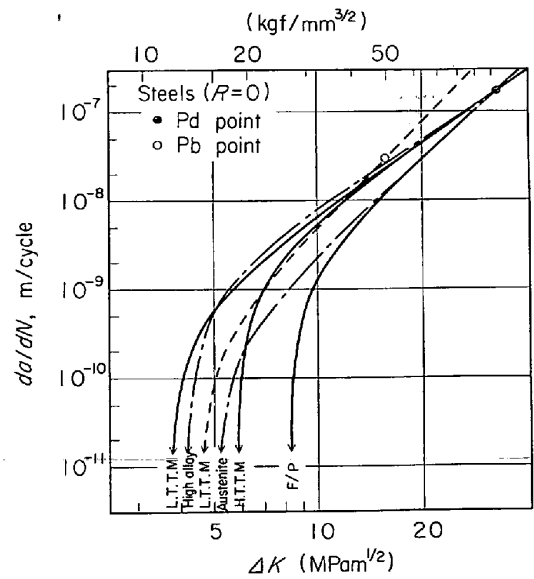


Fig. 10. Typical $da/dN-\Delta K$ curves in the threshold region for various steels.

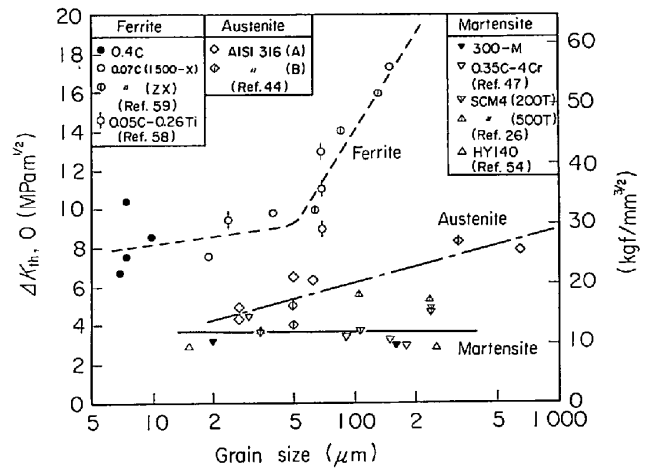


Fig. 11. Variation of ΔK_{th} with grain size⁴⁴⁾⁴⁷⁾⁵⁴⁾⁵⁸⁾⁵⁹⁾.

を越えると急激に ΔK_{th} 値は上がっている。また、オーステナイト組織に対しても、粒径はわずかに影響を与えている。しかし、このように粒径が影響を与えている材料の降伏応力は 200 MPa 前後しかなく、試験条件の影響も敏感に反映する領域であり、粒径が本質的に ΔK_{th} 値に影響するものであるかは、今後十分検討する必要がある。

一般的に疲れ強度には非金属介在物が敏感に影響すると言われている。FOWLER⁵⁵⁾ はレール用高炭素鋼 (0.8C-0.8Mn) に与える含有介在物 (0.097~0.318 面積%) 及び介在物の方向の影響を調べ、これらは疲れ限度には影響を与えるが、 ΔK_{th} 値には影響を与えていないと結論している。

最後に、同程度の強度でしかも類似の組織を持ちながら、 ΔK_{th} 値が大幅に異なる場合の例を、2種類の鋼につき Fig. 12 に示す。鈴木と McEVILY⁵⁷⁾ は AISI 1083

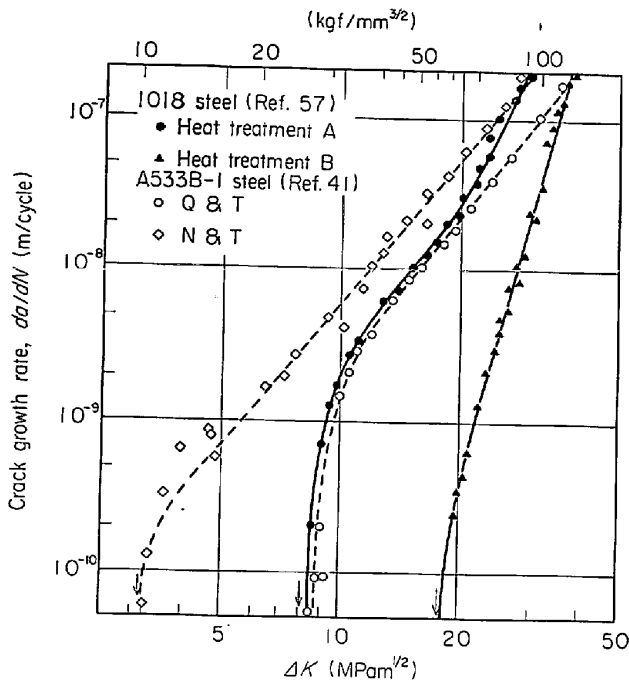


Fig. 12. Fatigue crack growth curves for 1018 steels⁵⁷⁾ and A533B-1 steel⁴¹⁾.

鋼の熱処理を変え、マルテンサイトをフェライトが囲む 2 相組織 (熱処理 A) 及びその逆の組織 (熱処理 B) を作り、き裂伝ば挙動を調べている。その結果によると後者の組織の ΔK_{th} 値は $18 \text{ MPam}^{1/2}$ と極めて高くなり、後者のそれは $8 \text{ MPam}^{1/2}$ にしかならないことを見出している。小林ら⁴¹⁾ は原子力容器用材 A533 B-1 鋼の焼入れ焼戻し材 (Q & T) の ΔK_{th} 値を測定しているが、厚板の中心部を模擬する意味で、焼準-焼もどし材 (N & T) の同値も併せて測定した。その結果、N & T 材は Q & T 材に比べると ΔK_{th} 値の低下が著しいことを見出している。Fig. 12 に示したごとく、両者の疲れき裂伝ば挙動は Fig. 11 に示した LTTM 延性材と HTTM 材の挙動とそれぞれ酷似している。このことは、N & T 材においては、何らかの脆化作用が起こっていることを推測させる。現に、小林ら⁴¹⁾ によると、 K_{Ic} 値は N & T 材は Q & T 材に比べると 30% も低下している。

その他 ΔK_{th} 値に応力比や雰囲気なども大きな影響を与えることが知られているが、これらについては紙面の都合上割愛せざるを得ない。なお、Table A には、それらの因子を調べた資料については注記しておいたので、興味ある方は原論文を当たって頂きたい。

4. おわりに

鋼の疲れき裂伝ば挙動の一般的特性をとくに下限界値 ΔK_{th} について、金属学的組織との関連において概略した。この関係の資料はかなり蓄積されてきたが、全体としてデータが大幅にばらついている。これは、これら

の特性が試験片形式や試験方法にかなり敏感に依存することが一因である。このような状況をかんがみ、ASTM では、試験法についての提案も一部になされていることは先に述べたが、我国でも、疲れき裂伝ばデータ収集の動きが、日本材料学会、日本機械学会、JPVRC などではじめている。したがって、今後、これらが完成普及すればしだいに疲れ伝ば特性についての信頼性ある資料が増加し、系統的な整理がなされて、各方法に役立つ時期がくると期待される。

終わりに当たり、本報作成に際し、有益な資料や貴重な助言をいただいた、東工大小林英男助教授、大阪大城野政弘助教授、産安研橋内良雄技官及び当所太田昭彦技官に深甚なる謝意を表す。

文 献

- 1) Am. Soc. Testing Mats: Tentative Test Method for Constant-Load-Amplitude Fatigue Crack Growth Rates Above 10^{-8} m/cycle, ASTM E647-78T, p. 662
- 2) 太田昭彦, 小菅通雄, 佐々木悦男: 日本機械学会講演論文集, No. 780-4 (1978), p. 368
- 3) R. O. RITCHIE: Metal Sci., 11(1977), p. 368
- 4) P. C. PARIS and E. ERDOGAN: Trans. ASME, Ser. D, 85(1963), p. 528
- 5) 北川英夫: 材料, 76 (1977), p. 432, p. 590
- 6) M. KLESNIL and P. LUKÁŠ: Engineering Fracture Mech., 4(1972), p. 77
- 7) M. KLESNIL and P. LUCKÁŠ: Mater. Sci. Eng., 9(1972), p. 231
- 8) K. TANAKA: Int. J. Fracture, 15(1979), p. 57
- 9) H. KITAGAWA and M. MISUMI: Proc. Intern. Conf. on Mech. Behav. Mat., Kyoto, 2(1970), p. 218
- 10) 越賀辰夫, 川原正言: 日本造船学会論文集, 133 (1973), p. 249
- 11) T. YOKOBORI, I. KAWADA, and H. HATA: Res. Inst. Str. Fract. Mat., Tohoku Uni., 9 (1973), p. 35
- 12) 堀部 進, 岡 勇一, 藤田利夫, 荒木 透: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 278
- 13) 増田千利, 田中紘一, 西島 敏: 日本機械学会論文集, 46 (1980), p. 247
- 14) R. J. COOKE and C. J. BEEVERS: Mat. Sci. Eng., 13(1974), p. 201
- 15) 小林邦彦, 成本朝雄, 田中康浩, 船越督己: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 1072
- 16) L. P. POOK: ASTM STP513, (1972), p. 106
- 17) J. D. HARRISON: Met. Const. Brit. Weld. J., 2(1970), p. 93
- 18) N. E. FROST: Proc. Instn. Mech. Engrs, 173 (1959), p. 111
- 19) 中沢 一, 小林英男: 日本機械学会論文集, 36 (1970), p. 1789

- 20) 大内田久, 宇佐美三郎, 西岡章夫: 日本機械学会論文集, 41 (1975), p. 703
- 21) H. KITAGAWA and S. TAKAHASHI: Proc. 2nd Conf. Intern. Conf. on Mech Behav. Mat., Boston, (1976), p. 627
- 22) 田中啓介, 中井善一, 北条正樹, 前川 治, 星出敏彦: 第 13 回疲労シンポジウム予稿集, 日本材料学会, (1979), p. 1
- 23) M. H. EL HADDAD, N. E. DOWLING, T. H. TOPPER, and K. N. SWITH: Int. J. Fracture, 19 (1978), p. 15
- 24) A. OHTA and E. SASAKI: Engng Fract. Mech., 9(1977), p. 655
- 25) 菊川 真, 城野政弘, 近藤良之: 日本機械学会関西支部講演論文集 (第 55 期), (1980), p. 34, 日本材料学会第 29 期学術講演会前刷, (1980), p. 164
- 26) 橋内良雄: 材料 (1980), 29 (1980), p. 795, p. 1018
- 27) 大塚昭夫, 森 要, 川村貴保: 日本機械学会講演論文集, No. 790-2 (1979), p. 1
- 28) Am. Soc. Testing Mats.: Round-Robin Low ΔK Fatigue Crack Growth (FCG) Test Program, ASTM E24-04-03, (1979)
- 29) P. C. PARIS, R. J. BUCCI, E. T. WESSEL, W. G. CLARK, and T. R. MAGER: ASTM STP513(1972), p. 141
- 30) R. J. COOKE, P. E. IRVING, G. S. BOOTH, and C. J. BEEVERS: Engng Fract. Mech., 7(1975), p. 69
- 31) C. J. BEEVERS, R. J. COOKE, J. F. KNOTT, and R. O. RITCHIE: Metal Science, 9(1975), p. 119
- 32) M. KIKUKAWA, M. JONO, and K. TANAKA: Proc. 2nd Intern. Conf. on Mech. Behav. Mat., Boston, (1976), p. 254
- 33) E. SASAKI, A. OHTA, and M. KOSUGE: Trans. NRIM, 19(1977), p. 183
- 34) J. MASOUNAVE and J.-P. BAILON: Scripta Met., 9(1975), p. 723
- 35) J. MASOUNAVE and J.-P. BAILON: Scripta Met., 10(1976), p. 165
- 36) 村上理一, 小林英男, 小峰厚友, 中沢 一: 日本機械学会論文集, 43 (1977), p. 799
- 37) 村上理一, 小林英男, 中沢 一: 日本機械学会論文集, 44 (1978), p. 1415
- 38) 小林英男, 藤田健太郎, 小峰厚友, 中沢 一: 材料, 29 (1980), p. 1415.
- 39) 小林英男: 日本機械学会講演論文集, 第 10 回シンポジウム, No. 760-9, (1976), p. 1
- 40) 渋谷栄一, 小林英男, 中沢 一: 日本機械学会講演論文集, No. 760-13, (1976), p. 191
- 41) H. KOBAYASHI, H. NAKAMURA, and H. NAKAZAWA: Proc. 4th Intern. Conf. on Pressure Vessel Technology, 1(1980), p. 251
- 42) 西谷弘信, 村田正広: 日本機械学会講演論文集, No. 760-2, (1976), p. 217
- 43) K. JERRAM and E. K. PRIDDLE: J. Mech. Engng Sci., 15(1973), p. 271
- 44) E. K. PRIDDLE: Scripta Met., 12(1978), p. 49
- 45) J. MAUTZ and V. WEISS: ASTM STP601, (1976), p. 154
- 46) C. M. BRANCO, J. C. RADON, and L. E. CULLVER: Metal Sci., 10(1976), p. 149
- 47) M. F. CARLSON and R. O. RITCHIE: Scripta Met., 11(1977), p. 1113
- 48) R. O. RITCHIE, V. A. CHANG, and N. E. PATON: Fatigue Engng Mat. Struct., 1(1979), p. 107
- 49) M. MCLESTER: Metal Sci., 11(1977), p. 303
- 50) P. E. IRVING and L. N. MCCARTNEY: Metal Sci., 11(1977), p. 351
- 51) P. E. IRVING and A. KURZFELD: Metal Sci., 12(1978), p. 495
- 52) O. VOSIKOVSKY: J. Testing and Evaluation, 6 (1977), p. 175
- 53) 増田千利, 西島 敏: 材料, 27 (1978), p. 59
- 54) 角田方衛, 丸山典夫, 内山 郁: 鉄と鋼 65 (1979), p. 637
- 55) G. FOWLER: Mat. Sci. Engng, 39(1979), p. 121
- 56) R. T. DAVENPORT and R. BROOK: Fatigue Engng Mat. Struct., 1(1979), p. 151
- 57) H. SUZUKI and A. J. McEVILY: Met. Trans., 10A(1979), p. 475
- 58) J. P. BENSON: Metal Sci., 13(1979), p. 535
- 59) J. MASOUNAVE and J.-P. BAILON: Proc. 2nd Intern. Conf. on Mech. Behav. Mat., Boston, (1976), p. 636

Table A. Data on ΔK for various steels.

Reference	Standard (Code No.)	Chemical composition	Heat treatment and structure ^{a)}	Mechanical properties ^{b)}				Specimen and testing method ^{c)}			Coeff. for Paris eqn ^{d)}		Remarks ^{e)}		
				σ_{ys} MPa	σ_B MPa	ϵ_u %	ϕ %	K_{IC} MPam ^{1/2}	Type	Dimension w × t mm	R	ΔK_{th} MPam ^{1/2}		m	-log C
1 Klesnil and	12010 (II)	0.12C	Annealed	○	441				C.C.	60" × 3.4"	0	5.02	2.83	11.017	R = -2.33 ~ 0
2 Luckás ⁶⁷⁾	12060 (III)	0.65C	Annealed	●	735				C.C.	"	0	5.26	2.65	10.857	R = -2.33 ~ 0.3
3	Mild steel			○	435				D.E.N. Axial	53" × 6"	0.13	6.6	3.3	11.615	R = -1 ~ -0.64 Constant loading
4 Pook ¹⁶⁾	Low alloy steel			△	680				"	"	0	6.6	3.3	11.615	R = -1 ~ -0.76 Constant loading
5	18/8 Austenite steel			◇	665				"	"	0	6.0	3.1	11.477	R = -1 ~ -0.74 Constant loading
6 Paris et al. ²⁹⁾	A508-2 Forged steel			○	477	608	25.6	68.6	C.T.	64" × 5.1"	0.1	6.76	2.76	11.249	R = 0.1 ~ 0.7
7	A533 B-1			△	483	620			C.T.	"	0.1	8.06	2.62	11.140	R = 0.1 ~ 0.8
8 Cooke and	C-Mn steel M	0.55C 0.66Mn	Annealed at 900°C	●	337	806			S.E.N. Bending	35" × 18"	0.08	11.7	4.69	14.064	R = 0.05 ~ 0.72
9 Beevers ¹⁴⁾	C-Mn steel CP	0.55C 2.23Mn	"	●	399	917			"	"	0.05	12.6	5.54	14.780	R = 0.06 ~ 0.63
10 Cooke et al. ³⁰⁾	En 24 TM	0.48C, 1.42Ni 1.03Cr, 0.26Mo	835°C 1h O.Q. 500°C Q.T.	△	1,275	1,350			S.E.N. Bending	50" × 25"	0.13	5.2	3.01	11.420	R = 0.17 ~ 0.72 Air, Vacuum
11 Beevers et al. ³¹⁾	C-Mn steel P	0.55C 0.66Mn	Annealed	●	434	778	24.7		S.E.N. Bending	35" × 18"	0.07	8.1	2.61	10.772	R = 0.06 ~ 0.73
12	C-Mn steel MP	0.55C 2.23Mn	"	●	753	1,124	21.7		"	"	0.1	10.5	4.35	13.426	R = 0.10 ~ 0.72
13 Kikukawa et al. ³²⁾	Pure iron	0.01C 0.11Mn	950°C 1h F.C.	○	122	272	47.8	85.6	S.E.N. Bending	13" × 5"	0	7.09	(4.00)	(12.665)	R = 0, -1
14	Al-killed steel	0.09C, 0.46Mn 0.31Al	920°C 1h A.C. 350°C 5h F.C.	○	220	330	41.6	79.4	"	"	0	8.79	(7.83)	(17.321)	"
15	Rimmed steel	0.11C 0.39Mn	920°C 1h A.C. 700°C 1h W.Q.	○	344	465	14.7	74.6	"	"	0	14.2	(5.98)	(16.094)	"

N.B.

a). The symbols specifying the metallurgical structures are indicated in Table 1

b). σ_{ys} : monotonic yield stress, σ_B : ultimate tensile strength, ϵ_u : elongation, ϕ : reduction of area

c). C.C.: center cracked, D.E.N.: double edge-notched, S.E.N.: single edge-notched, C.T.: compact type, W: width of specimen, t: thickness of specimen

d). The values obtained when $d\alpha/dN$ and ΔK are measured in units of m/cycle and MPam^{1/2}, respectively,

e). d(F): ferrite grain size, d(P.A.): prior austenite grain size, d(A): austenite grain size

Reference	Standard (Code No.)	Chemical composition	Heat treatment and structure ^{a)}	Mechanical properties ^{b)}					Specimen and testing method ^{c)}			Coeff. for Paris eqn ^{d)}		Remarks ^{e)}	
				σ_{ys} MPa	σ_B MPa	ϵ_u %	ϕ %	K_{IC} MPam ^{1/2}	Type	Dimension w × t mm	R	ΔK_{th} MPam ^{1/2}	m		-log C
16	S35C	0.38C, 0.72Mn 0.25Si, 0.13Cr	880°C 1h A.C. ○	372	612	23.7	58.5		S.E.N. Bending	13* × 5†	0	10.0	(8.55)	(17.583)	R=0, -1
17	SA302B 0°	0.19C, 1.33Mn 0.69Ni, 0.19Cr, 0.58Mo	900°C W.Q. 665°C Q.T. △	531	690		67.9		"	"	0	7.39	(5.48)	(14.641)	"
18	SA302B 90°	"	" △	531	690	36.8	45.9		"	"	0	6.61	(5.16)	(13.997)	"
19	WT-80C	0.15C, 0.9C Mn 0.30Cu, 1.06Cr, 0.82Mo	930°C 0.5h O.Q. 640°C Q.T. △	777	831	14.8	74.0		"	"	0	6.06	(3.87)	(12.471)	
20	SNCM8	0.36C, 1.77Ni 0.71Cr, 0.22Mo	850°C 1h O.Q. 650°C 2h Q.T. △	778	788	18.2	65.1		"	"	0	6.78	(4.19)	(12.988)	
21	SUS304 Sol. treat.	0.061C, 1.84Mn 9.13Ni, 18.57Cr	1060°C 0.5min S.T. ◇	224	626	71.5	81.9		"	"	0	2.76			
22	SUS 304 35% drawn	0.076C, 1.82Mn 8.76Ni, 18.48Cr	" ◇	1,027	1,063	16.6	72.4		"	"	0	2.76	(3.07)	(15.146)	
23	SUS304 65% swaged	0.086C, 1.52Mn 8.11Ni, 18.57Cr	" ◇	1,470	—	7.0	56.8		"	"	0	3.77	(3.96)	(12.330)	
24	S35C	0.38C, 0.72Mn 0.25Si, 0.13Cr	880°C 1h A.C. ○	372	612	23.7	58.5		S.E.N. Bending	15* × 4†	0	5.21			Constant loading (Pre-cracking)
25	"	"	" ○	"	"	"	"		"	"	0	6.70			K decreasing started at $\Delta K = 12.4 \text{ MPam}^{1/2}$
26	"	"	" ○	"	"	"	"		"	"	0	5.08			K decreasing started at $\Delta K = 8.37 \text{ MPam}^{1/2}$
27	HT80	0.10C, 0.98Ni 0.41Cr, 0.43Mo	" △	725	784	26			C.C.	40" × 9†	0.04	4.81	3.00	11.231	
28	SM50	0.15C, 1.29Mn	" ○	372	500	23			"	40" × 8†	0.04	4.78	3.50	11.736	
29	SM50A	0.17C 1.42Mn	As hot rolled ○	372	568	27			C.C.	200" × 10†	0	10.85	4.62	13.798	R = -1 ~ -0.8
30	SM58Q	0.14C, 1.30Mn 0.024Ni, 0.070Cr 0.023Mo, 0.038V	930°C W.Q. 650°C A.C. △	588	666	27			"	"	0	7.94	2.80	11.326	"
31	HT80	0.13C, 0.94Mn 0.025Ni, 0.46Cr 0.14Mo	880°C W.Q. 570°C A.C. △	794	823	25			"	"	0	7.63	2.54	10.869	"
32	A553A	0.067C, 0.60Mn 9.05Ni	800°C W.Q. 575°C A.C. □	725	774	25			"	"	0	6.88	2.95	11.360	"
33	SUS304	0.063C, 1.17Mn 8.46Ni, 20.16Cr	1075°C S.T. and W.Q. ◇	265	617	60			"	"	0	2.91	3.18	11.660	"
34	12-2	0.42C, 0.65Mn 0.087Nb	Control rolled ○	494					C.T.	48" × 12.5†	0	6.3			R = 0 ~ -0.8 d(F) = 6 μm

Reference	Standard (Code No.)	Chemical composition	Heat treatment and structure ^{a)}	Mechanical properties ^{b)}					Specimen and testing method ^{c)}			Coeff. for Paris eqn ^{d)}		Remarks ^{e)}		
				σ_{ys} MPa	σ_B MPa	ϵ_u %	ϕ %	K _{IC} MPam ^{1/2}	Type	Dimension w×t mm	R	ΔK_{th} MPam ^{1/2}	m		-log C	
35 Masounave and Bailon ³⁴⁾	6-2	0.40C, 0.67Mn, 0.026Nb	Control rolled	⊕	477					C.T.	48"×12.5'	0	11		R=0~0.7 d(F)=7.5μm	
	6-T	"	"	⊕	477					"	"	0	12.4		R=0~0.6 d(F)=8.1μm	
	E6	0.79C, 0.68Mn, 0.033Nb	"	●	532					"	"	0	11.4		R=0~0.6	
	8009-12-1	0.82C, 0.65Mn, 0.098Nb	"	●	480					"	"	0.1	9.3		R=0.1~0.6	
39 Masounave and Bailon ³⁵⁾	1500-95-1	0.07C, 0.46Mn	950°C 1h	○	219					C.T.	48"×12.5'	0.01	9.0		R=0.01~0.6 d(F)=19μm	
	1500-125-2	"	1,250°C 1h	○	192					"	"	0.1	9.3		R=0.1, 0.2 d(F)=40μm	
	1500-13-4	"	1,300°C 1h	○	168					"	"	0.2	14.7		R=0.2, 0.3 d(F)=153μm	
42 Murakami et al. ³⁶⁾	10B35	0.36C, 0.90Mn, 0.03Ti, 0.0014B	850°C O.Q., 100°C 2h, W.Q.	▽	1,872	1,872	6.3		60.8	C.C.	50"×5'	0.06	6.20	2.85	11.062	R=0.06, 0.4
	"	"	850°C O.Q., 200°C 2h, W.Q.	▽	1,637	1,852	11.6		59.5	"	"	"	5.89	3.08	11.438	"
	"	"	850°C O.Q., 300°C 2h, W.Q.	▽	1,450	1,588	12.1		68.2	"	"	"	5.27	2.58	10.568	"
	"	"	850°C O.Q., 400°C 2h, W.Q.	△	1,333	1,382	13.2		86.8	"	"	"	4.65	2.40	10.403	"
	"	"	850°C O.Q., 500°C 2h, W.Q.	△	911	970	18.4			"	"	"	3.72	2.40	10.403	"
	"	"	850°C O.Q., 600°C 2h, W.Q.	△	706	794	24.4			"	"	"	3.78	2.63	10.808	"
	"	SK5	0.84C, 0.28Si, 0.41Mn	As received	●	311	696				C.C.	50"×5'	0.06	6.20	3.25	11.379
49 Murakami et al. ³⁷⁾	"	"	1,100°C N., 800°C O.Q., 200°C W.Q.	▽	1,127	1,225				"	"	"	5.71	8.80	17.570	d(P.A.)=20μm
	"	"	950°C N., 800°C O.Q., 200°C W.Q.	▽	1,098	1,186				"	"	"	4.96	4.32	12.441	d(P.A.)=17μm
	"	"	850°C O.Q., 200°C W.Q.	▽	895	1,176				"	"	"	5.12	3.58	11.604	d(P.A.)=12μm
	"	SNCM8	0.36C, 1.85Ni, 0.73C, 0.18Mo	850°C O.Q., 100°C W.Q.	▽	1,362	2,117	11	35.5		C.C.	50"×5'	0.06	7.01	5.80	15.801
53 Kobayashi et al. ³⁸⁾	"	"	"	▽	"	"	"	"		C.T.	51"×12.5'	"	3.47	3.15	11.043	R=0.06, 0.4

Reference	Standard (Code No.)	Chemical composition	Heat treatment and structure ^{a)}	Mechanical properties ^{b)}						Specimen and testing method ^{c)}			Coef. for Paris eqn ^{d)}		Remarks ^{e)}
				σ_{ys} MPa	σ_B MPa	ϵ_u %	ϕ %	K _{IC} MPam ^{3/2}	Type	Dimension w×t mm	R	ΔK_{th} MPam ^{1/2}	m	-log C	
73 Priddle ⁴⁴⁾	AISI316 B	0.04C, 0.57Si 1.35Mn, 13.1Ni 17.3Cr, 3.13Mo	1050°C, A.C.	◇	255	645				C.T.	25 [*] ×10 ¹	0.05	6.0		R=0.05~0.74 d(A)=63μm
	"	"	1050°C, A.C. 1180°C, 72h	◇	198	535				"	"	0.03	8.1		R=0.03~0.61 d(A)=330μm
75 Mautz and Weiss ⁴⁵⁾	D6ac	0.48C, 0.83Mn 0.58Ni, 1.06Cr 1.01Mo, 0.10V	913°C, A.C. 875°C, O.Q. 260°C, 2h	▽	1,640	1,970		37.9		C.T.	63.5 [*] ×2.5 ^t	0.02	3.45		R=0.02~0.92 Air, Dry argon, Wet argon
	BC15 mild steel	0.19C, 0.59Mn		○	401	585						0	6.33	2.69	10.635 K _m =15.8, 31.6 47.5MPam
77 Ritchie ³⁾	300M T100	0.42C, 1.59Si 0.76Mn, 0.76Cr 0.41Mo, 1.76Ni	870°C, O.Q. 100°C, 1h, W.Q.	▽	1,497	2,338	12.4		35.5	C.T.	51 [*] ×12.7 ^t	0.05	2.98	2.94	10.568 R=0, 0.7 d(P.A.)=20μm
	T300	"	870°C, O.Q. 300°C, 1h, W.Q.	▽	1,737	2,006	11.9		65.1	"	"	0.05	3.08	2.54	10.422
79	T470	"	870°C, O.Q. 470°C, 1h, W.Q.	△	1,497	1,683	12.1		68.9	"	"	0.05	5.10	3.07	11.079
	T650	"	870°C, O.Q. 650°C, 1h, W.Q.	△	1,074	1,186	18.1		185	"	"	0.05	8.50	3.33	11.979
81	T650SC	"	870°C, O.Q. 650°C, 1h step-cooled	△	1,070	1,179	14.9		79.6	"	"	0.05	6.17	3.37	11.713
	ISO250	"	870°C, F.C. to 250°C, O.Q. 300°C, 1h, W.Q.	▽	1,497	1,862	14.5		88.5	"	"	0.05	3.60	2.56	11.818
83	A1200	"	1200°C, O.Q. 300°C, 1h, W.Q.	▽	1,657	1,986	6.3		80.3	"	"	0.05	3.00	2.81	10.943 R=0, 0.7 d(P.A.)=160μm
	Fe-Cr-C steel	0.35C, 4Cr	870°C, 1h W.Q.	▽	1,324	1,903	9.2		58	C.T.	51 [*] ×12.7 ^t	0.05	4.38	2.60	10.783 d(P.A.)=30μm
85	"	"	1000°C, 1h W.Q.	▽	1,324	1,966	7.8		76	"	"	0.05	3.40	2.60	10.783 d(P.A.)=90μm
	"	"	1100°C, 1h W.Q.	▽	1,303	1,910	8.3		85	"	"	"	3.25	"	" d(P.A.)=150μm
87	"	"	1200°C, 1h W.Q.	▽	1,324	1,986	3.7		79	"	"	"	3.00	"	" d(P.A.)=180μm
	HP9-4-20 HT-1	0.18C, 0.33Mn 9.30Ni, 0.79Cr 0.95Mo, 4.60Co	900°C, 1h, O.Q. 830°C, 1h, A.C. -90°C, 1h, 500°C, 4h	□	1,304	1,444	8.1			C.T.	51 [*] ×6 ^t	0.10	4.7	3.68	11.807 Retained austenite =2.8%
89	HP9-4-20 HT-2	"	HT-1+720°C, 1h, W.Q. before tempering	□	892	1,218	11.5			"	"	0.10	5.7	3.14	11.343 Retained austenite =13.0%
	AF-1410	0.16C, 10Ni 14Co	tempered	□		1,670				"	"	0.08	2.6	2.50	10.275
91 Mclester ⁴⁹⁾	Grade 1 axle steel			⊕						C.T.		0.07	7.4	3.75	12.622

Reference	Standard (Cobe No.)	Chemical composition	Heat treatment and structure ^{b)}	Mechanical properties ^{b)}					Specimen and testing method ^{c)}			Coeff. for Paris eqn ^{d)}		Remarks ^{e)}		
				σ_{ys} MPa	σ_B MPa	ϵ_u %	ϕ %	K_{Ic} MPam ^{3/2}	Type	Dimension w×t mm	R	ΔK_{th} MPam ^{1/2}	m		-log C	
92	En24 High purity	0.39C, 0.14Si 0.43Mn, 1.03Cr 0.26Mo, 1.35Ni	200°C, 1h Tempered	▽	1,420				80	C.T.	37.5×18 ¹	0.1	2.75	2.50	10.501	R=0.1, 0.35, 0.7 Air, Vacuum
93	BS817M-40 FA	0.42C, 0.59Mn 1.01Cr, 0.29Mo 1.38Ni, 0.16Cu	840°C, 1h, O.Q. 200°C, 1h, W.Q.	▽	1,560	1,886	12			C.T.	37.5×18 ¹	0.1	3.2	3.43	11.443	R=0.1, 0.35, 0.7 Air, Vacuum
94	BS817M-40 HP	0.45C, 0.50Mn 1.07Cr, 0.25Mo 1.52Ni	"	▽	1,580	1,960	11			"	"	0.1	2.8	2.88	11.013	"
95	HY130	0.09C, 5Ni 0.5Cr, 0.5Mo	830°C, W.Q. 643°C, W.Q.	△	993	1,034	22	70.2		S.E.N. Axial	76.2×11.5 ¹	0.05	5.74	3.71	12.159	R=0.05, 0.7, 0.9 Air, 3.5%NaCl
96	S25C	0.28C, 0.30Si 0.46Mn, 0.018Ni 0.039Cr, 0.043Mo	845°C, N.	○	289	472	37			C.C.	18×4 ¹	0	4.19	2.78	10.735	
97	SK5	0.86C, 0.24Si 0.42Mn, 0.06Ni 0.17Cr	1000°C, O.Q.	▶	1,186	1,186	—			"	"	0	5.43	5.60	13.621	
98	SCM3	0.33C, 0.78Mn 0.04Ni, 1.00Cr 0.14Mo	300°C, T.	▽	1,387	1,655	9.7			"	"	0	4.71	2.72	10.766	
99	"	"	600°C, T.	△	916	1,046	22			"	"	0	4.00	2.29	10.260	
100	HY140	0.13C, 0.98Mn 5.49Ni, 0.52Cr 0.79Mo, 0.1V, 0.9Cu	900°C, 2h, A.C. 850°C, 1h, W.Q. 615°C, 1h, W.Q.	△	1,116	1,170	7.5	69.5		S.E.N. Axial	15×5 ¹	0.1	2.85	2.87	10.582	d(P.A.)=15μm
101	"	"	900°C, 2h, A.C. 1250°C, 1h, W.Q. 651°C, 1h, W.Q.	△	1,035	1,124	7.1	65.9		"	"	0.1	2.85	2.87	10.582	d(P.A.)=250μm
102	HY240 Tempered	0.17C, 9.66Ni 13.8Co, 1.92Cr 1.19Mo	900°C, 2h, A.C. 815°C, 1h, W.Q. 510°C, 1h, W.Q.	□	1,502	1,660	3.6	62.2		"	"	0.1	2.42	2.36	10.031	
103	HY240 As-quenched	"	900°C, 2h, A.C. 815°C, 1h, W.Q.	□	1,321	1,656	9.3			"	"	0.1	2.42	2.30	9.941	
104	HP9-4-20	0.23C, 9.29Ni 4.6Co, 0.78Cr 1.25Mo, 0.1V	900°C, 2h, A.C. 830°C, 1h, W.Q. 555°C, 4h, W.Q.	□	1,452	1,535	4.6	60.2		"	"	0.1	3.04	2.46	10.168	
105	200 Maraging	0.00C, 17.1Ni 6.9Co, 4.48Mo 0.24Ti	815°C, 1h, A.C. 482°C, 3h, A.C.	□	1,288	1,358	2.3	65.5		"	"	0.1	3.41	2.47	10.461	
106	250 Maraging	0.00C, 17.8Ni 7.9Co, 5.49Mo 0.44Ti	815°C, 1h, A.C. 482°C, 3h, W.Q.	□	1,609	1,692	—	63.4		"	"	0.1	3.32	2.38	10.168	
107	MA-164 (SZ)	0.01C, 4.5Ni 10.8Co, 12.2Cr 4.93Mo, 0.22Ti	1000°C, 1h, O.Q. Sub zero 525°C, 4h, W.Q.	□	1,336	1,419	8.9	62.3		"	"	0.1	5.67	3.01	11.259	
108	MA-164 (Not SZ)	"	1000°C, 1h, O.Q. 525°C, 4h, W.Q.	□	1,318	1,413	13.3			"	"	0.1	5.52	3.00	11.177	
109	PH13-8	0.00C, 7.79Ni 11.9Cr, 3.39Mo	1000°C, 0.5h, O.Q.	□	809	865	10.4	66.9		"	"	0.1	4.03	2.75	10.847	
110	Rail R1	0.74C, 0.85Mn 0.17Si 0.025P, 0.030S	"	●	482	937	9.5			S.E.N. Axial	40×10 ¹	0	8.26			

Reference	Standard (Code No.)	Chemical composition	Heat treatment and structure ^{a)}	Mechanical properties ^{b)}					Specimen and testing method ^{c)}			Coeff. for Paris eqn		Remarks ^{d)}	
				σ_{ys} MPa	σ_B MPa	ϵ_u %	ϕ %	K_{IC} MPam ^{1/2}	Type	Dimension w×t mm	R	ΔK_{Ih} MPam ^{1/2}	m		-log C
111 Fowler ⁵⁵⁾	Rail R2	0.79C, 0.85Mn, 0.18Si, 0.025P, 0.030S	●	557	953	14.3			S.E.N. Axial	40"×10 ¹	0	7.69		Rail steels included stringer	
	" R3	0.76C, 0.92Mn, 0.15Si, 0.012P, 0.042S	●	478	935	10.4			"	"	0	8.00		inclusions aligned parallel to specimen axis	
	" R4	0.72C, 0.73Mn, 0.14Si, 0.010P, 0.018S	●	452	873	10.8			"	"	0	9.34			
	" R5	0.69C, 0.73Mn, 0.12Si, 0.013P, 0.034S	●	417	837	12.2			"	"	0	8.12			
	" R6	0.81C, 0.92Mn, 0.14Si, 0.020P, 0.025S	●	536	974	8.4			"	"	0	8.57			
	" Wheel WA	0.74C, 0.60Mn, 0.05Si, 0.010P, 0.042S	●	535	850	7.1			"	"	0	8.21		Wheel steels included elongated	
116	" WB	0.74C, 0.68Mn, 0.27Si, 0.018P, 0.040S	●	495	841	7.0			"	"	0	8.23		inclusions aligned normal to specimen axis.	
	" WC	0.69C, 0.70Mn, 0.13Si, 0.020P, 0.040S	●	526	879	11.1			"	"	0	7.64			
	" WD	0.76C, 0.74Mn, 0.17Si, 0.011P, 0.045S	●	492	900	12.2			"	"	0	8.87			
120	C-Mn steel	0.15C, 1.5Mn	△	350					S.E.N. Bending	12 ¹	0.2	9.60			
121 Suzuki and McEvily ⁵⁷⁾	AISI1080 A	0.15~0.20C, 0.60~0.90Mn	○	293	543	—	32.6		C.T.	57.2"×6.3 ¹	0.05	8.0	3.32	11.929	d(F)=3μm
	" B	"	△	452	750	9.9	0		"	"	0.05	18.0	9.66	21.936	d(F)=40μm
123 Benson ⁵⁸⁾	Fe-Ti-C steel As received	0.05C, 0.41Mn, 0.26Ti	○	411	490	30	83		C.T.	50"×10 ¹	0.1	9			R=0.1, 0.3, 0.7 d(F)=24μm
	Transformed at 800°C	"	○	368	505	30	84		"	"	0.1	12			R=0.1, 0.3, 0.7 d(F)=70μm
	Transformed at 725°C	"	○	581	708	24	66		"	"	0.1	10.5			R=0.1, 0.3, 0.7 d(F)=70μm
	Transformed at 600°C	"	○	681	792	22	52		"	"	0.3	8.5			R=0.3, 0.7 d(F)=70μm
127 Kitsunai ²⁶⁾	SCM4 A500 T	0.40C, 0.69Mn, 0.047Ni, 1.06Cr, 0.20Mo	△	1,088	1,178	11.8			C.C.	100"×4 ¹	0	5.31	3.12	11.621	d(P.A.)=238μm
	" A350 T	"	▽	1,337	1,586	7.6			"	"	0	4.81	3.35	11.666	d(P.A.)=238μm
	" A200 T	"	▽	1,475	1,905	8.3			"	"	0	4.64	2.79	11.090	d(P.A.)=238μm

	Reference	Standard (Code No.)	Chemical composition	Heat treatment and structure	Mechanical properties				Specimen and testing method			Coeff. for Paris eqn		Remarks				
					σ_{ys} MPa	σ_B MPa	ϵ_u %	ϕ %	K_{IC} MPa $m^{1/2}$	Type	Dimension $w \times t$ mm	R	ΔK_{th} MPa $m^{1/2}$		m	$-\log C$		
130	Kitsuna ²⁶⁾	SCM4 B500T	0.40C, 0.69Mn 0.047Ni, 1.05Cr 0.20Mo	1050°C, 1h, F.C. 850°C, 1h, O.Q. 500°C, W.Q.	Δ	1,082	1,206	13.8			C.C.	100 \times 4 ^t	0	5.61	2.53	10.738	d(P.A.)=107 μ m	
131		B200T	"	1050°C, 1h, F.C. 850°C, 1h, O.Q. 200°C, W.Q.	∇	1,535	2,056	8.3				"	"	0	3.72	3.24	11.590	d(P.A.)=107 μ m
132		C500T	"	950°C, 1h, F.C. 850°C, 1h, O.Q. 500°C, W.Q.	Δ	1,128	1,283	13.7				"	"	0	3.69	2.55	10.711	d(P.A.)=34.2 μ m
133		C200T	"	950°C, 1h, F.C. 850°C, 1h, O.Q. 200°C, W.Q.	∇	1,667	2,021	7.4				"	"	0	3.58	3.44	11.818	d(P.A.)=34.2 μ m
134		SB42	0.17C, 0.64Mn	As-received	\circ	265	431	27.0				C.C.	100 \times 4 ^t	0	7.69	3.05	11.450	
135		S35C	0.32C, 0.67Mn 0.15Cu, 0.06Ni 0.10Cr	600°C Anneal	\ominus	346	594	30.9				"	"	0	7.38	3.16	11.726	
136		"	"	850°C, W.Q. 500°C, Temper	Δ	659	828	20.7				"	"	0	5.60	2.52	10.662	
137		"	"	850°C, W.Q. 350°C, Temper	∇	1,005	1,127	13.2				"	"	0	2.71	2.72	10.990	
138		S55C	0.55C, 0.77Mn	850°C, Anneal	\bullet	443	717	23.1				"	"	0	8.84	3.32	11.805	
139		"	"	850°C, W.Q. 650°C, Temper	\blacktriangle	695	823	21.8				"	"	0	3.13	2.91	11.221	
140		"	"	850°C, W.Q. 500°C, Temper	\blacktriangle	870	1,060	14.2				"	"	0	5.62	2.71	10.985	
141		"	"	850°C, W.Q. 350°C, Temper	\blacktriangledown	1,337	1,494	7.3				"	"	0	5.31	2.99	11.419	
142		"	"	850°C, W.Q. 200°C, Temper	\blacktriangleright	1,686	1,829	2.1				"	"	0	2.95	3.13	11.250	
143		SK5	0.82C, 0.33Mn 0.12Cu, 0.09Ni 0.15Cr	700°C, Anneal	\bullet	389	816	19.6				"	"	0	6.13	3.10	11.378	
144		Otsuka et al. ²⁷⁾	Cold rolled steel A, B	0.07C 0.35Mn	950°C, 3h, F.C.	\circ	159	285	65.6			C.C.	75 \times 3.2 ^t	0	5.35	3.57	12.160	R=0, 0.5 Constant loading
145			"	"	"	\circ	"	"	"			"	"	0	6.85	"	"	R=0, 0.5 K decreasing
146			Cold rolled steel C	"	650°C, 1h, F.C.	\circ	238	309	61.8				"	"	0	6.05	3.81	12.359
147	"	"	"	\circ	"	"	"				"	"	0	6.85	3.81	12.359	R=0, 0.5 K decreasing	