



UDC 539.388.1 : 539.377

鉄鋼材料の低温疲労特性

平川賢爾*・外山和男*²

Fatigue Properties of Steels at Low Temperature

Kenji HIRAKAWA and Kazuo TOYAMA

1. はじめに

鉄鋼材料を使用する場合にその低温疲労強度が問題となるのは次の機器・構造物に分類することができる。

- (i) 寒冷地における機械要素・構造物
- (ii) 低温の内容物を保管あるいは運搬する貯蔵設備
- (iii) 超伝導利用技術に関連した機械要素

いずれも、最近その使用範囲がますます拡大されている機器・構造物であり、これらの低温疲労に関するデータがかなり蓄積されるようになってきた。さてこれら3つの間では使用温度もかなり差があり、それに応じて使用される材料も当然異なっている。(i)の場合、例えばソ連などでは -50°C 程度での使用を見込んでおり¹⁾使用される材料も一般構造用鋼が主体であり、規格等により低温での使用に特に配慮しているとは思われない。(ii)の場合は内容物によつて使用温度は非常に異なるがほぼ $-60\sim-162^{\circ}\text{C}$ が対象の温度となることが多い。(宇宙船で使用される水素コンテナなどではさらに低い -253°C での疲労が問題とされることもある²⁾。)図1は常圧における各種液化ガス温度とそれらに対して用いられる鉄鋼材料をまとめたものである。最近多量に利用されている液化天然ガス(以下LNG)の常圧沸点は -162°C であり、LNG貯蔵設備や輸送船に使用されるAl合金や9Ni鋼などの材料について $-160\sim-196^{\circ}\text{C}$ 域での疲労特性が詳細に調べられている³⁾。(iii)になると温度は絶対零度に近い液体ヘリウム温度(4K)となるので、使用材料もオーステナイトステンレス鋼、Ni基合金等ごく限定された材料となり、これらの超低温疲労特性が中心に調査されている^{4)~9)}。しかし現在までのところこの温度域に関するデータはまだ限られたものである。

2. 設計方法と低温疲労特性の関連

現在採用されている設計方法は設計寿命中に疲労き裂か発生しないことを原則とする Safe-life 設計とある条件の下に疲労き裂の発生・成長を許容する Fail-safe 設計に大別される。そしていずれの設計方法によるかによつて問題とすべき低温疲労特性は異なってくる。すなわち Safe-life 設計において必要な疲労特性とは図2に示される S-N 線図[†]であり、Fail-safe 設計においては図3に示される線形破壊力学で規定される諸特性(疲労き裂進展限界応力拡大係数(ΔK_{th}), 疲労き裂進展速度($da/dN\sim\Delta K$), 破壊靱性値(K_{Ic} , K_{Ic}))である。また S-N 線図を基準とする場合でも無限の繰返しに耐えることを仮定すれば図2の水平部分いわゆる疲労限度が設計に使用されるのに対し、設計期間中に作用する繰返し数が限定される場合にはそれに対応したひずみ、あるいは応力が使用される。図2は MANSON¹⁰⁾ によれば

$$\Delta\epsilon = 3.5(\sigma_u/E)N_f^{0.12} + D^{0.6} \cdot N_f^{0.6} \dots \dots \dots (1)$$

ここで $\Delta\epsilon$: 繰返しひずみ範囲

σ_u : 引張強さ E : ヤング率

D : 破断延性値 (= $\ln 1/1 - R.A$ $R.A$: 絞り)

N_f : 破断繰返し数

で表され、第1項目は弾性ひずみに起因する損傷量、第2項目は塑性ひずみに起因する損傷量であり、前者は材料の強度特性に、後者は延(靱)性値に依存することを示している。また図2により繰返し数の小さな領域の疲労強度いわゆる低サイクル疲労強度は主に塑性ひずみに支配されていること、高サイクル疲労強度及び疲労限度は弾性ひずみに支配されていることがわかる。このことは低温疲労を考える際に特に重要なことである。な

† ここでSは応力(Stress)とひずみ(Strain)の両方を含めた広い意味で使用。

昭和56年7月10日受付(Received July 10, 1981)(依頼解説)

* 住友金属工業(株)中央技術研究所 工博(Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

*² 住友金属工業(株)中央技術研究所(Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-3 Nishinagahondori Amagasaki 660)

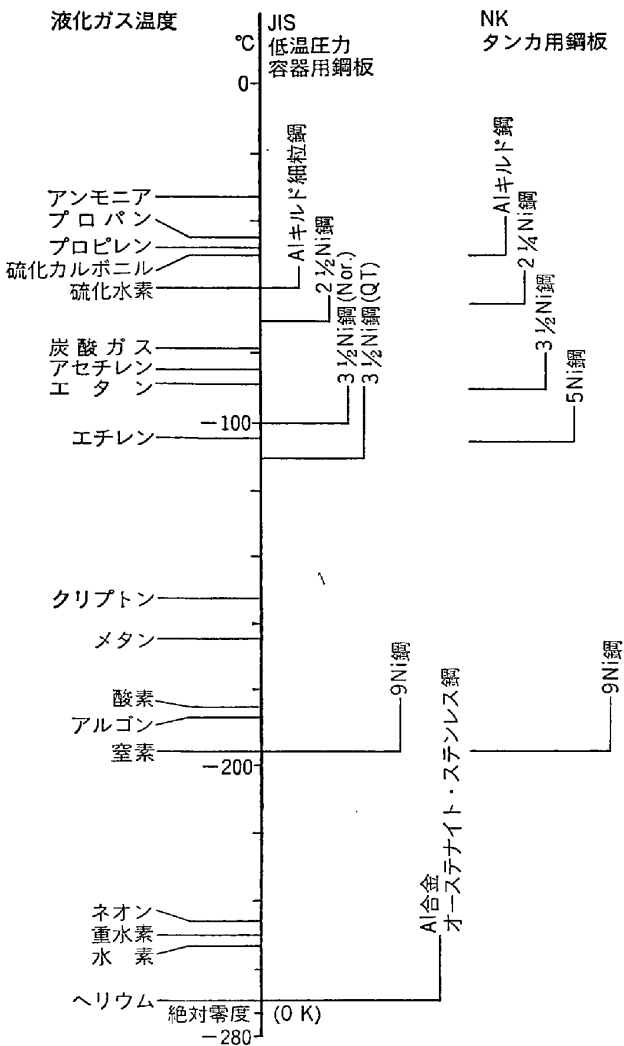


図1 各種液化ガスの常圧沸点温度と使用される鉄鋼材料

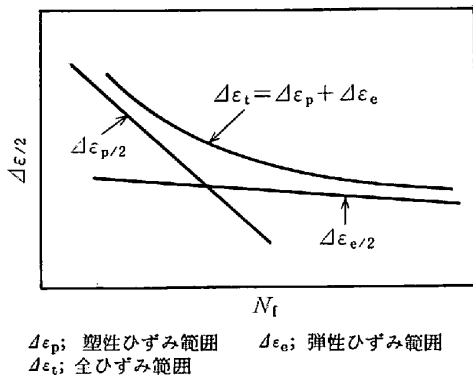


図2 S-N 曲線

ぜなら鉄鋼材料は一般に温度が低くなると強度が増加し、延(靱)性値が低下するために低サイクル疲労と高サイクル疲労とでは温度の影響が異なつて表れるからである。

そこで次に低温疲労特性を高サイクル疲労強度、低サイクル疲労強度、疲労き裂進展挙動に分けて述べる。

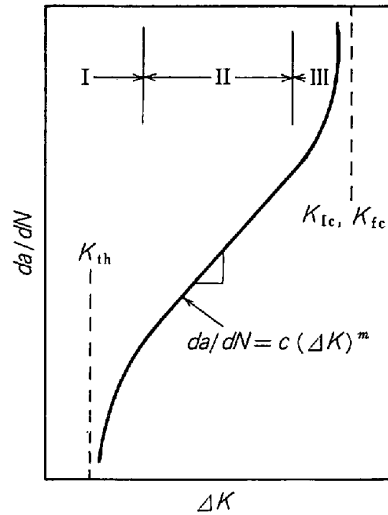


図3 疲労き裂進展曲線

3. 低温での高サイクル疲労特性

低温領域における炭素鋼、合金鋼、9Ni鋼、ステンレス鋼の疲労限度を耐久比(疲労限度/引張強度)とともに図4に示す^{4)11)~19)}。これにより疲労限度はいずれの鋼種においても例外なく低温の方が室温より高いことがわかる。このように疲労限度が増加することは式(1)より高サイクル疲労特性が延(靱)性よりも強度に強く依存することより当然予測されることである。ただ特徴的なことはステンレス鋼を除く多くの材料で耐久比も上昇していることである。すなわち低温での強度の増加分以上に疲労限度が増加していることである。しかもそれは低温で延(靱)性に乏しい鋼種で顕著である。一方ステンレス鋼では多少傾向が異なり、溶体化のままの18-8ステンレス鋼の耐久比は低温になると減少している。ところが強度の冷間加工をした18-8ステンレス鋼やマルテンサイトステンレスであるステンレスW鋼では炭素鋼や合金鋼と同じく耐久比は同等もしくは増加している。このような挙動は18-8ステンレス鋼が準安定オーステナイトであることと関連していると推定されている、18-8ステンレス鋼は疲労変形中に歪み誘起マルテンサイト変態することが知られており⁴⁾このマルテンサイトは引張強さに寄与する程には疲労強度に寄与しない²⁰⁾ことなどが影響しているものと思われるが詳しいことは明らかではない。

9Ni鋼の耐久比は温度によらずほぼ一定となつている。

以上は平滑材の低温疲労特性であり、実際の設計等に際しては切り欠きや平均応力の影響を知ることも大切である。図5¹²⁾¹⁸⁾は炭素鋼、9Ni鋼の低温疲労に及ぼす切り欠きの影響を示したもので、かなり鋭い切り欠きが存在する場合でも疲労限度の絶対値は室温より高くなつていくことがわかる。ただその増加率が平滑材より小さい

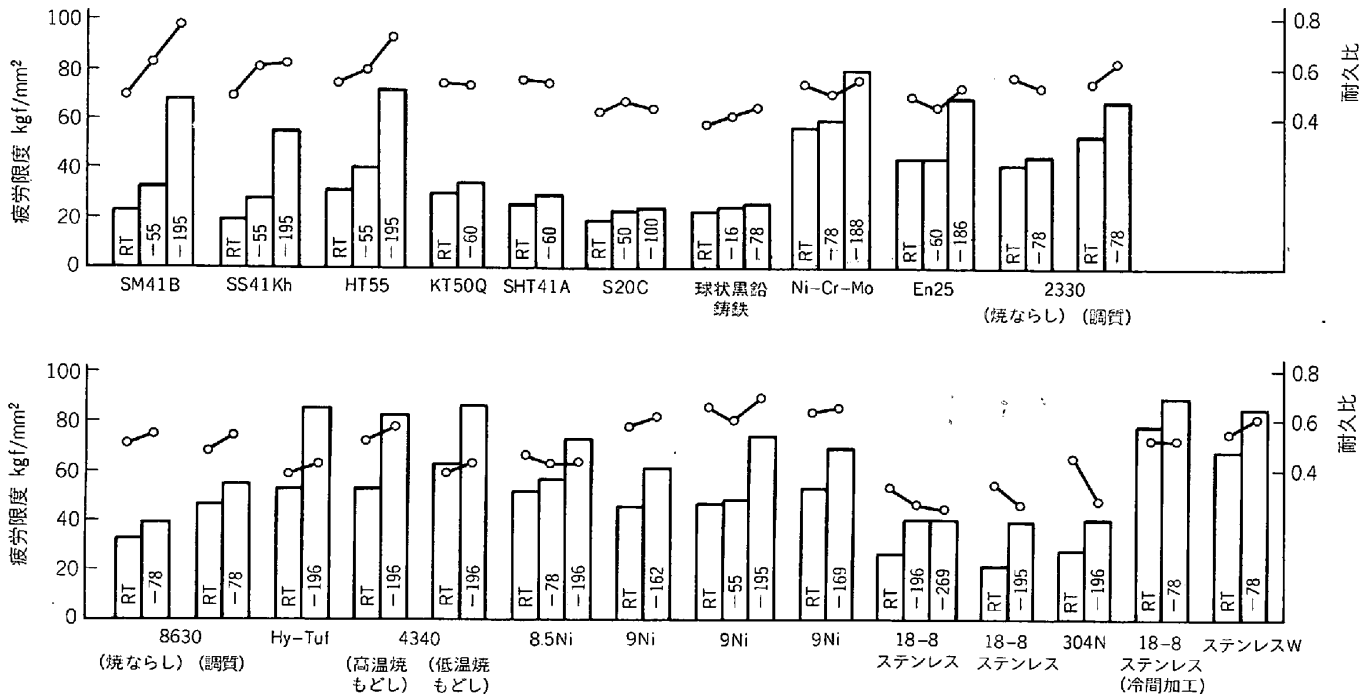


図4 各種鉄鋼材料の低温疲労限度と耐久比

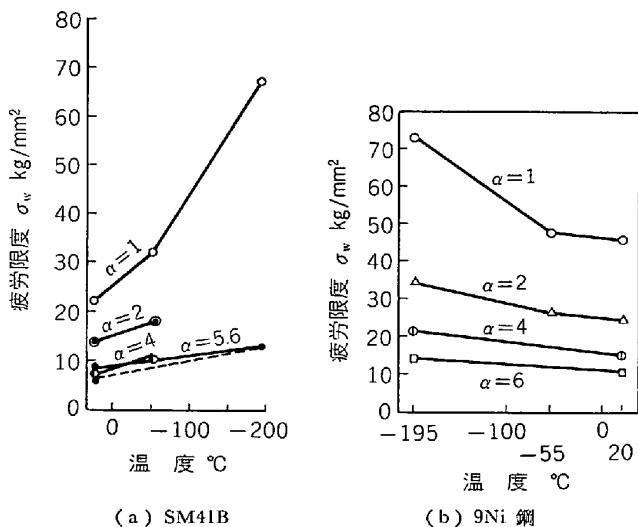


図5 低温疲労限度に及ぼす切り欠きの影響

ので低温での切り欠き感受性は高くなっている。他の鋼種についても同様に低温で切り欠き疲労強度は高くなる。次に平均応力の影響を図6¹⁴⁾に示す。これより低温での疲労限度線図は室温のものを高応力側へ平行移動した形となっていることがわかる。従つて低温においても室温と同様に平均応力を取り扱うことができる。また低温では延性の低下と共に衝撃特性も劣化する。衝撃荷重が繰り返し作用する場合には図7²¹⁾に示すような炭素鋼の低温衝撃疲労試験結果が得られている。これより衝撃疲労強度も普通の(正弦波荷重等の)疲労強度と同様に低温になると高くなり、衝撃特性の劣下が特に有害な作用を及ぼさないことがわかる。

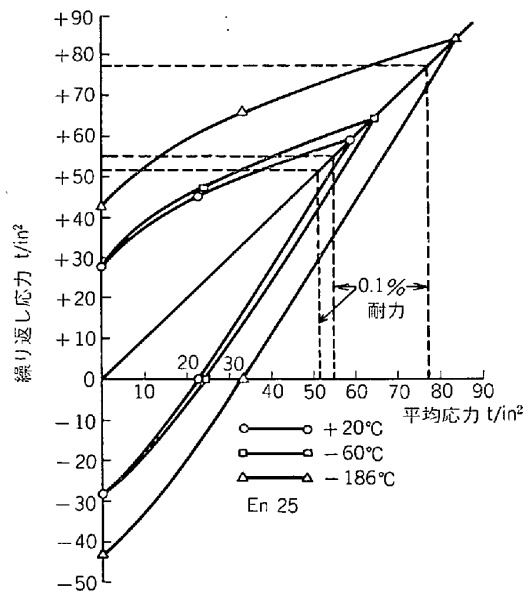


図6 疲労限度に及ぼす平均応力の影響

以上より疲労限度を設計基準に用いる場合には平滑部のみならず切り欠き部でも室温の疲労限度を用いれば十分であることがわかる。

4. 低温での低サイクル疲労特性

低温における18Niマルエージ鋼、オーステナイトステンレス鋼の低サイクル疲労強度を引張強さ、破断延性値とともに図8⁹⁾に示す。これより $\Delta\epsilon-N$ 線はある繰り返し数で交叉し、その繰り返し数より低サイクル側と高サイクル側で温度の影響が逆転することがわかる。

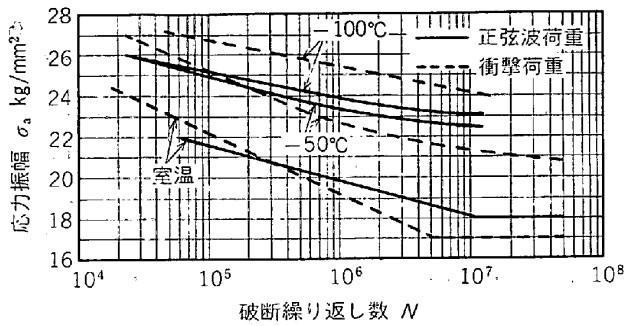


図7 低温衝撃疲労試験結果 (S20C)

そして低サイクル領域では低温になる程疲労強度は低下する。このような逆転現象は式(1)から予想されるように低サイクル領域では主に延(靱)性が疲労強度に大きな役割を果たすためである。従つておのおのの鋼種の低温延(靱)性に依存して、逆転する温度及び繰返し数が異なってくる。例えばマルエージ鋼では -269°C でほとんど延(靱)性をもたず繰返しひずみ範囲 ($\Delta\epsilon_f$) が約 1.5% 以上では低温疲労強度は著しく低下している。一方安定オーステナイトステンレス鋼 310 でははるかに大きなひずみ (=10%) まで低温においても高い疲労強度を有している。また -196°C では少なくとも $N_f=10$ 以上の繰返し数領域で疲労強度は低温の方が優れている。(9Ni 鋼についても同様の結果²²⁾ が得られている)。不安定オーステナイトステンレス鋼 304 ではマルエージ鋼と 310 鋼の中間の低温疲労特性を示している。

前項で低温での疲労限度が引張強さの上昇分以上に高くなること、すなわち耐久比が高くなることの多いことを示したが、それに対応するように低サイクル領域では低温における延(靱)性の低下分以上に疲労強度が低下することがある。低サイクル疲労寿命を Manson-Coffin 式

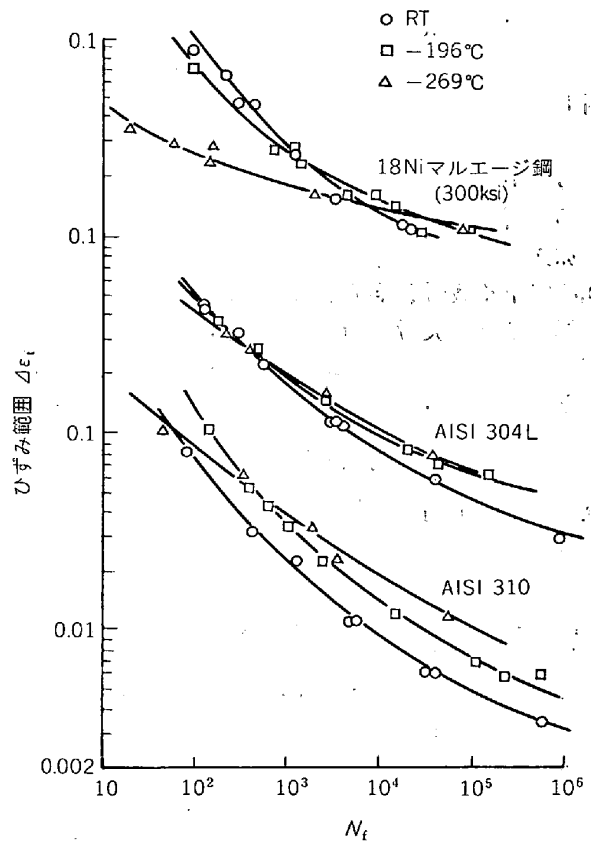
で表示すると

$$N(\Delta\epsilon_p/\epsilon_0)^a = C \dots\dots\dots (2)$$

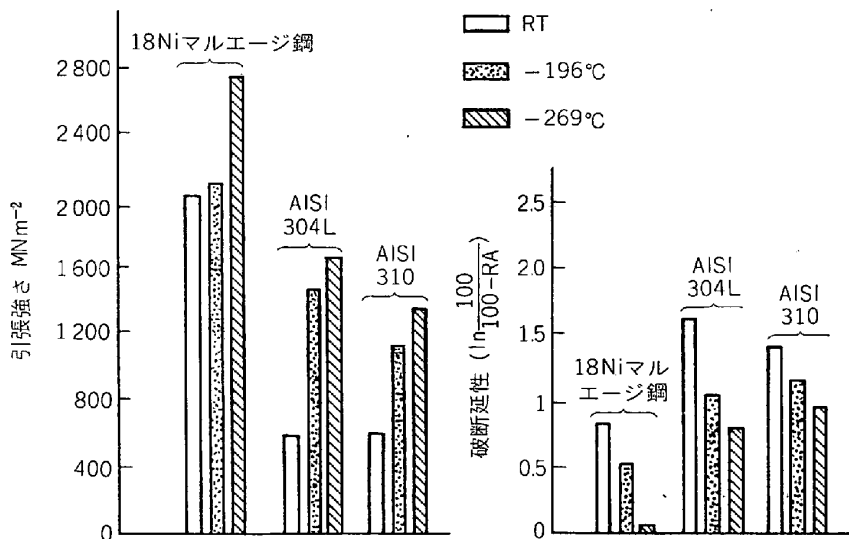
ここで a, ϵ_0 : 材料定数

$\Delta\epsilon_p$: 繰返し塑性ひずみ範囲

となる。S20C, SNCM 439 の a 及び ϵ_0 を表 12³⁾ に示す。同表の右欄にはその温度における引張破断延性値 (ϵ_f) と (2) 式の ϵ_0 の比 (ϵ_0/ϵ_f) が示されている。この



(a) 疲労試験結果



(b) 引張強さに及ぼす温度の影響

(c) 破断延性値に及ぼす温度の影響

図8 低サイクル疲労強度に及ぼす温度の影響

表 I 定数 a , ϵ_0 の比較

材 料	温 度	a	ϵ_0	ϵ_0/ϵ_f
S20C	RT	1.86	0.882	0.877
	-196°C	2.60	0.069	0.404
SNCM 438	RT	1.72	0.783	0.790
	-73°C	1.67	0.671	0.808
	-196°C	1.56	0.523	0.891

比は S20C, -196°C を除いてほぼ一定であり, 材料のもっている破断延性値にほぼ比例した疲労強度を示すのに対し, S20C, -196°C の場合のみ著しく小さな値となっている。このような低下は遷移温度より低い温度で現れ, 疲労損傷の発達機構が遷移温度の上下で異なることによると説明されている。そして遷移温度以上で疲労損傷が加えられた後遷移温度以下で繰り返し負荷を受けると極めて早く疲労破壊することが認められている¹²。従って低サイクル疲労が問題となる部材では少なくとも雰囲気温度が遷移温度以下にならないよう材料選択する必要がある。(振り疲労についても全く同様である²⁴。)

5. 低温での疲労き裂進展特性

破壊力学を応用した欠陥評価や検査基準作成等を行うには図3で示した疲労き裂進展速度を知る必要がある。同図は疲労き裂進展速度 (da/dN) が 10^{-9} m/回以下の領域 I, $da/dN \sim \Delta K$ 関係が次式で近似されるほぼ直線 (Paris 則) となる領域 II,

$$da/dN = C(\Delta K)^m \dots\dots\dots (3)$$

ここで C, m : 定数

ΔK : 繰り返し応力拡大係数範囲

破壊靱性値に近づき急速に進展速度の大きくなる領域 III に分けられる。低温での疲労き裂進展特性についてはかなり多くの研究が行われているが多くは領域 II 及び III を対象としており, 領域 I については実験上の困難さもある

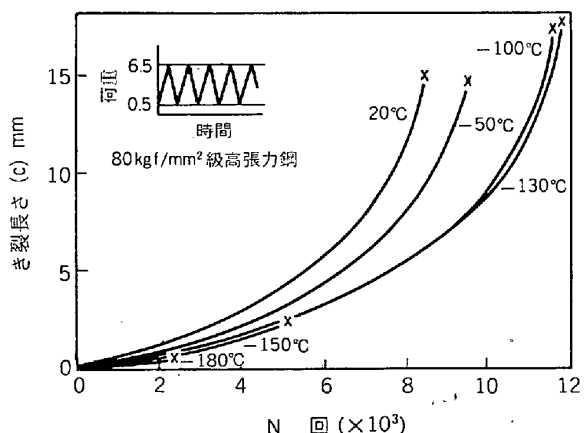


図 9 疲労き裂進展特性に及ぼす温度の影響

¹² 破壊靱性値が低下して脆性破壊するという意味でなく累積損傷値が 1 よりはるかに小さくても疲労破壊するという意味である。

り工学上必要な特性値である ΔK_{th} も含めデータは極めて少ない²⁵。図 9²⁰)に HT-80 の各種温度での疲労き裂進展曲線を示す。これより疲労き裂の進展抵抗は低温になる程大きくなること, 破断に至る繰り返し数がある温度以下で急激に低下することがわかる。疲労き裂進展抵抗が低温でも変わらないという結果も報告²⁷⁾²⁸⁾されているが, 一般には図 9 に示すようにある温度までは進展抵抗は増加する。ただ低温では図 10²⁹⁾ に示されるように (3) 式の m (疲労き裂進展速度を両対数表示した時の勾配) が大きくなり疲労き裂進展速度は低 ΔK 側では遅くなり, 高 ΔK 側では早くなるという傾向が見られる。特に領域 III になると図 11³⁰⁾ に示されるように疲労き裂進展速度は破壊靱性値に対する依存性を強く示し低温では著しく大きくなることがある。図 11 は A533B の溶接熱影響部での結晶粒粗大化の影響を調べたもので疲労き裂進展速度は領域 II では結晶粒依存性をもたないことも示している。疲労き裂進展速度はある程度までは低下するがそれ以上さらに低温になると逆に加速し始めるという傾向が自動車用 HSLA 鋼³¹⁾, 9Ni 鋼³²⁾, Fe-Si 鋼³³⁾, Fe-Ni 鋼³³⁾ などフェライト系の多くの材料で認められている。もちろんその逆転温度は材料によつて大きく異なっている。例えば 9Ni 鋼では図 12 に示すように疲労き裂進展速度は -162°C までは室温より小さく, -269°C では室温より大きくなる。そしてその中間の -196°C では $\Delta K > 30 \text{ MN/m}^{3/2}$ の時低温の方が大きく, $\Delta K < 30 \text{ MN/m}^{3/2}$ になると逆に小さくなる。このような温度の影響による疲労き裂進展挙動の変化は疲労き裂形成機構の違いによるとされている。すなわち低温で疲労き裂進展曲線が低 ΔK へ移動したり, その傾きが大きくなっている場合には破面にへき開ファセットが表れたり, その率が非常に大きくなつたりしている¹³。これと関連し疲労における延性-脆性遷移温 (FTT) に注目すると図 13³⁴⁾ のように種々の疲労き裂進展特性値

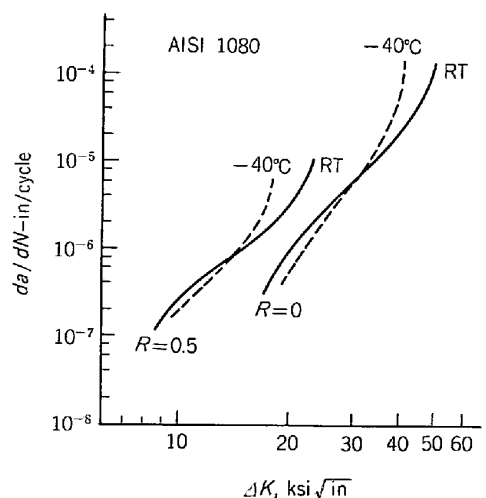


図 10 疲労き裂進展曲線に及ぼす温度の影響

が FTT を境として変わることも示されている。この FTT は静的な遷移温度より低い温度となる。安定オーステナイト組織を有する材料ではこのような現象は見られず低温になる程疲労き裂進展抵抗は大きくなる。そして疲労き裂進展曲線は図 14⁶⁾ に示すように弾性率の温

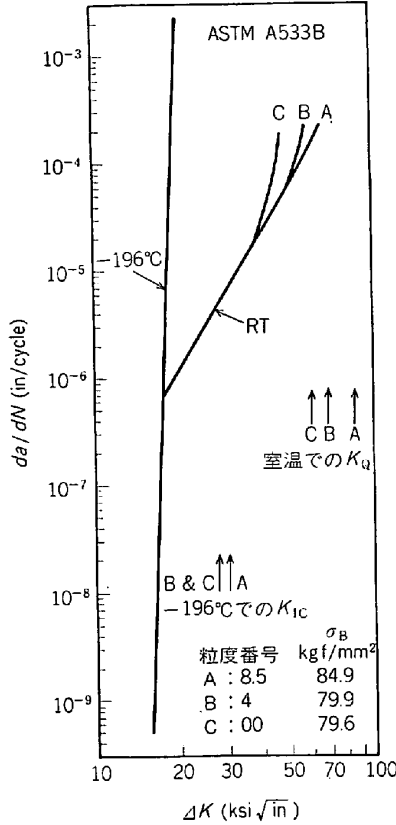


図 11 疲労き裂進展特性に及ぼす温度、結晶粒径の影響

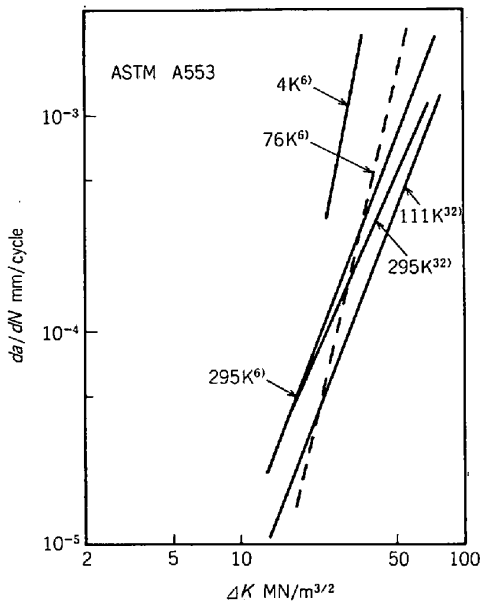


図 12 疲労き裂進展特性に及ぼす温度の影響

†3 疲労き裂進展曲線の傾きが大きくなるのは温度の影響ばかりでなく全く同じ理由で室温においても生じる。

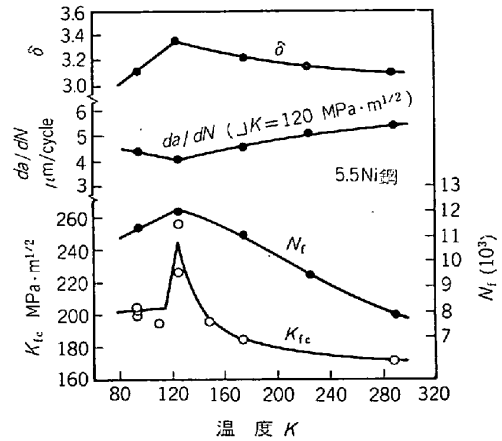


図 13 疲労き裂の各パラメータに及ぼす温度の影響

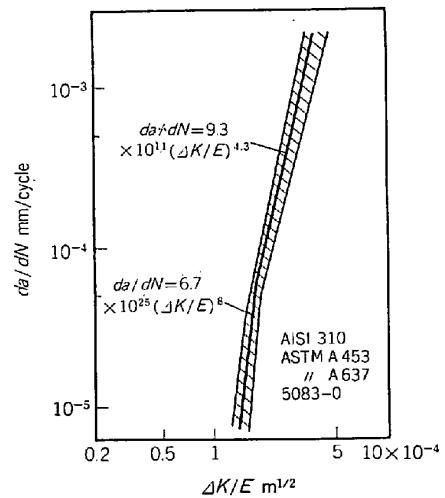


図 14 温度によるヤング率の変化を考慮した疲労き裂進展曲線 (安定オーステナイト材料)

度依存性を補正してやることにより温度によらず一本の直線で表される。従つて鋼材の選定・使用にあつては環境温度が FTT 以下にならないよう注意するとともに極低温では安定オーステナイト鋼を使用することが望ましい。

6. あとがき

以上鉄鋼材料の低温疲労特性について主として実用的な観点から解説した。低温疲労試験をどのように行うかということは試験結果に関連した重要な問題であるがここでは触れなかつた。例えば疲労き裂進展特性は冷媒に用いたガス等の影響を受けることも知られており^{35)~37)}、試験結果の解釈に際しては注意する必要がある。低温試験方法については他に解説³⁸⁾がある。また低温材料としては鉄鋼材料以外にも Al 合金³⁹⁾、Ti 合金⁴⁰⁾、Ni 合金⁷⁾、等が広く使われておりこれらについては文献を参照されたい。

最後に本解説の作成にあたり多くの文献より貴重なデータを使用させて頂きましたことを記して感謝します。

文 献

- 1) 例えば *M. M. KOBRIN and I. VARGA*: *Wdg Production*, 16 (1969), p. 69, *M. M. KOBRIN et al.*: *Russian Engg J.*, 53 (1973), p. 6, *M. M. KOBRIN*: *Wire*, 26 (1977), p. 59
- 2) *J. G. BJELETICH and T. M. MORTON*: *ASTM STP*, 536 (1973), p. 439
- 3) 例えば *Properties of Materials for Liquified Natural Gastankage ASTM STP*, 579 (1973)
- 4) 福島英二, 後藤 昭, 伊藤昌行, 伏見光造: *日本金属学会誌*, 36 (1972), p. 605
- 5) *A. J. NACHTIGALL*: *NASA TND-7532* (1974)
- 6) *R. T. TOBLER, R. P. REED*: *Adv. Cryog. Eng.*, 22 (1977), p. 35
- 7) *W. A. LOGSDON*: 同上, 22 (1977), p. 47
- 8) *R. P. REED, R. L. TOBLER, and R. P. MIKESSELL*: 同上, 22 (1977), p. 68
- 9) *B. I. VERKIN, N. M. GRINGERG, I. M. LUBARSKI, V. V. PUSTOVALOV, and L. F. YAKOVENKO*: *Act. Met.*, 25 (1977), p. 1503
- 10) *S. S. MANSON*: *Exp. Mech.*, 5 (1965), p. 193
- 11) 大内田久, 安藤司文: *日本機械学会論文集*, 30 (1964), p. 52
- 12) 大内田久: 同上, 33 (1967), p. 1183
- 13) 平川賢爾, 外山和男: *住友金属*, 32 (1980), p. 533
- 14) *A. S. KENNEFORD and R. W. NICHOLS*: *JISI*, 194 (1960), p. 13
- 15) *J. L. ZAMBROW and M. G. FONTANA*: *Trans. ASM.*, 41 (1949), p. 480
- 16) *J. W. SPENTNAK, M. G. FONTANA, and H. E. BROOKS*: 同上, 43 (1951), p. 547
- 17) 唐沢惟義, 上田祐界: *材料*, 14 (1965), p. 886
- 18) *H. OHUCHIDA and I. KITAMURA*: *14th Proc. Japan Congress on Material Research*, (1971), p. 14
- 19) *J. ALLEAUME, B de FRONDEVILLE*: *Cryog. Eng. Conf.*, (1967), p. 309 Stanford
- 20) 須藤 一, 加賀 寿: *日本金属学会誌*, 37 (1973), p. 1158
- 21) 田中道七, 中山英明: *日本機械学会論文集*, 42 (1976), p. 1001, 1011
- 22) 飯田国広, 高 允室, 永井英晴: *日本造船学会論文集*, 138 (1975), p. 403
- 23) *M. KIKUKAWA, M. JONO, T. KAMATA, and T. NAKANO*: *13th Proc. Japan Congress on Material Research*, (1970), p. 69
- 24) *G. Z. LIBERTING, H. A. B. WISEMAN*: *Proc. Inter. Conf. on Pressure Vessel Tech. 1st Part II* (1969), p. 1247
- 25) *E. TSHEGG and S. STANZL*: *Act Met.*, 29 (1981), p. 33
- 26) *T. KAWASAKI, S. NAKANISHI, Y. SAWAKI, K. HATANAKA, and T. YOKOBORI*: *Engg, Fracture Mech.*, 7 (1975), p. 465
- 27) 長谷川光彦, 児玉昭太郎, 川田雄一: *日本機械学会論文集*, 43 (1977), p. 2003
- 28) *R. L. TOBLER, R. P. REED, and R. E. SCHRAMM*: *Trans. ASME J. of Engg Mat. Tech.*, 100(1978), p. 189
- 29) *D. BROEK and R. C. RICE*: *Prediction of Fatigue Crack Growth in Railroad Rails*, Battelle Columbus Lab. (1978)
- 30) *F. R. STONESIFER*: *Engg Fracture Mech.*, 10 (1978), p. 305
- 31) *I. LEMAY and M-W LUI*: *The Influence of Environment on Fatigue*, (1977), p. 117 [IME]
- 32) 西岡邦夫, 平川賢爾, 北浦幾嗣: *住友金属*, 28 (1976), p. 165
- 33) *W. W. GERBERICH and N. R. MOODY*: *ASTM STP*, 675 (1979), p. 292
- 34) *T. KAWASAKI, T. YOKOBORI, Y. SAWAKI, S. NAKANISHI, and H. IZUMI*: *Fracture 1977 3 ICF4 (1977) Waterloo*
- 35) 根本 実, 長谷川光彦: *日本機械学会講演論文集*, 760 (1976) 13, p. 237
- 36) 岩城秀夫, 井野幸雄, 渡辺富雄, 新井淳一: 同上, 760 (1976) 13, p. 246
- 37) *E. SCHMIDTMANN and D. WIRTHS*: *Arch. Eisenhüttenw.*, 49 (1978), p. 483
- 38) 福島英二: *日本機械学会誌*, 77 (1974), p. 799
- 39) 例えば *T. BROOM, J. H. MOLINEUX, V. N. WHITTAKER*: *JISI*, 84 (1955/56), p. 357, *A. KOCHENDORFER*: *Z. Metallkde*, 51 (1960), p. 73, *N. L. PERSON, G. C. WOLFER*: *ASTM STP*, 579 (1975), p. 80, 後藤大三, 内野和雄, 上村 武: *日本造船学会論文集*, 138 (1975), p. 396, 竹島義雄: *住友軽金属技報*, 20 (1979), p. 30, 小原嗣朗, 今川吉郎: *軽金属*, 27 (1977), p. 605
- 40) 例えば *S. M. BISHOP, J. W. SPENTNAK, and M. G. FONTANA*: *Trans. ASM*, 45 (1953), p. 993, *R. L. TOBLER*: *ASTM STP*, 601 (1976), p. 346