クランク軸用低合金鋼鍛鋼材の疲労強度特性

技術研究所　小俣重雄、松下久雄

1. はじめに

近年、舶用中小型ディーゼル機関において、より小型・軽量化への要求から高強度の低合金鋼 CGF (Continuous Grain Flow)鍛造クランク軸の採用が増えている。

一方、一般に鋼の疲労強度は硬さや引張強さと比例関係にあり、高強度材料になる程この比例関係から外れ、疲労強度の上昇率が低下することが指摘されている [1)]。また、一般に疲労限とみなされる 10^7 サイクルの繰り返し数は、高速機関においては短時間で達成されるため、より正確な疲労強度の評価のためには更に長寿命域までの疲労強度特性を把握する必要があるが、現在のところ、低合金鋼の特に 10^8 サイクル以上の疲労強度データは十分であると言い難い。このような状況から、本研究では低合金鋼の長寿命域の疲労強度データの取得を目的として、超高サイクル疲労試験を実施した。

また、鍛鋼品の疲労強度は鍛造方向に対して異方性を示すことが一般に知られている。そこで CGF 鍛造クランク軸のフィレット部においても、機械加工による鍛造フローの断絶が考えられる場合、主応力方向と鍛造フローの相対的方位関係によってその疲労強度に影響が生じる可能性があると考えられることから、疲労強度に及ぼす鍛造フローと作用応力方向の関係について明らかにすると共に、介在物の形状・寸法の影響等、その要因についても考察した。

2. 試験方法

供試材は低合金鋼 KSFA80（NK 規格引張強さ 780N/mm^2, 以後 80 材と呼ぶ）及び KSFA110（NK 規格引張強さ 1,080N/mm^2, 以後 110 材と呼ぶ)、更に比較のための炭素鋼 KSF60（規格引張強さ 590N/mm^2, 以後 60 材と呼ぶ）である。110 材はクランク軸材としての採用実績はないが、高強度材料の使用率が増加しつつある現状において 1,000N/mm^2 超級鋼材についても疲労強度特性を検討する必要があるものと考え試験に供した。

各鋼種の鍛錬成形比及び熱処理条件を表 1 に、化学成分を表 2 に、機械的性質を表 3 にそれぞれ示す。なお、供試材の鍛錬成形比は、実製品のクランク軸フィレット部における値にほぼ対応する。

実験には、試験片の長手方向が各材料の鍛錬方向に平行（以後 L 材と呼ぶ）または垂直（以後 T 材と呼ぶ）になるように切り出し、図 1 に示すような最小断面部直径 10mm の砂時計型に加工した疲労試験片を用いた。

疲労試験は、片持ち式回転曲げ疲労試験機を用いて、室温の大気中で、繰り返し速度 3000rpm にて実施した。破断試験片については、走査型電子顕微鏡 SEM(Scanning Electron Microscope)を用いて疲労き裂起点部の観察を行い、非金属介在物の有無を確認し

た。観察された非金属介在物については EDX(Energy Dispersive X-Ray analyzer)にて同定を行った。また、破面上の疲労き裂起点部で観察された介在物寸法を測定し、疲労強度との関連を検討した。

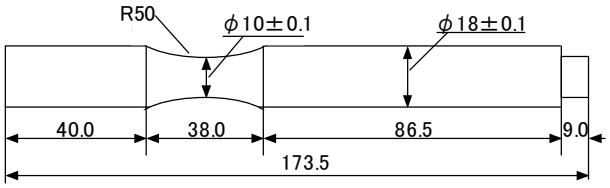


図 1　試験片形状及び寸法　(mm)

表 1 鍛錬成形比及び熱処理条件

	Forging ratio	Heat Treatment
KSF60	11.9S	870℃ 11Hr Air Cooling & 635℃ 20Hr Furnace Cooling
KSFA80	11.9S	870℃ 9Hr OilQuenching & 635℃ 20Hr FurnaceCooling
KSFA110	6.8S	870℃ 7Hr OilQuenching & 590℃ 15Hr FurnaceCooling

表 2 化学成分(wt%)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu
KSF60	0.44	0.27	0.82	0.011	0.002	0.14	0.17	0.02	0.03
KSFA80	0.44	0.30	0.74	0.010	0.003	0.51	1.10	0.25	0.04
KSFA110	0.33	0.26	0.51	0.014	0.003	2.99	3.00	0.61	0.03

表 3 機械的性質（ミルシート値）

Material	orientation	0.2% proof stress (N/mm^2)	Tensile strength (N/mm^2)	Elongation (%)	Reduction of area (%)	Charpy inpact value (J)	Hardness Hv
KSF60	L	382	650	24	49	28	181
	T	338	606	27	48	28	
KSFA80	L	694	901	18	57	34	256
	T	707	851	17	47	23	
KSFA110	L	949	1086	16	49	43	356
	T	956	1083	13	39	27	

3.試験結果及び考察

3.1　疲労試験結果

各供試材のＬ材とＴ材のS-N線図を図2(a)～(c)に各々まとめて示す。図2中では疲労き裂起点部において介在物が観察されたか否か、介在物が観察された場合にはその介在物が試験片の表面あるいは内部に存在したかを分類して表示した。

図2から分かるように、80材はＬ材とＴ材がほぼ同等の疲労強度を示しているが、60材ではＴ材はＬ材よりも疲労強度が若干低下しており、110材では更にこの傾向が顕著で、明瞭な疲労強度の異方性が現れている。なお、低合金鋼においては一般にいわれる疲労限（10^7サイクル）以上の繰り返し数領域でも、主に内部介在物を起点とした疲労破壊が観察されている。なお起点となった介在物は、小さなものでは直径10μm程度の大きさである。

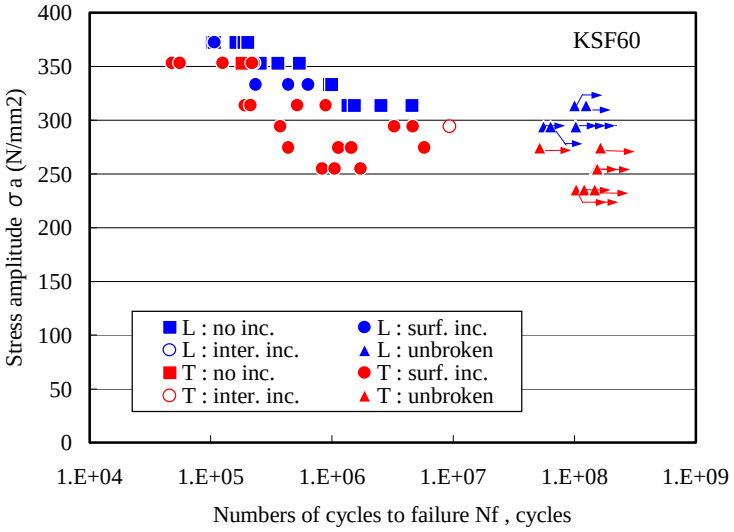
一例を図3に示すが、EDXの結果から、いずれの鋼種においても疲労き裂起点部の介在物はMg, Al, Si, Caを主成分とする酸化物系と判断される。

3.2　非金属介在物と疲労強度の関係

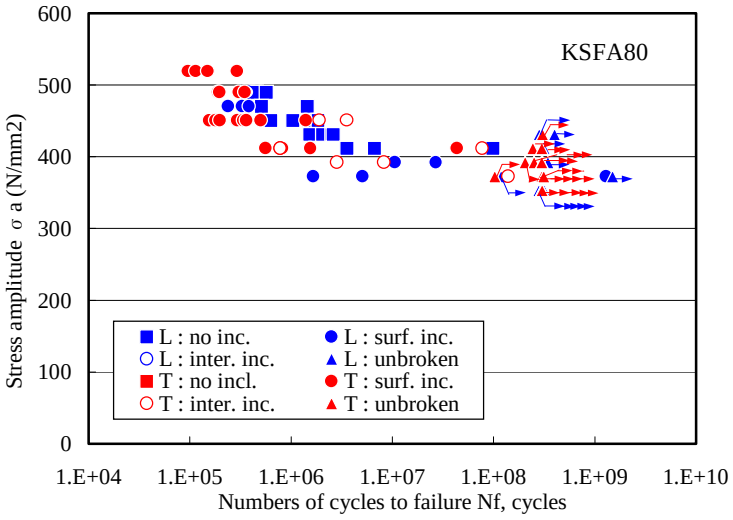
疲労き裂起点部の介在物に着目すると、どの鋼種においてもＬ材では疲労き裂発生に介在物が関与しないケースが観察されるのに対して、Ｔ材ではほぼ全ての疲労き裂が介在物を起点としている。また、内部介在物を起点とする疲労破壊が低応力の長寿命側において発生していることから、低応力振幅の試験では表面介在物を起点とする疲労破壊よりもむしろ内部介在物を起点とする疲労破壊の方が生じ易いことがわかる。X線を用いて試験片深さ方向の残留応力を調べたところ、残留応力は50μm程度の深さまでに急激に減少しほぼ0に至っているが、試験片の表面には-400MPa程度の圧縮残留応力が測定された。このように、長寿命域での疲労破壊が内部介在物起点型となる原因の一つには、研磨仕上げ時に試験片の表面に導入された圧縮の残留応力の影響が考えられる。ただし、内部き裂のき裂進展の下限界応力拡大係数幅ΔK_{th}が表面き裂のそれよりも小さいとの測定結果も報告されており[2), 3)]、長寿命域での内部起点型疲労破壊の発生機構については今後さらに検討する必要があるものと考えている。

疲労破面上の非金属介在物（疲労き裂起点部）のSEM像の例を図4に示す。図4(a)に示す介在物は、110-L材の破面で疲労き裂起点となった非金属介在物であり、破面上では円に近い形状で観察される。一方、図4(b)に示す介在物は110-T材の破面のもので、破面上で観察される形状は伸長した楕円形である。なお、後者の場合、複数の円形に近い介在物が集合したものである。これらはいずれも比較的長寿命で破断した試験片の破面であり、フィッシュアイと呼ばれる内部起点型疲労破壊に特徴的な模様（介在物周囲の比較的破面の滑らかな円形状部分）が観察される。

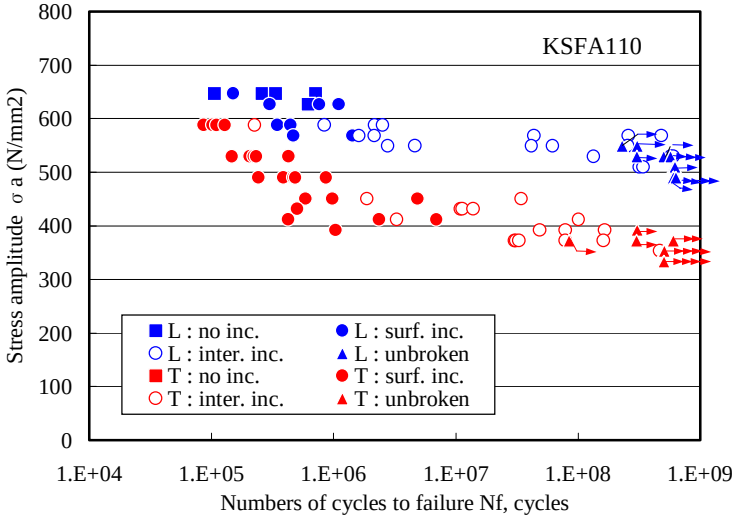
起点介在物の破面上の寸法a, b及び形状比a/bの平均値及び標準偏差を表4に示す。ここで、aは介在物を内接する矩形の短辺であり、bは長辺である。80材の介在物は、Ｌ材及びＴ材でほぼ同じの形状・寸法で、ほぼ円形に近く、その形状比a/bの平均値は約0.8であるが、60材及び110材の介在物は鍛錬方向に著しく伸長しており、Ｌ材では形状比a/bの平均値が約0.7、Ｔ材では約0.2である。図2に示したように、各供試材のＬ材とＴ材の疲労強度は、形状比a/bの値が大きい方が疲労強度も大きくなる傾向がみられる。このことから、鋼材の疲労強度は疲労破壊の起点となる介在物の形状・寸法に起因することが推測され、介在物の主応力面への投影形状や寸法によって評価できるものと考えられる。



(a) KSF60



(b) KSFA80



(c) KSFA110

図 2 S-N 線図

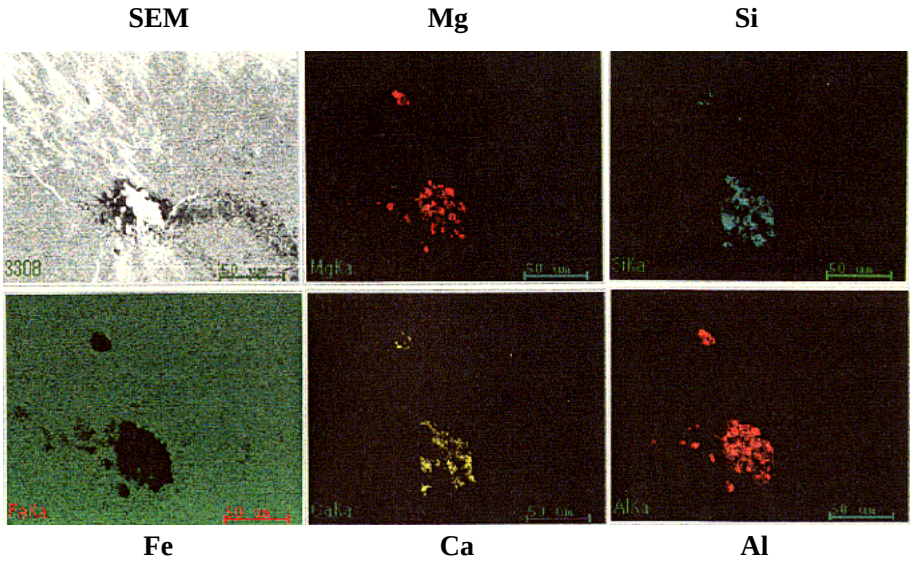
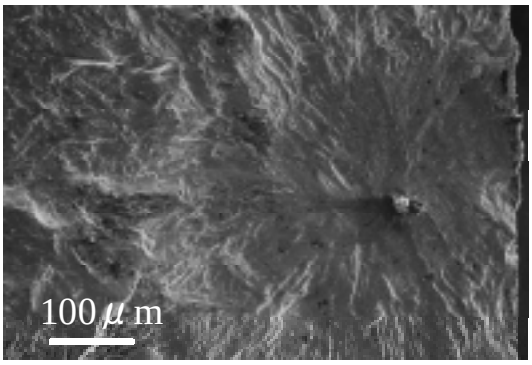
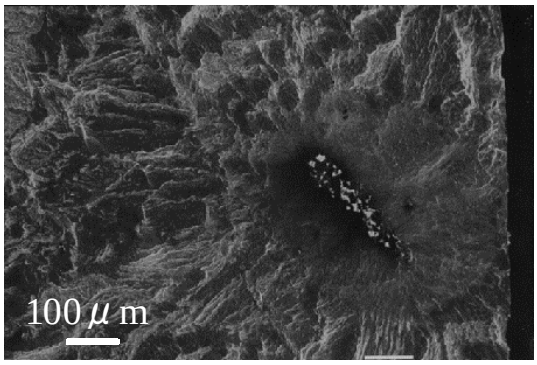


図 3　非金属介在物の EDX 分析結果



(a) KSFA110-L
(σ_a=568N/mm^2, N_f=43,655,200)



(b) KSFA110-T
(σ_a=372N/mm^2, N_f=30,825,250)

図 4　疲労起点部の非金属介在物 SEM 像

表 4　疲労起点部の介在物寸法及び形状比

Mater.	Number of inc.	Size (μm)				Aspect -ratio (a / b)	
		a		b			
		Ave.	Std. dev.	Ave.	Std. dev.	Ave.	Std. dev.
60-L	5	35	15	50	14	0.7	0.3
60-T	19	36	17	257	214	0.2	0.1
80-L	9	46	25	61	26	0.8	0.2
80-T	28	49	21	68	37	0.8	0.2
110-L	24	22	8	33	15	0.7	0.2
110-T	37	48	15	338	183	0.2	0.1

ここで、村上らにより提案された介在物寸法をパラメータとする疲労限予測式[4)]を用いて、今回の試験結果についての考察を示す。村上らは微小な非金属介在物が疲労強度に及ぼす影響について、介在物面積の平方根√area をパラメータとして鋼材の疲労限σ_wを見積もる次式を提案している。

表面介在物起点に対して

$$\sigma_w = \frac{1.43(H_v + 120)}{\left(\sqrt{area}\right)^{1/6}} \qquad (1)$$

内部介在物起点に対して

$$\sigma_w = \frac{1.56(H_v + 120)}{\left(\sqrt{area}\right)^{1/6}} \qquad (2)$$

σ_w：疲労限 (N/mm^2)
H_v：ビッカース硬さ
√area：介在物の主応力面への投影面積の平方根(μm)

なお、これら(1),(2)式は、材料の疲労限が介在物から発生した微小なき裂の停留により生じるとするモデルにおいて、微小き裂の進展下限界応力拡大係数幅ΔK_{th}がき裂寸法√area の 1/3 乗に比例するという仮定から導かれている。

本実験での各供試材の疲労試験結果について、個々の介在物寸法に対応する疲労限σ_wを(1),(2)式より求め、このσ_wで介在物位置での応力振幅σ_aを除した値σ_a/σ_wと寿命サイクル数N_fとの関係を図 5 に示す。この表現方法を村上らは修正 S-N 線図と呼んでいる。なお、この図 5 中では起点介在物が表面の場合は添え字 s、内部の場合は添え字 i と表示した。ここで area は先の矩形に内接する楕円の面積で近似し、表面欠陥では半楕円で近似した。また、極端に細長い介在物に対しては、楕円の長軸半径を短軸半径の 5 倍までで打ち切った値を用いた[5), 6)]。

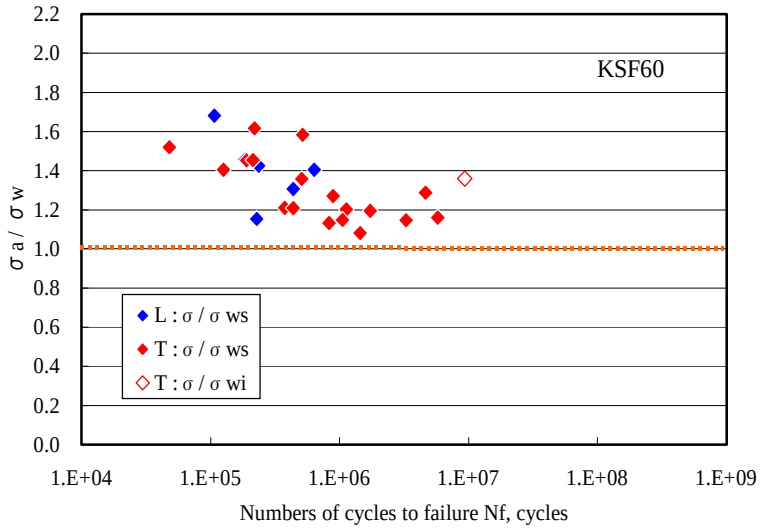
いずれの鋼材の場合も、縦軸σ_a/σ_wの値はごく一部のデータを除き 1 以上の値をとっており、(1)式及び(2)式を用いることにより、安全側のσ_wを見積もることが出来るといえる。但し、縦軸のσ_a/σ_w値が大きい程短寿命になる傾向はみられるが、σ_a/σ_w値が 1 に近い領域（特に低合金鋼）での寿命は広い範囲でばらついていることからもわかるように、介在物寸法√area と疲労寿命との間には必ずしも 1 対 1 の関係はみられないようである。これは介在物と母相の界面状態や介在物形状の違いによる局所的な応力集中の程度が個々の介在物によって異なること等によるものと思われる。

長寿命側のデータが多く得られている低合金鋼の結果について見ると、80 材ではσ_a/σ_w値が繰り返し数 10^8 サイクルレベルにおいても 1.2 以上の値を取っており、σ_wをやや過小評価した結果となっているが、110 材ではσ_a/σ_w値は長寿命域でほぼ 1 に飽和する傾向が見られ、ほぼ評価できるものと思われる。また、L 材と T 材で介在物の形状比 a/b が大きく

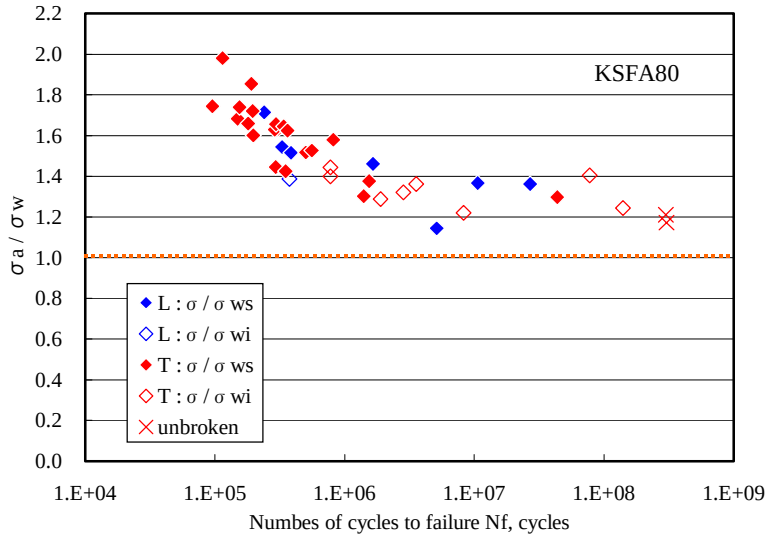
異なる 110 材についても、形状比 a/b にあまり差のない 80 材と同様、√area をパラメータとした場合、L 方向、T 方向とも同程度の σ_a/σ_w 値である。なお、110 材で L 材と T 材とで若干差が見られるのは細長い介在物寸法の見積もり方の影響があるものと思われる。

図 5 で 80 材の修正 S-N 線図において×印で表示したものは、3×10^8 サイクルまでの試験で未破断であった試験片について、荷重を増して強制的に破断させた破面の疲労き裂起点部に観察された介在物の√area を用いて計算された σ_a/σ_w 値である。これらの値は 80 材で得られた値の中ではほぼ最低値となっており、未破断であったことが説明できる結果となっている。

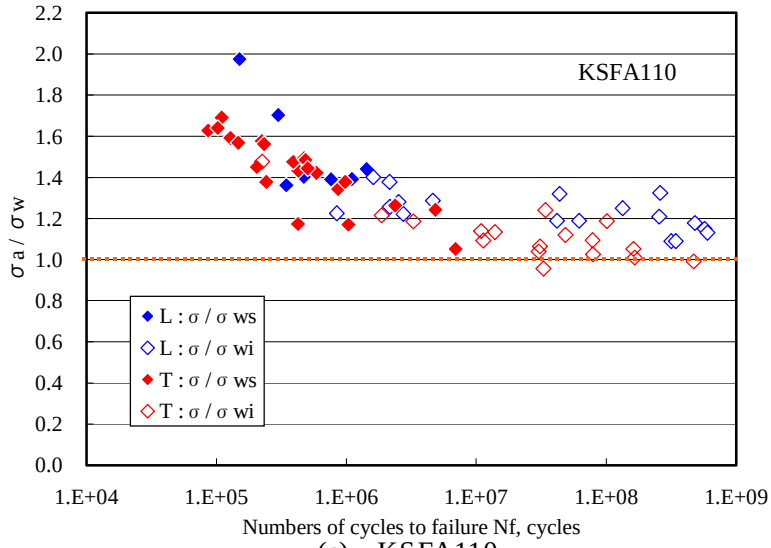
以上から、√area パラメータを用いた村上らの式により、おおよそ疲労試験結果を整理することが出来ることから、疲労限については疲労き裂発生起点となる介在物の寸法を用いて、近似的に推定することが可能であると考えられる。



(a)　KSF60



(b)　KSFA80



(c)　KSFA110

図 5　修正 S-N 線図

4.結論

高強度クランク軸材, 低合金鋼 KSFA80, KSFA110 及び炭素鋼 KSF60 の超高サイクル疲労試験を行い、各鋼材に対する繰り返し数 10^8 サイクル以上の超長寿命疲労データを得た。その結果、以下のことが明らかになった。

(1) 低合金鋼では 10μm 程度の微小な介在物も起点として作用した。また、長寿命域では内部介在物を起点とする疲労破壊が生じた。

(2) 疲労破壊起点となった介在物は主に Mg,Al,Si,Ca を主成分とする非金属介在物であった。

(3) 疲労強度には介在物の形状・寸法が大きく影響する。鍛錬方向に対する疲労強度の異方性はこの影響によるものである。

(4) 介在物の√area を用いる村上らの式に、疲労き裂起点の介在物寸法を代入することにより、疲労限を近似的に推定できることが分かった。

なお、本報告は（社）日本舶用機関学会講演会にて講演を行ったもの [7), 8)]をベースに纏めたものである。

参考文献

1) “金材技研疲れデータシート資料 1”, (1981), 金属材料技術研究所

2) 塩沢, 魯, 石原, 材料, ”高炭素クロム軸受鋼の S-N 曲線と内部き裂発生挙動”, **48**, 10, p.1095, (1095)

3) 中村, 金子, 野口, 神保, “低温焼戻しクロムモリブデン鋼の高サイクル疲労特性と破壊起点の関連性”, 日本機械学会論文集, A-**64**, 623, p.1820, (1998)

4) 村上, “金属疲労 微小欠陥と介在物の影響”, (1993), 養賢堂

5) 村上, 遠藤, “疲労強度に及ぼす微小欠陥の影響の評価法”, 日本機械学会論文集, A-**49**, 438, p.127, (1983)

6) 村上, 遠藤, 材料, “微小き裂の下限界応力拡大係数幅 ΔK_{th} に及ぼす硬さとき裂形状の影響”, **35**, 395, p.911, (1986)

7) 海野, 渡辺, 馬場, “高強度クランク軸材の疲労強度特性に関する研究その(1)”, 日本舶用機関学会第 56 回（平成 8 年春季）学術講演会講演論文集, p.99, (1996)

8) 小俣, 松下, 渡辺, “高強度クランク軸材の疲労強度特性に関する研究その(2)”, 日本舶用機関学会第 64 回（平成 12 年春季）学術講演会講演論文集, p.63, (2000)