鋼の耐久限度に及ぼす限界停留き裂寸法と
結晶粒径の影響について*

山田 勇**, 山田 邦博***, 国尾 武***

Effect of Grain Size on Threshold Behavior of Small Crack
in Plain Carbon Steel

by Isamu YAMADA, Kunihiro YAMADA, and Takeshi KUNIO

The effects of grain size for improving in fatigue strength was studied on plain carbon steel, with a special emphasis on the critical behavior of the non-propagating crack. It is found from experimental analysis that the endurance limit of plain carbon steel follows the Hall-Petch type relationship in a wide range of ferrite grain sizes. However, the effect of grain refinement on the endurance limit is not so prominent, compared with results already popularly known. Furthermore, an improvement in the fatigue strength of low carbon steel by grain refinement can be associated with the restriction of the length of a critical non-propagating crack, and with an increase of the crack growth resistance of matrix ferrite.

Key Words: Fatigue, Carbon Steel, Endurance Limit, Small Crack, Critical-Sized-Non-propagating-Crack, Hall-Petch Relationship, Grain Size Dependency

1. 緒 言

十分に焼鈍したパーライト・フェライト鋼の疲労強度は、静的強度の場合と同様、パーライト体積分率 V_{FP} の増加、あるいは、母相フェライト粒径 d_f の減少とともに上昇することが知られている⁽¹⁾⁽²⁾。特に V_{FP} の小さい低炭素鋼に対しては、耐久限度 σ_{w0} と母相結晶粒径 d_f の間に、降伏応力の場合と同様のHall-Petch(H. P.)形の関係が認められることが知られている⁽³⁾。しかしながら、一定の条件下で焼鈍した炭素鋼の場合(例えば $A_3+50^\circ\text{C}$ での焼鈍)には、母材の炭素含有量の増加に伴い d_f が減少するため⁽²⁾、耐久限度の上昇に対して V_{FP} と d_f のいずれの金属組織的要因が主たる役割を演ずるのかいまだ十分な説明がなされていない。

一方、パーライト・フェライト鋼の耐久限度レベルは、限界停留き裂の進展限界応力によって決まることが確かめられている⁽²⁾。したがって、もしもこの限界停留き裂寸法 l_c が、母相結晶粒径 d_f に一致するもの

であれば、 d_f の微細化は、限界停留き裂寸法 l_c を規定するという役割を通じて σ_{w0} の上昇に寄与するものと考えられる。しかしながら、すでに報告したように、この限界停留き裂寸法は、 d_f に比べ一桁大きい寸法を有する第2段階のき裂であること⁽²⁾から、 σ_{w0} に及ぼす d_f の役割は、上述のように単純に考えることができない。そこで、本論文では、広範な d_f にわたって、主として低炭素鋼の耐久限度に及ぼす母相結晶粒径依存性を調べ、それらの結果を中炭素鋼の場合と比較検討した。次いで、同依存性をもたらす原因を母相結晶粒径 d_f と限界停留き裂寸法 l_c の大小との関係を調べることから検討した。

2. 供試材料、実験方法その他

実験に用いた材料は、市販の構造用炭素鋼 S 10 C 丸棒材および同板材で、その化学成分を表 1 に示す。これらの材料は、表 2 中に示す熱処理条件により結晶粒径を 8 種類に変えた後、図 1 に示す試験片形状に加

表 1 供試材料の化学成分(wt.%)

	C	Si	Mn	P	S
S10C Round bar	0.11	0.23	0.44	0.015	0.015
S10C Plate	0.09	0.21	0.66	0.012	0.028

* 昭和 60 年 3 月 20 日 関西支部第 60 期定時総会講演会において普通講演として講演、原稿受付 昭和 60 年 4 月 23 日。

** 学生員、慶応義塾大学工学部 (〒223 横浜市港北区日吉 3-14-1)。

*** 正員、慶応義塾大学工学部。

工された。試験片は加工後、640°C 1時間の真空焼なましを施し、その表面はエメリー紙で研摩後、電解研摩による鏡面仕上げとした。それぞれの試験片の組織写真を図2に、また、パーライト体積分率等の組織パラメータを表2に示す。ここで、結晶粒径の測定は、線分法⁽⁴⁾により行った。限界停留き裂寸法を推定する際に用いる予き裂試験片は、あらかじめ放電加工によって、丸棒には直径約50 μm 、板材には同120 μm の半球状ピットを穿け、その後640°C 1時間の真空焼鈍を施した試験片を準備し、それらに耐久限度の110%の応力レベルで適当な繰返し数を与え、必要とする長さ

のき裂を導入することによって作製した。これらの試験片は、回転曲げ疲労試験(2850 rpm)、およびシェンク式平面曲げ疲労試験(1750 rpm)に供された。一方、き裂等の表面観察は、400倍の光学顕微鏡を用いて行った。

3. 結果および考察

3.1 低炭素鋼および中炭素鋼耐久限度の母相結晶粒径依存性 図2に示したS10C鋼丸棒および同板材の疲労試験から得られた耐久限度並びに公開文献⁽²⁾⁽⁵⁾より得られた0.1%~0.2%Cの炭素量を有する低炭素鋼の耐久限度の値を合わせて、H.P.流に整理し図3に示した。同図中の実線は、これらの結果の回帰直線を示している。さらに同図中には、0.17%C鋼について得られた結果、並びに0.1%~0.5%Cの低・中炭素鋼に対して得られた結果を、H.P.流に整理

表2 供試材料の金属組織的諸性質、熱処理法、機械的性質および耐久限度

Material	Heat treatment	Metallurgical parameters				Mechanical properties				Series
		$V_{pp}\%$	$D_p\mu\text{m}$	$l_p\mu\text{m}$	H_{Vp}	$\delta\%$	$\sigma_y\text{MPa}$	UTS	$\sigma_{wo}\text{MPa}$	
S10C Round bar	1200°C 1hr F.C.	70	170	125	37	113	406	157		A
	875°C $\leftrightarrow$ 735°C Stimes A.C.	12	24	127	29	130	446	176		B
	900°C 1hr W.Q. 600°C 1hr Temp 870°C 40sec A.C. 730°C 1hr A.C.	6.3	15	126	31	131	453	196		C
	900°C 1hr W.Q. 600°C 1hr Temp 870°C 40sec A.C.	4.5	—	169	21	144	518	225		D

V_{pp} : Volume fraction of pearlite

l_p : Mean second phase spacing

δ : Reduction of area

UTS: Ultimate tensile strength

D_p : Ferrite grain size

H_{Vp} : Micro Vickers hardness of ferrite

σ_y : 0.2% proof stress

σ_{wo} : Endurance limit

Material	Heat treatment	Metallurgical parameters				Mechanical properties				Series
		$V_{pp}\%$	$D_p\mu\text{m}$	$l_p\mu\text{m}$	H_{Vp}	$\delta\%$	$\sigma_y\text{MPa}$	UTS	$\sigma_{wo}\text{MPa}$	
S10C Plate	1200°C 1hr F.C.	80	180	120	15	149	404	176		E
	1100°C 4hrs V.C.	47	68	120	19	155	417	176		F
	900°C 1hr W.Q. 600°C 1hr Temp 870°C 40sec A.C. 730°C 1hr A.C.	7.0	23	122	18	174	460	206		G
	900°C 1hr W.Q. 600°C 1hr Temp 870°C 40sec A.C.	4.7	11	125	16	178	471	235		H

V_{pp} : Volume fraction of pearlite

l_p : Mean second phase spacing

δ : Elongation Gage length = 50

UTS: Ultimate tensile strength

D_p : Ferrite grain size

H_{Vp} : Micro Vickers hardness of ferrite

σ_y : 0.2% proof stress

σ_{wo} : Endurance limit

図1 丸棒材および板材の試験片形状

図2 供試材料の組織写真

図3 低炭素鋼における耐久限度 σ_{wo} とフェライト結晶粒径 d_f との関係

した回帰直線⁽²⁾⁽³⁾を、それぞれ一点鎖線および破線によって示した。これらの結果は、 $5\mu\text{m}$ 以下の微小結晶粒を含む広い範囲の d_f に対して得られた、低炭素鋼の結晶粒径依存性(実線)が、従来報告されてきた結果(一点鎖線および破線)に比べ明らかに小さいことを示している。これらの相異をもたらす原因は、パーライト体積分率の大小や、セメントイト間隔等パーライト相固有の性質、あるいは、それらの相乗効果に依存するものと思われるが、ここではまず、パーライト体積分率が高い場合と低い場合に分けて、母相結晶粒径の大小が耐久限度に及ぼす影響を調べることにしよう。

はじめに、先に得られた炭素量 $0.1\% \sim 0.2\% \text{C}$ の低炭素鋼の結果と $0.3\% \sim 0.5\% \text{C}$ の中炭素鋼に関する新たな結果を合わせて図4に示した。同図は、図3に示した低炭素鋼の結果を 40 MPa の幅の帯で示した上に、公刊文献⁽⁸⁾から得られた中炭素鋼の結果を示す●印を加えたものである。同図に示された結果をみると、中炭素鋼の耐久限度レベルは、低炭素鋼のそれと明らかに異なるが、同鋼の結晶粒径依存性の大きさは、低炭素鋼の場合と同様小さいことがわかる。低炭素および中炭素鋼耐久限度の母相結晶粒径依存性が従

図4 中炭素鋼と低炭素鋼における耐久限度 σ_{w0} とフェライト結晶粒径 d_f との関係

図5 低炭素鋼におけるき裂発生応力 σ_{w1} とフェライト結晶粒径 d_f との関係

来の結果に比べて低く現れた理由として考えられることは、本実験の結果がなんらかの理由によって見かけ上低い粒径依存性を示したのか、あるいは、結晶粒径依存性は本来低いものであるにもかかわらず、従来得られている結果が見かけ上高い粒径依存性を示しているのかいずれかによるものと考えられよう。疲労負荷のもとで、母相結晶粒径の大小の影響をより顕著に受けると考えられる現象は、耐久限度の値よりもき裂生成限界応力であろうと考え、 d_f を種々に変化させた低炭素鋼を用いて、母相粒内に生成するすべり帯き裂の生成限界応力 σ_{w1} を求め、それらを基に耐久限度の粒径依存性の高低について検討を加えた。得られた結果は、図5に示すように、 σ_{w1} の結晶粒径依存性が σ_{w0} の場合とほぼ同程度であることを示している。これらの結果から考えると、上述の低・中炭素鋼の耐久限度は、母相結晶粒径が持つ本来の粒径依存性を示したもののといえよう。そこで、これらの事実および考察に基づいて、低・中炭素鋼に現れる耐久限度の結晶粒径依存性の大小およびその意味あいについて考えてみよう。

図6は、図3, 4に基づいて描かれた低炭素および中炭素鋼の耐久限度の母相結晶粒径依存性を表す概念図を表している。まず、低炭素鋼・中炭素鋼それぞれの耐久限度レベルは各々異なるが、結晶粒径依存性の強さは炭素量によらず一定であるとみなし、それぞれのH. P. 関係を、疲労強度レベルの異なる平行な2本の直線によって表した。母材炭素量の大小を区別せずに、耐久限度をH. P. 流に整理した場合に、炭素鋼に現れる比較的大きな結晶粒径依存性を示す理由をこの図から考えると次のようになる。従来、結晶粒径の大きな領域での耐久限度のH. P. プロットは、図3にも認められるように、低炭素鋼に関する結果が多く、逆に微細結晶粒領域においては、中炭素鋼を中心とする結果が多い⁽²⁾ことから、炭素量の大小を区別せずにH. P.

図6 低炭素鋼、中炭素鋼の耐久限度 σ_{w0} とフェライト結晶粒径 d_f との関係を示す概念図

直線を求めると、それぞれの領域のデータ量に依存して、図6に示したような急な直線が現れ、結晶粒径依存性は見かけ上高くなるものと思われる。

この考え方の妥当性を確かめるために、図3, 4から得られた低炭素鋼・中炭素鋼および低+中炭素鋼それぞれ独立な3本のH.P.直線を図7に示した。この結果は、図6に示した概念図に基づく耐久限度の結晶粒径依存性の現れ方に対する説明が適切であることを示している。すなわち、低炭素および中炭素鋼に現れる耐久限度の結晶粒径依存性は、従来考えられているほど大きいものではなく、また、炭素量の差による影響もほとんど認められない。

3.2 低炭素鋼の限界停留き裂寸法と母相結晶粒径の関係 前節で明らかにされた、耐久限度の結晶粒径依存性をもたらす原因を探るために、以下に述べる実験的考察を行った。炭素鋼の耐久限度は、母相粒径の大小にかかわらず限界停留き裂の寸法に関連するから⁽²⁾、まずここでは、母相結晶粒径 d_f の変化に伴い限界停留き裂寸法 l_c がどのように変化するかを調べてみよう。

$d_f = 6.3 \sim 80 \mu\text{m}$ にわたる5種類の異なる母相粒径を有する試験片を準備し、それぞれの材料ごとに、すでに報告されている手法⁽²⁾⁽⁷⁾を用いて、耐久限度の110%の一定応力レベルのもとで $N = 1.0 \times 10^5 \sim 4.0 \times 10^5$ の範囲内で適当な繰返し数後に負荷を中断し、100~1000 μm の範囲にわたる予き裂を持ついわゆる疲労予き裂材を作製した。これらの試験片を結晶粒径ごとに得られているそれぞれの耐久限度と同一の応力レベルで改めて疲労試験に供し、 10^7 回の応力繰返し数後にも破断に至らない最長予き裂寸法を結晶粒径の異なる材料ごとに求め、既報⁽²⁾にならぬそれらを限界停留き裂寸法 l_c とみなした。図8に一例として $d_f = 12 \mu\text{m}$ のB材の結果を示した。 $d_f = 80, 47, 12, 7.0, 6.3 \mu\text{m}$ について行ったすべての結果から得られた l_c

の値をまとめて $d_f^{1/2}$ に対して描いたものが図9である。

同図は、 $d_f^{1/2}$ の増加、すなわち母相結晶粒径 d_f が減少するのに従って耐久限度レベルの高低を直接支配する限界停留き裂寸法 l_c もまた減少することを示している。したがって、 d_f の減少に伴う耐久限度の上昇は、 d_f の減少が l_c を拘束することを通じて l_c のき裂進展開始応力を高めることに起因すると思われる。しかしながら、これらの結果は d_f の減少がなにゆえに l_c の減少をもたらすのか、さらには、 d_f の減少による組織のき裂拡大抵抗の増大が耐久限度の上昇に及ぼす寄与の程度はいかなるものかといった疑問には答ええていない。

前者の疑問は、き裂がその生成から進展を経て、結晶粒程度の寸法に達するまでの過程並びに結晶粒大のき裂の連結を伴うその後のき裂進展過程に関連するものと思われるが、現在のところ未解決である。後者の疑問は、より直接的に限界停留き裂の進展限界応力の大小を規定する基本的な要因を含むと思われることからそれに答えるべく、以下のような手法により実験的な検討を加えた。すなわち、限界停留き裂寸法を推定する際に適用した手法同様、 d_f の異なる材料ごとに

図8 B材の耐久限度(176 MPa)における予き裂寸法 l と応力繰返し数 N との関係

図7 低炭素鋼、中炭素鋼の耐久限度 σ_{w0} とフェライト結晶粒径 d_f との関係

図9 各耐久限度における限界停留き裂寸法 l_c とフェライト結晶粒径 d_f との関係

図 10 E 材の耐久限度 ($\sigma=176$ MPa) における予き裂寸法 l と応力繰返し数 N との関係

図 11 応力振幅一定 ($\sigma=176$ MPa) での限界停留き裂寸法 l_c とフェライト結晶粒径 d_f との関係

疲労予き裂材を準備し、それらすべてを $d_f=80$ μm の E 材の耐久限度と同一の応力レベル $\sigma=176$ MPa で再び疲労試験に供し、 10^7 回の繰返し数後にも破断に至らない予き裂の最大寸法 l_c を求め、それらの大きさを比較することとした。得られた結果を図 10 に示す。これらの結果を l_c の場合と同様に $d_f^{1/2}$ に対して描いたものが図 11 である。同図に示されるように l_c は d_f の減少とともに増大することがわかった。すなわち、一定応力レベルのもとで d_f の減少に伴い l_c 寸法が増大することは、そのまま d_f の減少に伴う組織のき裂拡大抵抗の増大を意味するものといえよう。

以上の事実から、母相結晶粒径の微細化は、限界停留き裂寸法の減少をもたらすと同時に、き裂拡大抵抗の増大をもたらすことによって耐久限度の上昇に寄与すると結論される。

4. 結 論

低炭素並びに中炭素鋼の耐久限度に及ぼす母相結晶粒径依存性を、従来にない広範囲な粒径にわたって調べ、同依存性をもたらす原因を母相結晶粒径と限界停留き裂寸法との関係から検討した。得られた結果を以下に要約する。

(1) 炭素鋼の耐久限度が示す Hall-Petch 形の母相結晶粒径依存性の大小は、低炭素、中炭素鋼の区別なく同程度とみなし得る。

(2) 母相結晶粒径の微細化は、限界停留き裂寸法の減少をもたらすと同時にき裂拡大抵抗の増大をもたらすことによって耐久限度の上昇に寄与する。

本研究遂行にあたり、温かい激励をいただいた本塾清水真佐男教授、宗宮詮講師、ご援助をいただいた日本鋼管栗原正好博士に、また、実験に熱心に協力下さった本塾生川地俊一君、原田直樹君に心から感謝する。

文 献

- (1) 西岡・西川, 機論, 38-309 (昭 47), 915.
- (2) 田村・ほか 3 名, 機論, 49-447, A (昭 58), 1378.
- (3) 横堀, Tech. Rep. of Tohoku Univ., 28-1 (1963).
- (4) DeHoff, R. T. and Rhines, F. N., (牧島・ほか 2 名共訳), 計量形態学, (昭 47), 55, 内田老鶴圃.
- (5) 吉川・ほか 2 名, 機論, 36-281 (昭 45), 9.
 福原, 機論, 38-305 (昭 47), 1.
 中沢・ほか 5 名, 機論, 40-329 (昭 49), 9.
 大内田・ほか 3 名, 機論, 42-363 (昭 51), 3331.
 長谷川・ほか 2 名, 機論, 43-370 (昭 52), 1995.
 村上・ほか 2 名, 機論, 44-338 (昭 53), 4003.
 鹿毛・西谷, 機論, 51-461, A (昭 60), 3.
 安藤・ほか 3 名, 材料, 25-276 (昭 51), 863.
 西谷, 材料, 28-312 (昭 54), 873.
 西谷, 材料, 29-317 (昭 55), 143.
 越智・ほか 3 名, 材料, 32-363, (昭 58), 1363.
 堀内・ほか 2 名, 機講論(関西支部), No. 844-2 (昭 59-3), 2216.
 文献(3)の 65 ページ.
 Taira, S., ほか 2 名, ASTM Spec. Tech. Publ., 675 (1979), 135.
 Kleshil, M., Holzmann, M., Lukas, P. and Rys, P., J. Iron Steel Inst., (1965).
- (6) 小林・中沢, 機論, 36-291 (昭 45), 1789.
 村上・ほか 2 名, 機論, 44-388 (昭 53), 4003.
 田村・ほか 3 名, 機論, 49-447, A (昭 58), 1378.
 金・ほか 2 名, 機論, 51-465, A (昭 60), 1304.
 安藤・ほか 2 名, 材料, 23-252 (昭 49), 765.
 内藤・ほか 3 名, 機講論, No. 780-13 (昭 53-10), 812.
- (7) 金・ほか 2 名, 機論, 51-461, A (昭 60), 10.