

熱延鋼板の繰返し変形下における すべり帯発生限界応力に及ぼす 強化機構の影響

栗田 真人*・山本 三幸*²・国重 和俊*³

Effect of Strengthening Mechanisms on Limit Stress for Slip Bands Formation under Cyclic Deformation of Hot-rolled Sheet Steel

Masato KURITA, Miyuki YAMAMOTO and Kazutoshi KUNISHIGE

Synopsis : The purpose of this study is to clarify the effect of strengthening mechanisms on fatigue limit for slip bands formation (σ_{ws}). Various kinds of hot rolled steels were prepared by adding various alloying elements (C, Si and Ti) separately to ferrite plus pearlite steel and ferrite plus martensite steel. Fatigue tests were performed under load controlled condition. Test specimens were fatigue-tested until they failed or reached 10^7 th cycle. After the tests, slip bands were observed by SEM. The ratio of ferrite grains forming slip bands to all the ferrite grains (SBFR) was calculated by using test specimens subjected to the stresses just above σ_{ws} . As a result, the followings have been clarified: (1) Strengthening of ferrite by addition of solid solution or precipitation elements markedly increased the ratio of σ_{ws} to tensile strength. This result is quite the same as for fatigue limit for fracture, which was already found in the previous studies. (2) The plastic strain amplitude for slip bands formation tends to decrease as σ_{ws} increases. On the other hand, SBFR increased linearly with plastic strain amplitude. Therefore increasing in σ_{ws} is concluded to promote localization of slip bands. (3) And also the calculation of microscopic plastic strain limit for slip bands formation strongly suggested that the strain limit is a kind of material constant of ferrite phase.

Key words : strengthening mechanism; hot-rolled sheet steel; fatigue limit; slip bands; plastic strain.

1. 緒言

著者らはすでに、フェライト-パーライト組織およびフェライト-マルテンサイト組織を有する低炭素熱延鋼板の破断の疲労限度に及ぼす強化機構の影響を調査した。その結果、破断の疲労限度はフェライトの強化量に依存するが、しかし硬質第2相の種類や体積率にはあまり依存しないこと^{1,2)}を明らかにした。さらにその結果をもとに、パーライト体積率を低減しフェライトの固溶・析出強化を増加することにより耐久比(疲労限度/引張強度)を大幅に向上できること³⁾を示した。これらの結果は、低炭素鋼⁴⁻⁷⁾に限らず中炭素鋼⁸⁻¹¹⁾でも成り立つことが明らかにされている。

一方、古くから数多くの研究者によって、機械構造用炭素鋼の破断の疲労限度はき裂進展の限界で決まる、すなわち結晶粒界や硬質第2相によるき裂進展の阻止が疲労限度を決めているという結論が得られている¹²⁻¹⁹⁾。これらの結論を著者らの結果に加味すれば、破断の疲労限度はフェライトでのき裂発生の疲労限度にパーライトバンドや結晶粒

界によるき裂進展阻止の寄与が上乘せされたものと推定される。

破断の疲労限度以下の応力では停留しているき裂も、少数回の過大応力にて進展を開始し破断に至ることがある²⁰⁾ため、工業的にもき裂発生の疲労限度を把握することは重要である。しかしながら、き裂あるいはすべり帯の発生に関しては、例えばパーライト体積率の増加によって破断の疲労限度以下の応力負荷でのき裂発生が抑制されること²¹⁾やすべり帯発生の疲労限度が破断の疲労限度とともに増加すること¹²⁾が知られているものの、組織あるいは化学成分の点から系統的な調査は行われていないようである。

ところでき裂あるいはすべり帯の発生はミクロ的な現象であるが、その挙動はマクロ的には疲労試験時に塑性ひずみとして観測される。塑性ひずみは、荷重負荷形式や応力比、試験片の断面形状とは無関係に、疲労寿命やき裂進展を支配する有効なパラメータであること²²⁻²⁴⁾が知られている。また鋼種間の比較において、例えば疲労限度応力が10倍以上違う金属材料間でも塑性ひずみ疲労限は倍程度しか異ならないといわれている²⁵⁾。一方、高サイクル疲労

平成11年3月26日受付 平成11年7月6日受理 (Received on Mar. 26, 1999; Accepted on July 6, 1999)

* 住友金属工業(株)総合技術研究所(現:住友金属テクノロジー(株)受託研究事業部)(Corporate Research and Development Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., now Investigation and Research Division, Sumitomo Metal Technology, Inc., 1-8 Fusso-cho Amagasaki 660-0891)

*² 住友金属工業(株)総合技術研究所(Corporate Research and Development Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

*³ 住友金属工業(株)総合技術研究所(現:香川大学工学部)(Corporate Research and Development Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., now Faculty of Engineering, Kagawa University)

の領域においては変形が局在化する傾向があること²⁶⁻²⁸⁾を考慮すると、マクロな塑性ひずみをミクロな変形の局在化と結びつけることは、き裂あるいはすべり帯発生の機構を明らかにする上で重要な課題と思われる。

そこで本報では、既報¹⁻³⁾で用いた低炭素熱延鋼板を用いて、き裂発生の前段階であるすべり帯発生の疲労限度に及ぼす強化機構、具体的にはフェライトの強化や硬質第2相の種類や体積率増加の影響を、塑性ひずみに着目して明らかにすることを目的とした。

2. 試験方法

2.1 供試材

低炭素熱延鋼板としてフェライト-マルテンサイト2相組織鋼（以後、DP組織鋼）およびフェライト-パーライト組織鋼（以後、FP組織鋼）を供した。DP組織鋼としては、Cr、Mo添加により空冷でDP組織を得たDP-BaseをベースにC増加によりマルテンサイト体積率を増加させたDP-C、Ti添加による析出強化によりフェライトを強化したDP-Tiの3鋼種である。FP組織鋼としてFP-BaseをベースにC増加によりパーライト体積率を増加したFP-C鋼、Ti添加およびSiとTiの複合添加によりフェライトを強化したFP-Ti、FP-STの4鋼種である。これらはいずれも既報¹⁻³⁾で作製した供試材である。供試材の化学成分をTable 1に、機械的性質をTable 2に示す。既報¹⁻³⁾に示した光学顕微鏡組織からその特徴を求め、これをTable 3に示す。

DP-Ti、FP-TiおよびFP-STがSiおよびTi添加により固溶・析出強化されていることは、以下のことからわかる。Table 2に示したようにDP鋼およびFP鋼いずれにおいても、Ti添加材およびTi+Si添加材の降伏比(YS/TS)がそれぞれの組織のベース材およびC増加材の降伏比と比べて顕著に高い。このことから、軟質相であるフェライトが強化されていることが容易に推定される。また、Table 3に示したようにDP鋼およびFP鋼いずれにおいても、Ti添加材およびTi+Si添加材のフェライトのマイクロビッカース硬さは、ベース材およびC添加材のそれと比べて顕著に高い。さらに、Ti添加材およびTi+Si添加材の硬質第2相の体積率はベース材よりも少ないことから、フェライトが析出あるいは固溶強化されていると結論される。また既報³⁾にて示したように、Ti添加材およびTi+Si添加材のフェライト中には、nmオーダーの微細な析出物(TiC)がTEMにて観察されることから、Ti添加が析出強化としてフェライトの強化に寄与していることが理解される。

2.2 疲労試験方法

素材鋼板から平行部直径4mm、平行部長さ15mmの軸力試験片を圧延方向に平行に採取、表面を最終的にバフ研磨し、疲労試験に供した。

疲労試験は、10tonあるいは5tonサーボ油圧式疲労試験

Table 1. Chemical compositions (mass%).

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ti	N
DP-Base	0.05	0.51	1.55	0.021	0.001	0.70	0.26	-	0.0059
DP-C	0.10	0.50	1.51	0.020	0.001	0.69	0.25	-	0.0066
DP-Ti	0.05	0.51	1.47	0.018	0.001	0.69	0.25	0.050	0.0054
FP-Base	0.05	0.06	1.17	0.020	<.001	-	-	-	0.0010
FP-C	0.36	0.07	0.95	0.020	<.001	-	-	-	0.0028
FP-Ti	0.05	0.05	1.17	0.020	<.001	-	-	0.075	0.0022
FP-ST	0.05	1.53	1.24	0.020	<.001	-	-	0.075	0.0031

Table 2. Mechanical properties.

	YS(MPa)	TS(MPa)	EL(%)
DP-Base	297	581	28.3
DP-C	379	736	22.2
DP-Ti	427	649	25.0
FP-Base	283	392	46.0
FP-C	410	619	32.3
FP-Ti	475	550	22.7
FP-ST	503	619	23.2

YS: Yield strength, TS: Tensile strength, EL: Elongation

Table 3. Microstructural characteristics.

	d (μm)	Vf(H) (%)	HV(F) (5gf load)
DP-Base	6	17	159
DP-C	7	34	175
DP-Ti	6	9	200
FP-Base	14	4	120
FP-C	8	41	129
FP-Ti	7	2	177
FP-ST	7	1	207

d: Grain size, Vf(H): Volume fraction of hard phase, HV(F): Vickers hardness of ferrite

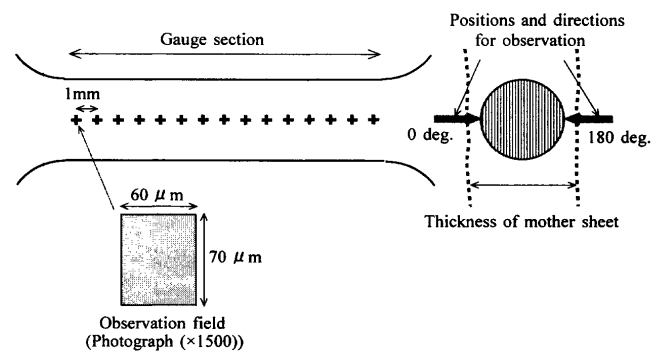


Fig. 1. Methods for investigation on slip bands distribution.

機を用い、軸力引張圧縮荷重制御、応力比 -1 、繰返し速度 $10\sim 15\text{ Hz}$ にて行った。また試験機付属のひずみ計（標点距離 12.5 mm ）を用いて疲労試験中のひずみの変化を測定した。

10^7 回の繰返しで疲労試験を終了し、SEMにて表面のき裂やすべり帯を観察した。

2.3 き裂およびすべり帯分布の調査方法

緒言で述べたように、高サイクル領域では変形が局在化することを考慮し、試験片の表面で発生したき裂やすべり帯の分布を調べた。すべり帯発生の疲労限度直上の応力振

幅で疲労試験を行った試験片について、Fig. 1に示すように軸方向に1mmの間隔で2方向から表面をSEMで観察した。撮影した写真をもとにき裂あるいはすべり帯が発生したフェライト粒数を数えた。

3. 試験結果

3.1 繰返しにともなう塑性ひずみ範囲の変化

Fig. 2に、繰返しにともなう塑性ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_p$ の変化を示す。ここでは各供試材において、後述するすべり帯発生疲労限度以上でかつ破断の疲労限度未満となる応力で試験を行った試験片の結果（各鋼種1本）を示す。DP組織鋼においては、後述するFP組織鋼と比べ繰返しにともなう $\Delta\epsilon_p$ の変化は小さい。一方FP組織鋼では、FP-BaseやFP-Cでは繰返しにともない $\Delta\epsilon_p$ は急激に増加し、FP-Baseでは少なくとも 10^7 回の繰返しでは単調に増加し、FP-Cでは増加後に減少する。FP-TiやFP-STでは、 $\Delta\epsilon_p$ の値は極めて小さく、また繰返しにともなう変化も小さい。

3.2 すべり帯発生疲労限度

疲労試験後、SEMによる表面のき裂およびすべり帯の観察を行った。観察結果の例をFig. 3に示す。図中に示した応力は、疲労試験時の応力振幅を示す。例えばFig. 3(f)には比較的明瞭なき裂が見られる。しかしながら他の供試材の試験片では、すべり帯は容易に検出できるが、すべり帯の中に発生したき裂は不明瞭であるため、検出が難しい。したがって本研究ではき裂の前段階であるすべり帯に着目

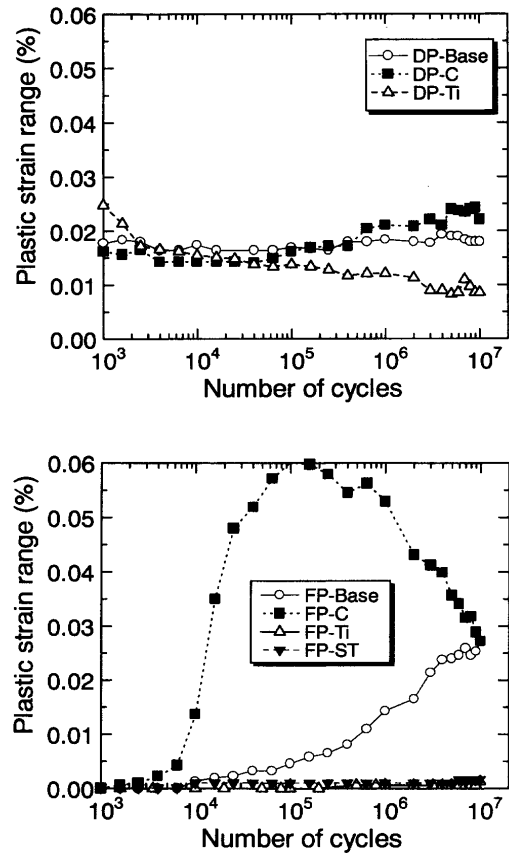
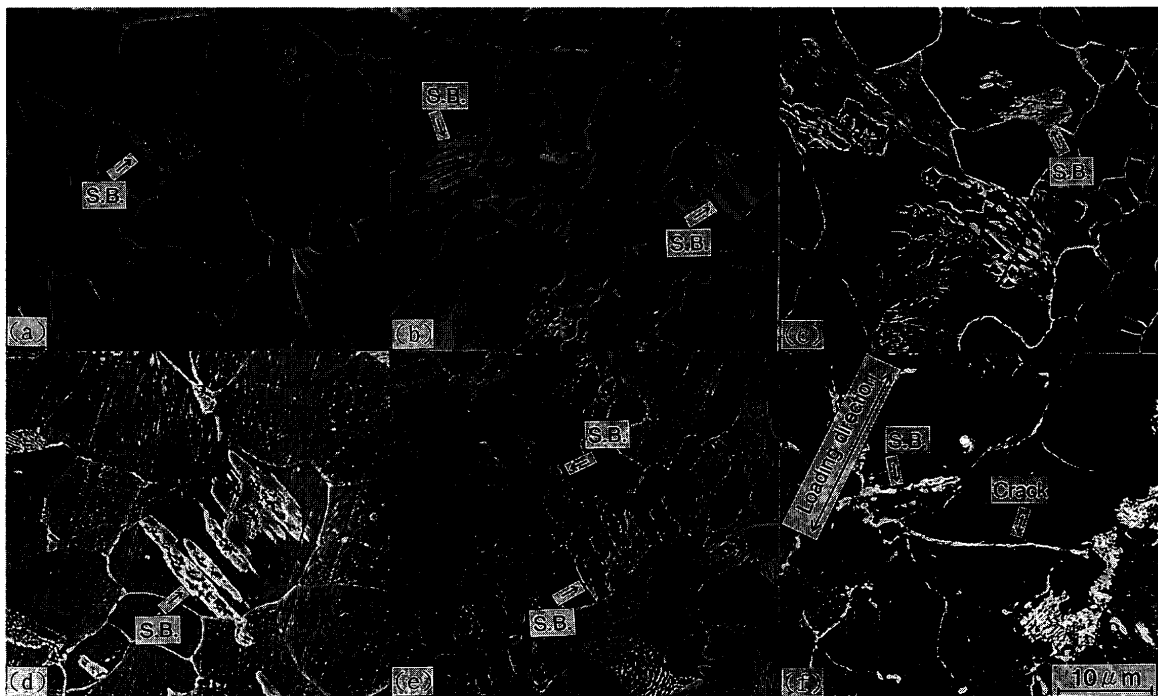


Fig. 2. Changes in plastic strain range with number of cycles.



(a) DP-Base (255MPa) (b) DP-C (284MPa) (c) DP-Ti (363MPa)
 (d) FP-Base (245MPa) (e) FP-C (225MPa) (f) FP-ST (392MPa)

Fig. 3. SEM micrographs of slip bands and fatigue cracks on test specimen.

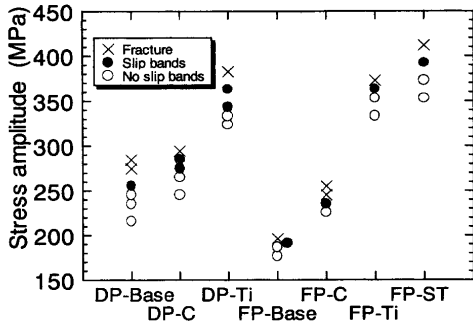


Fig. 4. Relationship between stress amplitude and the type of fatigue damages.

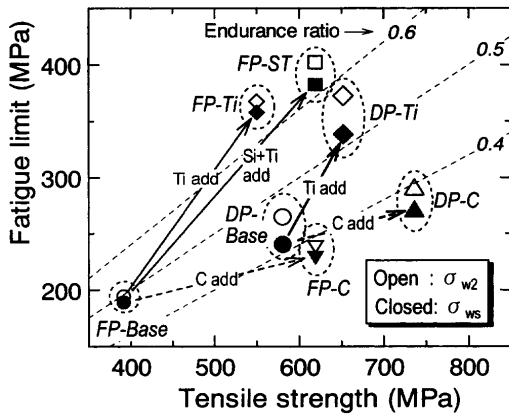


Fig. 5. Relationship between tensile strength and fatigue limit.

することにした。

SEM観察によりすべり帯発生の有無を調査し、これをFig. 4に示す。本研究においては、 10^7 回ですべり帯が発生する限界の応力をすべり帯発生の疲労限度 σ_{ws} とした。 σ_{ws} と母材の引張強度 σ_B との関係をFig. 5に示す。同図に破断の疲労限度 σ_{w2} もあわせて示す。DP組織鋼の耐久比(σ_{ws}/σ_B)はTi添加により大きく向上する。またFP組織鋼の耐久比もTi添加あるいはSiとTiの複合添加によって大きく向上する。したがって硬質第2相の種類によらずSi, Tiによるフェライト強化が σ_{ws} の耐久比向上に効果的であることがわかる。一方Cの添加すなわち硬質第2相体積率の増加による σ_{ws} の上昇量は、DP組織鋼でもFP組織鋼でも σ_B 上昇量の割には小さい。

上述した σ_{ws} に及ぼす添加元素の影響は、前報¹⁻³⁾で示した σ_{w2} の場合と全く同様である。すなわち σ_{ws} はフェライトの強化機構に強く依存し、硬質第2相の体積率の影響は小さい。上述した結果から、鋼種による σ_{w2} の相違は主として σ_{ws} の相違によるものと結論づけられる。

3.3 すべり帯発生粒子数測定結果

すべり帯発生粒子数の測定結果をFig. 6に示す。いずれも σ_{ws} 直上の応力で試験を行った試験片である。すべり帯発生粒子数は、測定した視野や方向(0, 180度)によりばらつきは大きく、また鋼種によって大きく異なる。 σ_{ws}

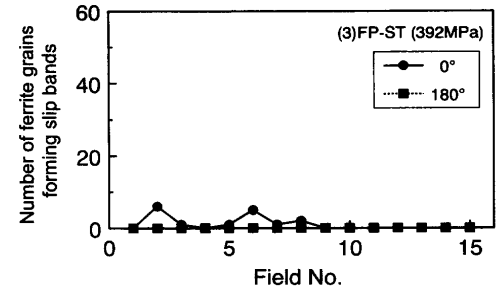
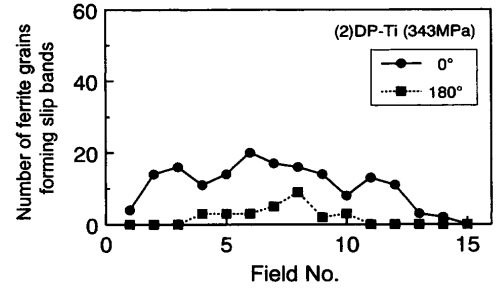
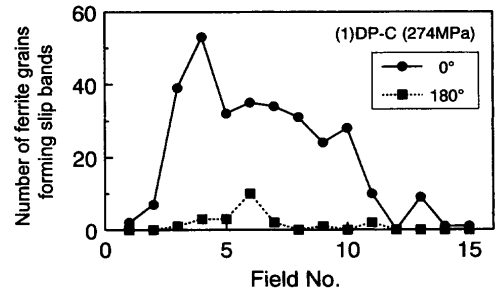


Fig. 6. Distributions of slip bands formation.

が低いDP-Cに比べ、 σ_{ws} が高いDP-TiやとくにFP-STではすべり帯が発生したフェライト粒の密度が少ない。

4. 考察

4.1 すべり帯発生限界の塑性ひずみ量の影響因子

ここでは塑性ひずみに着目して σ_{ws} に関する考察を行った。

各供試材試験片の応力振幅と塑性ひずみ振幅 ϵ_{pa} の関係をFig. 7に示す。同図にはすべり帯の有無および破断の有無もあわせて示す。本試験においては荷重制御すなわち応力振幅一定の試験であるため、繰返しにともない ϵ_{pa} は変化する。そこで ϵ_{pa} として、 10^7 回にて破断しなかった試験片については 10^7 回での値を、また 10^7 回以下で破断した試験片については破断繰返し数の1/2の繰返し数での値を適用した。

Fig. 7より、すべり帯発生限界の塑性ひずみ振幅 ϵ_{paws} は鋼種によって異なり、 ϵ_{ws} の低下とともに増加する傾向にあることがわかる。破断限界の塑性ひずみ振幅 ϵ_{paws} と σ_{w2} の関係についても同様である。

つぎに、Fig. 7に示したように σ_{ws} の増加とともに ϵ_{paws} が低下する理由について、Fig. 6に示した結果をもとに考

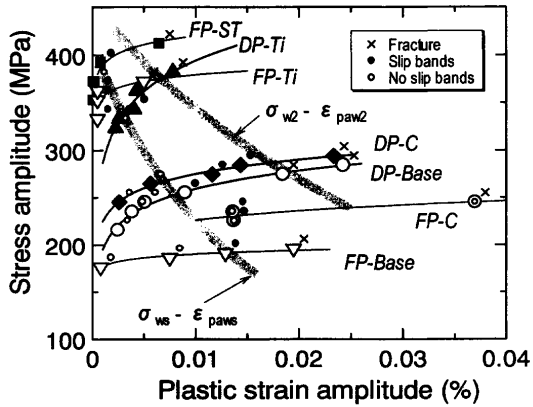


Fig. 7. Relationship between plastic strain amplitude and stress amplitude, the type of fatigue damages being added.

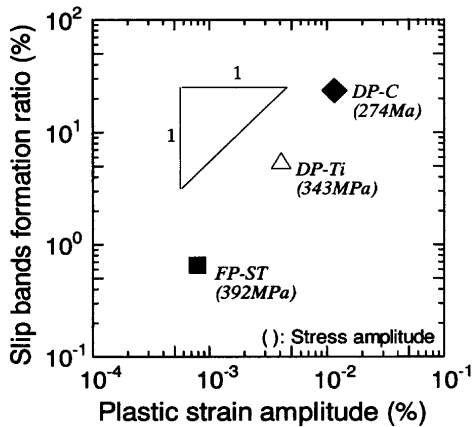


Fig. 8. Relationship between plastic strain amplitude and slip bands formation ratio.

察する。全フェライト粒子数に対するき裂あるいはすべり帯発生粒子数との比を、ここではすべり帯発生率と定義する。Fig. 6の結果からすべり帯発生率を求め、塑性ひずみ振幅との関係をFig. 8に示す。図より、すべり帯発生率は塑性ひずみ振幅の増加とともに増加することがわかる。また増加の傾きはほぼ1であることから、両者はほぼ比例することがわかる。これより σ_{ws} の増加とともに ϵ_{paws} が低下するのは、 σ_{ws} の増加とともにすべり帯発生率が低下することと関連すると思われる。これについては次節にて詳細に検討する。

4.2 すべり帯発生限界の塑性ひずみ量とひずみの局在化の関係

ここでは、鋼種によるすべり帯発生率の相違に関して、ひずみの局在化の点から考察する。本来、結晶粒ごとに方位や粒径が異なるため、また隣接する結晶粒との相互作用により変形に対する拘束条件が異なるため、各結晶粒における繰返し変形挙動は結晶粒ごとに異なっている。したがって応力や塑性ひずみの分布は少なくとも微視的には不均一である。一般に高強度材の高サイクル疲労試験にて、疲労寿命に関する関係式 $\text{Log}(\Delta\epsilon_p)$ (あるいは $\text{Log}(\epsilon_{pa})$)

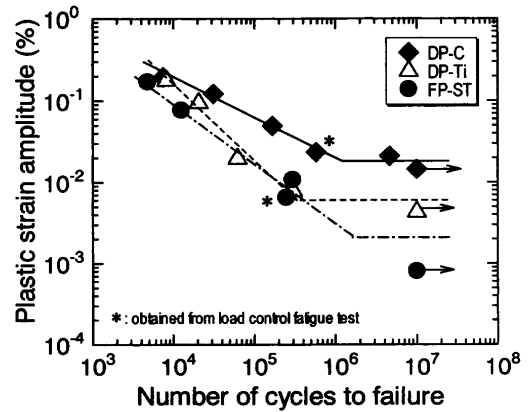


Fig. 9. Relationship between plastic strain amplitude and number of cycles to failure.

$\text{Log}(N_f)$ の直線が高サイクル域で低寿命側に折れ曲がるのは、変形挙動の不均一すなわち塑性ひずみの局所化によるものといわれている²⁶⁻²⁸。すなわちゲージ長さの変位で計算されるマクロな塑性ひずみ振幅は小さくても塑性ひずみが局在すれば、その局所的な塑性ひずみ振幅はあまり小さくならない。そのためすべりやき裂の発生寿命やき裂の進展寿命があまり増加せず、低サイクル領域で得られた $\text{Log}(\epsilon_{pa})$ - $\text{Log}(N_f)$ の直線で外挿される疲労寿命よりも短い寿命で破断する。材料によって $\text{Log}(\epsilon_{pa})$ - $\text{Log}(N_f)$ の直線の傾きが異なるのは、 ϵ_{pa} の低下にともなう局在化の程度が材料により異なるからであり、一般に高強度材では ϵ_{pa} の低下により局在化する傾向が強まるため直線の傾きが大きいと考えられている。

本報の供試材においても別途、ひずみ制御疲労試験を行った。試験は、ひずみ制御にて、ひずみ比は-1、繰返し速度は2~4 Hzで行った。試験結果をFig. 9に示す。図中には前述した荷重制御疲労試験の結果も含んでいる。DP-TiやFP-STの $\text{Log}(\epsilon_{pa})$ - $\text{Log}(N_f)$ の直線の傾きはDP-Cのそれに対して顕著に大きい。これより ϵ_{pa} の低下にともなう塑性ひずみの局在化の傾向が、DP-Cと比較してDP-TiやFP-STでは強いことがわかる。この結果はFig. 8に示したようにFP-STやDP-Tiではひずみが局在することと対応しており、Fig. 8に示した鋼種によるすべり帯発生率の大小関係が妥当であることを支持する結果となっている。

以上のことを考慮すると、Fig. 8に示したようにFP-STやDP-Tiで ϵ_{paws} が小さいのは、これらの鋼では塑性ひずみが一部の結晶粒に局在する傾向が強いためと推定される。そこで、これらの関係をできるだけ定量的に評価することを目的に、試験片を弾塑性体(一部のフェライト)と弾性体(硬質第2相と残りのフェライト)の2相の複合材料とみなし、以下の仮定を置く。

仮定1: すべり帯発生の疲労限度直上の応力にて、塑性ひずみが100X (%)のフェライト粒に局在し、各粒子単位の局所的な塑性ひずみ振幅(ϵ_{pa}^*)は以下

Table 4. Calculated ϵ_{pa^*c}

	DP-C	DP-Ti	FP-ST
ϵ_{pa^*c}	0.067 %	0.084 %	0.124 %
ϵ_{pa}	0.0116 %	0.0041 %	0.0008 %

の式で表される。ここで X および ϵ_{pa^*c} は供試材により異なる定数である。

$$\begin{cases} \epsilon_{pa^*} = 0 & (100(1-X)\% \text{ のフェライト粒}) \\ \epsilon_{pa^*} = \epsilon_{pa^*c} & (100X\% \text{ のフェライト粒}) \end{cases} \dots (1)$$

このときマクロな塑性ひずみ ϵ_{pa} は線型複合則により、

$$\epsilon_{pa} = X Vf(F) \epsilon_{pa^*c} \dots \dots \dots (2)$$

と近似できる。ここで $Vf(F)$ はフェライトの体積率である。ここでは省略するが、完全弾性体と弾塑性体の2相の複合材モデルとして応力一定モデルあるいはひずみ一定モデルのいずれを仮定しても式(2)が成り立つことが証明できる。さらに以下の仮定を置く。

仮定2: パラメータ X は、試験片の表面、内部で等しい。

上述の仮定1は、 ϵ_{pa^*c} はすべり帯が発生する限界の局所的な塑性ひずみであること、また仮定2は、 X が試験片表面のすべり発生率に等しいことを意味している。

上述の仮定のもとに、 σ_{ws} 直上の応力で試験を行った試験片について、式(2)にすべり帯発生率と $Vf(F)$ を代入してして ϵ_{pa^*c} を求め、これを Table 4 に示す。表中には比較としてひずみ計で測定したマクロな塑性ひずみ振幅 ϵ_{pa} もあわせて示す。 ϵ_{pa} は鋼種によって10倍以上異なっているが、 ϵ_{pa^*c} の鋼種による相違は2倍程度と非常に小さい。

一般に繰返し応力負荷によりすべり変形が生じて逆方向の変形で元に戻れば、理想的にはすべり線あるいはすべり帯は発生しないはずである。Table 4 の結果は、可逆的なすべりが生じる限界の塑性ひずみ振幅は、鋼種によらずほぼ一定であることを示している。すべりが不可逆になるのは主としてすべりによって生じた新生面が酸化されるためと推定されるが、今回供試した材料は酸化被膜を最も作りやすいCrの添加量はDP組織鋼で0.7%、FP組織鋼で0~0.16%と、両者の相違は小さく、酸化被膜の形成のしやすさは大きく異ならないと推定される。したがって ϵ_{pa^*c} が鋼種によらずフェライトの材料定数としてほぼ一定値となるのは妥当な結果と思われる。

つぎに、Table 4 に示した ϵ_{pa^*c} の値について、若干説明を加える。とくにFP-STについて約0.1%という数値は ϵ_{pa} と比べ非常に大きな値となる。しかし σ_{ws} に相当する応力を負荷した場合、弾性係数を206 GPaとして弾性体では0.19%の塑性ひずみが生じることや、結晶粒の寸法や結晶粒相互の幾何学的関係が各粒子単位で異なることを考えると、約0.10%の塑性ひずみが異常な値とは認められない。

以上の結果より、 σ_{ws} の増加とともに ϵ_{paws} が小さくなる

傾向にあるのは、高い σ_{ws} を有するフェライト強化材ではすべり変形が局在化して塑性ひずみが局所化するためと推定される。

5. 結言

既報で用いたDP組織およびFP組織低炭素熱延鋼板を用いて、すべり帯発生時の疲労限度に及ぼす強化機構、すなわちフェライトの強化や硬質第2相体積率増加の影響を、塑性ひずみに着目して明らかにすることを目的として疲労試験を行った。その結果、以下のことが明らかになった。

(1) すべり帯発生時の疲労限度 σ_{ws} は破断の疲労限度と同様、強化機構に強く依存する。フェライト-マルテンサイト組織およびFP組織いずれの場合もフェライトの固溶・析出強化により、耐久比(σ_{ws}/σ_B)は大きく向上する。

(2) すべり帯発生限界の塑性ひずみ振幅 ϵ_{paws} は、 σ_{ws} の増加とともに小さくなる傾向にある。また σ_{ws} 直上の繰返し応力負荷によるすべり帯発生率(全フェライト粒数に対するき裂あるいはすべり帯発生粒子数との比)は、その試験片の塑性ひずみ振幅とほぼ比例関係にある。すなわち σ_{ws} の増加によりすべり帯の局在化が著しくなると結論される。

(3) さらに供試材を2相(弾塑性体+弾性体)の複合材とみなし、線型複合則による解析を行った結果、すべり帯が発生する限界の局所的な塑性ひずみ振幅は鋼種にはあまり依存せず、むしろフェライト相の材料定数であると推定された。

文 献

- 1) M.Kurita, K.Toyama, S.Nomura and K.Kunishige: *Tetsu-to-Hagané*, **81** (1995), 1091.
- 2) M.Kurita, M.Yamamoto, K.Toyama, S.Nomura and K.Kunishige: *ISIJ Int.*, **36** (1996), 481.
- 3) M.Kurita, M.Yamamoto, K.Toyama and K.Kunishige: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **46** (1997), 1143.
- 4) N.Kurosawa, S.Saeki and T.Kato: *CAMP-ISIJ*, **6** (1993), 807.
- 5) T.Kitano, N.Katsura, M.D.Chapetti, T.Tagawa and T.Miyata: *J. Jpn. Weld. Soc.*, **16** (1998), 388.
- 6) T.Yokomaku, M.Kinefuchi and Y.Minokata: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **40** (1991), 1415.
- 7) O.Kawano, J.Wakita, T.Nakamura and Y.Hagiwara: *Tetsu-to-Hagané*, **82** (1996), 783.
- 8) K.Inoue and S.Nakamura: *CAMP-ISIJ*, **8** (1995), 1581.
- 9) I.Nomura: *Tetsu-to-Hagané*, **83** (1997), 227.
- 10) T.Abe, T.Sampe, H.Osuzu and I.Kozasu: *Tetsu-to-Hagané*, **70** (1984), 1415.
- 11) 栗田真人, 山本三幸, 外山和男, 柿崎 哲, 鎌田芳彦: 第74期全国大会講演論文集 (No.96-15), 日本機械学会, (1996), 439.
- 12) S.Tachibana, S.Kawachi, K.Yamada and T.Kunio: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng., A*, **54** (1988), 1956.
- 13) H.Nishitani, H.Horio and H.Noguchi: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng., A*, **56** (1990), 687.
- 14) H.Okubo and T.Sakai: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, **33** (1967), 495.
- 15) H.Nishitani and S.Nishida: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, **39** (1973), 1385.
- 16) H.Nakazawa, H.Kobayashi, A.Morita, S.Iikura, K.Miyauchi and

- Y.Ishii: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, **40** (1974), 9.
- 17) M.Tamura, K.Yamada, M.Shimizu and T.Kunio: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng., A*, **49** (1983), 1378.
- 18) M.Kage and H.Nishitani: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng., A*, **51** (1985), 3.
- 19) I.Yamada, K.Yamada and T.Kunio: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng., A*, **52** (1986), 412.
- 20) H.Nishitani and H.Nakamura: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng., A*, **48** (1982), 990.
- 21) S.Nishida, N.Hattori, H.Kubota and H.Nishitani: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng., A*, **61** (1995), 2134.
- 22) N.Kawagoishi, H.Nishitani, X.Wang, H.Ide and H.Tanaka: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng., A*, **62** (1996), 607.
- 23) N.Kawagoishi, H.Nishitani, M.Goto, X.Wang and H.Tanaka: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng., A*, **62** (1996), 1340.
- 24) N.Kawagoishi, M.Goto, H.Nishitani, X.Wang and E.Kondo: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng., A*, **63** (1997), 1620.
- 25) M.Klesnil and P.Lukáš: *Fatigue of Metallic Materials*, Elsevier Scientific Publishing Company, New York, (1980), 160.
- 26) N.T.Paul, E.F.Morris and A.F.Raymond: *Acta Metall.*, **24** (1976), 1.
- 27) K.Hatanaka and T.Fujimitsu: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng., A*, **50** (1984), 291.
- 28) S.Nishijima, S.Matsuoka, E.Takeuchi, M.Yuyama and M.Kimura: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng., A*, **50** (1984), 1011.
- 29) M.Sakamoto and M.Nihei: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **48** (1999), 44.