

© 1990 ISIJ

論 文

良成形性 600 MPa 級熱延高強度薄鋼板の
疲労損傷に及ぼす強化機構の影響水 井 正 也*・武 智 弘*²・関 根 知 雄*³Effects of Strengthening Mechanisms on Fatigue Damage for 600 MPa
Class Hot-rolled High Strength Sheet Steels

Masaya MIZUI, Hiroshi TAKECHI and Tomoo SEKINE

Synopsis :

Low cycle fatigue damage of two types of formable hot-rolled high strength sheet steels for automobile use with different static strengthening mechanisms of 600 MPa class in tensile strength; 0.9% Si-1.2% Mn dual phase and 0.04% Nb added precipitation hardened steel was studied by the X-ray diffraction, SEM and TEM methods, the following results were obtained.

(1) Si-Mn dual phase steel (DP) with low yield ratio shows higher cyclic stress than Nb containing precipitation hardened steel with high yield to tensile strength ratio.

(2) Nb containing steel shows monotonous cyclic softening which provides a decrease in the X-ray half value breadth resulting from sub-boundaries due to the rearrangement of dislocations.

(3) DP steel offers initial cyclic hardening followed by cyclic softening with an initial increase followed by a decrease in the X-ray half value breadth, this resulting from fine cell-structures in the ferrite matrix.

(4) DP steel seems to show high resistance to a fatal crack due to the effect of microstructures of soft ferrite and fine martensite.

Key words : dual phase hardening; precipitation hardening; low cycle fatigue; cyclic softening; cyclic hardening; half value breadth; micro structure; sub-structure; cell-structure; fatigue damage.

1. 緒 言

自動車車体の軽量化や性能向上の観点より、軟鋼板から高強度鋼板への転換がこれまで外板等のパネルを主体に耐デント性を維持向上させながら積極的に進められてきたが、今後は自動車ホイールを始めとする足まわり部品の高強度化が進むと考えられている¹⁾。強度を必要とする部材の高強度化に際して成形性や溶接性ととも特に疲労耐久性が重要課題となる。例えば、ホイールディスクのような複雑な曲率を持つプレス成形部品の耐久性試験では、切欠きなどの応力集中のない部分でも素材の降伏強度程度の高い応力(ひずみ)が繰り返されることがある^{2)~4)}。この高い応力は激しい急旋回等に生じるもので回数は少なくとも疲労被害上著しい影響を及ぼすことが考えられる。著者ら⁵⁾は先に各種の高強度薄鋼板による自動車用ホイールの実物疲労耐久性を検討し、同

一板厚かつ同一強度で比較した時 Si-Mn 系フェライト・マルテンサイト複合組織強化型高強度鋼板が他の強化機構の鋼板より優れることを見出しているが、その理由については必ずしも明らかではなかった。このような部材の耐久性にはいわゆる疲労限だけでなく、回数は少ないが過大な繰返し応力による有限寿命域での疲労強度が重要となる。しかし、平滑材の S-N 線図の勾配部の疲労耐久性に及ぼす要因について不明の点が多く、また砂時計型試験片による低サイクル疲労特性を静的強度や静的破壊延性より推定する方法⁶⁾が提案されているが、薄鋼板における平型試験片の場合には精度良く適用できない⁷⁾。このように切欠きのない部位における有限域寿命の支配要因、特に金属組織との関連は不明の点が多い。近年複合組織鋼の疲労に関する研究は広範囲に行われ、析出強化鋼との比較もなされている。すなわち、J. O. SPERIE は⁸⁾特に低降伏比(0.47)を有する複合組織鋼板

昭和 62 年 10 月本会講演大会にて発表 平成元年 6 月 13 日受付 (Received June 13, 1989)

* 新日本製鉄(株)薄板研究センター (Sheet & Coil Research Lab., Nippon Steel Corp., 5-10-1 Fuchinobe Sagamihara 229)

*² 新日本製鉄(株)第二技術研究所 (R & D Laboratories-II, Nippon Steel Corp.)

*³ 新日本製鉄(株)薄板研究センター (現:(株)日鉄テクノリサーチ) (Sheet & Coil Research Lab., Nippon Steel Corp., Now Nippon Steel Techno Research, Ltd.)

の平滑材の 10^6 回時間強度は同一引張強度の他の鋼板に比して劣り、また長江ら⁹⁾ は両振平面曲げおよび片振引張り疲労限は $\sigma_b^{1.04} (\sigma_y/\sigma_b)^{0.51}$ および $\sigma_b^{1.15} (\sigma_y/\sigma_b)^{0.49}$ に、M. SHINOZAKI ら¹⁰⁾ は平面曲げ疲労限は σ_b に、片振引張り疲労限は $(\sigma_y + \sigma_b)/2$ に、溝口ら¹¹⁾ はむしろ σ_y に比例するとしている。これらの知見は主として疲労限を対象とするもので有限域寿命に関するものでないが低降伏比または低降伏強度の鋼板は一般に疲労強度上不利と考えられることが多い (σ_b : 引張強度, σ_y : 降伏強度または 0.2% 耐力)。一方、J. K. SHANG ら¹²⁾ は複合組織鋼の疲労き裂進展の下限限界値 (ΔK_{Ith}) は同一降伏強度を有する他の金属組織に比較して、金属組織に起因する破面の粗さ誘起に基づくき裂閉口効果のため優れることを指摘している。以上のように金属組織や強化機構による疲労強度への影響は必ずしも明瞭ではなく、今後複合組織鋼板等の疲労特性に関し硬質相の面積率¹³⁾、分布¹⁴⁾ および粒径¹⁵⁾¹⁶⁾ 等の要因を含めた系統的な研究が必要である。

ここでは、自動車強度部材に使用される強化機構の異なる二種類 (複合組織強化, 析出強化) の良成形性 600 MPa 級高強度薄鋼板に関しひずみ制御低サイクル疲労試験による繰返し塑性挙動に注目して有限寿命域の疲労損傷過程を検討した。

2. 実験方法

供試材は従来から広く使用されている比較材の Nb 添加による析出強化型高強度鋼板 (鋼 A) と近年実用化が急速に進展している熱間圧延後の変態域においてオーステナイト中への C 濃縮と高純フェライトの生成を促進させるいわゆる熱延まま型の製造法による Si-Mn 系複合組織強化型高強度鋼板¹⁷⁾ (鋼 B) の二鋼種で、いずれも板厚 3.5 mm の市販材である。化学成分と機械的性質を Table 1 に、金属組織写真を Photo. 1 に示す。ピクリン酸、チオ硫酸ナトリウムおよびクエン酸の混合液を用いたカラーエッチング法¹⁸⁾ で組織定量の結果、鋼 A はフェライト 86%、ベイナイト 9%、パーライト組織 5% の析出強化細粒鋼板で、鋼 B はフェライト地に孤立した 10% の島状微細マルテンサイトからなる典型的な複合組織強化高強度鋼板であり、フェライト平均粒径はそれぞれ 2.7, 5.4 μm で第二相の平均粒径はそれぞれ 1.4, 3.3 μm である。なお、鋼 B のフェライトのピッカース微小硬さ (荷重 10 g) は 200~220、第二相は 370~440 であるが、鋼 A は粒径が細かく組織に対応した測定はできない。疲労試験は電気油圧式疲労試験機により $4 \times 10^{-3}/\text{s}$ の定ひずみ速度による完全両振の引張圧縮ひずみ制御で行った。圧縮荷重時の座屈防止のため標点間距離の短い試験片 (最小幅 = 5 mm, $R = 18$ mm, $GL = 8$

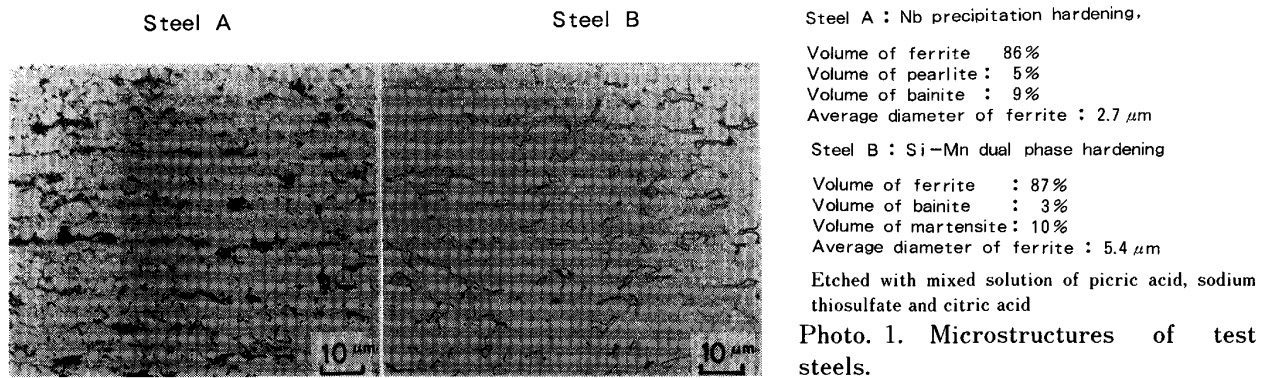


Table 1. Chemical compositions and mechanical properties of test steels.

Steel	Thickness (mm)	Chemical compositions (%)							
		C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Ca
A	3.5	0.10	0.38	1.43	0.019	0.003	0.020	0.05	0.002
B	3.5	0.07	0.92	1.19	0.014	0.003	0.020	—	0.003

Steel	Mechanical properties				Note
	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	YR	
A	500	618	25	0.81	Precipitation hardening Dual phase hardening
B	441	627	28	0.70	

mm) を用い、疲労寿命は荷重振幅が最大荷重時の 50% または試験片破断時の小さい方の回数とした。また、定常的な応力振幅は疲労寿命の 50% となる回数における値で代表した。

疲労損傷の観察は X 線回折、透過型電子顕微鏡 (TEM) および走査型電子顕微鏡 (SEM) により行った。X 線回折用試料は供試材の両表面それぞれ 100 μm を機械研磨後、さらに 20~25 μm を 5% フッ化水素酸溶液により化学研磨で仕上げた。X 線回折はディフラクトメーターを用い K_{α_1} , K_{α_2} 線の分離の必要がなく侵入深さの大きい MoK_{β} による (321) 回折線で 1 ステップを 0.01° ごとに、100 s/ステップの走査速度で行った。半価幅は積分幅によって求め、900°C × 30 min の真空焼鈍材の回折線により装置と実験方法の影響を除いて実験結果を整理した。すなわち、回折線が Cauchy 分布で表せると仮定し、回折線の半価幅の実測値、真の値、および結晶粒が大きくひずみのない焼鈍後の値をそれぞれ B , β , および b として、 $B = \beta + b$ の関係を用いて整理した¹⁹⁾。装置の制限から所定の回数のひずみ振幅を繰り返した後、それぞれの試験片平行部を切断し表裏両面について X 線回折を行った。TEM による観察は 200 kV 分析電子顕微鏡および一部は 1000 kV 超高压電子顕微鏡を用いて、板厚 1/4 部または中心部の薄膜観察を行い疲労損傷による下部組織の変化を調べた。SEM による観察は X 線回折用試料と同様の条件であらかじめ化学研磨仕上げた試験片に所定の疲労を付加した後に行った。

3. 実験結果

3.1 ひずみ繰返しによる応力応答挙動

Fig. 1 に両鋼種の繰返しによる応力振幅の変化を示す。高降伏比の鋼 A では単調に漸減する繰返し軟化現象を示すが、低降伏比の鋼 B では繰返しによる初期硬化の極大後に繰返し軟化を生じる。鋼 B の繰返しによる初期硬化のピークはひずみ振幅が増大すると短寿命側へ移行し、破断寿命のわずか数 % の繰返し数で得られる。Fig. 2 は寿命の 50% の回数における定常繰返し応力と塑性ひずみ振幅の関係を示したもので繰返し硬化や軟化現象は材料の強化機構のみならずひずみ振幅の影響を強く受けるが、鋼 A は鋼 B に比して明らかに繰返し軟化を生じやすい。

3.2 低サイクル疲労試験結果

疲労試験結果は定常状態 (寿命の 50% の繰返し数) における全ひずみ振幅 $\Delta\epsilon/2$ を塑性ひずみ振幅 $\Delta\epsilon_p/2$ および弾性ひずみ振幅 $\Delta\epsilon_e/2$ に分けて寿命 N との関係

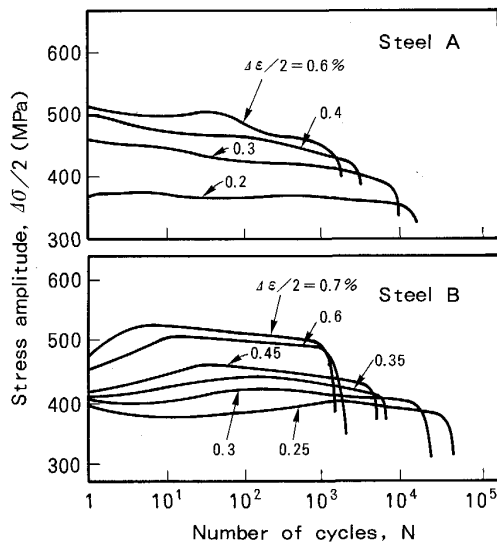


Fig. 1. Stress response curves at low cycle fatigue test.

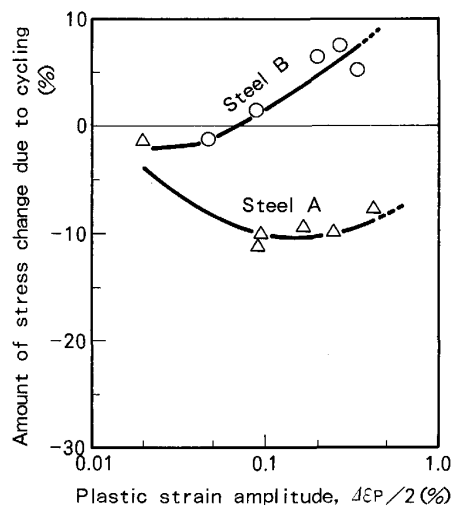


Fig. 2. Amount of stress change due to cycling and plastic strain amplitude.

を求めた²⁰⁾²¹⁾。

すなわち、

$$\Delta\epsilon/2 = \Delta\epsilon_p/2 + \Delta\epsilon_e/2 \dots\dots\dots(1)$$

塑性ひずみと寿命は両対数で直線近似できるから、

$$\Delta\epsilon_p/2 = \epsilon_f' N^c \dots\dots\dots(2)$$

また、 $\Delta\epsilon_e/2 = \Delta\sigma/(2E) \dots\dots\dots(3)$

であり、弾性ひずみと寿命も両対数で直線近似できるから次式を得る。

$$\Delta\epsilon/2 = \epsilon_f' N^c + (\sigma_f'/E) N^b \dots\dots\dots(4)$$

また、繰返し応力-ひずみ曲線の関係は次式で示す。

$$\Delta\sigma/2 = K'(\Delta\epsilon_p/2 + \zeta)^n \dots\dots\dots(5)$$

ただし、 $\Delta\sigma/2$ は応力振幅、 E はヤング率である。また

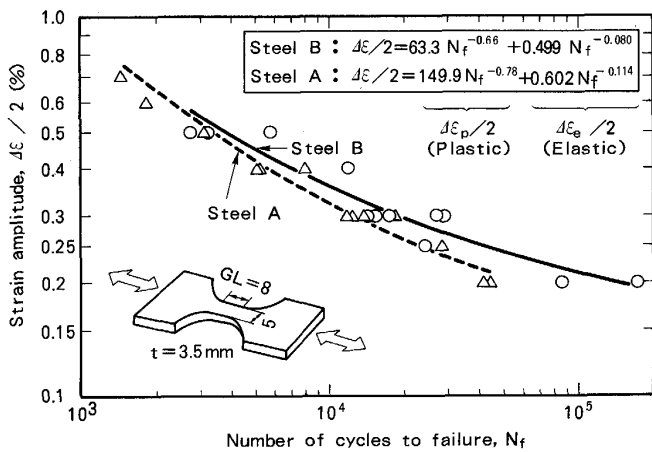


Fig. 3. Strain-life data of steel A and B.

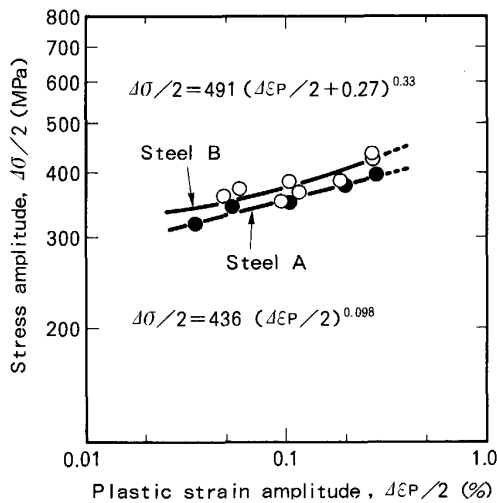


Fig. 4. Relationship between stress amplitude and plastic strain amplitude.

ϵ_f' は疲労延性係数, σ_f' は疲労強度係数, c は疲労延性指数, b は疲労強度指数, K' は繰返し強度係数, および n' は繰返しひずみ硬化指数でいずれも最小二乗法で求めた材料定数である。 ξ は (5) 式においてばらつきを最小にするため繰返し収束計算により求めた定数である。得られた結果は Fig. 3 および 4 に示すように、鋼 B は実験全範囲で鋼 A に比べてより長寿命であり、塑性ひずみ振幅に対する繰返し応力は低降伏比の鋼 B が逆に高い。

4. 実験結果の考察

4.1 疲労過程における繰返し塑性挙動

ひずみ振幅一定の疲労試験においてみられる繰返し硬化, 繰返し軟化現象は材料の種類およびひずみ振幅により異なることが知られている。 R. W. LANDGRAF²²⁾, R.

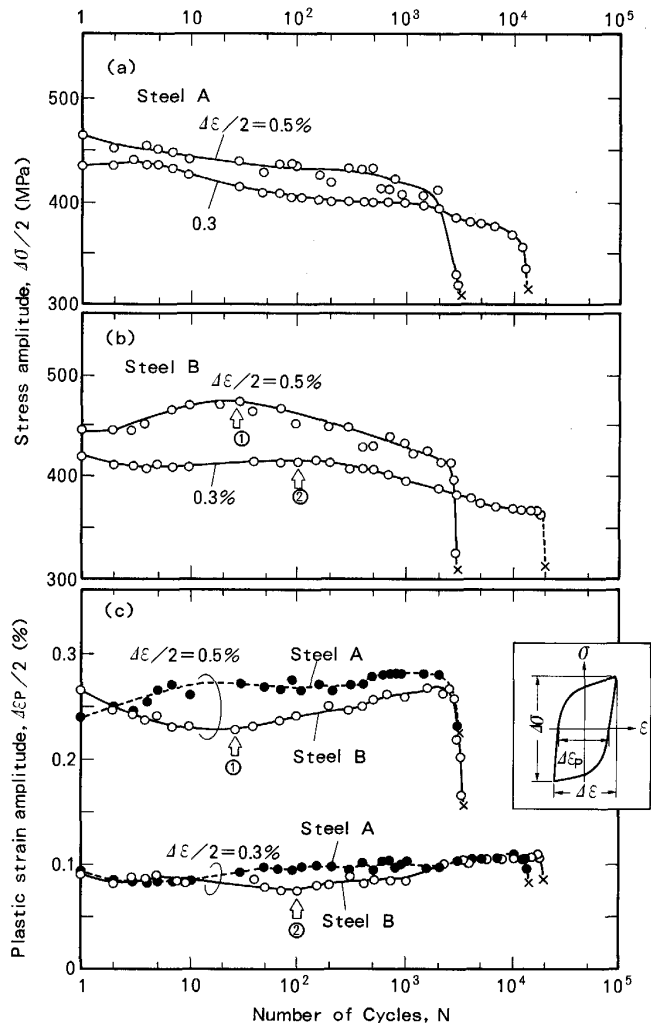


Fig. 5. Changes in stress and plastic strain amplitude due to cycling.

W. SMITH ら²³⁾ によるとひずみ硬化指数 $n < 0.1$ で $\sigma_b / \sigma_y < 1.2$ の場合には繰返し軟化を示すのに対し, $n > 0.1$ で $\sigma_b / \sigma_y > 1.4$ では繰返し硬化または繰返しに安定であるとしている (σ_b : 引張強度, σ_y : 降伏強度または 0.2% 耐力)。鋼 A においてみられた繰返し軟化挙動は D. J. QUESNEL ら²⁴⁾ が低 C-Nb 系析出強化鋼について観察した内容と同様のものである。一方, A. M. SHERMAN ら¹³⁾ は 0.11 C-0.48 Si-1.41 Mn-0.08 V 系複合組織強化鋼について予加工の影響を検討し, 加工の無い場合には繰返し硬化するが, 加工のある場合は単調に繰返し軟化するため両者の定常繰返し応力-ひずみ特性はほぼ等しくなると述べている。鋼 B でみられた初期の繰返し硬化後に繰返し軟化を生じる現象は, ひずみ振幅 1% 以上の S15C 焼鈍材²⁵⁾, 0.8 Cr-0.4 Mo 系複合組織強化鋼²⁶⁾ 等の例が報告されているが多くはない。柴田ら²⁷⁾ はオーステナイト系ステンレス鋼について初期硬化後の

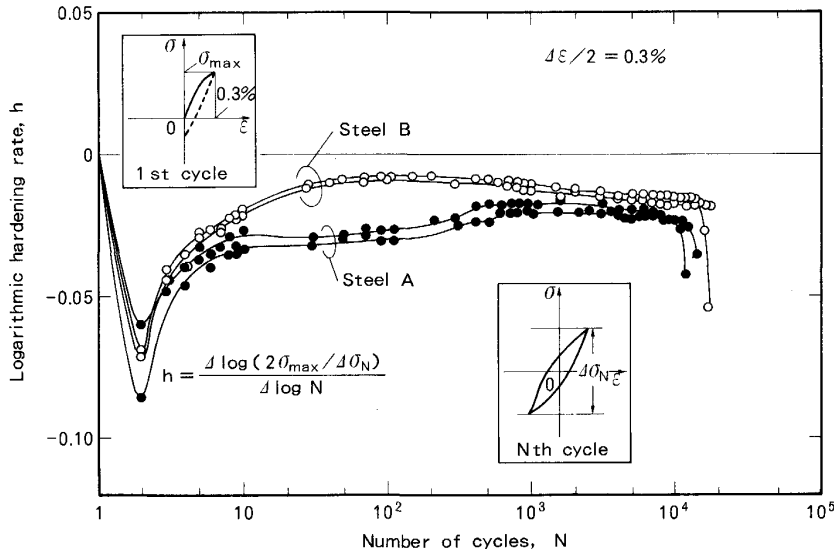


Fig. 6. Changes of logarithmic hardening rate for steel A and steel B.

繰返し軟化は [N] 添加により大きくなることを見出している。このような疲労による繰返し挙動は材料の巨視的疲労損傷に関する重要な情報であり、鋼Aおよび鋼Bでみられた繰返し挙動の差は供試材の組織や強化機構に基づくことが推定されたため、ひずみ振幅 0.5% および 0.3% における応力振幅の繰返しによる変化 (Fig. 5 (a), 5 (b)) と疲労損傷と密接に関連する塑性ひずみ振幅の繰返しによる変化 (Fig. 5 (c)) をまとめて示した。Fig. 5 (c) において鋼Aの塑性ひずみ振幅の変化は単調に増加しているが、鋼Bでは $\Delta\epsilon/2 = 0.5\%$ で繰返し数 $N = 10$ 回において、0.3% では 100 回においてそれぞれ塑性ひずみ振幅が極小を示し、Fig. 5 (b) の繰返し応力応答曲線における初期繰返し硬化の極大を示す繰返し数に対応している。また、応力-ひずみヒステリシス曲線から求めた疲労試験中のヒステリシスエネルギーは破断直前を除きほぼ一定である。したがって、鋼Bにおける初期の繰返し硬化域は全寿命のわずかな数%程度にすぎないが、この段階で生じた組織は塑性ひずみ振幅を減少させ、結果としてその後の繰返し軟化と塑性ひずみ振幅の増大を抑制し疲労強度向上に寄与すると考えられる。このような繰返し挙動を D. J. QUESNEL ら²⁴⁾ は (6) 式の対数繰返し硬化指数 h を用いて検討しているが、ここではバウシinger効果の影響を除くため1回めの応力振幅にかわり引張応力を用いて (6') 式で整理し Fig. 6 に示した。

$$h = \Delta \log (\Delta \sigma_N / 2) / \Delta \log N \dots\dots\dots (6)$$

$$h = \Delta \log (2 \sigma_{max} / \Delta \sigma_N) / \Delta \log N \dots\dots\dots (6')$$

ただし、 σ_{max} は 1 回めの引張側最大応力、 $\Delta \sigma_N / 2$ は N 回めにおける応力振幅、 $h > 0$ は繰返し硬化、 $h < 0$ は

繰返し軟化を示す。D. J. QUESNEL らは繰返し数によらず h は一定として検討しているが、Fig. 6 では h は繰返しとともに段階的に変化している。また、0.3% のひずみ振幅において鋼A、鋼Bとも繰返し軟化 ($h < 0$) を示すが鋼Bの方が軟化抵抗が大きいことがわかる。

4.2 X線半価幅および薄膜観察による疲労損傷過程の検討

前節で述べた繰返し塑性挙動は疲労蓄積による試験片のバルクとしての特性である。疲労損傷は表層部により多く蓄積されるからX線半価幅による表層部の疲労損傷情報はより鋭敏なものと考えられる。今回用いた波長の短い $MoK\beta$ ($\lambda = 0.63225 \text{ \AA}$) によるX線の侵入深さは約 $100 \mu\text{m}$ であり、Cr、Cu等の特性X線の場合に比較して疲労損傷第二期の変化が大きく²⁸⁾ 損傷過程の検討に適している。Fig. 7 において縦軸 ($N = 1$) にプロットした真半価幅は疲労試験前の値であり、複合組織をもつ鋼Bの方が鋼Aより大きい。これは、フェライト粒径は

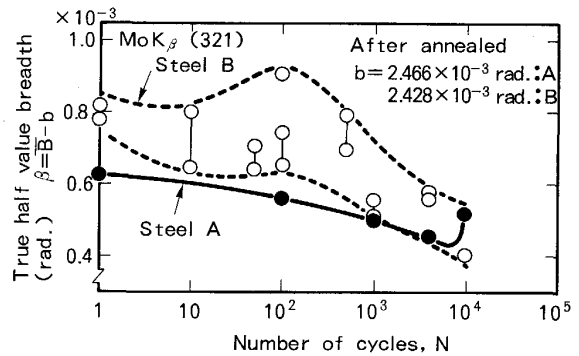
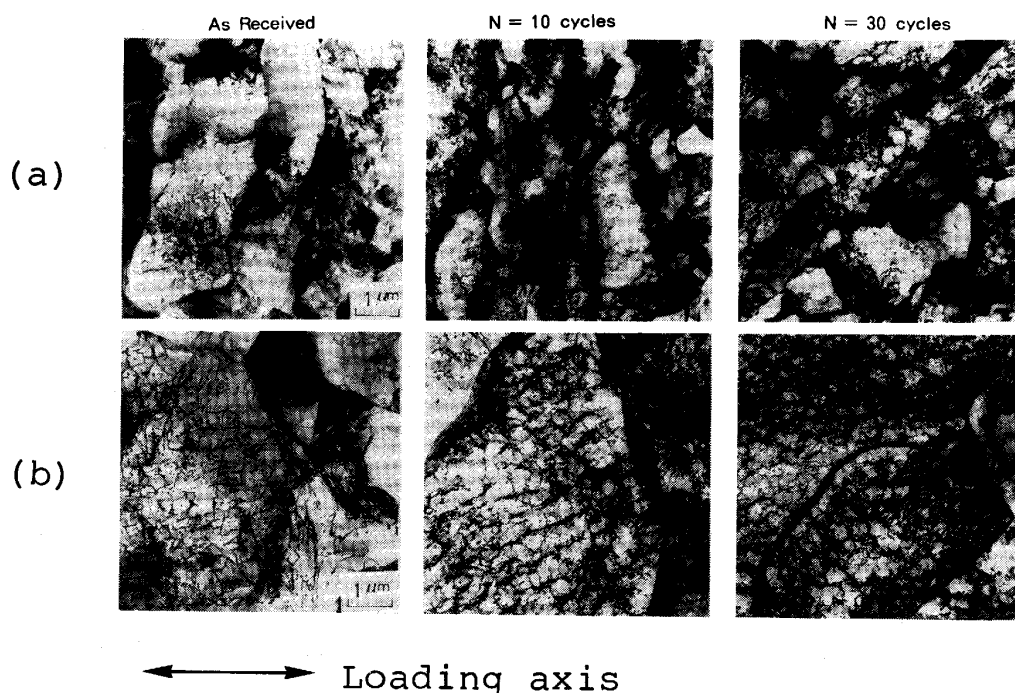


Fig. 7. Changes of X-ray half value breadth during fatigue test at $\Delta\epsilon/2 = 0.3\%$.

いずれも 1 μm 以上であり粒径の効果は無視できるため鋼 B のマルテンサイトの存在による¹⁹⁾と考えられる。すなわち, $\text{MoK}\beta$ 線 (321) によるフェライトの回折角度 $2\theta = 48.741$ 度に対しマルテンサイト中の [C] が 0.3% に濃縮されたとするとその回折角度は 48.878° となり両回折波形は重畳して分離できないためである。なお, $\text{CrK}\alpha$ 線 (211) による $\text{Sin}^2\psi$ 法で求めた疲労試験前の X 線残留応力は表裏平均で鋼 A は 2 MPa, 鋼 B は -7 MPa でありほぼ同等とみなせる。Fig. 7 はひずみ振幅 0.3% における疲労過程の半価幅変化を示したものであり, 鋼 A の半価幅は繰返しとともに単調に減少しており予加工材にみられる現象²⁹⁾と類似している。析出強化鋼が繰返しで軟化する機構について固着転位の解放や可動転位の発生³⁰⁾, 準安定析出物のせん断, 再分解³¹⁾等が提案されているが不明の点が多い。繰返し軟化の機構を検討するため, 顕著な挙動を示すひずみ振幅 0.5% における板厚中心部の下部組織の変化を超高圧 TEM を用いて調査し Photo. 2 に示した。Photo. 2 (a) は鋼 A の薄膜の観察結果でありひずみの繰返しによってフェライト内のサブグレイン化が進み, しだいに亜粒界が太く明瞭に成長することが認められる。このようなサブグレイン化は Nb 炭窒化物が繰返し塑性ひずみを受けてせん断され³¹⁾エネルギー的により安定な転位配列へ変化するため³²⁾と考えられ, X 線半価幅は減少するも

のとみなせる。また, Fig. 2 で示したようにひずみ振幅の増大で再び硬化することから, 降伏点近傍のひずみ振幅における繰返し軟化には固着転位の解放や可動転位の発生も大きく寄与している³⁰⁾。なお, 破断直前の X 線半価幅の急増は疲労き裂の発生により大きな塑性変形を生じたためである。一方, 鋼 B の疲労過程における X 線半価幅は個々の試験片調整の差異のため, ややばらつきが大きい初期に増大して極大を示した後に減少する傾向が認められ, 鋼 A とは明らかに異なる挙動を示す。これらの現象は前節で述べた繰返し塑性挙動と対応しており, X 線半価幅は繰返し硬化域で増大し, 軟化域では鋼 A と同様に減少する。すなわち, Photo. 2 (b) に示した鋼 B の繰返し硬化段階では軟質層のフェライト内に微細なセルが形成され, 繰返し硬化が飽和する繰返し数でセル密度は高くなる。疲労によるセル形成機構について多くの提案があるが, らせん転位の交差すべりによってより安定な再配列となるためであり, セル壁は疲労による固執すべり帯部分と密接に関連³³⁾しているものと考えられる。このセル寸法はひずみ振幅の増加で小さくなり, せん断応力 τ とセル内で移動する転位の距離 l の関係はほぼ $\tau \propto l^{-1}$ で示されている³⁴⁾。すなわち, 鋼 B の繰返し硬化は軟質相であるフェライトにひずみが集中して疲労が蓄積されることによる微細なセル組織の形成に対応し, その結果として半価幅の初期拡がりを生じると



(a) Steel A : Nb added precipitation hardening
(b) Steel B : Si-Mn dual phase hardening

Photo. 2. 1 000 kV·TEM micrographs before and after cycling at $\Delta\epsilon/2 = 0.5\%$.

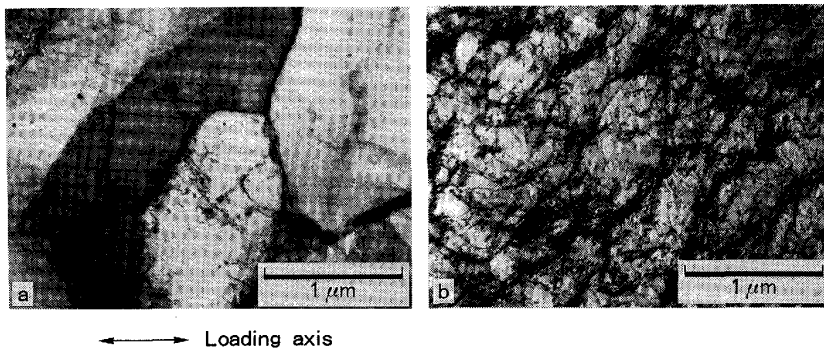
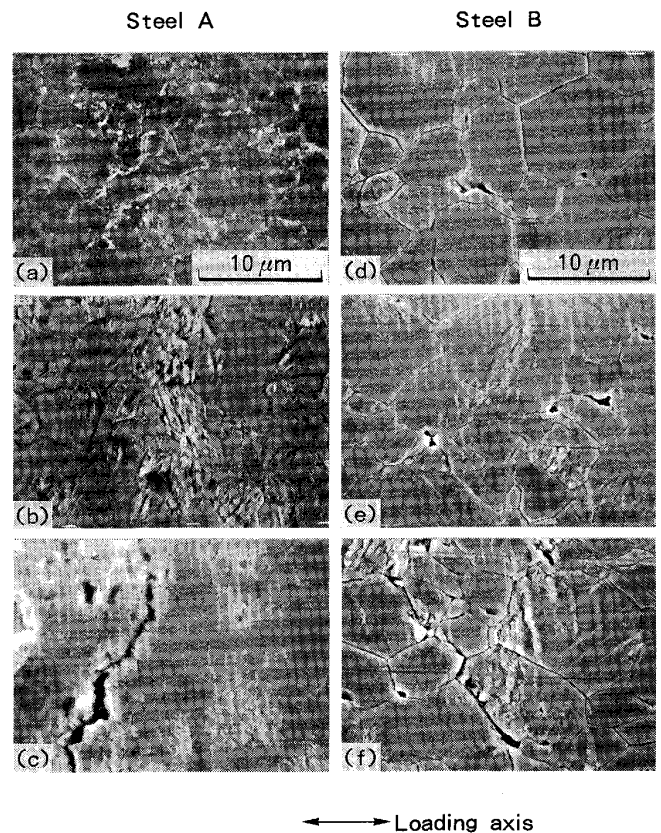


Photo. 3. TEM micrographs of steel A (a) and steel B (b) after 4 000 cycles at $\Delta\epsilon/2 = 0.3\%$.

解釈できる。つぎに、寿命の大半を占める初期硬化後の繰返し軟化過程において鋼Bが鋼Aより高い繰返し応力を示す点につき検討した。ひずみ制御疲労試験の応力応答曲線における繰返し応力は全寿命の10~40%ではほぼ定常的な値に達し、破断直前まで維持される。そこで、ひずみ振幅0.3%においてほぼ定常状態となる4000回の疲労損傷材の板厚1/4部の薄膜観察結果をPhoto. 3に示した。鋼Aにおいてサブグレインの不均一化がさらに進むが、鋼Bではこの段階においてもセル壁の転位密度に差異がみられるもののセル組織自体はかなり維持されており高い繰返し応力に対応していると考えられる。

4.3 走査型電子顕微鏡による表層疲労損傷および微小き裂の発生過程の検討

あらかじめ化学研磨した試験片についてひずみ振幅0.3%でそれぞれ4000、7000および10000回の繰返し後、表層疲労損傷状況をSEMにより観察しPhoto. 4にまとめて示す。鋼Aでは4000回において粒界近傍のフェライト内に最大剪断応力方向に平行でかつ波状の重なった不均一な微細すべり線がみられ、7000および10000回にかけて波状のすべり帯に成長しその近傍の隆起が見られる。10000サイクルでは炭化物(Fe_3C)とみられる粒界析出物にそった明瞭なき裂が観察されるようになり近接する疲労損傷部のすべり帯とすべり帯に連続する様相が認められる。一方、鋼Bでは4000回の疲労損傷材においてフェライト内に粒界三重点や第二相のコーナー部に端を発した明瞭な局部的線状すべり線が広い範囲で多数みられ、7000~10000回ではすべり線は明瞭な固執すべり帯に成長し一部の固執すべり帯は隣接するフェライト粒に及ぶ例もみられる。このすべり帯はマルテンサイトの塑性拘束効果が大きい組織ほど直線的になることが報告されている³⁵⁾。10000回の場合ではフェライト・マルテンサイト界面、フェライト粒界および一部のフェライト粒内に微小き裂が見られる。このよ



(a) (d) Before fatigue (b) (e) After 4 000 cycles
(c) (f) After 10 000 cycles

Photo. 4. SEM micrographs of the surfaces of steel A and steel B at $\Delta\epsilon/2 = 0.3\%$.

うに鋼Bの軟質フェライトにはすべり線のような疲労損傷は早い段階で見られるが、マルテンサイトが微細に分散しやすく、粒界への偏析元素が少ないSi-Mn系複合組織鋼¹⁷⁾ではフェライト・マルテンサイトの界面強度が高く疲労損傷抵抗を有するため³⁶⁾致命的となるき裂の発生や進展が抑制されると考えられる。以上の考察から静的強化機構の差異による降伏強度や降伏比が疲労特性におよぼす影響は繰返し挙動とその安定性に依存すると

考えられる。

5. 結 論

良成形性 600 MPa 級高強度鋼板の低サイクル疲労試験における疲労損傷過程を検討し、次の結論を得た。

(1) 低降伏比の鋼 B は繰返しによる硬化のため、静的に高降伏比の鋼 A よりも高い繰返し応力を示す。

(2) 鋼 A は繰返しにより単調に軟化する。この過程で不均一サブグレイン化が進み X 線半価幅は単調に減少する。鋼 B は初期の繰返し硬化による極大後に繰返し軟化する。この硬化過程では軟質相のフェライト内にセルが形成され、軟化過程ではセル壁の転位密度が部分的に不均一化するがセル組織は維持されている。これに対応して、繰返し硬化域で半価幅は増加し軟化域では半価幅は減少する。

(3) 鋼 A はフェライト粒内に隆起した波状すべりが発生し、主として粒界近傍炭化物がき裂の起点となる。鋼 B はより早い段階でフェライト内に線状すべりが発生し明瞭な固執すべり帯を形成、不均一すべりが蓄積しマルテンサイトとの界面やフェライト粒界等に微小き裂が発生するが致命的なき裂の発生、進展は遅れるため疲労耐久性に優れる。

本研究の遂行にあたり有益なご助言をいただいた新日本製鉄(株)長島晋一工学博士、実験にご協力をいただいた同第一技術研究所小松 肇氏、同大分技術研究室江坂一彬氏、河野 治氏に謝意を表します。

文 献

- 1) 武智 弘, 水井正也, 松村 理, 佐久間康治: 製鉄研究, **320** (1986), p. 1
- 2) 丸山三郎, 甲谷 博, 中西裕治, 佐竹佳弘, 高橋行夫, 八本寿悦: 自動車技術, **30** (1976), p. 959
- 3) R. W. LANDGRAF: FATIGUE '87 (1987), p. 1593
- 4) 北川英夫: 疲労強度学 (1985), p. 1 [オーム社]
- 5) M. MIZUI, T. SEKINE, S. SONEDA and T. HERAI: SAE Paper No. 850540 (1985), p. 1
- 6) M. R. MITCHELL: Fatigue and Microstructure (1978), p. 285
- 7) T. E. PARKER: SAE Paper No. 790413 (1979), p. 1
- 8) J. O. SPERIE: Int. J. Fatigue, **7** (1985), p. 79
- 9) 長江守康, 加藤昭彦, 香川裕之, 栗原正好, 岩崎紀夫, 稲垣裕輔: 鉄と鋼, **68** (1982), p. 1430
- 10) M. SHINOZAKI, K. KATO, T. IRIE and I. TAKAHASHI: SAE Paper No. 830032 (1983), p. 1
- 11) 溝口孝遠, 吉川一男, 西島 敏: 自動車車体スポット溶接構造の疲労強度と寿命推定 (1986), p. 10 [自動車技術会]
- 12) J. K. SHANG, J.-L. TZOU and R. O. RITCHIE: Metall. Trans. A, **18** (1987), p. 1613
- 13) A. M. SHERMAN and R. G. DAVIES: Metall. Trans. A, **10** (1978), p. 923
- 14) H. SUZUKI and A. J. McEVILY: Metall. Trans. A, **10** (1979), p. 475
- 15) 山元 茂, 中山秀明, 田中道七: 材料, **37** (1988), p. 637
- 16) 沖 幸男, 小川清六, 岡林邦夫, 庄司啓一郎: 日本金属学会誌, **44** (1980), p. 239
- 17) 花井 諭, 渡辺国男, 江坂一彬: 鉄と鋼, **68** (1982), p. 1306
- 18) 江坂一彬, 脇田淳一, 高橋 学, 河野 治, 原田慎三: 製鉄研究, **321** (1986), p. 92
- 19) 仁田 勇監修: X 線結晶学 (下) (1981), p. 508 [丸善]
- 20) SAE Fatigue Design Handbook, **1** (1989), p. 3. 16 [SAE]
- 21) 征矢勇夫, 横田彦二郎, 田中洋一, 大内博史: 製鉄研究, **322** (1986), p. 52
- 22) R. W. LANDGRAF: ASTM STP467 (1970), p. 3
- 23) R. W. SMITH, M. H. HIRSCHBERG and S. S. MANSON: NASA TND-1954 (1963)
- 24) D. J. QUESNEL, M. MESHII: Mater. Sci. Eng., **30** (1977), p. 223
- 25) 平 修二, 後藤 徹, 中野善文: 材料, **17** (1968), p. 135
- 26) W. GUONAN, W. ZHONGGUANG, K. WEI: Proc. IMMB, Xi'an (1986), p. 681
- 27) 柴田浩司, 岸本康夫, 藤田利夫: 鉄と鋼, **71** (1985), p. 1795
- 28) 構造材料の寿命・余寿命予測のための計測評価手法の確立に関する調査 (日本鉄鋼協会材料計測評価委員会編) (1985), p. 102
- 29) 例えば 平 修二, 林 建吉, 田中啓介: 材料, **15** (1966), p. 879
- 30) K. YONG-HO: Initiation and Growth of Fatigue Microcracks and Strain-controlled Fatigue Properties, Ph. D. Thesis (1974), p. 40 [Northwestern Univ.]
- 31) A. EDGER, J. STARKE and L. GERD: Fatigue and Microstructure (1978), p. 205
- 32) D. V. WILSON: Acta Metall., **21** (1973), p. 673
- 33) 幡中憲治: 材料, **23** (1974), p. 423
- 34) J. E. PRATT: Acta Metall., **15** (1967), p. 319
- 35) 酒本義嗣, 続木 茂, 清水真佐男, 国尾 武: 日本機械学会論文集 A, **47** (1981), p. 1257
- 36) M. Z. S. KHAN and K. R. L. THOMPSON: Metall. Trans. A, **18** (1987), p. 1951