

© 1988 ISIJ

 ////////////////
 論 文
 ////////////////

レール鋼の繰返し打撃による塑性変形挙動

 赤 間 誠*・松 山 晋 作*²

Plastic Deformation Behavior of Rail Steels under Cyclic Impact Blow

Makoto AKAMA and Shinsaku MATSUYAMA

Synopsis :

Repeated impact blows given by a passing train to the joints cause plastic flow on a rail head, sometimes resulting in its fatigue fracture. To cope with this phenomenon, the End-Hardened rail (EH rail) has come to be widely used.

Though the effectiveness of this kind of rail has been confirmed by field test, the characteristics of plastic flow by cyclic impact blow have not been clarified yet. In this study, cyclic impact blow test and low cycle fatigue test have been performed using 0.75% C steels with different hardness and structure.

The results are summarized as follows :

1) The deformation caused by cyclic impact blow in the pearlite structure is larger than in the tempered martensite one. In the case of tempered martensite structure, there occurs a cyclic softening at an early stage of the deformation in cyclic impact blow test. On the contrary, there occurs only hardening in the case of pearlite structure.

2) Dislocation structures in cyclic impact blow test change remarkably with the distance from the impact surface. Further, fatigue behavior in cyclic impact blow test can be estimated almost from the result of low cycle test.

Key words : rail steel ; cyclic impact blow ; low cycle fatigue ; cyclic hardening ; cyclic softening.

1. 緒 言

レール継目部のレール端部頭頂面は、走行する車両の繰返し衝撃荷重により塑性圧潰が生じ、Photo. 1 に示すような端部の疲労破壊が起こることがある。

このような端部圧潰を防止するため、レール端頭部にスラック・クエンチ方式で熱処理を施し、微細パーライト化して硬さを高めた端頭部熱処理レール (EH レール) が、現在大量に投入されている。この熱処理硬化法の効果は投入前の敷設試験によつて確認されてはいるが、列車速度の向上、列車密度の増加などレールの使用条件がより過酷になつてくるに従い、レールの寿命に対して、より厳しい条件が要求されるようになってきた。

一方、現象解明という面から見た場合、端頭部熱処理レールが長い間使用されているにもかかわらず、端部圧潰を引き起こす塑性流動の詳細な特性はまだまだ十分に解

明されていないのが現状である。そこで、本研究においては、種々の熱処理を施して組織および硬さを変化させ

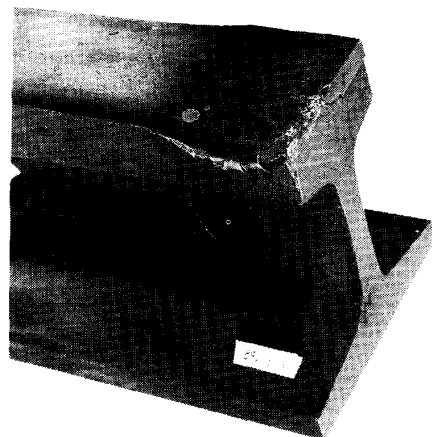


Photo. 1. A crushed head at rail end.

昭和 61 年 11 月第 37 回塑性加工連合講演会にて発表 昭和 62 年 10 月 16 日受付 (Received Oct. 16, 1987)

* 鉄道技術研究所 (現: (財)鉄道総合技術研究所) (Railway Technical Research Institute, Now Railway Technical Research Institute, 2-8-38 Hikari-cho Kokubunji, Tokyo 185)

*² 鉄道技術研究所 (現: 東洋電機製造(株)) 工博 (Railway Technical Research Institute, Now TOYO Electric Mfg. Corp.)

たレール鋼について、繰返し打撃試験を行い、塑性流動特性を調べた。併せてその機構を詳細に解明するため、低サイクル疲労試験を実施した。

2. 実験方法

2.1 試験片および熱処理

いずれの試験の場合も、圧延のままのNHHレール[†]の頭部より試験片を採取した。その化学成分をTable 1に示す。また、それぞれの試験片の形状寸法をFig. 1に示す。試験片を機械加工により、所定の寸法に仕上げた後、以下の熱処理を行った。

マイクロ組織および硬さの調整は、Table 2に示す熱処理により行った。パーライト系組織の場合は、硬さがパーライト層間隔に依存する。パーライト層間隔は、恒温変態曲線におけるパーライト生成温度が低いほど小さくなる。そこで、塩浴炉を用いた恒温変態熱処理により硬さ

Table 1. Chemical composition of specimens (wt%).

C	Si	Mn	P	S
0.75	0.25	0.93	0.022	0.006

Table 2. Heat treatments of specimens.

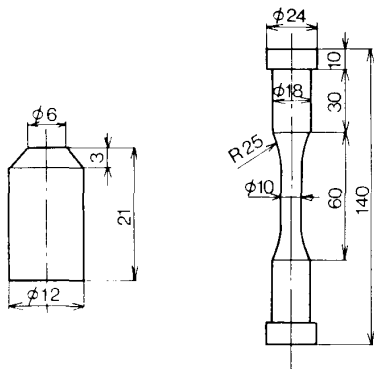
Structure	Heat treatment		Hardness	Interlamellar spacing
	Quench	Temper		
Tempered martensite	850°C×20' →oil quenched	525°C×60' →water cooled	HV 390	
		575°C×60' →water cooled	HV 340	
Pearlite	850°C×20'	600°C×60' →water cooled	HV 300	
		625°C×60' →water cooled	HV 285	
		As rolled	HV 275	0.45 μm
	Austenitize	Isothermal transformation		
		300°C×2" →550°C×20' →water cooled	HV 375	0.12 μm
		575°C×20' →water cooled	HV 335	
		625°C×20' →water cooled	HV 295	

の調整を行った。また、恒温変態熱処理の場合、試験片の質量効果のため十分な冷却速度が得られないので、実用のNHHレール相当の硬さは得られない。そのため、300°Cの低温浴で急冷してから550°Cの塩浴炉に投入する方法を用いた。また、焼もどしマルテンサイト系組織の場合は、焼入れした後、焼もどし温度を変化させることによつて硬さを調整した。

2.2 繰返し打撃試験

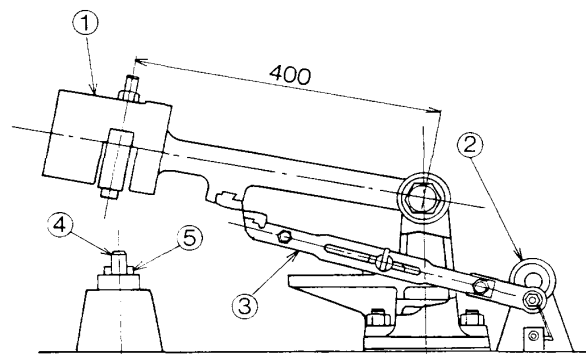
繰返し打撃試験は、松村式衝撃疲労試験機のハンマー部を改良して行った(Fig. 2)。ハンマー部はS45C丸棒を機械加工により所定の寸法に仕上げたもので、焼入れ焼もどしにより硬さが高められている(HV 500)。さらに、衝撃荷重が測定できるように、衝撃端から10 mmの位置に歪みゲージを4枚軸対称に接着した。歪みゲージによつて検出された波形をブリッジ回路、直流増幅器を経てトランジェントメモリーに記憶し、X-Yペンレコーダーに出力した。この出力結果の一例をFig. 3に示す。衝撃荷重は約20 kNで、繰返し打撃数は毎分約67回である。

繰返し打撃数 N における試験片の高さの減少量 $\Delta H = H_0 - H_N$ および試験片の打撃面直径の増加量 $\Delta D = D_N$



(a) Impact blow test (b) Low cycle fatigue test

Fig. 1. Dimensions of specimens.



① Impact hammer ② Crank ③ Lifting rod
④ Specimen ⑤ Holder

Fig. 2. Impact blow test machine.

[†] 耐摩耗性レールとして開発されたもので、スラック・クエンチにより微細パーライト化して使用する。普通レールよりC含有量が高い。

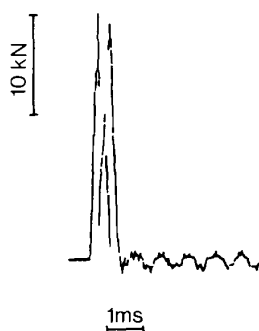


Fig. 3. Impact loading curve.

— D_0 —によつて、塑性流動特性の評価を行つた。ここで、 H_N , D_N は打撃数 N における試験片の高さおよび打撃面の直径で、 H_0 , D_0 はそれぞれの打撃前の値である。さらに、繰返しによる打撃面の硬さ分布の変化を測定し、走査型電子顕微鏡 (SEM) および透過型電子顕微鏡 (TEM) によつて、打撃面およびその近傍内部の流動組織の観察を行つた。

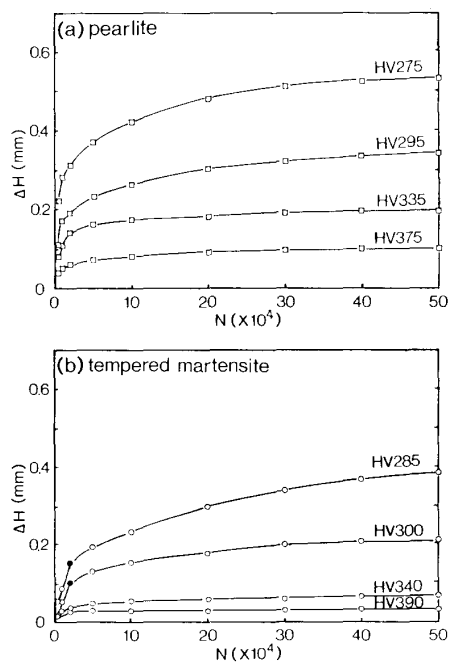
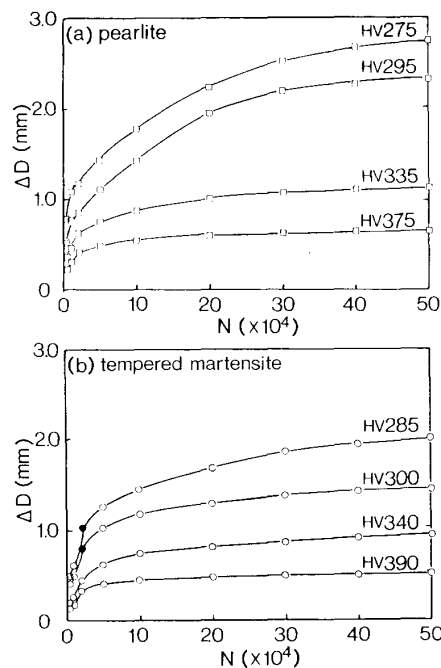
2.3 低サイクル疲労試験

低サイクル疲労試験は、インストロン型試験機を用いて、完全両振りの引張り、圧縮三角波を与え、全歪み振幅ならびに歪み速度 (約 $7 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$) が一定になるように制御して行つた。打撃試験と類似させるためには圧縮のみの繰返しが望ましいが、試験機の制約上、引張り・圧縮とした。歪みは試験片の平行部に取り付けたクリップオンゲージによつて検出した。

3. 実験結果

3.1 繰返し打撃試験

Fig. 4は、試験片の高さの減少量 ΔH を、種々の組織、硬さについて、打撃数 N に対して表したものである。(a)は組織がパーライト系組織の場合で、(b)は焼もどしマルテンサイト系組織の場合である。パーライト系組織では、いずれの場合も ΔH の増加量は初期に大きく、打撃数の増加とともにその増加量は徐々に減少して、 ΔH はある一定値に飽和する。また、硬さを高めるとその変形量は減少し、飽和も早い時点で起こるようになる。焼もどしマルテンサイト系組織の場合もほぼ同様な傾向を示すが、硬さが小さい試験片 (HV 285, HV 300) で、ごく初期において変曲点 (図中の●)が見られる。すなわち、打撃数が1万回以前においては、打撃数の増加とともに ΔH の増加量は徐々に増加するが、以後はそれが減少し、 ΔH はある一定値に飽和する。ほぼ同一の硬さにおけるパーライト系組織と焼もどしマルテンサイト

Fig. 4. Relation between ΔH and number of impact blow.Fig. 5. Relation between ΔD and number of impact blow.

系組織の場合の最終的な変形量を比較すると、焼もどしマルテンサイト系組織の場合の方が、かなり小さいことがわかる。

Fig. 5は、試験片の打撃面直径の増加量 ΔD を、打撃数 N に対して表したものである。この場合も ΔH と

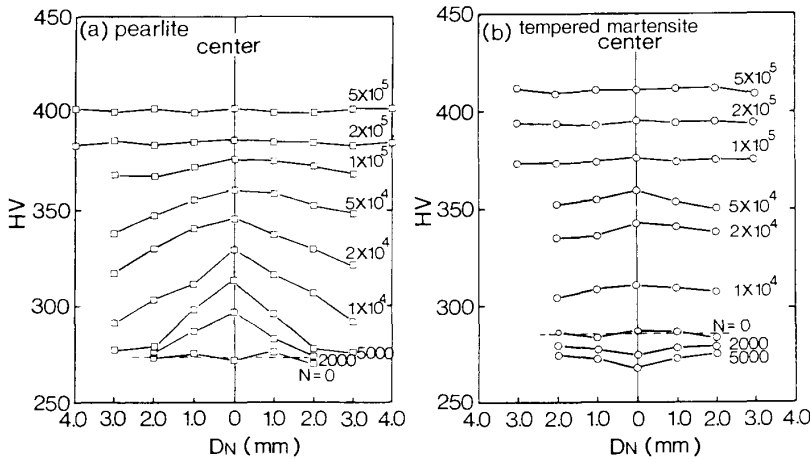


Fig. 6. Change of hardness on the impact surface with number of impact blow.

同様の挙動を示すが、その傾向はより強調されたものとなる。パーライト系組織の場合、硬さがHV 300を超えると変形量の増分が減少し、飽和が早期に起こるようになる。この場合は、ほぼ同一の硬さでは、パーライト系組織の場合と焼もどしマルテンサイト系組織の場合における最終的な変形量は、ほぼ同じである。

Fig. 6は、打撃数別に試験片の打撃面の直径方向の硬さ分布を示したものである。(a)はパーライト系組織の場合、(b)は焼もどしマルテンサイト系組織の場合の一例である。パーライト系組織の場合、打撃数の増加とともに単調に硬化してゆくことがわかる。硬さの増加量は初期に大きく、打撃数の増加とともに徐々に減少する。これに対し、焼もどしマルテンサイト系組織の場合は、初期に軟化が起こり、打撃数が1万回以上になると逆に硬化していくことがわかる。この変化が起こる回数は、先に示した変形量の変曲点が生じる回数と一致する。打撃前の硬さがほぼ同一ならば、組織の違いにかかわらず、最終的な硬さはほぼ同じになる。また硬化、軟化の量とも、打撃の初期においては拘束の大きい試験片の中心部で著しく大きくなるが、打撃数の増加とともに、打撃面全体ではほぼ一樣になる傾向が見られる。

3.2 低サイクル疲労試験

低サイクル疲労試験は、各種の歪みにおいて定歪みヒステリシスループが安定するまで行つた。安定化後のループ先端点を結ぶことにより、繰返し応力-歪み線図を求めた¹⁾(Multiple step tests)。Fig. 7は普通パーライト組織と焼もどしマルテンサイト組織の場合の1回目と1000回目の繰返し変形時のヒステリシスループである。普通パーライト組織の場合、繰返し数の増加とともに各サイクルにおける初期流動応力が上昇するが、焼もどしマルテンサイト組織の場合にはそれが著しく低下する。

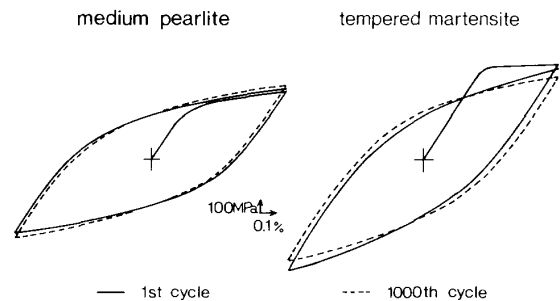


Fig. 7. Stress-strain hysteresis loops.

Fig. 8は、この結果得られた繰返し応力-歪み線図を単調引張応力-歪み線図と比較したものである。(a)はパーライト系組織の場合である。微細パーライト組織(HV 365)の場合、この歪み領域においては、繰返し軟化のみ起こる。軟化の最大量は歪み振幅が0.4%のときに起こり、歪み振幅がそれ以上増加すると軟化量は減少する。普通パーライト組織(HV 275)の場合には、歪み振幅がほぼ0.5%以下では繰返し軟化が起こり、それ以上では逆に硬化することがわかる。なお、微細パーライト組織の場合も、更に歪み振幅を大きくすると繰返し硬化が起こることがSUNWOOら²⁾によつて報告されている。(b)は焼もどしマルテンサイト系組織の場合である。この場合は、硬さによらず繰返し軟化のみが起こる。軟化量は、初期の硬さが高いほど大きい。両図を比較すると、パーライト系組織の場合よりも焼もどしマルテンサイト系組織の場合の方が軟化量が大きいことがわかる。

これらの結果を、単調引張りでは、

$$\sigma = K \epsilon_p^n \dots\dots\dots (1)$$

繰返し負荷では、

$$\Delta\sigma / 2 = K' (\Delta\epsilon_p / 2)^{n'} \dots\dots\dots (2)$$

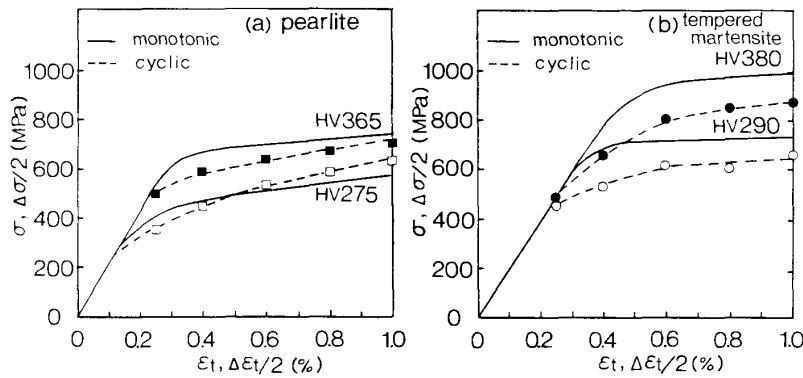


Fig. 8. Monotonic and cyclic stress-strain curves.

Table 3. Monotonic and cyclic mechanical properties.

		σ_y (MPa)	σ_y' (MPa)	n	K (MPa)	n'	K' (MPa)
Pearlite	(HV 365)	690	600	0.12	1 390	0.25	2 670
Pearlite	(HV 275)	475	445	0.15	1 225	0.28	2 515
Tempered martensite	(HV 380)	970	740	0.07	1 485	0.20	1 824
Tempered martensite	(HV 290)	720	550	0.11	1 288	0.17	1 760

σ_y : Monotonic yield stress at 0.2 pct offset
 σ_y' : Cyclic yield stress at 0.2 pct offset
 n : Monotonic strain hardening exponent
 n' : Cyclic strain hardening exponent
 K : Monotonic strength coefficient
 K' : Cyclic strength coefficient

で表し、それぞれのパラメーターを求めたものが Table 3 である。同じ硬さで比較すると、焼もどしマルテンサイト系組織の場合の方がパーライト系組織の場合よりも 0.2% 耐力が大きい。また、すべての試験片において、繰返し歪み硬化指数 n' が、単調歪み硬化指数 n よりも大きいことがわかる。

Fig. 9 は、繰返し数 N に対する応力振幅の変化の例を示したものである。歪み振幅が 0.4% の場合は、組織、硬さによらず、すべて軟化のみが起こるが、0.8% の歪み振幅の場合は普通パーライト組織の場合のみ硬化が起こる。応力振幅が安定するのは、パーライト系組織の方が速やかである。

4. 考 察

4.1 材質諸量の変化

Fig. 10 は、繰返し打撃試験における、打撃面中心の硬さ (Fig. 6 の中心硬さ) と、打撃面直径の増加量 ΔD との関係を示したものである。いずれの組織の場合でも、打撃前の硬さによらず、 $HV-\Delta D$ の関係は初期の変化域 (領域 I)、急速硬化域 (領域 II)、硬化率の減少域 (領域 III) の三つの領域に大別できる。領域 I では、パーライト系組織は硬化するが、焼もどしマルテンサイト系組織は軟化する。また、領域 III はパーライト系組織にのみ

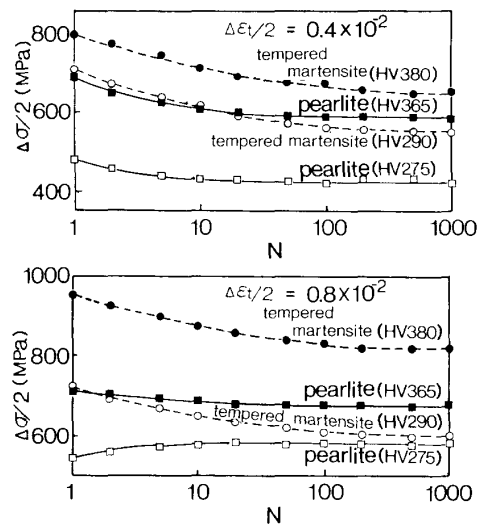


Fig. 9. Relation between stress amplitude $\Delta\sigma/2$ and number of cycle.

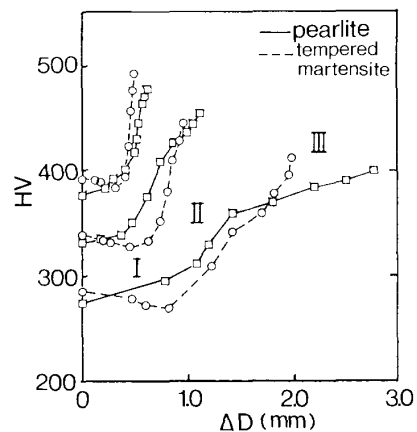
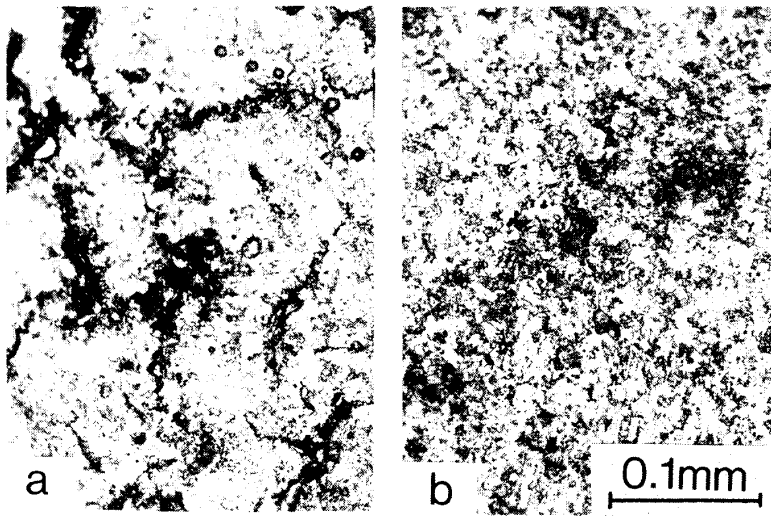


Fig. 10. Relation between ΔD and hardness.

現れ、HV 275 の普通パーライトで特に明確である。この領域 III での打撃面には、パーライト系組織の場合、Photo. 2 のようなき裂が多量に観察された。他方、焼もどしマルテンサイト系組織では、このようなき裂は少



a : Pearlite (HV 275)
 b : Tempered martensite (HV285)
 Photo. 2. Cracks on the impact surface.

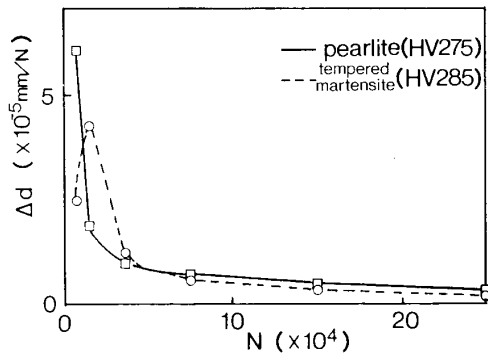
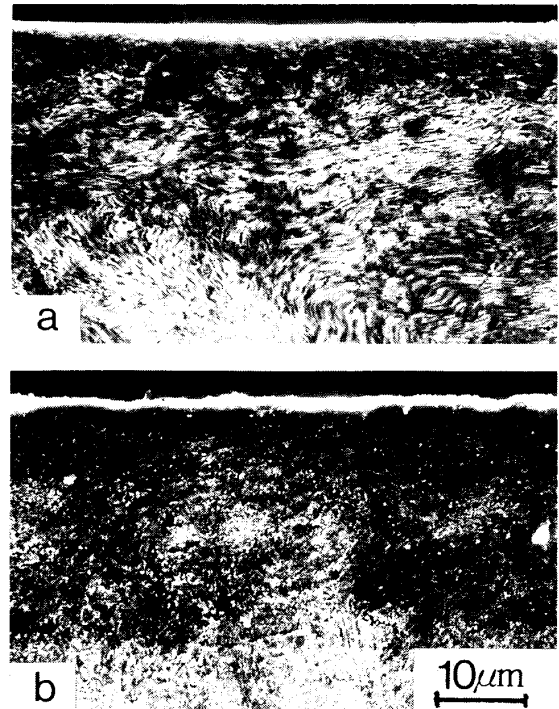


Fig. 11. Change of deformation increment Δd with impact blow.

なかつた。このことは、領域Ⅲの硬化率の減少は、き裂の生成により、みかけの歪みが増加したために起こることを示している。

Fig. 5 に示した打撃面直径の累積変形量の変化から、1打撃当たりの変形量の増分 Δd を求めると Fig. 11 のようになる。KLESNILら³⁾も応力一定の低サイクル疲労試験から同様な結果を得ているが、これらの結果は繰返し打撃試験における疲労挙動が低サイクル疲労挙動と同一の機構であることを示唆している。

今回繰返し打撃試験では、パーライト系組織の場合は硬化のみが起こり、焼もどしマルテンサイト系組織の場合はいつたん軟化した後硬化することがわかった。一方、低サイクル疲労試験の結果は、パーライト系組織の場合、歪みの小さい領域では軟化するが、歪みが大きくなると硬化が起こること (Fig. 8(a))、および焼もどしマルテンサイト系組織では、歪みの大小にかかわらず軟化するという、繰返し打撃試験とは一見異なる結果が得られた。しかし、打撃試験の場合が局所的な硬化、軟化を問題と



a : Pearlite (HV275)
 b : Tempered martensite (HV285)

Photo. 3. Subsurface structure observed by SEM.

しており、圧縮荷重のみであるのに対して低サイクル疲労試験の場合は全体的な硬化、軟化であり、試験機の制約上引張り・圧縮荷重であること、さらに両試験では歪み振幅、繰返し数がかなり違うことを考慮すると、打撃試験と低サイクル疲労試験の結果に矛盾はないと考えられる。

また Fig. 8(a), (b) 両図を比較すると、硬さがほぼ同じ場合は、焼もどしマルテンサイト組織の方がかなり

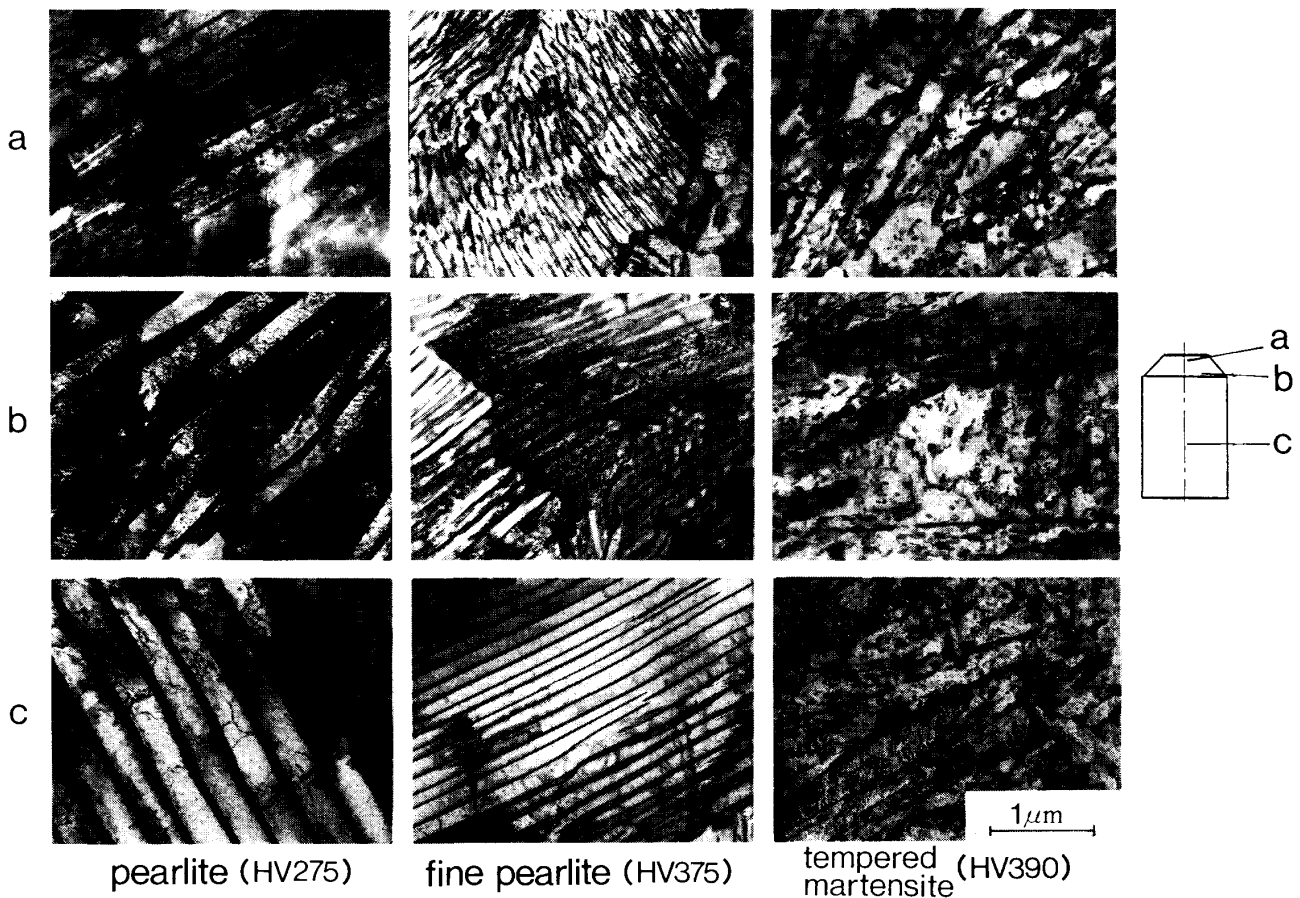


Photo. 4. Dislocation structure in several portions of specimens.

降伏点が高いことがわかる。そのため、Fig. 6 に示すように、焼もどしマルテンサイト組織の方が軟化を示すにもかかわらず最終的な変形量は小さかつたものと考えられる。

4.2 試験片の顕微鏡観察

Photo. 3, Photo. 4 は、繰返し打撃試験終了後の試験片各部の SEM ならびに TEM 観察結果である。いずれの試験片の場合も、打撃面からの距離によつて変形組織が異なっているのが特徴的である。

パーライト系組織の場合は、打撃面直下 (a) において SEM 像でみるとパーライト組織の変形は大きく、その部分を TEM 像でみると、フェライトマトリックス内の転位密度が増加しており、所々セメントタイトの破断が生じていることがわかる。しかし、パーライトを全面的に破壊するほどではない。打撃面からやや離れたネック部 (b) ではセメントタイトの破壊はなく、セル構造が観察される。ただし、微細パーライトではセル構造は不明瞭である。内部 (c) に至つては孤立転位が所々に観察される程度で、セルは見られない。

焼もどしマルテンサイト系組織の場合は、その構造上

転位組織は明確でないが、試験片内部においては、ラス内の転位分布はほぼ一様である。しかし、打撃面直下においては転位密度も高まり、転位の交錯が随所に観察される。

これら各部位の変形組織は、Fig. 10 の変形領域と対応していると考えられる。すなわち、打撃面直下は領域Ⅲ、ネック部は領域Ⅱ、内部は領域Ⅰに対応する。よつて、変形の過程は次のように考えられる。パーライト系組織の場合は、領域Ⅰでは層間フェライトのセル化が起こり、領域Ⅱでは転位の交錯による急激な硬化を生ずる。さらに変形が進むとセメントタイト層の破壊が生じ、これが微小なき裂に発達する。他方、焼もどしマルテンサイト系組織の場合は、打撃前の転位密度が高く硬化しているため、打撃による可動転位の生成あるいは転位の消滅が起こり、領域Ⅰでは軟化する。それが領域Ⅱでは転位の交錯が激しくなり、再び硬化する。しかし、セメントタイトが粒状であるため、き裂の核が発生しない。その結果、最終的なみかけの変形量もパーライト系組織に比べて小さい。

このように転位組織が部分的にかなり差があるのは、

衝撃荷重の場合は、その強い影響が打撃面近傍に限定されるためと考えられる。

5. 結 言

種々の熱処理を施したレール鋼について、打撃試験および低サイクル疲労試験を行い、さらに試験後の試験片の顕微鏡観察を行った。結果を以下に記す。

(1)繰返し打撃試験においては、一般に変形量は、焼もどしマルテンサイト系組織の場合よりも、パーライト系組織の場合の方が大きく、いずれの組織においても、硬さの増加とともに変形量は小さくなる。変形の初期には、焼もどしマルテンサイト系組織では軟化が見られるが、パーライト系組織では硬化のみが起こる。また変形が進んだ段階では、パーライト系組織はき裂が発生しやすいが、焼もどしマルテンサイト系組織ではその傾向は見られない。

(2)低サイクル疲労試験においては、微細パーライト組織の場合は繰返し軟化が起こり、普通パーライト組織の場合は、歪み振幅によつて繰返し軟化、硬化がともに起こり得る。また、焼もどしマルテンサイト系組織の場合は繰返し軟化のみ起こる。軟化の量は焼もどしマルテンサイト系組織の方が全体的に大きい。

(3)繰返し打撃試験の疲労挙動は、変形が打撃面直下に局在化するなど、低サイクル疲労試験の場合と全く同じとは言えないが、組織の違いによる硬化、軟化など低サイクル疲労挙動からある程度推定できることが多い。

文 献

- 1) D. T. RASKE and J. MORROW: Manual on Low Cycle Fatigue Testing, ASTM stp 465 (1969), p. 1
- 2) H. SUNWOO, M. E. FINE, M. MESHII and D. H. STONE: Metal. Trans. A, 13 (1982), p. 2035
- 3) M. KLESNIL, M. HOLZMANN and P. RYS: J. Iron Steel Inst., 203 (1965), p. 47