走査電子顕微鏡によるばね鋼の破壊面の観察

Fractography of Spring Steel with the Scanning Electron Microscope

上正原 和 典* 内 堀 勝 之*
K. KAMISHOHARA K. UCHIBORI

1. 緒 言

材料の破壊現象の解析手段として破壊面を観察することは重要なことである。破壊面のミクロ的な観察方法の1つに走査電子顕微鏡の利用が挙げられるが、この装置はレプリカを作成する必要がなく、破壊面を直接に観察できることおよび焦点深度が大きいことなどの特徴を有している。本装置のブロックダイアグラムを図1に、また試料からの情報をうるための方法の概略を、図2に示す¹⁾。とくに2次電子線像には影がなく、電子の進行方向に存在する障害物のうしろの部分や大きな穴の内部などもみることができる。本装置は金属の破壊面や腐食面などの凹凸の激しいものの観察のほかに、集積回路や半導体の研究、繊維および生物の観察などに应用されている。本実験では走査電子顕微鏡の2次電子線像によりばね鋼の各種の破壊面の観察を行なった。

図2 試料から情報をうる方法の概略

2. 供試材および実験方法

供試材はSUP9圧延材である。化学成分を表1に示す。これより引張試験片、衝撃試験片、繰返し平面曲げおよび繰返しねじり試験片を作成した。つぎに試験方法について述べる。

表1 試料の化学成分(%)

鋼 種	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
SUP9	0.55	0.25	0.77	0.012	0.013	0.08	0.81

2.1 引張試験

試験片は平行部の直径が10mmのJIS4号試験片である。試験片は850°C×20min油焼入後350, 400, 450および500°Cで各1hrの焼もどしを行なった。引張試験はアムスラー式万能試験機を用いて常温で行ない、引張強さ、伸びおよび絞り測定した。

図1 走査電子顕微鏡の装置のブロックダイアグラム

2.2 衝撃試験

試験片は切欠深さ2mmのJIS3号Uノッチシャルピー試験片で、850°C×15min 油焼入後、引張試験片と同様に350, 400, 450および500°Cで各1hr焼もどしを施した。シャルピー試験は脆性破壊面と延性破壊面とをえるために試験温度を-196°C、室温および100°Cの3段階とした。

2.3 疲労試験

疲労試験のうち繰返し平面曲げ試験片の寸法は平行部巾20mm、厚さ3mmであり、また繰返しねじり試験片の寸法は平行部直径5mmといづれも小型シェンク試験片の形状とした。試験片はいづれも850°C×15min 油焼入後450°C×1hr 焼もどしを施した。なお表面はエメリ

ーパー0番により研磨した。試験片による実験のほかに素材寸法9.5mmφの巻ばねの疲労試験も行なった。表2に疲労試験の応力条件を示す。

表2 疲労試験の応力条件

疲 労 試 験	応 力 (kg/mm ²)
繰返し平面曲げ (両振り)	$\sigma_{max}=55, 57.5, 65$
繰返しねじり (両振り)	$\tau_{max}=50, 60, 70$
" (片振り)	$\tau_{max}=80, 100, 120$
巻ばね	平均応力 44.8, 応力振巾 40

2.4 破壊面の観察

各試験によりえられた破壊面は走査電子顕微鏡JSM2型の2次電子線像により観察した。

表3 オーステナイト結晶粒度測定結果

各視野における粒度番号 (a)	視 野 数 (b)	(a)×(b)	平 均 粒 度 番 号 (m)	粒 度 番 号 (G ₀)
7.5	2	15.0	$m = \frac{\sum(a) \times (b)}{\sum(b)}$ $= 7.79$	7.8
7.6	1	7.6		
7.7	1	7.7		
7.8	2	15.6		
8.0	4	32.0		
計	10	77.9

写真1 オーステナイト結晶粒度 (×100)

表 4 引 張 試 験 結 果

試料番号	焼もどし温度 (°C)	引 張 強 さ (kg/mm ²)	伸 び (%)	絞 り (%)	硬 さ (Hv ₍₃₀₎)				
B 1	350	177.0	0	0	520,	508,	520,	511,	523
B 2	"	172.0	0	0	505,	502,	514,	508,	505
B 3	400	167.6	7.7	34.4	478,	470,	478,	465,	481
B 4	"	(167.6)	チャック部切損		478,	478,	478,	484,	484
B 5	450	151.1	11.1	40.8	434,	436,	436,	439,	436
B 6	"	150.2	7.4	37.6	434,	429,	429,	427,	429
B 7	500	138.2	12.6	42.2	396,	387,	379,	389,	379
B 8	"	138.9	12.4	42.2	396,	396,	396,	390,	404

2.5 オーステナイト結晶粒度の測定

オーステナイト結晶粒度は、酸化法によって現出させた。オーステナイト化の条件は850°C×30 min である。測定結果を表3および写真1に示す。

3, 実験結果ならびに考察

3.1 引張破壊面の観察

引張試験の結果を表4に示すが焼もどし温度が350, 400, 450, 500°Cと高くなるにつれて引張強さは減少し、一方伸び、絞りなどの靱性は増加する。350°C 焼もどし材は伸び、絞りが小さすぎて測定することができなく、破断面の外観が引張応力にほぼ垂直な面で分離したいわ

写真2 350°C焼もどし材の引張破壊面。
×1000 (7/10)

写真3 同左。粒界破壊面が主体である。
×3000 (7/10)

ゆる不安定破壊の形状を示した。この破壊面をミクロ的にみたのが写真2および3である。写真3をみると粒界破壊面が主体をなし、わずかに剪開破壊面がみられる。粒の大きさは約18μであり、試料のオーステナイト結晶粒度に近い値である。これは焼入の際の変態応力の影響か、あるいは低温焼もどし脆性によりオーステナイト粒界で破壊したものと思われる。焼もどし温度が400°C以上になると靱性が回復するために、伸び、絞りが測定され、マクロ的な破壊面も一方がカップの形で他方が円錐状のいわゆるカップアンドコーン (cup-and-cone) 型の破壊面となる(写真4)。写真4において上方がカップの底部で下方がカップのふちに相当する。この型の破壊は中程度の延性を有する材料によくみられる。これが生ずる順序は引張試験片において、まづ応力によってくびれ

写真4 カップアンドコーン型の引張破壊面
(450°C焼もどし材) $\times 100$ (7/10)

写真6 カップのふち部 (400°C焼もどし材)
 $\times 3000$ (7/10)

写真5 カップの底部 (450°C焼もどし材)
 $\times 3000$ (7/10)

写真7 400°C焼もどし材の引張破壊面。
延性破壊面。 $\times 3000$ (7/10)

が生じ、試片内部の中央部にマイクロボイド (micro void) が無数にできて、それらが合体してクラックになる。さらにクラックはしだいに成長していくが、表面近くでは剪断応力の影響により引張軸と45°に近い角度の方位に伝播するので、えられる破壊面も引張軸に垂直な部分と45°位に傾斜した部分とがえられる²⁾。したがってカップ底部は写真5に示すようなディンプル (dimple) となるが、カップのふち部では写真6に示すように剪断変

形によるずれ型の破壊面となる。しかしカップの底部もふち部も結晶粒内での延性破壊面に変わりはなく、ただ応力方向の相異により、ディンプルの形が変化したにすぎない。写真7、8に400および500°C焼もどし材のカップの底部を示す。ディンプルの大きさは、450°C焼もどし材 (写真5) に直径10 μ 程度の大きいものがみられるが全体的には直径1 μ 程度のものが多く、350~500°Cの焼もどし温度域における組織はトルースタイトかソルバ

写真8 500°C焼もどし材の引張破壊面。
延性破壊面。×3000 (7/10)

写真9 ディンプルの深さの測定。
写真5における試料を34°
傾斜させたもの ×3000 (7/10)

図3 立体図の測定原理³⁾

イト組織であるから、均一な細かい炭化物の析出によりディンプルもほぼ均一な大きさを示しているものと思われる。

ところでディンプルの深さは試料の電子ビームに対する傾斜角を変えることによって測定することができる。たとえば写真5における右下部の直径10 μ 位のディンプルの深さを測定する。この場合の測定の原理を図3に示すが図3において、OとPは試料の表面上の点とする。入射電子線はOを含むXY面に垂直に当たるものとする。写真にはOとPの投影図であるOおよびP_{xy}が表示される。つぎに試料を軸Qに対して角度Qだけ傾斜させるとP点はP'点に移り、P'の投影図はP'_{xy}となる。QとP_{xy}およびQとP'_{xy}間の距離aおよびa'は写

表5 ディンプルの深さの測定

測定位置	a'(mm)	a(mm)	h _p (mm)	倍率より 修正した h _p (mm)
B	24.7	13.8	23.7	0.0079
C	51.9	30.7	47.3	0.0158
D	83.0	48.1	77.0	0.0256

真上から測定する。したがってXY面とPとの距離 h_pは(1)式で表わされる。

$$h_p = a' / \sin \theta - a / \tan \theta \quad (1)$$

いま写真5における試料を角度34°だけ傾斜させて写真9がえられた。すなわち写真5におけるA, B, C, Dは写真9におけるA', B', C', D'にそれぞれ対応する。AB, AC, AD, およびA'B', A'C', A'D'の長さより、点B, CおよびDの点Aからのそれぞれの高さを測定した結果を表5に示す。表5より深さは約25 μ である。また小さいディンプルは、深さが1 μ 内外であろう。

3.2 衝撃破壊面の観察

シャルピー試験の結果を表6に示す。各焼もどし温度とも試験温度上昇とともにシャルピー値が増加している。また同一試験温度では焼もどし温度の上昇につれてシャルピー値が増加している。

表 6 シャルピー試験結果

〔シャルピー値(kg・m/cm²)〕

焼もどし温度 (°C)	試 験 温 度 (°C)		
	-196	室 温	100
350	0, 0	0.4, 0.3	0.3, 3.0
400	0, 0	2.1, 2.3	1.1, 2.5
450	0.3, 0.3	2.1, 2.8	2.8, 2.9
500	0.5	4.0, 2.9	5.4, 3.7

3.2.1 -196°Cにおけるシャルピー破壊面

各焼もどし温度試料の -196°C における破壊面を写真10～13に示す。350°C 焼もどし材（写真10）では粒界破壊面が主体をなし、わずかに劈開破壊面がみられる。粒界破壊面における粒の大きさは約18 μ であり、これは引張破壊面にみられた粒子径とほぼ一致している。これも焼入の際の変態応力の影響か、あるいは低温焼もどし脆性によりオーステナイト粒界が、破壊したものと思われる。400°C 焼もどし材（写真11）は粒界破壊面と劈開破壊面とが共存している。350°C 焼もどし材よりは劈開破壊面が多くなっている。また粒界も靱性が回復したためかやや塑性変形した様子がみられる。450°C 焼もどし材（写真12）では劈開破壊面と右上部に粒界破壊面がみられる。500°C 焼もどし材（写真13）はほとんど劈開破壊面である。各試料の劈開面上の劈開段はいずれも羽毛状を示し、完全な劈開ではなく、破壊の際にエネルギーを

吸収したものと思われる。このような羽毛状劈開は擬劈開破壊⁴⁾ともいわれている。

写真11 400°C焼もどし材の-196°Cにおけるシャルピー破壊面。
粒界破壊面+劈開破壊面。×3000 (7/10)

写真10 350°C焼もどし材の-196°Cにおけるシャルピー破壊面。
粒界破壊面が主体である。×3000(7/10)

写真12 450°C焼もどし材の-196°Cにおけるシャルピー破壊面。
粒界破壊面+劈開破壊面。×3000(7/10)

写真13 500°C焼もどし材の-196°Cにおけるシャルピー破壊面。
劈開破壊面 $\times 3000(7/10)$

3.2.2 室温におけるシャルピー破壊面

室温における破壊面を写真14～17に示す。350°C焼もどし材(写真14)では粒界破壊面が主体をなし、わづかに延性破壊面と劈開破壊面とがみられる。400°C焼もどし材(写真15)では粒界破壊面が少なくなり、かわりに

延性破壊面が増加している。劈開破壊面は少い。450°C焼もどし材(写真16)では延性破壊面、劈開破壊面および粒界破壊面がみられる。500°C焼もどし材(写真17)は延性破壊面が主にみられ、一部に劈開破壊面および粒界破壊面がみられる。

写真15 400°C焼もどし材の室温におけるシャルピー破壊面。
粒界破壊面+延性破壊面+劈開破壊面。
 $\times 3000(7/10)$

写真14 350°C焼もどし材の室温におけるシャルピー破壊面。
粒界破壊面+延性破壊面+劈開破壊面。
 $\times 3000(7/10)$

写真16 450°C焼もどし材の室温におけるシャルピー破壊面。
延性破壊面+劈開破壊面+粒界破壊面。
 $\times 3000(7/10)$

写真17 500°C 焼もどし材の室温におけるシャルピー破壊面。
延性破壊面+劈開破壊面+粒界破壊面。
×3000(7/10)

3.2.3 100°Cにおけるシャルピー破壊面

100°Cにおける破壊面を写真18~21に示す。350°C焼もどし材(写真18)では粒界破壊面、延性破壊面および劈開破壊面が共存しているが、粒界破壊面は-196°C および室温のそれと比べるとやや塑性変形しているように思

写真18 350°C焼もどし材の100°Cにおけるシャルピー破壊面。
粒界破壊面+延性破壊面+劈開破壊面。
×3000(7/10)

写真19 400°C焼もどし材の100°Cにおけるシャルピー破壊面。
延性破壊面+劈開破壊面+粒界破壊面。
×3000(7/10)

写真20 450°C焼もどし材の100°Cにおけるシャルピー破壊面。
延性破壊面が主体である。
×3000(7/10)

われる。焼もどし温度が400および450°Cでは延性破壊面が主体をなし、わづかに劈開破壊面と粒界破壊面とがそれぞれにみられる程度である。写真21の500°C 焼もどし材も延性破壊面がほとんどであり、劈開破壊面はわづかしかみられない。

写真21 500°C焼もどし材の100°Cにおけるシャルピー破壊面。
延性破壊面が主体である。
×3000(7/10)

3.2.4 シャルピー破壊面の観察のまとめ

シャルピー破壊面には粒界破壊面、剪開破壊面および延性破壊面がみられるが、これらの破壊型式のそれぞれの破壊面における大体の割合を写真22～34から観測し、えられた結果を表7に示す。各焼もどし温度とも低温では粒界破壊面と剪開破壊面とが共存して主体をなし、試験温度が上昇するにつれて剪開破壊面がしだいに減少しかわりに延性破壊面が増加する。しかし粒界破壊面の割合は各焼もどし温度とも試験温度の影響をあまり受けていないようである。すなわちSUP 9の350～500°Cの焼もどし材ではシャルピー試験による破壊の型式は試験温度の上昇につれて剪開破壊から、延性破壊に変化している。さらに表6と表7とよりシャルピー値の増加とともに粒界破壊面が減少していることがわかる。したがってこれらの焼もどし温度域ではシャルピー値を増加させるためには、なるべく粒界破壊を生じないような熱処理を行なったほうがよい。粒界破壊の原因は明確ではないが、焼入ままの室温における破壊面(写真22)に粒界破壊面が存在し、その割合も350°C 焼もどし材とあまり変わらないこと、および焼もどし温度が350°C より高くなるにつれて粒界破壊面の割合がしだいに減少することより、本鋼種の場合は焼入の際の変態による残留応力および低温焼もどし脆性の影響を受けて粒界破壊が生じるものと思われる。したがって過度の焼入をさせるとともに、

低温焼もどし脆性が出る温度域をさけて焼もどしを行えばシャルピー値はより向上できるであろう。

写真22 焼入まま。試験温度室温。
粒界40%, 剪開55%, 延性5%。
×1000(7/10)

写真23 焼もどし温度 350°C・試験温度 -196°C
粒界60%, 剪開35%, 延性5%。
×1000(7/10)

表7 破壊型式の割合(%)

焼もどし温度 (°C)	試験温度 (°C)		
	- 196	室温	100
焼入まま	—	I : 40, C : 55, D : 5	
350	I : 60, C : 35, D : 5	I : 50, C : 25, D : 25	I : 50, C : 10, D : 40
400	I : 40, C : 50, D : 10	I : 40, C : 10, D : 50	I : 20, C : 10, D : 70
450	I : 20, C : 55, D : 25	I : 20, C : 10, D : 70	I : 10, C : 10, D : 80
500	I : 15, C : 80, D : 5	I : 10, C : 50, D : 40	I : 10, C : 5, D : 85

ただし I : 粒界破壊面, C : 劈開破壊面, D : 延性破壊面

写真24 焼もどし温度 350°C。試験温度 室温。
粒界50%, 劈開25%, 延性25%。
×1000(7/10)

写真25 焼もどし温度 350°C。試験温度 100°C。
粒界50%, 劈開10%, 延性40%。
×1000(7/10)

写真26 焼もどし温度 400°C。試験温度 -196°C 。
粒界40%，劈開50，延性10%。
 $\times 1000(7/10)$

写真28 焼もどし温度 400°C。試験温度 100°C 。
粒界20%，劈開10%，延性70%。
 $\times 1000(7/10)$

写真27 焼もどし温度 400°C 試験温度 室温。
粒界40%，劈開10%，延性50%。
 $\times 1000(7/10)$

写真29 焼もどし温度 450°C。試験温度 -196°C 。
粒界20%，劈開55%，延性25%。
 $\times 1000(7/10)$

写真30 焼もどし温度 450°C。試験温度 室温。
粒界20%，劈開10%，延性70%。
×1000(7/10)

写真32 焼もどし温度 500°C。試験温度 -196°C。
粒界15%，劈開80%，延性 5 %
×1000(7/10)

写真31 焼もどし温度 450°C。試験温度 100°C。
粒界10%，劈開10%，延性80%。
×1000(7/10)

写真33 焼もどし温度 500°C。試験温度 室温。
粒界10%，劈開50%，延性40%。
×1000(7/10)

表 8 疲 勞 試 験 の 結 果

試 験 方 法	No.	最大応力(kg/mm ²)	破断までの繰返し数	硬 さ (Hv ₍₃₀₎)
繰返し平面曲げ (両振り)	L 1	65	114, 800	427, 423, 420, 429, 420
〃 (〃)	L 2	57.5	538, 000	433, 423, 438, 431, 434
〃 (〃)	L 3	55	395, 600	416, 422, 429, 423, 416
繰返しねじり (〃)	D 5	70	35, 900	439, 446, 429, 446, 444
〃 (〃)	D 3	60	111, 600	439, 441, 420, 444, 439
〃 (〃)	D 2	50	58, 000	425, 420, 418, 427, 425
〃 (〃)	D 1	50	538, 600	427, 422, 415, 422, 432
〃 (完全片振り)	D12	120	10, 400	439, 432, 425, 436, 427
〃 (〃)	D11	120	2, 600	425, 425, 415, 434, 434
〃 (〃)	D 9	100	74, 000	427, 425, 425, 432, 429
〃 (〃)	D 8	80	106, 900	432, 429, 425, 429, 427
〃 (〃)	D 7	80	98, 300	425, 427, 422, 429, 429
繰返しねじり (片振り)	S 1	平均応力, 応力振幅 44.8±40	237, 000	416
(巻 ば ね)	S 2	〃	337, 000	406
	S 3	〃	293, 000	437

写真34 焼もどし温度 500°C。試験温度 100°C
粒界10%, 劈開 5%, 延性85%。
×1000(7/10)

写真35 両振り平面曲げ疲労破壊面。
(最大曲げ応力 65 kg/mm², 繰返し数
114,800) ×60(7/10)

3.3 疲労破壊面の観察

各種の疲労試験の結果を表 8 に示す。破壊面はとくに起点付近の外観と疲労破壊面に特有のパターンを中心に観察した。

3.3.1 両振り平面曲げ疲労破壊面

写真35, 36は試料 No. L1 (最大曲げ応力 65 kg/mm²,

繰返し数114,800) の破壊面である。写真 35 は破壊の起点を示す。破壊がこば付近の表面から発生しているのがわかる。写真36にタイヤの跡の形状をしたタイヤトラックパターン (tire track pattern) がみられる。タイヤトラックの間隔は約 3 μm でお互いに平行に並んでいて、疲労破壊の伝播方向に対して、垂直である。写真37, 38は L 1 よりは応力が低い L 2 (最大曲げ応力 57.5 kg/mm²,

繰返し数 538, 100) の破壊面である。写真37は起点付近である。破壊が表面付近より発生しているのが、みられる。写真38のストリエーション (striation) の間隔は約 2μ である。

写真36 両振り平面曲げ疲労破壊面
タイヤトラック状のストリエーション。
 $\times 3000(7/10)$

写真38 両振り平面曲げ疲労破壊面
ストリエーション。 $\times 1800(7/10)$

3.3.2 両振りねじり疲労破壊面

写真39は試料D 5 (最大ねじり応力 70 kg/mm^2 , 繰返し数 35, 900) にみられたクリフパターン (cliff pattern) で、がけ状のストリエーションである。その間隔は約 2μ である。

写真37 両振り平面曲げ疲労破壊面。
(最大曲げ応力 57.5 kg/mm^2 , 繰返し数 538, 100) $\times 180(7/10)$

写真39 クリフ状のストリエーション
 $\times 1000(7/10)$

3.3.3 完全片振りねじり疲労破壊面

試料D 11（最大ねじり応力 120 kg/mm^2 ，繰返し数 2,600）の破壊面を写真 40～43 に示す。破壊面の外観は星型を示し、ささくれだった破壊面であるが、その形状を写真40に示す。写真41はキャタピラ（caterpillar）に似たストリエーションである。また写真42は模様の中が広く、かつ平行状なのでパラレルパターン（parallel pattern）とも呼ばれる。写真43はすだれ（blind）状のストリエーションである。試料D11のストリエーションの間隔は $3 \sim 10 \mu$ であり、数視野の平均値は 7μ 位である。つぎにD11と同じ応力レベルの試料D12（最大ねじり応力 120 kg/mm^2 ，繰返し数 10,400）の破壊面を写真 44, 45 に示す。写真44は破壊面の外観であり、写真45はがけ状のストリエーションである。この間隔は約 4μ である。つぎにD11, D12よりは応力が低くなった試料D 7（最大ねじり応力 80 kg/mm^2 ，繰返し数98,300）の破壊面を写真46, 47に示す。写真46は疲労破壊の起点付近の外観であり、疲労が表面より発生している。写真47は拡大写真で、形状は一見、試料の組織であるソルバイトに似ている。組織の光顕写真を写真48に示すが、このようなマトリックスに似た疲労破壊面はA I S I 4340鋼においてもみられている⁵⁾。D 7と同じ応力条件の試料D 8（最大ねじり応力 80 kg/mm^2 ，繰返し数 106,900）の破壊面を写真49, 50に示す。写真49は破壊の起点の外観を示し、写真50はマトリックスのソルバイトに似た破

壊面である。雲がかかったようなところはおそらく酸化物の薄い膜であろう。

写真41 完全片振りねじり疲労破壊面
キャタピラ状のストリエーション。
×1000(7/10)

写真40 完全片振りねじり疲労破壊面。
（最大ねじり応力 120 kg/mm^2 ，繰返し
数2,600）。 ×100(7/10)

写真42 完全片振りねじり疲労破壊面
パラレル状のストリエーション。
×1000(7/10)

写真43 完全片振りねじり疲労破壊面
すだれ状のストリエーション。
×1000(7/10)

写真45 完全片振りねじり疲労破壊面
クリフ状のストリエーション。
×1000(7/10)

写真44 完全片振りねじり疲労破壊面。
(最大ねじり応力 120 kg/mm^2 , 繰返し
数10,400) ×100(7/10)

写真46 完全片振りねじり疲労破壊面。
(最大ねじり応力 80 kg/mm^2 , 繰返し
数98,300) ×100(7/10)

写真47 完全片振りねじり疲労破壊面
母材組織に似た疲労破壊面
×1000(7/10)

写真49 完全片振りねじり疲労破壊面。
(最大ねじり応力 80 kg/mm^2 , 繰返し
数106,900) ×100(7/10)

写真48 光学顕微鏡組織写真 ×1000

写真50 完全片振りねじり疲労破壊面
母材組織に似た疲労破壊面。
×1000(7/10)

3.3.4 巻ばねの疲労破壊面

素材が9.5 mmφの巻ばねの疲労破壊面を写真51, 52に示す。写真51は破壊の起点付近である。写真52は写真47, 50と同様にマトリックスに似た破壊面である。こういう破壊面は繰返し数がやや多いとき(数万以上)にみられるようである。

写真51 巻ばねの疲労破壊面。
(平均応力 44.8 kg/mm², 応力振巾 40 kg/mm², 繰返し数 237,000)
×100(7/10)

写真52 巻ばねの疲労破壊面
付材組織に似た疲労破壊面。
×1200(7/10)

3.3.5 疲労破壊面の観察のまとめ

以上のように疲労破壊面特有のタイヤトラックパターン、パラレルパターン、キャタピラパターンおよびクリフパターンなどと呼ばれる各種のストリーエーションのパターンが観察されたがこれらは従来より、レプリカでの電顕写真でもみられている⁶⁾⁷⁾。しかしこれらのパターンは疲労破壊面に必ずみられるとは限らないし、また材料によってもそれらの現われかたは異なっている。たとえば Al 合金などでは明りょうなストリーエーションがみられ、その間隔も1サイクル1ストリーエーションであることが確認されている⁸⁾。一方、鋼においては Al 合金の場合ほど明りょうには観察されない。そのためかストリーエーションの間隔とサイクルとの関係がはっきりしない。10サイクル1ストリーエーションという人もある⁹⁾。しかしサイクルが増加するにつれてストリーエーションの間隔が少くなる傾向は認められており⁹⁾、今回の実験でも一部の試験片にしかストリーエーションを観察することはできなかったが、繰返し数が少ないときほどストリーエーションの間隔が大ききようである。

4. 結 言

ばね鋼の各種の破壊面を走査電子顕微鏡により観察した結果、つぎのようなことがわかった。

(1) 引張破壊面において焼もどし温度の影響が現われ、焼もどし温度350°Cでは不安定破壊を示し、粒界破壊面が主体をなしていた。焼もどし温度が400°C以上ではカップアンドコーン型の破壊面がみられ、ディンプルを有する延性破壊面であった。カップのふちはディンプルがずれた破壊面である。ディンプルの大きさは局部的に大きなもので直径10μ位であったが大部分は直径2~3μであった。

(2) シャルピー破壊面においては焼もどし温度と試験温度の影響が現われた。-196°Cで完全脆性破壊させたとき、350°C焼もどし材は粒界破壊面が主体をなすが、400, 450および500°Cと焼もどし温度が上昇するにつれて劈開破壊面がしだいに多くなる。一方試験温度100°Cでの破壊面においては、350°C焼もどし材は一部に粒界破壊面がみられたほかはディンプルが大部分であった。400°C以上の焼もどし温度ではいずれもディンプルを有する延性破壊面が主体であった。また、すべての破壊面に粒界破壊面が存在し、シャルピー値の増加とともに粒界破壊面が減少し、かわって延性破壊面が増加する傾向がみられた。

(3) 疲労破壊面においてはタイヤトラック、パラレル、

キャタピラおよびクリフパターンなどと呼ばれるストリーションのパターンがみられた。

(4) 繰返しねじり疲労試験において破断回数が数万以上の破壊面に母材組織に似た破壊面がみられた。

参 考 文 献

- 1) 紀本：日本電子ニュース，第74号（1967.8），P.2
- 2) 作井：熱処理，8—5（昭和43年），P.293
- 3) S. KIMOTO et al.：Stereomicrography by Scanning Electron Microscope, JEOL—SM—68018（1968）P.3
- 4) C. D. BEACHEM et al.：Characterizing Fractures by Electron Fractography, Part XII, Illustrated Glossary, Section 1, Quasi-cleavage. Naval Research Lab. Memorandum Report 1432（1963），P.3
- 5) 西岡 et al.：日本機械学会論文集，33—250（1967），P.851
- 6) 徳田：日本金属学会誌，24—3（1960），P.171
- 7) "：ibid., 24—10（1960），P.665
- 8) 山田 et al.：材料，18—191（1969），P.21
- 9) 三好：富士時報，40—11（1967），P.42