

技術報告

UDC 621.771.22.07 : 539.431 : 620.186.4 : 620.178.3

分塊ロール破面観察による折損因子の解析*

鈴木 克巳** ・ 西 正***
 斎藤 恒夫**** ・ 小平 博*****

Analysis of the Factors Affecting the Fracture of the Slab Mill Roll by Electron Fractography

Katsumi SUZUKI, Tadashi NISHI,
 Tsuneo SAITÔ, and Hiroshi KOHIRA

Synopsis:

Fracture surfaces of the rolls have been examined with an electron microscope in relation to the size of cracks and bending stress at breakage, in order to have a technical aspect for the development of materials for slab mill roll. The results obtained are as follows:

1. The roll life is increased with the decrease of the proportion of the region of brittle fracture to the fracture surface.
2. The fatigue strength reduction factor of the slab mill rolls is smaller than 1.5, and the notch sensitivity of cast steels seems to be very small.
3. Following three types of fractures are found;
 - (1) fracture by fatigue crack initiated from heat crack.
 - (2) fracture by thermal stress.
 - (3) fracture originated at the inner defects introduced during casting.
 - (4) fracture originated at the inner defects introduced during overlay welding.

(Received March 23, 1974)

1. 結 言

分塊ロールは、一定期間使用されると、中央部が摩耗するため、施削して様な断面をもつように補修する。このようにしてロール径が次第に小さくなり、ついにその寿命を全うする。しかしながら、実は、そのようにして、寿命を全うするものは、全廃棄ロールの 10% にしかなり、他は主として折損によつて廃棄される。

分塊工程は鋼の加工工程の第 1 段階である。加工工程はほとんどシステム化されているために、ロールの不慮の折損は、生産コストに大きな影響を及ぼす。したがって耐折損性の良いロールを製造する意味は極めて大きく、これが本研究の目的である。

分塊ロールの耐折損性に関して、熱き裂性^{1)~9)}、熱応

力^{10)~14)}、水冷条件¹⁵⁾、機械的性質^{6)~9)}、¹⁶⁾など種々の角度から研究がなされているが、き裂発生伝播状態の解析、使用時の熱的機械的応力の発生状況、大型鑄鋼と小型鑄鋼の機械的性質の相違点などに関する知見は必ずしも十分とはいえない。

本論文は、耐折損性の良いロールの開発には、どのような点にもつとも留意して研究を行なうべきか、その方針を定めるため、実操業で折損したロールの破面を、肉眼および電子顕微鏡によつて観察を行ない、き裂の発生状況と欠陥の関係、き裂の伝播状況、伝播形式とその断面分布、およびロール折損時のき裂先端部の切欠係数などについて調査した。一方熱き裂の進行状況を把握するため熱衝撃試験を行なうと共に実操業条件から得られたロール材の切欠係数が異常に低いことを実験的に確認し

* 昭和48年 3 月本会講演大会にて発表
 昭和49年 3 月23日受付

** 新日本製鉄(株)製品技術研究所 (Products R & D Laboratories, Nippon Steel Corp., Fuchinobe, Sagamihara City 229)

*** 新日本製鉄(株)八幡製鉄所技術研究所 (Nippon Steel Corp.)

**** 新日本製鉄(株)八幡製鉄所 (Nippon Steel Corp.)

***** 新日本製鉄(株)工作本部 (Nippon Steel Corp.)

た。

なお、使用時の熱応力解析、大型鋳鋼と小型鋳鋼の機械的諸性質の相違点、上記切欠係数の異常値を含めた各種分塊ロール材の機械的諸性質、新分塊ロール材の開発およびその実用試験成績などについてはそれぞれ別に報告する。

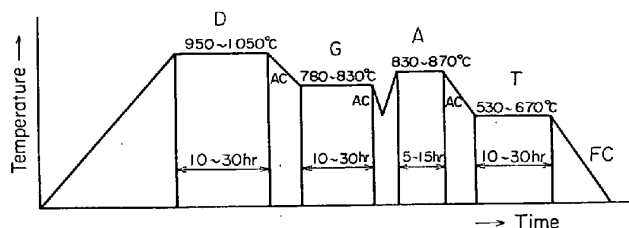


Fig. 1. Diffusion annealing (D), globulizing (G), austenitizing (A) and annealing (T) treatments of alloy cast steels.

2. 供試折損ロールおよび観察方法

破面観察は主として、0.50/0.65C-0.30/0.70Ni-0.40/0.80Cr-0.20/0.50Mo 鋼鋳造ロールについて行なった。

化学組成は、Table 1 に示す通りである。また鋳造後の熱処理曲線を Fig. 1 に、組織の 1 例を Photo. 1 に示す。参考として、鍛鋼補強ロール、表面を硬化肉盛りした分塊縦ロールについても、観察を行なった。後者の肉盛溶接条件を Table 2 に示す。破面観察は肉眼によるマクロ観察、走査型電子顕微鏡および 2 段レプリカ法による、電子顕微鏡によつて行なった^{17)~25)}。走査型電子顕微鏡観察は、破面の最終破断部のひだ状部分のうちロールの表面、中間、中心部に近い部分からそれぞれ採取した試験片について行なった。2 段レプリカ法による電子顕微鏡観察は、アセチルセルローズフィルムを酢酸メ

Table 1. Chemical compositions of slab mill roll examined.

No of roll	Roll material	Chemical compositions (wt %)								
		C	Si	Mn	P	S	Mo	Ni	Cr	Cu
96	Ni-Cr cast steel	0.54	0.48	0.79	0.013	0.017	0.34	0.53	0.53	0.04
P R 57	"	0.67	0.43	0.69	0.009	0.011	0.35	0.64	0.46	—
P R 51	"	0.65	0.44	0.68	0.011	0.011	0.35	0.63	0.46	—
P D 18*	alloy steel forged	0.89	0.37	1.02	0.028	0.008	0.37	—	1.03	—

* finishing back up roll

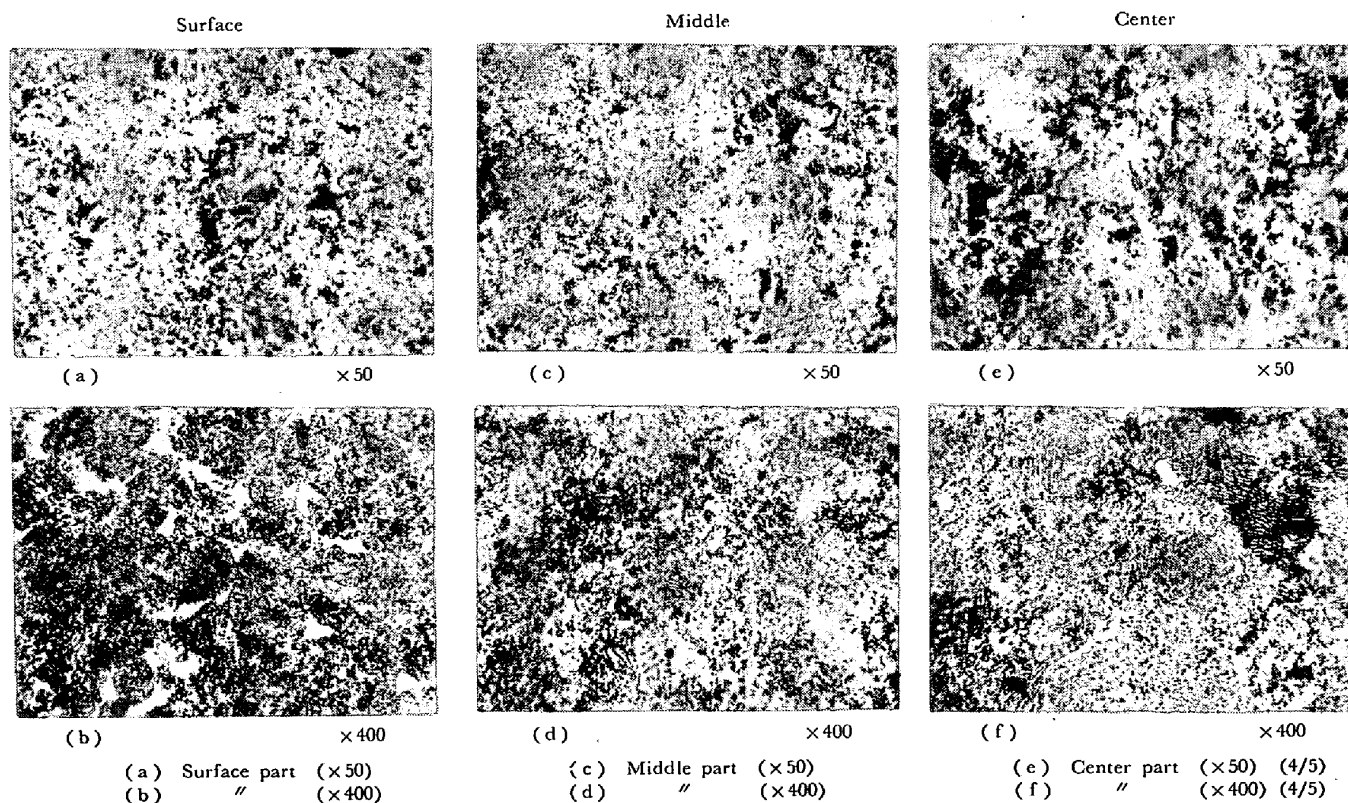


Photo. 1. Microstructures of the various parts of the Ni-Cr alloy cast steel slab mill roll.

Table 2. Welding materials and welding conditions of overlayd slab mill roll which was shown in Fig. 4

Base metal and welding materials		Compositions (wt %)	Chemical compositions (%)								
		C	Si	Mn	P	S	Mo	Ni	Cr	V	
Base metal	Slab mill roll		0.58	0.47	0.72	0.009	0.07	0.41	0.70	0.57	—
Welding material	Mn-Mo steel solid wire		0.11	0.46	1.29	—	—	0.19	—	—	—
	Martensitic composite wire		0.27	0.60	1.70	—	—	4.00	—	3.00	1.50

Welding conditions							
Welding material		Preheating (°C)	Welding current (A)	Welding voltage (V)	Welding speed (cm/min)	Pitch distance (mm)	Post-weld heat treatment.
Wire	Flux						
Mn-Mo steel solid wire 4.8 mm φ	Fused flux for hardfacing use	250~300	550~600	30~32	55~55	10	1 250~1 300°C →
Martensitic composite wire	〃	300~350	450~470	〃	45~47	10	(320~360°C) × 6 hr slow cooling

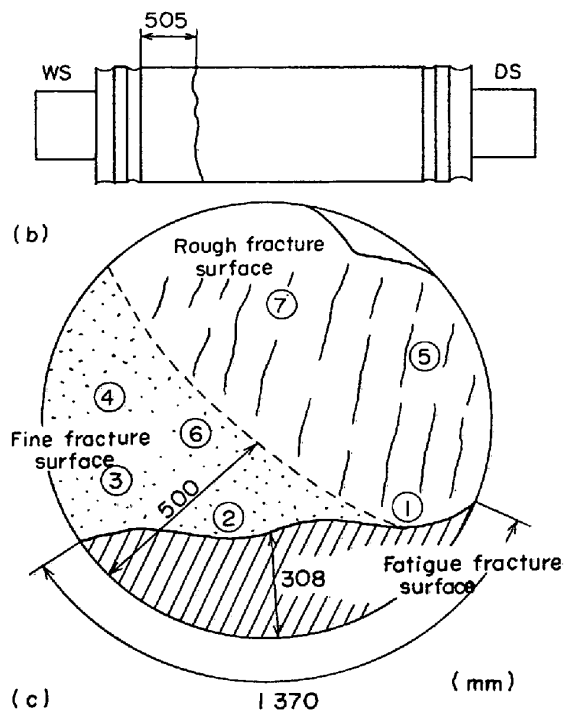
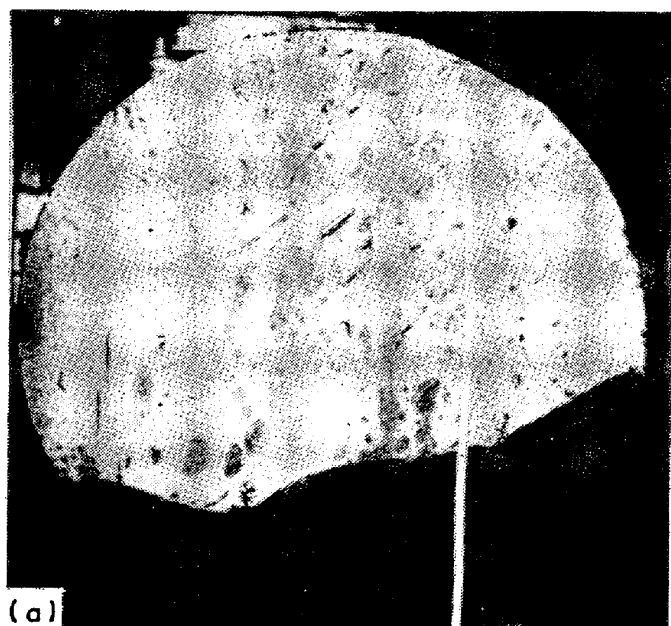


Photo. 2. Surface of the fracture part (a), position of the fracture (b) and sampling positions for electron microscope (c) of the slab mill roll No. 96. The total rolling amount is 253 159 ton and the roll diameter at breakage is 1 142 mm.

チルで溶解したもので破面を転写し、これにカーボン蒸着して作成した2段レプリカ膜によって行なった。

3. 実験結果

3.1 肉眼観察

折損破面のミクロ観察を行なった、折損ロールの肉眼

写真を、Photo. 2~Photo. 4に示す。Photo. 2で、き裂部分が黒く変色しているのは、き裂の入った状態から折損までに長時間経過し、変色が進行したためと考えられる。各写真には、使用履歴、折損位置、破面模式図を併記した。また圧延成績と破面状態との相関を明らかにするために、分塊ロールのみならず、厚板粗ロールなどに

Table 3. The tensile and fatigue strengthes of the roll materials, the bending stress and size of crack at breakage of the rolls, static notch factors and fatigue notch factors of the rolls which were calculated from tensile strength, rotating bending fatigue strength of the roll material and bending stress of the rolls at breakage.

Roll No	Classification	Material	Roll diameter at breakage (mm)	Tensile stress σ_B (kg/mm ²)	Bending stress at breakage σ_f (kg/mm ²) (Calculated)	Amount of rolling (ton)	Size of crack at breakage		Static notch factor $\frac{\sigma_B}{\sigma_f}$ (Calculated)	Fatigue strength σ_w (kg/mm ²)	Fatigue notch factor $\frac{\sigma_w}{\sigma_f}$ (Calculated)	Remark
							Oxidized (mm)	Non-oxidized (mm)				
96	Slab mill	Ni-Cr cast steel	1 142			253 159	D 308 × 1 370	L 433D		23		D: Depth
77	"	"	1 114			651 560	151 × 1 300	—		"		L: Length
105	"	"	1 144			261 070	250 × 1 186	250D		"		
P _R 45	Plate mill	Cr-cast steel	1 232	70~120	16.8	192 000	80 × 1 500		4.4~7.2	25	1.5	
54	"	Ni-Cr cast steel	1 234	65~80		282 000	60 × 210			23		
44	"	"	1 222	"		267 000	—	340D		"		
35	"	Alloy steel casting	1 162	"	27.0	225 000	100 × 610		2.4~2.9			
39	"	Cr-cast steel	1 136	70~120	37.7	555 000	80 × 710		1.9~2.6	25	0.7	
34	"	Ni-Cr cast steel	1 160	65~80	30.7 (38.3)	235 000	50 × 800	350D	2.1~2.6 (1.7~3.1)	23	0.7 (0.6)	
32	"	"	1 125	"	33.1 (79.4)	536 000	57 × 500	454D	2.0~2.4 (~1.0)	"	0.7 (0.3)	
53	"	"	1 228	"	42.6	183 000	430 × 800		1.5~1.9	"	0.5	
56	"	"	1 279	"	24.4	105 000	15 × 1 840		2.7~3.3	"	1.0	
43	"	Graphite cast steel	1 209	65~100	18.3	299 000	25 × 2 530		3.6~5.5	—		
52	"	Ni-Cr cast steel	1 203	60~80	15.8	339 000	30 × 1 600		3.8~5.1	23	1.5	
51	"	"	1 298	"	17.3 (23.3)	267 117	80 × 500	261D	3.5~4.7 (2.6~3.4)	"	1.3 (1.0)	
38	"	Cr-cast steel	1 249	70~120	18.0	549 000	100 × 650		3.9~6.7	25	1.4	
36	"	Graphite cast steel	1 251	60~80	19.0	269 461	90 × 300		3.1~4.2	—		
48	"	Ni-Cr cast steel	1 134	70~85	29.6 (54.9)	424 093	55	328D	2.4~2.9 (1.3~1.6)	—		
57	"	"	1 200	65~80	17.1	465 424	0		3.8~4.7	23	1.4	

* () ; In the case of the non-oxidized crack

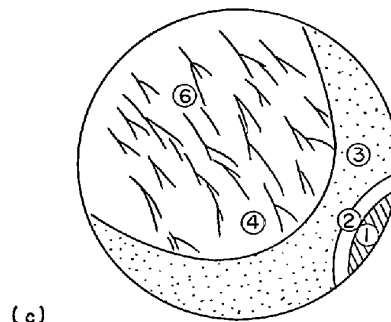
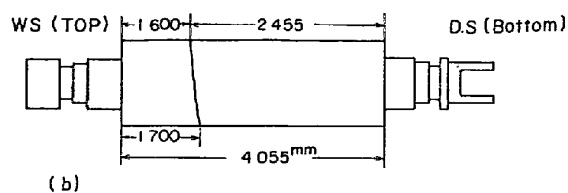


Photo. 3. Surface of the fracture part (a), position of the fracture (b) and sampling positions for electron microscope (c) of plate mill roll No 51. The total rolling amount is 367 117 ton and the roll diameter at breakage is 1 195 mm.

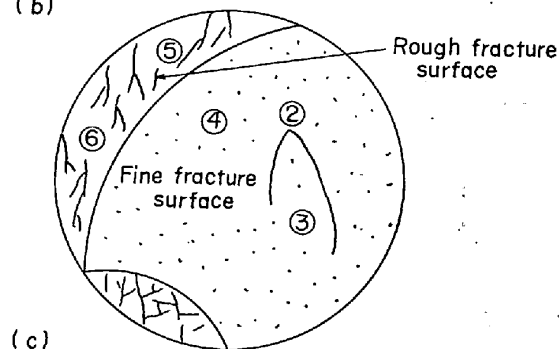
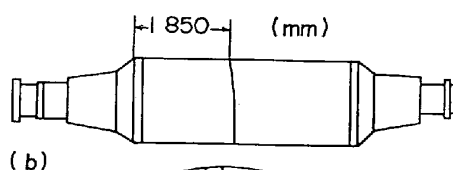
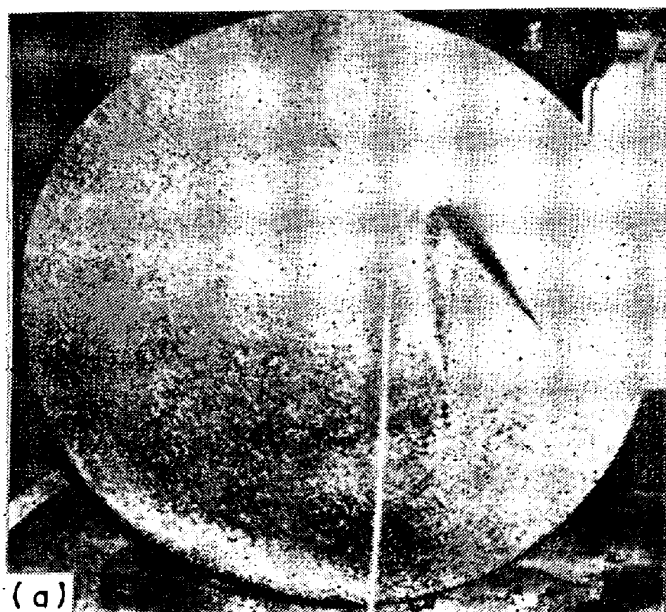


Photo. 4. Surface of the fracture part (a), position of the fracture (b) and sampling positions for electron microscope (c) of finished back up roll No PD 18. The total rolling amount is 704 749 ton and the roll diameter at breakage is 1 516 mm.

つき、破面の観察を行ない、この結果を圧延成績とともに Table 3 に示した。分塊ロールの場合は、圧延トン数が 30 万トン以上のロールの変色した破面の深さは、100 mm 以下であり、この場合き裂の深さは、寿命に影響しないようである。圧延トン数 20 万トン以下のロールは、ロール PR 53 のように同種のき裂が深いか、ロール PR 45, 56 の如く周方向の長さが著しく長いので、

同種のき裂の深さと周方向の長さの両者が寿命を決定する要因と考えられた。一方、マクロ的には脆性的破面として見られる滑らかな破面と変色した破面の占める割合と寿命との関係を Fig. 2 に示す。同図は、圧延成績の良いものは滑らかな破面の占める割合が多く、これら図に示されたように急速破断したときの有効断面積（マクロ的靱性破面の占める面積）が小さいことから、静的切

欠き強さの大きい材料ほど圧延トン数が多く、材料のねばさがロール折損を支配する主要因であろうと考えた。

3.2 折損破面のミクロ観察

分塊および厚板粗ロールの折損原因を、使用状況、破面のミクロ観察によつて調査した結果、次の4つの型があることを確認した。

- (i) ロール表面に生じた熱き裂のあるものが疲れき裂に発展して、この疲れき裂が折損の原因になったもの(疲れき裂による破壊)。
- (ii) 大きな熱応力が破壊の原因となつたもの(熱応力型破壊)。
- (iii) 内部に鑄造欠陥があり、これが破壊の起点となつたもの(内部欠陥による破壊)。
- (iv) 肉盛溶接を行なつた場合、ボンド部、熱影響部を起点として破壊したもの(溶接部を起点とする破壊)。

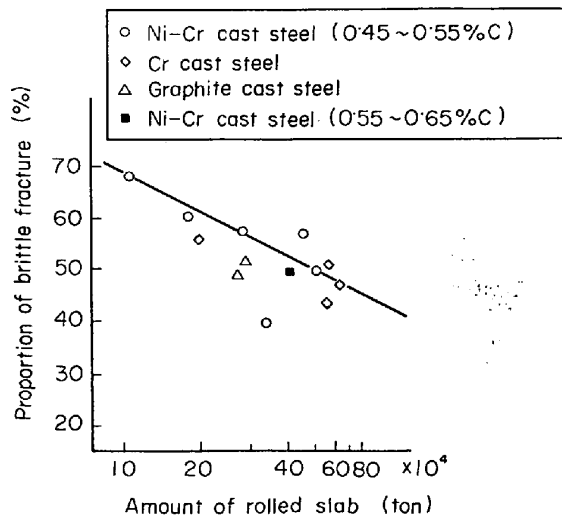
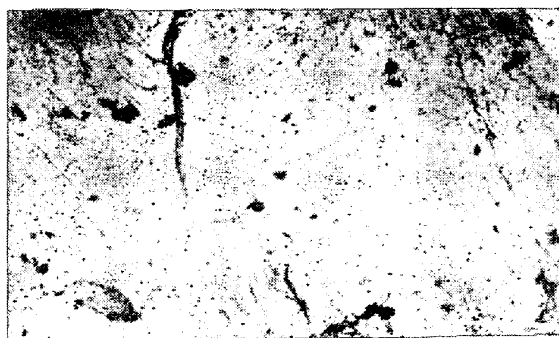


Fig. 2. Relation between amount of rolled slab (ton) and proportion of brittle fracture surface.

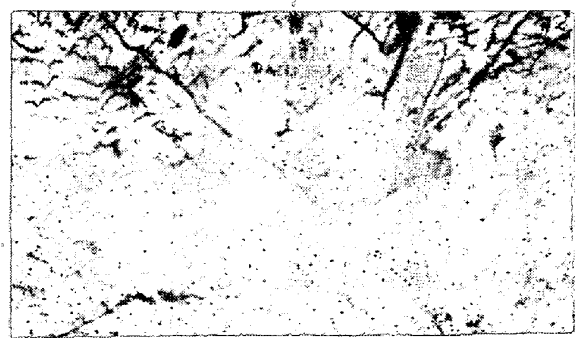
(i) 疲れき裂による破壊

この型の折損ロールの顕微鏡組織は Photo. 1 に、破面状況、折損位置、2 段レプリカ採取位置などは Photo. 2 に示された通りである。破面状況から判るように、このロールには、深さ 308 mm に達する深い表面が酸化されたき裂(マクロ的に見て疲れ破面)があり、マクロ的に見て脆性破面(滑らかな破面)が表面から内部に進行し、約 1/3 の深さに達していた。

2 段レプリカ採取位置は、図中○印で示す如く、それぞれマクロ的に見て、脆性破面と靱性破面(粗い破面)である。Photo. 5 (レプリカ採取位置: No 1) は、き裂と、マクロ的に見て靱性破面、脆性破面で、striation, river pattern および dimple pattern が混在した非常に複雑なものとなっている。Photo. 6 は、酸化した疲れ破面とマクロ的に見て脆性破面の境界に相当する部分(レプリカ採取位置: No 2) で、striation と dimple pattern とからなり、Photo. 5 に比べると形態が単純である。このことは、き裂部分と滑らかな部分の破壊が同じ形態で進行していったことを示している。また striation と dimple pattern が隣り合わせに存在していることから、ミクロ的に見ると、き裂は疲れだけで伝播するのではなく、劈開、延性破壊、微小欠陥の生成とその発達などを伴いながら伝播し、これらの組合わせによつて破壊の速度が決められるものと考えられた。マクロ的に見て脆性破面のうち比較的表面に近い部分(レプリカ採取位置: No 3) には、striation, dimple pattern が優先し river pattern はあまり認められなかつた。マクロ的に見て靱性破面部分(レプリカ採取位置: No 7) では、著しく発達した river pattern と非常に細かい dimple pattern が優先し、局部的に striation も認められた。Photo. 7 に観察結果の 1 例を示す。この部分の破壊は劈開および欠陥成長が支配的で、後者は疲れによる場合もありうることが確認された。



(a) : striation,



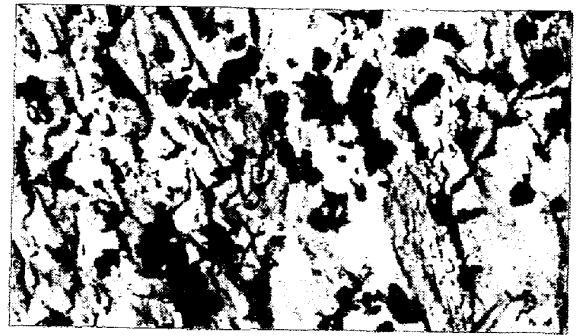
(b) : dimple and river patterns.

×3000 (3/4)

Photo. 5. Fatigue and brittle fracture surfaces in the slab mill roll No 96. Sampling position No 1 as shown in Photo. 2.



(a)



(b)

(a) : striation,

(b) : dimple pattern.

× 3 000 (3/4)

Photo. 6. Fatigue fracture surfaces in the slab mill roll No 96. Sampling position No 2 as shown in Photo. 2.



(a)



(b)



(c)

(a) : river pattern,

(b) : dimple pattern,

(c) : striation.

× 5 000 (4/5)

Photo. 7. Brittle fracture surfaces in the slab mill roll No 96. Sampling position No 7 as shown in Photo. 2.

破面の実体を観察するため、Photo. 3 に示すロール破面から、破片を採取し、走査型電子顕微鏡で観察した。この結果を Photo. 8 に示す。Photo. 8 (a) は、図示した如く表面に近いマクロ的に見て靱性破面から採取したもので、striation が局部的に存在していた。したがって瞬間的に破壊が起こる前にすでに疲れき裂が局部的に発達していたと考えられた。Photo. 8 (b) は、マクロ的に見て靱性破面の中央部分のフラクトグラフィーで、微細な内部欠陥を核とし、劈開によって形成された dimple pattern が優先し、その結果としてマクロ的に劈開破壊の形態をとってき裂が進行していったものと考えられた。Photo. 8 (c) は、マクロ的に見て脆性破面と靱性破面の境界近くで、striation と dimple pattern が混在しており、疲れ破壊優先型から、劈開破壊優先型に移行する過程が推察された。

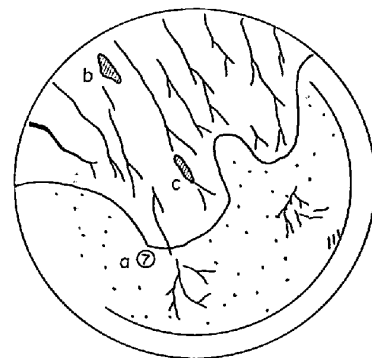
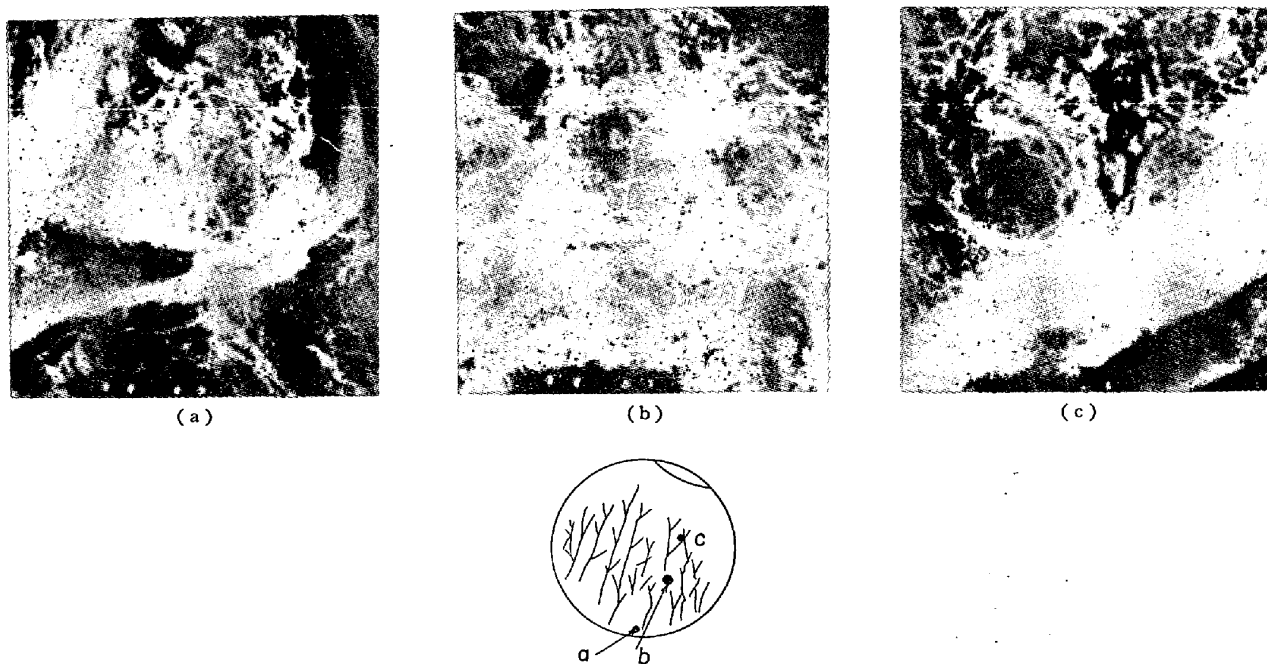


Fig. 3. Appearances of fracture surface of the roll PR 57 and sampling positions for observations.

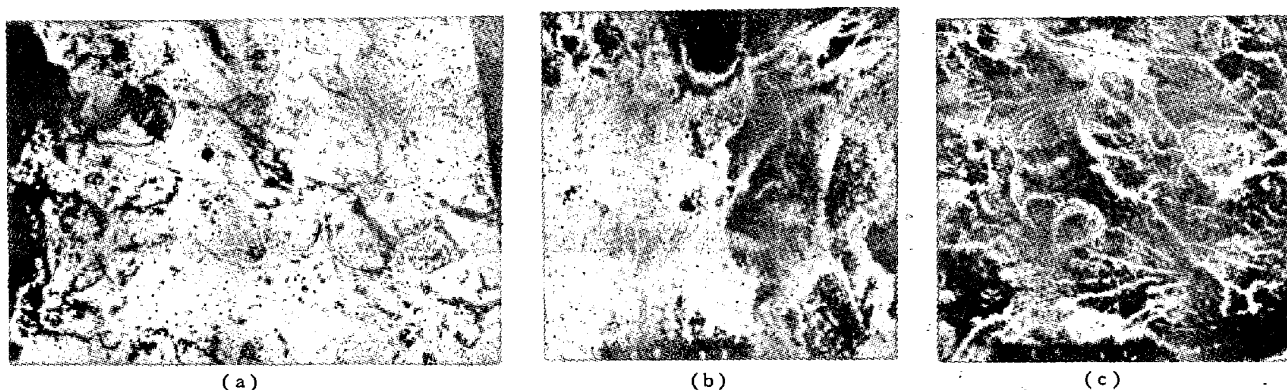
(ii) 熱応力型破壊

Photo. 9 に、使用中に温度が異常に上昇し、これによって生じた熱応力で折損したロールの破面を示す。Fig. 3 に、2 段レプリカの採取位置を示す。熱割れは、rock



(a) : $\times 300$, (b) : $\times 300$, (c) : $\times 1000$ (4/5)

Photo. 8. Scanning electron micrographs of brittle and fatigue fracture surfaces in the slab mill roll No 51 and sampling positions.



(a) : Sampling position ⑦ a. Showing rock candy pattern two-step replica. $\times 3000$

(b) and (c) : Scanning electron micrographs of positions (b) and (c) respectively, which were indicated in Fig. 3. $\times 300$ (3/4)

Photo. 9. Fracture appearances in the plate mill roll PR 57 which was fractured by the thermal stress.

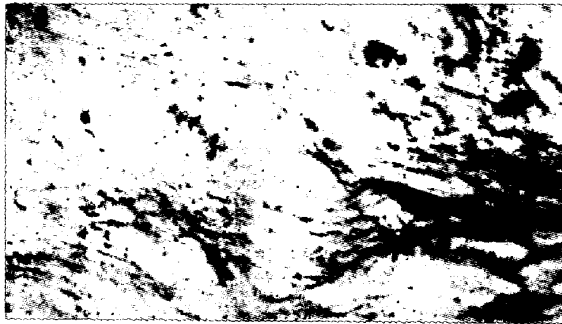
candy pattern または粒界割れによつて特徴づけられると言われている²¹⁾。したがつてこの点に注意して観察した。Photo. 9 (a)は、マクロ的に見て脆性破面のフラクトグラフィーで、 $2\sim 10\mu$ のサブグレインに沿つたき裂が観察され、破壊形態を強いて分類すれば rock candy pattern に似た破面といえよう。したがつて局所的な熱割れによつて発生したものと考えられた。マクロ的に見て靱性破面の表面近傍、中間層から採取した破片の走査型電子顕微鏡による組織を Photo. 9 (b)および(c)に示す。表面近傍には小さな dimple pattern, 粒界破面および striation が認められ、中間層になると劈開破面の単位の集まりとしての比較的大きな dimple pattern が

確認された。

(iii) 内部欠陥による破壊

Photo. 4 に、内部欠陥を起点とした疲れき裂の発達によつて、早期折損した厚板仕上補強ロール破面およびレプリカ採取位置などを示した。写真の破面状況から、本ロールは、内部に収縮孔と思われる欠陥が存在しており、これが折損の重要な因子と考えられた。したがつて、特に内部欠陥近傍の疲れの発達に重点を置いて観察した。

観察結果を、Photo. 10 に示す。Photo. 10 (a) は、欠陥近傍の様子の一例で、striation が優先しており、この部分の破壊が、鑄造欠陥を起点とした、疲れき裂の伝播によつて、進行したものであることが確認された。



(a)



(b)

(a) : Sampling position No 3, showing striation. $\times 5000$ (3/4)
 (b) : Sampling position No 5, showing river pattern. $\times 5000$ (3/4)

Photo. 10. Fatigue and brittle fracture surfaces in the back up roll PD 18. Sampling positions No 3 and No 5 as shown in Photo. 4.

マクロ的に見て靱性破面の様子を, Photo. 10 に示す. この部分には, 典型的な river pattern が発達しており, 疲れによるき裂と, 劈開による破壊がそれぞれ独立に発達したものと考えられた.

分塊, 厚板粗ロールが熱的, 機械的に複雑な応力を受けるのに比べ, 補強ロールは, 比較的単純な, 回転曲げ繰返し応力が, 他の機械的応力に比べ優先して作用する

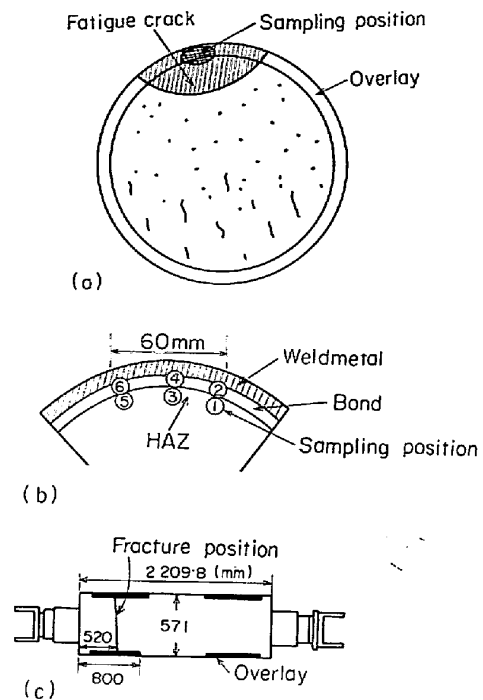


Fig. 4. Schematic diagrams of fractured surface (a), sampling positions (b) and fractured position (c) of the slab mill roll which was shown in Table 2.

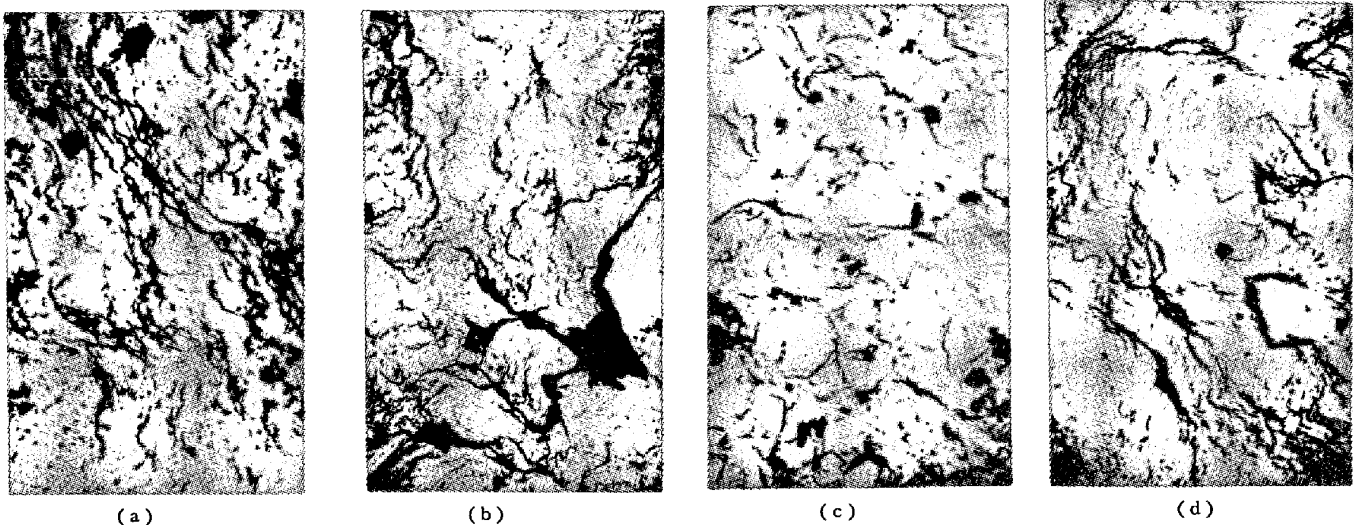
ため, 典型的な striation が発達しやすいのではないかと考えられた.

これらの観察によつて, 破壊は, ロール表面から内部に進行する形態だけではなく, 内部欠陥を起点としたき裂が, 周囲に拡がることによつて進行する形態もあることが確認された.

(iv) 溶接部を起点とする破壊

Fig. 4 は, ロール径が小さくなつたため廃棄されたロールを, 硬化肉盛用複合溶接材料 (中合金マルテンサイト複合ワイヤ) で肉盛補修し, 分塊縦ロールとして, 再使用中折損したロールの折損破面状況と, レプリカ採取位置を示したものである. 図に示すごとく破面の 1 部には, 疲れき裂が発達していた. 破壊の起点を調べるため, 図に示すごとく, ボンド部および熱影響部 (HAZ) よりレプリカを採取して観察した. Photo. 11 (a) および (b) は, HAZ のフラクトグラフの 1 例で, striation および river pattern が優先し, 疲れ破壊と劈開破壊が支配的であることが確認された. Photo. 11 (c) および (d) は, ボンド部のフラクトグラフで, river pattern, 粒界割れが認められた. また, striation も存在していた.

以上の観察結果より, 本ロールの破壊は, ボンド部およびその近傍の熱影響部側より疲れが発達し, 溶接金属



(a) : Sampling position No 1, showing striation. $\times 3000$ (7/10)
 (b) : Sampling position No 5, showing striation and river pattern. $\times 3000$ (7/10)
 (c) : Sampling position No 2, showing dimple pattern. $\times 3000$ (7/10)
 (d) : Sampling position No 4, showing striation. $\times 3000$ (7/10)

Photo. 11. Fractured surfaces in the hard faced slab mill roll which was fractured by the propagation of crack initiated at the defects. The sampling position was indicated in Fig. 4.

Table 4. Relation between calculated stress concentration factor and crack length in the roll. The Stress concentration factor was obtained from the diagram shown in reference (27).

Diameter of the roll at breakage D (mm)	Effective diameter of the roll d (mm)	d/D	Notch radius r (mm)	r/D	Stress concentration factor α^*
1 150	1 148	0.998	1.15	0.001	3
"	1 140	0.99	"	"	5
"	1 130	0.98	"	"	6
"	1 120	0.98	"	"	6.7
"	1 110	0.97	"	"	7.8
"	1 100	0.96	"	"	8.6
"	1 000	0.87	"	"	11.8

* Obtained using the diagram shown in ref. 27.

および熱影響部内側に進行していったものと考えられた。

4. 考 察

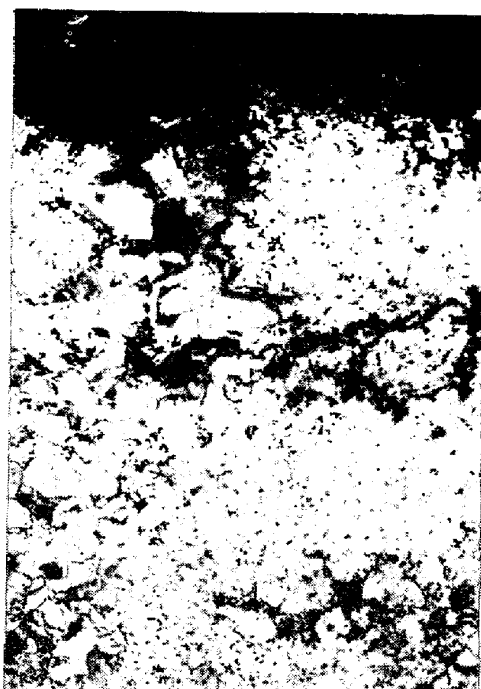
Photo. 1 に示したごとく、ロール中の cementite は、ロール表面層では、球状化焼鈍で球状化されるが、中間、中心層に進むにつれて、層状の cementite が優先してくる。pearlite が層状の場合には、疲れ強さは著しく劣化すると言われている²⁶⁾。したがってこのような破壊を防止するためには層状 cementite は球状化させ、できない場合には、層状 cementite 間隔を細かくし、地の強化を計るとともに、P, S などの粒界脆化成分を極力下げた、細粒組織にして、粒界強化を計るのが好ましい。このため、材料の焼入性は、極めて重要な因子となる。

R. E. PETERSON²⁷⁾ の Stress concentration design

factors によつて、き裂の深さが 5~75 mm の間の応力集中係数を求めた結果を、Table 4 に示す。切欠底半径 r は、熱き裂先端の形状を顕微鏡で観察した結果に基づいて決定した。ロール材の熱衝撃試験によるき裂先端部の観察結果の 1 例を Photo. 12 に示す。き裂深さが 1 mm の場合は前記の方法では決め難いので、次式にしたがつて決定した。

$$\alpha = 1 + 2\sqrt{t/r}$$

t : き裂の深さ, ρ : 切欠底半径, α : 引張および曲げの応力集中係数, すなわち $t=1, r=1$ とし, α を計算すると 3 となる。き裂先端の応力集中係数は、き裂深さが 1~5 mm でも 3~5 となる。しかし、実体ロールのき裂伝播状態を見ると、延性破面が見られることから、熱き裂先端の応力は、外部応力に上述の α を乗じた値より、小さいであろう。またき裂の数が多くなると、応力



×100 (9/10)

Photo. 12. The cross section of heat check caused by heat check test of the newly developed Ni-Cr-V cast steel slab mill roll material. ×100 (9/10)

集中係数はさらに小さくなるであろう²⁷⁾。

折損時の曲げ応力 σ は、次式によつて計算できる。

$$\sigma = M/Z$$

ここで Z は破面の断面係数で、次式であらわされる。

$$Z = \frac{\pi}{32} ab^2$$

上式の a と b は、折損破面にすでに進行していた変色したき裂部分を除外した残りのロール断面を随円と考えると、長軸を中立線としたとき a は長軸、 b は短軸を表わす。また M は曲げモーメントで、次式で示される。

$$M = \frac{E}{Z} (L - X) - \frac{F(L + b' - 2X)^2}{8b'}$$

ここで F は圧延反力、 L は支点間ロール長さ、 b' はスラブ幅、 X は支点から折損位置までの距離を表わす。また F は圧延条件から次の式で示される。

$$F \times \frac{1}{2} l \times w = AVT\eta$$

ここで $l = \sqrt{r\Delta h}$ 、 r はロール半径、 Δh は圧下量、 w は回転角速度、 A はミルモーターの消耗電流、 V は電圧、 T はトルク、 η は効率(95%)を示す。

これより求めた折損時の曲げ応力を Table 3 に示した。また変色した部分と疲れき裂部分を除いたロール断面につき、同様に断面係数を求めた場合の曲げ応力を () 内に示し、それぞれについて、静的切欠係数およ

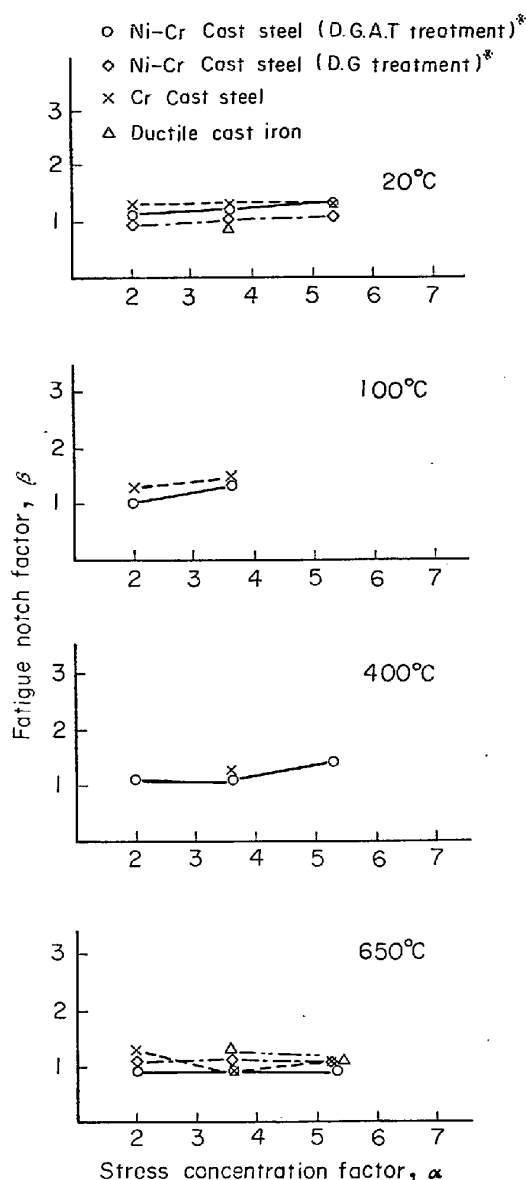


Fig. 5. Relations between stress concentration factor α and fatigue notch factor β which was obtained by the rotating bending fatigue testing of the specimens cut out from the various slab mills, at various temperatures. (※ See the treatments in Fig. 1).

び疲れ切欠係数を求めた。これより変色した破面のみが切欠きとして作用した場合の静的切欠係数 β は、1.5～7.9 となるが、滑らかな破面が切欠きとなつた場合は、1.0～3.4 となつた。また疲れ切欠係数は 1.5 以下となることが確認された。

Fig. 5 は、各種分塊ロールから採取した平滑試験片および切欠試験片につき、常温および高温の回転曲げ疲れ試験を行なつて得た切欠係数と、応力集中係数（形状係数）との関係を示したものであるが、同図より、応力集中係数のいかにかわらず、切欠係数は、1.4 以下と

なり、大型鋳鋼においては、鑄造欠陥などの内部切欠効果が大きいために、試験片形状による切欠効果が現われにくいことが確認された。

一方、Fig. 2 から明らかなごとく、疲れ破面率すなわち (100-脆性破面率) は、ロール寿命の対数とほぼ直線関係にあり、脆性破面率が少ないほど、寿命が長くなっていることから、静的切欠強さの大きい材料が、圧延トン数が多く、材料のねばさがロール寿命を決定する大きな因子であることが確認された。

5. 結 言

1. 折損破面を肉眼で観察すると、マクロ的に見て、疲れ破面 (変色した滑らかな部分)、脆性破面 (変色していない滑らかな部分)、靱性破面 (粗い部分) に分けられ、マクロ的に見て脆性破面には、*striation* が発達し、靱性破面には *river pattern* が優先していた。マクロ的に見て靱性破面は、短時間で破壊が進行した部分で、この破面率の多いものほど、ロール寿命が短く、ロール材のねばさがロール寿命を決定する 1 要因と考えられた。

2. 使用中ロール内部の欠陥を起点として疲れき裂が発達する。このき裂は疲れ破面となつて進展し、折損の直接の原因になることもある。

3. 肉盛補修した分塊縦ロールの折損破面には、ボンド部およびその近傍熱影響部に、*striation* が発達しており、これらの部分がき裂発生起点で、溶着金属およびロール内部にき裂が進展したものと考えられた。

4. 折損ロールのミクロ破面は、使用条件と密接な関係にあり、例えば熱的、機械的応力が重畳された条件下で使用される分塊ロール破面は、単純な機械的繰返し曲げ応力下で使用されるバックアップロールの破面より、各種形態の破面がより多く混在した複雑なものとなつている。また、マクロ的に見て靱性破面、脆性破面、裂れ破面が隣接している点の破面も *striation*, *dimple pattern*, *river pattern* などが混在したものであつた。

5. 実体ロール破面の折損時有効断面積と圧延曲げ応力およびロール材の疲れ強さから計算した切欠係数は、1.5 以下で、折損直前のき裂先端の応力集中係数 >10 と比べると著しく小さい。

おわりに本調査の実施にあたり御指導を賜つた、東北大学教授 須藤一博士に感謝いたします。

文 献

- 1) L. NORTHCOTT and H. G. BARON: JISI., 184 (1956), p. 385
- 2) S. J. NOESEN and H. A. WILLIAMS: Modern Casting, 51(1967), p. 119
- 3) L. F. COFFIN: Trans. ASME., 76(1954), p. 931
- 4) H. G. BARON and B. S. BLOOMFIELD: JISI., 197 (1961), p. 223
- 5) E. F. NIPPES and J. C. UY: Welding J., 46 (1967), p. 371-S
- 6) 日本機械学会: 疲れ強さの設計資料 (I), (1968), 日本機械学会
- 7) J. M. DUGAN: Iron Steel Eng., 43(1966) March, p. 93
- 8) 前川: 鋳物, 40(1968), p. 597
- 9) 楠本: 日立評論, 43(1961), p. 262
- 10) 河原: 日立評論, 鉄鋼特集号, 33(1941), p. 794
- 11) C. F. PECK, J. M. BONETTI, and F. T. MAVIS: Iron Steel Eng., 31(1954) June, p. 45
- 12) S. CERNI, A. S. WEINSTEIN, and C. F. ZOROWSKI: Iron Steel Eng., 40(1963) Sep., p. 165
- 13) 関本: 日立評論, 金属特集号, 42(1961), p. 43
- 14) 新山, 高見, 奥本, 森, 蜂須, 田中: 鉄と鋼, 53 (1967), p. 37
- 15) 歌橋, 柳沢, 蜂須, 奥本, 新山, 渡辺, 柴崎: 鉄と鋼, 51(1965), p. 39
- 16) 三ヶ島: 鋳鋼, (1954), 丸善
- 17) C. A. ZAPFFE and C. O. WORDEN: Trans. ASM., 43(1951), p. 958
- 18) C. A. ZAPFFE and M. CLOGG, Jr.: Trans. ASM., 34(1945), p. 71
- 19) W. A. SPIZIG: ASTM., STP., No 453(1968), p. 90
- 20) K. D. NAIR and I. Le MAY: ASTM., STP., No 453(1968), p. 134
- 21) A. PHILIPS, V. KERLINS, and B. V. WHITESON: Electron fractography handbook, (1965), 米国政府刊行物, AD-612912
- 22) 金井, 内堀: 鉄と鋼, 56(1970), p. 112
- 23) 三好: 富士時報, 40(1967), p. 753
- 24) 志村: 日本金属学会会報, 9(1970), p. 289
- 25) 白岩, 寺崎: 住友金属, 22(1970), p. 68
- 26) G. E. DIETER, R. F. MEHL, and G. T. HORNE: Trans. ASM., 47(1955), p. 423
- 27) R. E. PETERSON: Stress concentration design factor, (1962), p. 29, John Wiley