

ショットピーニングしたマルエージング鋼の破壊機構

永野茂憲・森山三千彦¹・川崎敬一・山元直行・津浦洋一

Mechanism of Fracture of Shot Peened Maraging Steel

Takanori NAGANO, Michihiko MORIYAMA¹, Keiichi KAWASAKI,
Naoyuki YAMAMOTO and Youichi TUURA

(Received October 2, 2006)

Abstract Rotating bending fatigue tests were carried out for a shot-peened maraging steel in order to investigate the effects of shot peening on the fatigue strength and the fracture mechanism. Fatigue strength was markedly improved by shot peening because of hardening and generation of compressive residual stress in the surface layer. Origin of fatigue fracture changed from the specimen surface at high stress levels to an inclusion in the interior of specimen at low stress levels. And at the middle stress levels, both fracture modes were observed. Consequently, the shape of S-N curve of shot-peened specimen was complex corresponding to the change of fracture mode. Fatigue strength at low stress levels, where internal fracture occurred, increased by formation of reversion austenite. This is mainly caused by the suppression effects of reversion austenite to the growth of a small crack and the intergranular crack. By formation of reversion austenite, a clear fish-eye was observed.

Keywords [Fatigue, Maraging steel, Rotating bending, Reverted austenite]

1 緒 言

近年、経済成長の鈍化に伴い、既存の機械設備を延命化して使用するという動きが産業界で見られる。これを実現するためには、機械要素の余寿命を正確に把握する必要がある。一方、軽薄短小という時代の要請から多用されてきた高強度材料において、二段折れ曲り現象があることが報告されている¹⁾。これによれば、疲労限度として知られる通常の応力よりも低い応力レベルにおいて 10^7 回を超える寿命域で破断が生じる。こうした破壊が疲労限度以下で生じるとすれば、これまでの疲労設計手法や余寿命予測に与える影響は大きい。また、この原因とし

て材料内部の非金属介在物を起点としたフィッシュアイ形の破壊が知られているが、フィッシュアイそのものに対する詳細な観察はそれほど多くない。

一方、マルエージング鋼は、バルク材として最高強度を有する材料であるが、他の高強度材と同様に疲労限度比は低くその向上が大きな課題である。著者らは、本鋼の疲労特性改善を目的に組織的観点から逆変態オーステナイトの影響を^{2, 3)}、また表面改質によるアプローチとしてショットピーニング^{4, 5)}の影響、さらに逆変態オーステナイトとショットピーニングを組み合わせた場合の疲労特性⁶⁾を調べ、これらの処理が疲労強度改善に有効であることを明らかにした。しかしその際の疲労機構につい

¹ 第一工業大学

ては不明な点がいくつか残されている。

そこで本研究では、ショットピーニングしたマルエージング鋼の表面及び内部破壊域における疲労特性に及ぼす逆変態オーステナイトの影響を、破面の特徴および破壊機構の点から検討した。

2 材料および実験方法

2.1 供試材料および熱処理

供試材の化学成分を表1に示す。マルエージング鋼の溶体化処理は真空中に1123Kで5.4ks保持後、空冷して行った。時効処理にはソルトバスを用い、時効後空冷した。図1に時効硬化曲線と疲労試験に採用した時効処理条件を示す。逆変態オーステナイトが生成しない時効条件は、753K-48ksとした。この条件は十分高硬度であり、最高レベルの疲労強度と顕著なショット効果が得られる。これに対し逆変態オーステナイトが生成する時効処理条件としては、ほぼ同じ硬さで $\gamma=2\%$ になる783K-48ksを選んだ。逆変態 γ 量の2%は非ショットピーニング材の疲労限度が最高になる条件⁷⁾であり、ショットピーニング材でも疲労強度向上が期待できると考えた。この時効処理によって得られた機械的性質を表2に示す。

図2に疲労試験片の形状を示す。両端の把み部は予め $\phi 9.0\text{mm}$ で溶体化処理したあと、熱処理ひずみを除去するため、 $\phi 8.8\text{mm}$ に旋削仕上げして疲労試験片とした。また溶体化前に $\phi 5\text{mm}$ に仕上げた中央試験部はそのあと機械加工することなく、そのまま時効処理に供し、時効後#300~1500のエメリーパーパー仕上げをしたあと、ショットピーニング処理を行った。また疲労試験はショットピーニング材と非ショットピーニング材の疲労強度を比較するため、753K-48ks時効材を25 μm 程度電解研磨した試料についても行った。

2.2 ショットピーニング処理条件

時効処理のあと、疲労試験片中央部へショットピーニング処理を施した。表3にショットピーニング条件を示す。単独のショットピーニングでは $\phi 0.3$ 、 1.1mm 粒を用い、ダブルショットピーニングの場合第一段目のピーニングでは $\phi 1.1\text{mm}$ 粒を、第二段目のピーニングでは $\phi 0.05\text{mm}$ の超硬微粒子を用いた。

ショット粒硬さは、Hv700を用い、 $\phi 0.05$ 、 0.3 、 1.1mm 鋼粒を用いた単独のショットピーニングでのアークハイト値は、 0.075 、 0.230 、 0.430mmA であった。ダブルショットピーニングで用いた超硬

微粒子は、最近開発されたショット粒で硬さはHv1400、比重は14と硬く重いので、高いピーニング

Table 1 Chemical composition (mass%)

Grade	C	Si	Ni	Mo	Co	Ti	Al	Fe
300	0.005	0.05	18.72	5.0	8.94	0.92	0.12	Bal

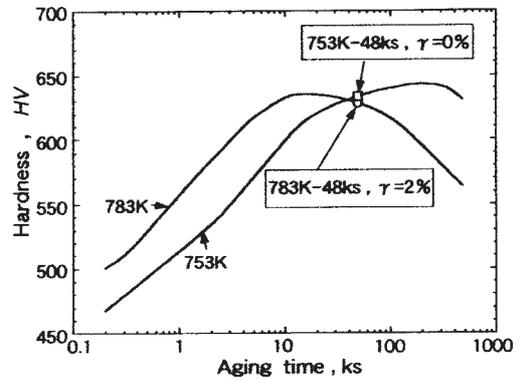


Fig.1 Change in hardness with aging time

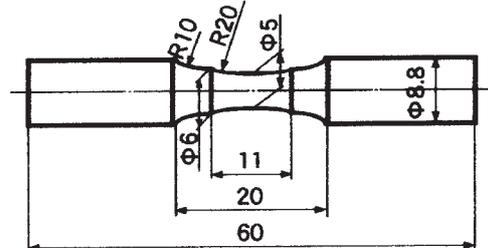


Fig.2 Shape and dimensions of specimen

Table 2 Mechanical properties

Aging condition	Hv	Reversion	$\sigma_{0.2}$	σ_B	σ_w	δ
		austenite γ vol. %				
753K-48ks	634	0	2073	2156	600	8.5
783K-48ks	630	2	2048	2128	630	7.6

Table 3 Shot peening treatment conditions

Blasting equipment		Air type		
Shot	Material	Size (mm)	Hardness	Specific gravity
		Steel	$\phi 0.3$, $\phi 1.1$ $\phi 0.05$	Hv=700 Hv=1400
Blasting		Single shot	Double shot	
	Shot size(mm)	$\phi 0.3$	$\phi 1.1$	$\phi 1.1$, $\phi 0.05$
	Arc height (mm A)	0.230	0.735	0.735, 0.060
	Time (sec)	6	12	12, 6
	Pressure (MPa)	0.3	0.3	0.3
	Distance (mm)	180		
	Coverage(%)	300		

効果が期待できる⁸⁾。投射方式はすべて空気式を採用し、カバレッジはすべて300%とした。

2.3 硬さ分布、残留応力分布および表面粗さの測定

ショットピーニング効果を判定するため、硬さ分布と残留応力分布を求めた。硬さ測定は、表面付近での微小な硬さ変化を正確に把握するため、試料表面から30°傾斜した方向に切断し、その断面を微小ビッカース硬度計で測定した。表面粗さ測定は針採用し、カバレッジはすべて300%とした。

2.4 硬さ分布、残留応力分布および表面粗さの測定

ショットピーニング効果を判定するため、硬さ分布と残留応力分布を求めた。硬さ測定は、表面付近での微小な硬さ変化を正確に把握するため、試料表触式の粗さ計を用い、最大高さRy値を5ヶ所測定し、その平均値を求めた。

残留応力分布の測定にはX線を用い、平行ビーム法で行い、応力は試料の長手方向を測定した。X線で応力を測定する表面は、線源から距離の等しい平面の方が、φ5mmの曲面よりも測定精度が高いため、疲労試験部の直径よりわずかに大きいφ6mm×60mmの試料を作り、測定部はフライス加工で丸棒表面を深さ0.5mm切削して、丸棒に平坦部を持つ試料とした。これに疲労試験片と同じ熱処理およびショットピーニングを施し、残留応力測定試料とした。X線の照射部は、2×4mmのビームを受けるようにテープで限定し、応力を測定した。応力測定はsin²ψ法を用い、最小二乗法でまとめた。

2.5 疲労試験と破面観察

疲労試験には小野式回転曲げ疲労試験機（容量：14.7N・m、回転数：3000 rpm）を用い、室温、大気中で行った。打ち切り繰返し数は、長寿命域までの疲労強度を調べるため、N=10⁸回とした。疲労破面の観察はSEMで行った。

3 実験結果および考察

3.1 硬さ分布、残留応力分布および表面粗さに及ぼすショットピーニングの影響

図3は、各ショットピーニング処理材の試験片表面の状態を示すSEM写真と、最大粗さRyを示している。ショットの粒径が大きい程表面は粗く、また逆変態オーステナイトが存在すると表面は粗くなる。しかし表面が粗くても微細な超硬ショット粒を

用いてダブルショットピーニング処理を行えば、大幅な平滑化が可能であることがわかる。このことは疲労強度、とくに切欠感度に敏感な高強度鋼の疲労強度においては重要な意味を持つ。

図4は、各ショットピーニング処理材の断面にお

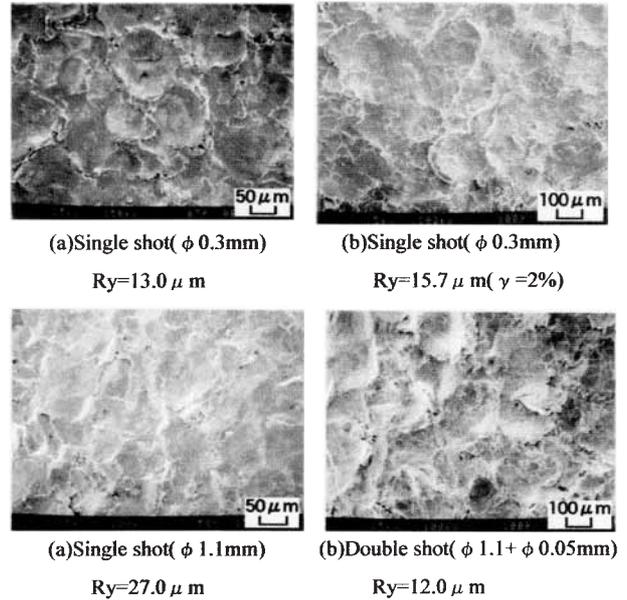


Fig.3 Scanning electron micrographs showing the shot peened surface

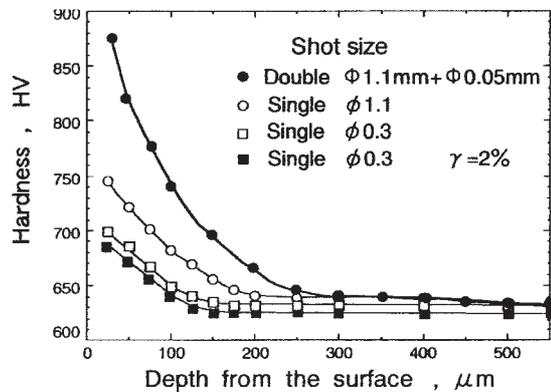


Fig.4 Hardness distribution

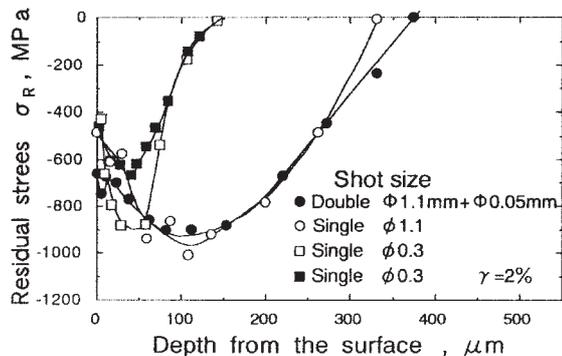


Fig.5 Distribution of residual stress

ける硬さ分布を示している。いずれの材料でもショットピーニング処理により表面は硬化し、その硬化度および硬化深さはショット粒径が大きい程大きい。これらの傾向に対する逆変態オーステナイトの影響は、硬化度の減少として現れている。ダブルショットピーニング処理を行えば、表面の硬化量は増加している。

図5は、各ショットピーニング材の断面における残留応力分布を示している。いずれの条件でもショットピーニング処理により表面層には圧縮の残留応力が発生し、そのピーク位置は極表面よりやや内部にある。残留応力値の大きさと深さはショット粒径が大きい程大きく、硬さ分布の傾向と同様の傾向を示している。逆変態オーステナイトが存在すると残留応力値は小さくなる。

更にダブルショットピーニング処理を行えば、一段目のショットによる残留応力分布と二段目のショットによるそれがちょうど積重ねた形の残留応力分布になり、高い圧縮の残留応力の分布域が表面において広がっている。この効果は表面き裂の発生および成長に対する抵抗として有効に作用するものと考えられる。

3.2 S-N曲線

図6に、 $\phi 0.3\text{mm}$ 粒と $\phi 1.1\text{mm}$ 粒による単独ショットピーニング処理とダブルショットピーニング処理材のS-N曲線を示す。

S-N曲線は高強度鋼や表面改質材にみられるよ

	Fracture mechanism		
	Surface	Surface + Internal	Internal
Single $\phi 0.3\text{mm}$	□	■	■
Single $\phi 1.1\text{mm}$	△	▲	▲
Double $\phi 1.1\text{mm} + \phi 0.05\text{mm}$	○	●	●
Single $\phi 0.3\text{mm}(\gamma=2\%)$	◇	◆	◆

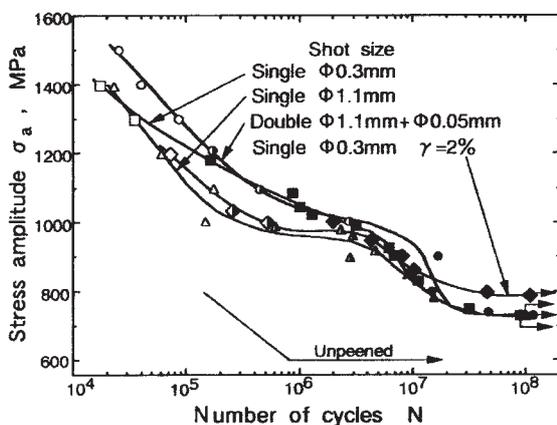


Fig.6 S-N curves

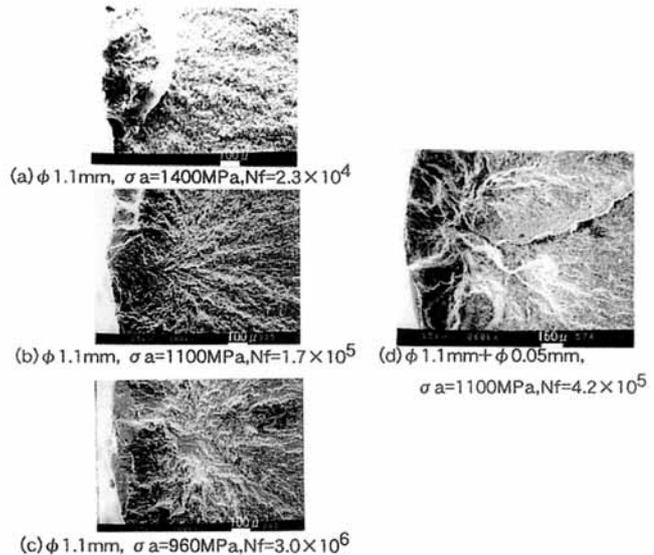


Fig.7 Fractographs showing the fatigue fracture surface ($\phi 1.1\text{mm}$)

うな二段折れ曲がり示している。いずれのショット条件でも、ショットピーニング処理により疲労強度は大幅に増大している。そして単独ショットの場合、ショット粒径が大きい程、また逆変態オーステナイトが存在する程疲労寿命 N_f は低くなる。すなわち、高応力、短寿命域で N_f は $\phi 1.1\text{mm} < \phi 0.3\text{mm}$ ($\gamma=2\%$) $< \phi 0.3\text{mm} < \phi 1.1\text{mm} + \phi 0.05\text{mm}$ 粒の順となりダブルショットピーニング処理のものが疲労強度が一番高い。また、低応力・長寿命域ではショット粒径の影響は小さくなり、 $N_f=10^7$ 回以上ではほとんど差はみられないが、逆変態オーステナイトが存在すると疲労強度は高くなる。データのばらつきに注目するとダブルショットピーニング処理のものは、単独のものに比べばらつきは小さい。

3.3 破面観察

図7に $\phi 1.1\text{mm}$ 粒のショットピーニング材の破面写真を示す。高応力下では表面を起点とする表面き裂支配の完全な表面破壊 (a) を呈し、低応力域では内部の介在物を起点とするフィッシュアイ破面を持つ完全な内部破壊 (c) であり、中間の応力域では表面と内部き裂が同時に伝ばして破壊に至る混合破壊 (b) が生じている。

図6中に示されている白抜き印、半黒印および黒塗印の各記号は図中で示した破壊機構の違いで区別し、それぞれ表面破壊 (図7 (a))、表面と内部の混合破壊 (図7 (b))、そして内部破壊 (図7 (c)) を意味している。図7 (d) はダブルショットピーニング処理の場合のフラクトグラフィで同じ応力レベルであっても $\phi 1.1\text{mm}$ 粒による単独シ

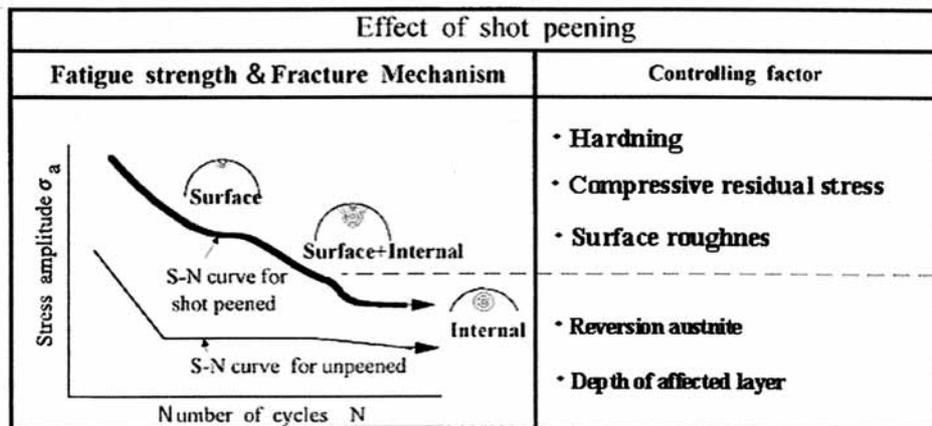


Fig.8 Effect of shot peening on fatigue strength and fracture mechnism

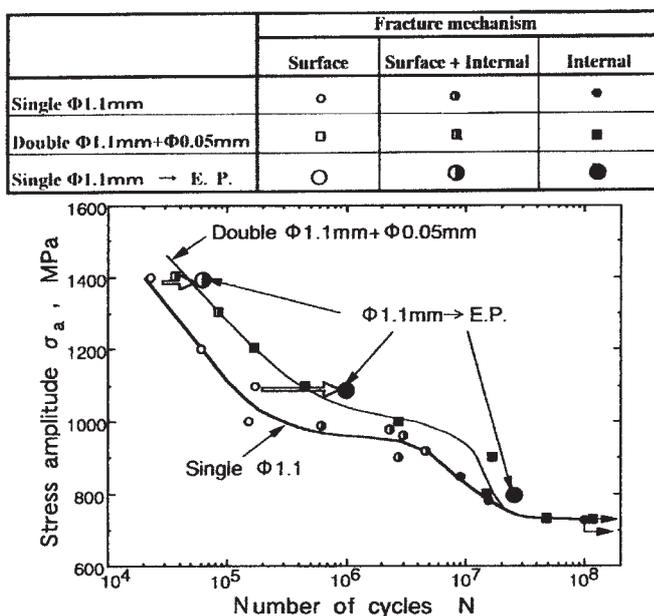


Fig.9 Effect of surface roughness on fatigue strength

ショットピーニング処理に比べ、ダブルショットピーニング処理では混合破壊が内部破壊へと変化している。つまりダブルショットピーニング処理を行えば、同じ応力レベルでも混合破壊は完全な内部破壊になる傾向が認められた。

3.4 S-N 曲線の形状と破壊機構の関係

図8は、ショットピーニングによる疲労強度の上昇と S-N 曲線の形状を、破壊機構との関係で模式的に示したものである。前述のように、ショットピーニング処理を行えば、硬化と圧縮の残留応力が生じ疲労強度は大幅に上昇する。一方ショットピーニング処理により表面は損傷を受けると同時に表面粗さが切欠効果としてき裂発生を早め、疲労強度低下の原因となる。表面の損

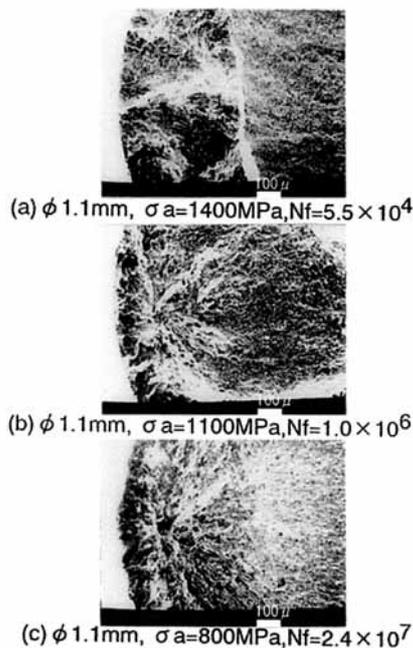


Fig.10 Fracture surface ($\phi 1.1\text{mm} \rightarrow \text{E.P.}$)

傷や粗さの影響は、内部破壊となる低応力域の場合ほとんど考慮する必要はないが、表面破壊が生じる応力域の場合影響は大きく、表面の損傷や粗さは大きなショット粒程大きい。これらのことがショット鋼粒の寸法が大きい程強度上昇が小さくなった主な理由であり、これに加え前述した圧縮の残留応力のピーク値は鋼粒が大きい程深いことも関係しているものと考えられる。また S-N 曲線が二段折れ曲がりに類似した形状となったのは、従来から指摘されているように、破壊機構が応力レベルの低下に伴い表面破壊から内部破壊に遷移したためであり、明瞭な折れ曲がりとならないのは混合破壊が存在するためであると考えられる。また、内部破壊が生じる領域においては、逆変態オーステナイトを存在させることにより内部破壊に対する疲労強度は上昇する。

3.5 高応力域の疲労強度について

単独のショットピーニングの場合、 $\phi 1.1\text{mm}$ 粒が $\phi 0.3\text{mm}$ 粒よりも疲労強度が低くなっている。この理由としてショット粒径が大きければ、残留応力のピーク値は高く、深さも大きい、表面付近では低くなることと表面粗さが大きくなることから考えられる。そのことを検証するため、 $\phi 1.1\text{mm}$ 単独ショット材の表面を約 $100\mu\text{m}$ 電解研磨し、表面付近の残留応力の低下と表面粗さの影響を取り除いて疲労強度を調べた。その結果を図9に示す。この試料では図4と図5の硬さと残留応力の分布から推定して、 $100\mu\text{m}$ 表面層が取り除かれていることによって、表面硬さは低いが残留応力は最表面が 900MPa 程度の圧縮残留応力があり、電解研磨により、表面粗さが $Ry=3.5\mu\text{m}$ に低減し、高い疲労強度を示している。すなわち、表面粗さと圧縮残留応力が疲労強度向上に大きな影響をおよぼしていることがわかる。

図10は上述の $\phi 1.1\text{mm}$ 粒ショット材に電解研磨を施した場合の破面を観察したものである。とくに $\phi 1.1\text{mm}$ 単独ショット粒において、混合破壊を示していた応力域(図7(b))では、完全な内部破壊(図10(b))へ遷移していることが、上述の事を裏付けている。

前述のダブルショットピーニング処理の場合(図7(d))、この電解研磨材と同様な現象が生じていると考えられる。つまり、小さなショット粒を第二段目に使用することにより表面粗さが改善され、さらに残留応力のピークは表面に近くなるので、第二段目に微小粒子の粒を用いるダブルショットピーニング処理の残留応力分布は、第一段ピーニングで形成された残留応力に第二段ピーニング処理の残留応力を上乗せした応力分布になり、表面近傍の圧縮残留応力値が改善される。表面き裂の成長が材料を破壊に導く場合、表面近傍における圧縮の残留応力

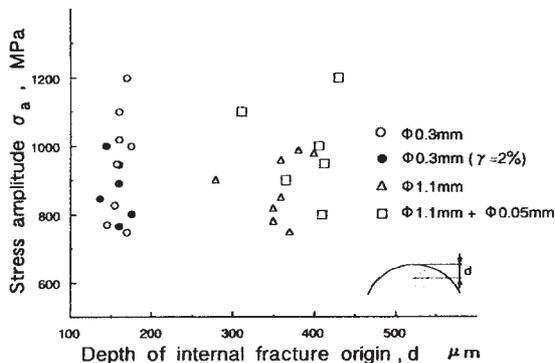


Fig.11 Depth of the fish-eye center from the surface

が高いほど疲労き裂の伝ばは抑制され⁹⁾、疲労寿命は長くなるので第二段目のピーニング処理による残留応力分布の改善は疲労強度向上に有効に作用する。

以上述べたように、ダブルショットピーニング処理により表面は粗さ、硬化および残留応力のすべてで改善される。このことが表面破壊を起こす領域で、疲労強度上昇とばらつきの減少が生じた理由であり、また混合破壊が内部破壊へ変化した理由である。

3.6 低応力域の疲労強度について

次に内部破壊が生じる場合の疲労強度がショットピーニング条件の影響をほとんど受けない理由について検討する。

図11は、内部破壊の起点となった位置を、ショットピーニング処理条件別に示したものである。破壊の起点はすべての粒径において、残留応力および硬化量がほぼゼロに近くなる深さ(図4、5)に対応しており、逆変態 γ や第二段ピーニング処理の有無では、破壊起点位置の違いは見られない。また、 $\phi 0.3\text{mm}$ 粒の場合は逆変態 γ があると 1000MPa 以上で内部破壊がなくなり、 $\phi 1.1\text{mm}$ 粒の場合はダブルショット処理を行うことにより 1000MPa 以上で内部破壊が存在するようになる。

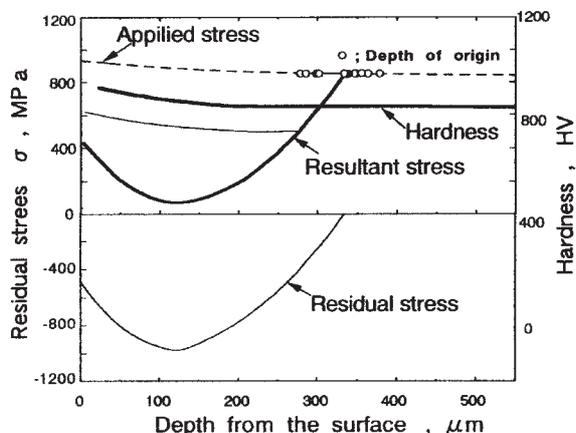


Fig.12 Relationship between stress gradient and internal fracture origin ($\sigma_a=900\text{MPa}$ 、 $\phi 1.1\text{mm}$)

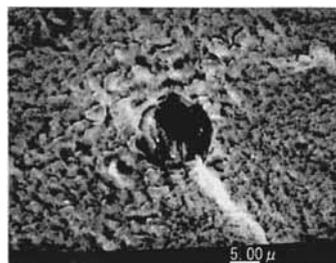


Fig.13 Fractograph showing fish-eye structure ($\phi 0.3\text{mm}$ 、 $\sigma_a=740\text{MPa}$ 、 $N_f=3.6 \times 10^7$ cycles)

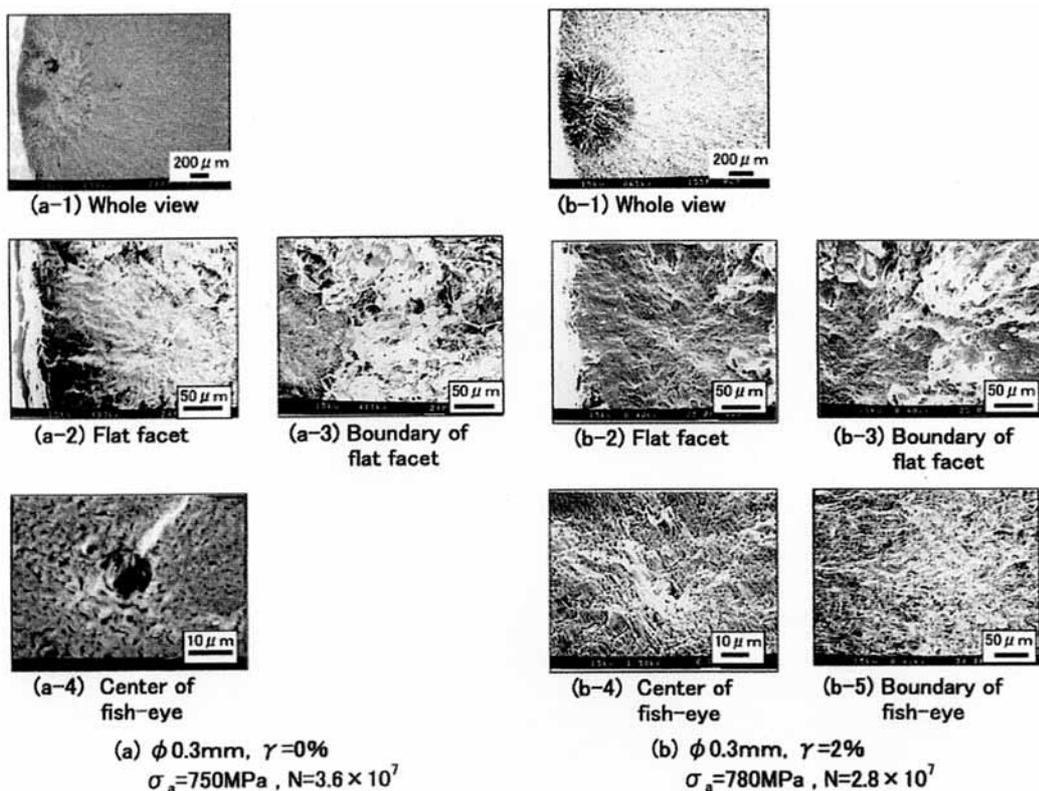


Fig.14 SEM photographs of fracture surface

図 1 2 は、内部破壊起点と応力勾配の関係 ($\sigma_a=900\text{MPa}$) を示したものである。このように破壊の起点は、硬化量がほぼゼロで合力が最大となる領域に対応する。また、ショット粒径が大きい程硬化および残留応力のいずれも大きくなり、それに関連してき裂の発生箇所は深くなるため起点位置の応力は、応力勾配のため小さくなる。それにも関わらず疲労強度がすべてのショットピーニング処理条件下でほぼ等しくなっている。

村上らは SCM435 材や S45C 材の超長寿命域における破面観察から、内部き裂の初期伝ばに水素の影響を指摘し、通常の応力繰返しでは伝ばできない力学的厳しさでも水素脆化との連成でき裂は不連続に徐々に伝ばし、安定成長可能な力学的条件になってはじめて繰返しに対応するき裂伝ばになるとしている¹⁰⁾。水素の関与の根拠としたダークエリアと称する起点周辺の粗い破面は塩沢ら (ファセットと表現)¹¹⁾、や中島ら⁹⁾も同様に観察している。そこで今回の疲労寿命にショット条件の影響が認められない長寿命域におけるフィッシュアイ破面の中心を詳細に観察した。その例を図 1 3 に示す。破壊の起点となる介在物の周囲には村上らが指摘した粒状の破面が観察された。

以上のように、内部破壊の場合も、表面破壊と同様に、疲労寿命の多くはき裂発生と初期伝ば寿命で支配されるものと考えられる。したがって、全寿命

の多くがき裂発生と初期伝ば寿命に支配されたため、ショットピーニング条件の違いによる硬さや残留応力の違いが疲労寿命にほとんど影響しなかったといえる。このことが、内部破壊が生じる場合の疲労強度がショットピーニング条件の影響をほとんど受けない理由である。

次に内部破壊が生じる場合の疲労強度が逆変態オーステナイトの存在により上昇した理由について検討する。図 1 4 に逆変態 γ の有無によるフィッシュアイ破面の比較を示す。

ODA は、両方とも介在物の周囲において観察される (図 14 (a-4)、(b-4))。この ODA の大きさは $\gamma=2\%$ の場合、 $\gamma=0\%$ の結果と比較して減少している。また、 $\gamma=0\%$ の場合、表面き裂に変わる試料表面付近の表面破壊と内部破壊の境界が明確ではないことから、内部き裂が急速に加工硬化層を伝ばしたことを示唆している (図 14 (a-2))。一方、 $\gamma=2\%$ では、この境界が明瞭である。しかし、フィッシュアイ境界の内部と外部の間には、破壊のメカニズムにおける相違がみられず、き裂が境界を越えて内部のき裂として伝ばしている (図 14 (b-5))。それらのことから、内部き裂がこの境界を越えて表面き裂となったとき、外側に楕円形の明瞭なフィッシュアイが形成されたと思われる。結果として、内部き裂の伝ば寿命は $\gamma=0\%$ より $\gamma=2\%$ が長くなり、疲労寿命も長くなっ

たともと考えられる。つまり、これはき裂発生および伝ば経路となる組織境界に逆変態 γ が分布し¹²~¹⁴、それがき裂の発生と伝ばを抑制した^{7, 15, 16}と考えられる。

以上の結果より、長寿命域における内部破壊に水素の関与が示唆された。一般に水素の溶解度が大きく、拡散速度が小さい面心立方格子の場合、体心立方格子の合金より水素脆化は生じにくい¹⁷。マルエージング鋼では組織境界がき裂の起点となることが多い²が、面心立方格子構造をもつ逆変態オーステナイトは粒界やブロック、ラス境界にも分散して分布しているので組織境界における水素脆化の感受性を低下させ、疲労強度上昇に寄与したことが図14の違いに現れている。

4 結 言

表面改質処理法の一つであるショットピーニング処理をマルエージング鋼に施し、繰返し数 $N=10^8$ 回までの長寿命域にわたる疲労特性と破壊機構に及ぼす応力レベルの影響について検討した。得られた結論を要約すると以下のようになる。

- (1) ショット粒径が大きい程、表面あらはは粗く、硬化率は高い。また残留応力分布は、ショット粒径が大きいほど最大圧縮応力は大きく、その位置は深くなる。
- (2) 逆変態オーステナイトが存在すると表面粗さは大きく、硬化および残留応力は小さくなる。
- (3) 破壊機構は応力レベルにより異なり、応力レベルの低下に伴い、表面破壊、表面と内部の混合破壊そして完全な内部破壊に変化する。
- (4) ダブルショットピーニング処理により、内部破壊が生じる領域が広がる。
- (5) 短寿命域においては、ショット粒径が小さい程、硬化および残留応力のいずれも小さいが、表面粗さが小さいことと極表面の高い圧縮残留応力のために疲労強度は高くなる。一方、低応力域の場合は、内部破壊を呈し、ショットピーニング処理条件の違いによる疲労強度への影響はみられない。

謝 辞

この研究で行っているショットピーニング処理は、すべて新東工業株式会社の協力のもとに行われました。ここに感謝の意を表します。

参 考 文 献

- 1) Y. Murakami, T. Nomoto and T. Ueda : Factors influencing the mechanism of superlong fatigue failure in steels, *Fat. Fra. Eng. Mat. Struct.* 22, pp. 581-588, 1999
- 2) 永野茂憲, 皮籠石紀雄, 森山三千彦: マルエージング鋼の疲労き裂の発生及び伝ばに及ぼす逆変態オーステナイトの影響, *日本機械学会論文集*, 69-678(A), pp. 633-639, 2003
- 3) 永野茂憲, 皮籠石紀雄, 森山三千彦, 西谷弘信, 近藤英二: マルエージング鋼の疲労における切欠感度に及ぼす逆変態オーステナイトの影響, *日本機械学会論文集*, 68-676(A), pp. 1724-1729, 2002
- 4) 森山三千彦, 永野茂憲, 皮籠石紀雄, 高木節雄, 長島悦一: 18%Niマルエージング鋼の疲労強度に及ぼすショットピーニングの影響, *日本機械学会論文集*, A-65, pp.2267-2273, 1999
- 5) 森山三千彦, 永野茂憲, 皮籠石紀雄, 高木節雄, 長島悦一: 超硬微粒子球を用いたダブルショットピーニングによる18%Niマルエージング鋼の疲労強度, *日本機械学会論文集*, A-67, pp.711-718, 2001
- 6) 森山三千彦, 永野茂憲, 皮籠石紀雄, 高木節雄: ショットピーニングしたマルエージング鋼の疲労強度に及ぼす逆変態オーステナイトの影響, *材料*, 50, pp.1126-1132, 2001
- 7) 森山三千彦, 高木節雄, 皮籠石紀雄: 300ksi級18Niマルエージング鋼の疲労特性に及ぼす時効条件および逆変態オーステナイトの影響, *材料*, 49, pp. 631-637, 2000
- 8) 伊藤俊郎: ショットピーニングの新しい利用法, *熱処理*, 39, pp. 128-134, 1999
- 9) 中島正貴, 酒井達雄, 清水利弘: 高強度鋼SUJ2におけるFish-eye破壊過程の観察, *日本機械学会論文集*, 65-640(A), pp. 2504-2510, 1999
- 10) 村上敬宜, 野本哲志, 植田徹, 村上保夫, 大堀学: SEMAFM破面観察による超長寿命疲労機構の考察, *材料*, 48, pp. 1112-1117, 1999
- 11) 塩澤和章, 光谷広太郎, 茂島博司: 高炭素クロム軸受鋼のS-N曲線と内部き裂発生挙動, *日本機械学会2000年次大会講演論文集*, No. 00-1, pp. 37-38, 2000
- 12) 田村今男: 鋼のオーステナイト化過程と塑性加工の効果, *材料*, 32, pp. 1-5, 1983

- 13) 坂本庸晃, 杉本公一, 宮川大海 : 9%Ni鋼の低温じん性と逆変態オーステナイトの挙動, 鉄と鋼, 67, pp. 2172-2179, 1981
- 14) 中川英樹, 宮崎亨 : マルテンサイト系析出硬化型ステンレス鋼の疲労特性に及ぼす残留および逆変態オーステナイトの影響, 熱処理, 38, pp. 219-224, 1998
- 15) C. Bathias : Fatigue Crack Propagation in Martensitic and Austenitic Steels, Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., 22, pp.559-565, 1999
- 16) 小林光征, 北郷隆, 杉山五久夫 : 18Niマルエージング鋼の回転曲げ疲労き裂の進展抵抗, 日本機械学会論文集, A-49, pp. 699-707, 1983
- 17) 日本材料学会編, “材料の腐食と防食の工学”, 日本材料学会, pp. 73, 1975