ショットピーニングしたマルエージング鋼の内部破壊機構[†]

皮籠石 紀 雄* 永 野 茂 憲** 森 山 三千彦***
大 園 義 久**** 近 藤 英 二*****

Mechanism of Internal Fracture of Shot Peened Maraging Steel

by

Norio KAWAGOISHI*, Takanori NAGANO**, Michihiko MORIYAMA***,
Yoshihisa OHZONO**** and Eiji KONDO*****

Rotating bending fatigue tests were carried out for a shot peened maraging steel in order to investigate the influence of reverted austenite on the internal fracture. Fracture initiated from an internal inclusion regardless of the formation of reverted austenite in long life region, while fracture occurred from a rough surface of specimen in short life region. Although fatigue strength was decreased when surface fracture occurred, that for an internal fracture was increased conversely by the formation of reverted austenite. Many intergranular cracks generated after the formation of flat facets around an inclusion and then fractured by the growth of a surface crack in case of no reverted austenite, while by the formation of reverted austenite intergranular cracking was suppressed and the growth process of an internal crack presented after intergranular cracking. Consequently, an orbit trace was formed clearly at the boundary between the growth of an internal crack and that of a surface crack.

Key words: Fatigue, Maraging steel, Shot peening, Rotating bending, Internal fracture, Reverted austenite, Intergranular crack

1 緒 言

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。しかし、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^{1)~4)}また表面改質によるアプローチとして窒化^{5), 6)}とショットピーニング^{7), 8)}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⁹⁾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ては不明な点がいくつか残されている。例えば、逆変態オーステナイトの生成とショットピーニングを組み合わせた場合、多くの表面改質材と同様に、短寿命域では表面破壊が、長寿命域では内部破壊が起こるが、疲労強度に対する逆変態オーステナイトの影響として、表面破壊域では疲労強度は減少し、内部破壊域では逆に強度上昇が生じた。また、内部破壊は逆変態オーステナイトの生成の有無に関係なく介在物を起点に発生し、その周囲に平坦な破面を形成した後旧オーステナイト粒界割れが生じて破壊するが、逆変態オーステナイトを生

成させた場合、旧オーステナイトの粒界割れの外側にさらにだ円状の痕跡が形成され、逆変態オーステナイトの生成の有無で異なった巨視的な破面を呈していた。⁹⁾

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、試験片および実験方法

供試材は、18%Ni マルエージング鋼である。化学成分 (mass%) は、0.005%C, 0.05%Si, 0.01%Mn, 18.47%Ni, 5.14%Mo, 9.09%Co, 0.89%Ti, 0.11%Al, Bal.Fe である。素材に1123K, 5.4ksの溶体化処理を行った後、硬さはほぼ同じで逆変態オーステナイト (以下 γ と記す) の量が0と2%になるように、垂時効材として753K, 48ks ($\gamma = 0\%$)、過時効材として783, 48ks ($\gamma = 2\%$) の条件で時効処理した。Fig. 1は両時効温度における時効硬化曲線である。以下各材を、 $\gamma = 0\%$ 材、 $\gamma = 2\%$ 材と呼ぶ。時効後の機械的性質は、 $\gamma = 0\%$ 材で0.2%耐力: 2065MPa, 引張強さ: 2151MPa, 断面収縮率: 47%, 硬さ: HV634, $\gamma = 2\%$ 材で0.2%耐力: 2043MPa, 引張強さ: 2128MPa, 断

[†] 原稿受理 平成18年1月25日 Received Jan. 25, 2006

* 正 会 員 鹿児島大学工学部機械工学科 〒890-0065 鹿児島市郡元町, Dept. of Mech. Eng., Faculty of Eng., Kagoshima Univ., Korimoto-cho, Kagoshima, 890-0065

** 正 会 員 都城工業高等専門学校機械工学科 〒885-8567 都城市吉尾町, Dept. of Mech. Eng., Miyakonojo National College of Tech., Yoshio-cho, Miyakonojo, 885-8567

*** 正 会 員 第一工業大学機械工学科 〒899-4395 霧島市国分中央, Dept. of Mech. Eng., Daiichi Univ., College of Tech., Kokubuchuo, Kirishima, 899-4395

**** 鹿児島大学機器分析センター 〒890-0065 鹿児島市郡元町, Center of Instrumental Analysis, Kagoshima Univ., Korimoto-cho, Kagoshima, 890-0065

***** 鹿児島大学工学部機械工学科 〒890-0065 鹿児島市郡元町, Dept. of Mech. Eng., Faculty of Eng., Kagoshima Univ., Korimoto-cho, Kagoshima, 890-0065

Fig. 1 Aging curves.

Fig. 2 Shape and dimensions of specimen.

面収縮率：52%，硬さ：HV627である。

Fig. 2に試験片の形状および寸法を示す。疲労試験は、ペーパー研磨後ショットピーニング処理したものと電解研磨したもので行った（以下、それぞれSP材とEP材と呼ぶ）。ショットピーニングは、ショットサイズφ0.3mmとφ0.6mmの鋼球（HV700）を用いてそれぞれアークハイト0.23mmA、0.43mmA（カバレッジはいずれも300%）の条件で行った。疲労試験は小野式回転曲げ疲労試験機（容量：15N・m、回転数50Hz）を用い、室温、大気中で行った。

Fig. 3 Surface state of shot peened specimen.

3 実験結果および考察

3・1 表面性状とS-N曲線

Fig. 3は、SP材の試験片表面の状態を示している。ショット球φ0.3mmとφ0.6mmのいずれも表面粗さは時効後の硬さがやや低いγ=2%材の方が多少大きい。

Fig. 4に、SP材の硬さおよび残留応力分布を示す。硬さと圧縮残留応力の大きさはγ=0%材よりγ=2%材の方がやや小さいが、硬さがほぼ一定になる深さと残留応力がゼロとなる深さはγの有無に関係なくほぼ同じである。なお、残留応力は試験片の曲面を一部平面に加工し、ショットピーニングを施した面で、X線法を用い測定したが、⁹⁾電解研磨で生じた応力解放に対する補正は行っていない。

Fig. 5に、γ=0%材とγ=2%材のSP材におけるS-N曲線を示す。同図には比較として、γ=0%の場合のEP材の結果も実線のみで示してある。また、図中黒塗り印は内部破壊したことを示している。

Fig. 6に、SP材の巨視的破面写真をショット球φ0.3mmの結果を例に示す。Figs. 5, 6からわかるように、ショットピーニングにより疲労寿命は大幅に増加する。そして、多くの表面改質材^{10), 11)}と同様、高応力域では表面破壊が、低応力域では内部破壊が起こるが、両域で疲労寿命に対するγの影響は異なる。すなわち、γにより疲労寿命は、前者では減少し、後者では逆に増加している。表

Fig. 4 Distributions of hardness and residual stress.

Fig. 5 S-N curves.

 Fig. 6 Fracture surfaces ($\phi 0.3\text{mm}$).

面破壊域で $\gamma=2\%$ 材の疲労寿命が減少したのは、硬さが低く、また表面粗さが大きいことに起因しているものと考えられるが、内部破壊域の場合硬さ、圧縮残留応力のいずれも $\gamma=2\%$ 材の方が小さいにもかかわらず疲労寿命は長い。

3・2 内部破壊の過程と疲労寿命

上述したように、疲労寿命に及ぼす γ の影響は、表面から破壊する場合と内部から破壊する場合で異なる。そこでまず、内部破壊機構を詳細に調べ、内部破壊域で $\gamma=$

 Fig. 7 Fracture surfaces ($\phi 0.3\text{mm}$).

2% 材の方が長寿命となった理由について検討する。

Fig. 7 に、SP 材で内部破壊した場合の破面の詳細写真をショット球 $\phi 0.3\text{mm}$ の結果を例に示す。 γ の有無に係わらず介在物を起点にき裂は発生したが、破面の特徴は γ の有無により異なっている。すなわち、 $\gamma=0\%$ 材の場合、介在物周囲に平坦な破面（微視的にはラス状割れ^{12)~14)}を形成した後旧オーステナイトの粒界割れが生じ、表面き裂の伝ばに変化してから破壊している。これに対し、 $\gamma=2\%$ 材の場合、 $\gamma=0\%$ 材の場合と同様の過程で粒界割れが生じるがその範囲は狭く、その後もラス状割れによる内部き裂の伝ば過程があり、だ円状の痕跡を残して表面き裂に変化してから破壊している。すなわち、 γ により旧オーステナイトの粒界割れが抑制されたことがわかる。そして、だ円状の痕跡の境界域では旧オーステナイトの

粒界割れとラス状割れが混在した破壊から多少破面単位が変化しており, おそらくブロック割れあるいはパケット割れに変化したものと考えられる. なお, すべての破面でストライエーションは確認されなかった. 以上のように, $\gamma = 2\%$ 材におけるだ円状の痕跡は, 内部き裂と表面き裂の境界として形成されており, 一般にみられる内部破壊におけるフィッシュアイに相当するものと考えられる. そこで以下では, このだ円状の破面をフィッシュアイと呼ぶ. このような γ の有無による内部破壊の特徴はショット球 $\phi 0.6\text{mm}$ の場合でも同様であった.

次に, 上述した破壊機構の変化を定量的に評価するため破壊力学的に検討する. なお, 内部破壊した領域の破面の境界は複雑な形状をし, 特に試験片表面側の境界は不明瞭であったので, 明確に特定できる境界部から外挿して近似的に求めた.

Fig. 8 に, 内部破壊した場合の試験片表面から介在物までの深さ d_{inc} と疲労寿命 N_f の関係を示す. ショットピーニングによる硬化深さの差に起因して, d_{inc} はショット球 $\phi 0.3\text{mm}$ より $\phi 0.6\text{mm}$ の方が大きい, いずれも N_f にほぼ無関係に一定の値である. また d_{inc} はショット球 $\phi 0.6\text{mm}$ において γ により多少異なるが, 全体としては γ の影響は小さい.

Fig. 9 は, 内部破面の形状を代表して旧オーステナイト粒界割れに変化する前の介在物周囲の平坦な領域の試験片半径方向 (深さ方向) の寸法 a および $\gamma = 2\%$ 材におけるフィッシュアイの大きさ a' (a, a' の定義は図中参照) と N_f の関係を示す. a, a' 共に N_f の増加に伴い大きくなる. また, a に対する γ の影響はほとんどない.

Fig. 10 は, 内部破面の形状を, 試験片半径方向の寸法 a, a' と円周方向の寸法 b, b' の寸法比で示したものである (a, a', b, b' の定義は図中参照). 介在物周囲の平坦な破面はほぼ円形で, γ の影響はほとんどない. 一方フィッシュアイの形状は前述のように, 円周方向に扁平となっている.

Fig. 8 Relation between d_{inc} and N_f .

Fig. 9 Relation between a, a' and N_f .

Fig. 10 Relation between a, a' and b, b' .

Fig. 11 に, 内部破壊の起点となった欠陥そして内部破壊したときの破面の単位を代表して平坦な破面の寸法 a および $\gamma = 2\%$ 材におけるフィッシュアイの大きさ a' (a, a' の定義は図中参照) に対し求めた応力拡大係数 K (以下では, 介在物, a および a' に対し求めた応力拡大係数をそれぞれ K_{inc} , K_a および $K_{a'}$ と記す) と N_f の関係を示す. ここで, 応力拡大係数は村上による次式¹⁵⁾で求めたが, ショットピーニングによる残留応力の影響は考慮していない.

$$K = 0.5\sigma_t \sqrt{\pi \sqrt{\text{area}}} \quad (1)$$

K_{inc} と K_a に対する γ の影響はほとんど認められない. また, $K_a \cong 15\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, $K_{a'} \cong 35\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ と各々ほぼ一定であり, K_{inc} も N_f の増加に伴いやや減少するが, おおよそ $4\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ である. そして, K_{inc} と K_a の値はそれぞれマルエージング鋼の下限界応力拡大係数 K_{th} ¹⁶⁾ と疲労破壊じん性値 K_{fc} ¹⁷⁾ に近い. 一方, 旧オーステナイト粒界割れ領域に対応する K_a については, マルエージング鋼における応力拡大係数の大きさと破面の関係を調べた研

 Fig. 11 Relation between K_{inc} , K_a , K_a' and N_f .

究によると ΔK_{th} 近傍ではラス状破面を呈し、 K の増加に伴い粒界割れが混在するようになるが、さらに K が増加するとラス状割れとストライエーション破面となり粒界割れはみられなくなることが報告されている。^{14), 18)}そしてこの過程は、き裂伝ばの第 2a 段階から第 2b 段階への遷移時に生じる破面構造に相当する。¹⁹⁾これらのことから K_a は、き裂伝ばの第 2a 段階から第 2b 段階への遷移点と考えられる。

ところで、 $\gamma = 0\%$ 材の場合 $\gamma = 2\%$ 材と異なり、明瞭なフィッシュアイは認められず、旧オーステナイト粒界割れの領域が広くその形成後表面き裂へ変化した。そこで旧オーステナイト粒界割れの境界（粒界割れ終了部）に注目して、その力学的意味について検討する。

Fig. 12 および Fig. 13 はそれぞれ、 $\gamma = 0\%$ 材におけるオーステナイト粒界割れの寸法 a'' と b'' （記号の定義は Fig. 12 を参照、ここでは、粗い破面である粒界割れ（例えば、Fig. 6 (a-1) で白くみえる領域）から比較的平坦な破面に変化する境界を平均的にだ円で近似）の関係お

 Fig. 12 Relation between a'' and b'' .

 Fig. 13 Relation between K_a' , K_a'' and N_f .

よびその大きさから求めた応力拡大係数 K_a'' と N_f の関係である（記号の詳細は図中を参照）。同図には、 $\gamma = 2\%$ 材の結果も比較として示してある。これらの図からわかるように、 $\gamma = 0\%$ 材の場合における旧オーステナイト粒界割れ境界の大きさは、 $\gamma = 2\%$ 材の場合におけるフィッシュアイの大きさとほぼ等しく、しかもその寸法から求めた応力拡大係数もほぼ等しい。このことから、 $\gamma = 0\%$ 材における旧オーステナイト粒界割れ境界が $\gamma = 2\%$ 材におけるフィッシュアイ境界に相当していると考えられる。

以上のことから、内部破壊の過程は γ に関係なく、き裂は介在物より発生し、その後平坦な破面（ファセット）を形成した後、旧オーステナイト粒界割れが生じ、表面き裂へ変化する。しかし $\gamma = 2\%$ 材の場合、粒界割れが抑制され、その後に安定的な内部き裂の伝ば過程が存在する。このことが、内部破壊域において $\gamma = 2\%$ 材の疲労寿命が増加した理由だと考えられる。 $\gamma = 0\%$ 材の方が、旧オーステナイト粒界割れの領域が広いことは次のように考えられる。旧オーステナイト粒界割れの原因として、環境の影響（湿度あるいは水素ぜい化）と力学的要因（例えば、上述したき裂伝ばの第 2a 段階から第 2b 段階への遷移条件となる塑性域寸法と組織寸法の比）が考えられる。前者については試験環境の影響を受けない内部破壊であり、ほとんど影響しないと考えられる。一方、逆変態オーステナイトは旧オーステナイト粒界だけでなくラス、ブロックさらにパケット境界に広く分布し、²⁰⁾ しかも容易に変態しないことが明らかにされている。²¹⁾ このことから、き裂伝ば経路に分布した軟質の逆変態オーステナイトの延性により粒界割れが抑制されたものと考えられる。

4 結 言

ショットピーニングしたマルエージング鋼の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 (γ) の影響を調べるため、硬さはほぼ等しい亜時効材 ($\gamma = 0\%$ 材) と過時効材 ($\gamma = 2\%$ 材) を用いて回転曲げ疲労試験を行い、フィッシュアイの特徴および破壊機構につ

いて検討した。得られた主な結論は以下の通りである。

(1) ショットピーニング材の疲労寿命は、逆変態オーステナイトの生成により、表面破壊が生じる短寿命域では減少し、内部破壊が生じる長寿命域では逆に増加した。

(2) 内部破壊の過程は、 $\gamma = 0\%$ 材の場合、介在物より発生したき裂が平坦な破面（ファセット）を形成して伝ばした後、旧オーステナイト粒界割れが生じ、その後表面き裂へ変化し、破壊した。一方 $\gamma = 2\%$ 材の場合、 $\gamma = 0\%$ 材と同様なき裂発生と伝ば過程を経たが、旧オーステナイト粒界割れが抑制され、その後ラス割れさらにブロック割れやパケット割れで内部き裂として伝ばしてから表面き裂に変化し、破壊に至った。その結果、 $\gamma = 2\%$ 材の場合内部き裂から表面き裂に変化した境界に、通常のフィッシュアイに相当する明瞭な痕跡が観察された。

(3) 逆変態オーステナイトの生成により内部破壊域の疲労寿命が増加したのは、旧オーステナイト粒界割れが抑制され、その後も安定的な内部き裂の伝ば過程が存在したためである。

参 考 文 献

- 1) M. Moriyama, S. Takaki and N. Kawagoishi, "Influence of aging condition and reversion austenite on fatigue property of the 300grade 18Ni maraging steel", Journal of the Society of Materials and Science, Vol.49, No.6, pp.631-637 (2000).
- 2) T. Nagano, N. Kawagoishi, M. Moriyama, H. Nisitani and E. Kondo, "Influence of reversion austenite on notch sensitivity of maraging steel", Transactions of Japan Society of Mechanical Engineers, A, Vol.68, No.676, pp.1724-1729 (2002).
- 3) T. Nagano, N. Kawagoishi and M. Moriyama, "Influence of reversion austenite on initiation and propagation of fatigue crack of maraging steel", Transactions of Japan Society of Mechanical Engineers, A, Vol.69, No.679, pp.633-639 (2003).
- 4) N. Kawagoishi, T. Nagano, M. Moriyama, Y. Ohzono and T. Ura, "Effect of Humidity on fatigue strength of maraging steel", Transactions of Japan Society of Mechanical Engineers, A, Vol.71, No.704, pp.600-606 (2005).
- 5) N. Kawagoishi, K. Fukada, K. Morino, Q. Chen and E. Kondo, "Improvement of fatigue strength of maraging steel by Nitriding", Transactions of Japan Society of Mechanical Engineers, A, Vol.67, No.654, pp.314-320 (2001).
- 6) N. Kawagoishi, K. Morino, K. Fukada, E. Kondo and N. Yan, "Influence of nitriding condition on fatigue strength of maraging steel", Journal of the Society of Materials and Science, Vol.52, No.11, pp.1331-1336 (2003).
- 7) M. Moriyama, T. Nagano, N. Kawagoishi, S. Takaki and E. Nagashima, "Effect of shot peening on fatigue strength of maraging steel", JSME Journal, Series A, Vol.44, No.2, pp.301-308 (2001).
- 8) M. Moriyama, T. Nagano, N. Kawagoishi, S. Takaki and E. Nagashima, "Effect of double shot peening using super-fine particles on fatigue strength of 18% Ni maraging steel", Transactions of Japan Society of Mechanical Engineers, A, Vol.67, No.656, pp.711-718 (2001).
- 9) M. Moriyama, T. Nagano, N. Kawagoishi and S. Takaki, "Influence of reversion austenite on fatigue strength of shot-peened maraging steel", Journal of the Society of Materials and Science, Vol.50, No.10, pp.1126-1132 (2001).
- 10) K. Shiozawa, T. Ohtani, S. Nishino, M. Okane, S. Kawamura and T. Naganawa, "Fatigue strength and subsurface crack growth properties of plasma assisted duplex surface treated tool steel (SKD61)", Transactions of Japan Society of Mechanical Engineers, A, Vol.64, No.628, pp.3050-3057 (1998).
- 11) L. T. Lu and K. Shiozawa, "Effect of shot-peening on super-long fatigue behavior in high carbon-chromium bearing steel", Transactions of Japan Society of Mechanical Engineers, A, Vol.67, No.662, pp.1630-1638 (2001).
- 12) M. Kobayashi, T. Hongoh and I. Sugiyama, "Crack growth resistance of 18% Ni maraging steel in rotary bending fatigue", Transactions of Japan Society of Mechanical Engineers, A, Vol.49, No.442, pp.699-706 (1983).
- 13) K. Hosomi, Y. Ashida, H. Hato and K. Ishihara, "Embrittlement due to the high temperature solution annealing in 18% Ni maraging steels", Tetsu to Hagane, Vol.61, No.7, pp.1012-1027 (1975).
- 14) M. Sumita, N. Maruyama and I. Uchiyama, "A fatigue fracture surface-analysis map of the 18 Ni maraging steel", Tetsu to Hagane, Vol.68, No.3, pp.451-460 (1982).
- 15) Y. Murakami, S. Kodama and S. Konuma, "Quantitative evaluation of effects of nonmetallic inclusions on fatigue strength of high strength steel", Transactions of Japan Society of Mechanical Engineers, A, Vol.54, No.500, pp.688-696 (1988).
- 16) Y. Murakami, M. Abe and T. Kiyota, "Effects of small defects and inclusions on fatigue strength of maraging steel", Transactions of Japan Society of Mechanical Engineers, A, Vol.53, No.492, pp.1482-1491 (1987).
- 17) Y. Murakami and M. Abe, "Fatigue fracture toughness of maraging steel", Transactions of Japan Society of Mechanical Engineers, A, Vol.54, No.505, pp.1753-1760 (1988).
- 18) A. Nozue, T. Nose and T. Okubo, "Lath martensite boundary cracking in the vicinity of ΔK_{th} for 18% Ni maraging steel", Journal of the Japan Institute of Metals, Vol.50, No.12, pp.1041-1048 (1986).
- 19) R. Murakami, H. Kobayashi and H. Nakazawa, "The influence of microstructure and microscopic fracture mechanisms on fatigue crack growth rates in steel plates", Transactions of Japan Society of Mechanical Engineers, A, Vol.44, No.381, pp.1415-1423 (1978).
- 20) I. Tamura, "Austenitizing process of steels and effect of plastic deformation on the process", Journal of the Society of Materials and Science, Vol.32, No.353, pp.1-5 (1983).
- 21) H. Suto and N. Uchida, "Stabilization of austenite by reverse transformation", Journal of the Japan Institute of Metals, Vol.36, No.8, pp.779-786 (1972).