

マルエージング鋼の硬さと疲労強度の関係

永野茂憲・森山三千彦¹・立山義浩・富山光照・海田英生

Relation between Fatigue Strength and Hardness of Maraging Steel

Takanori NAGANO, Michihiko MORIYAMA¹, Yoshihiro TACHIYAMA,
Mituteru TOMIYAMA and Hideo KAIDA

(Received October 2,2006)

Abstract Rotating bending fatigue tests were carried out for maraging steels using specimens heat-treated at different under-aging conditions to prepare specimens with 4 kinds of hardness and the dependence of hardness on fatigue strength was investigated not only for a surface fracture but also for an internal fracture using electro-polished and shot-peened specimens. All surface fracture generated surface fracture under the high stress, when it was shot-peened specimens in case of electro-polished specimens, and internal fracture was generated under the low stress. S-N curve of shot-peened specimens showed two step shape. Hardness dependence of the fatigue strength is evaluated in surface fracture and internal fracture. They not recognize even in Hv670 on the limit in case of the internal fracture, while about Hv600 becomes a limit in case of the surface fracture.

Keywords [Fatigue , Maraging steel , Rotating bending , Surface fracture , Internal fracture]

1 緒 言

一般に高強度材は、高い静的強度に比べ疲労強度は高くない¹⁾。マルエージング鋼は、バルク材としては高強度鋼の中で最も高い強度とじん性を有し、しかも加工性や熱処理が容易であることなどの実用上の優れた特性を持つ材料である^{2, 3)}が、この材料も疲労強度は低い⁴⁾のが問題である。このような高強度鋼の疲労強度向上の方法としては、敏感な切欠感度との関連からできるだけ介在物の寸法を小さくすることや組織の微細化、析出物の調整^{5, 6)}など製造や熱処理過程からの検討が行われている。また表面改質も疲労強度改善の有力な方法と考えられ、表面改質処理をマルエージング鋼の疲労に適用した研究の中には、Graae⁷⁾や皮籠石

ら⁸⁾によるマルエージング鋼に窒化処理を施した例があり、疲労強度が向上したことを報告し、Brine⁹⁾らも溶接材に対する窒化処理の有効性を報告している⁹⁾。

また、各種高強度鋼や表面処理した金属材料が開発され、幅広く設備構成部材に適用されている。しかし、経済成長の鈍化にともない、既存の機械設備を延命して使用するという動きが産業界に見られるようになってきている。これを実現するためには、機械要素の予寿命を正確に把握する必要がある。このように機器の過酷環境下での使用に対する疲労設計の確立が求められてきている。この様な背景から、各種高強度鋼や表面処理金属材料について 10^7 回を大きく超える超長寿命域の疲労特性に注目した種々の疲労試験が盛んに実施報告されている^{10~15)}。

そこで本研究では、マルエージング鋼の時効条件を変え、素材硬さを変化させた材料に、ショットピーニング処理を施し、硬さ分布、残留応力分布を求め、回転曲げ疲労試験を行い、最適ショット条件の検討を行った。

2 材料および実験方法

供試材の化学成分を表1に示す。マルエージング

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

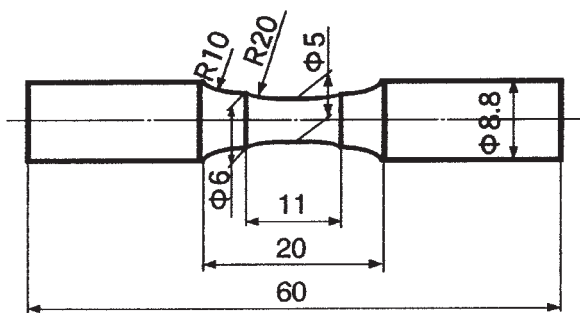


Fig.1 Shape and dimensions of specimen

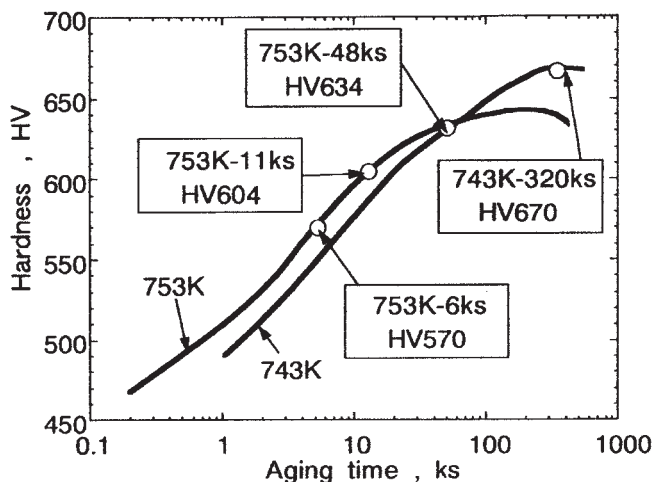


Fig.2 Change in hardness with aging time

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。強度レベルを幅広く変化させ、強度レベルの違いを調査するための時効条件には、亜時効状態である753K-6ks, 753K-11ks, 753K-48ks, 743K-320ksの4種類を選定した。

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φ9.0mmで溶体化処理したあと、熱処理ひずみを除去するため、φ8.8mmに旋削仕上げして疲労試験片とした。また溶体化前にφ5mm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後、ショットピーニング処理を行った。

ショット粒は、硬さHv700, Hv830のφ0.3mmを用い、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。疲労試験は、小野式回転曲げ疲労試験機(容量15N・m、繰返し速度約50Hz)を用いて室温で行った。

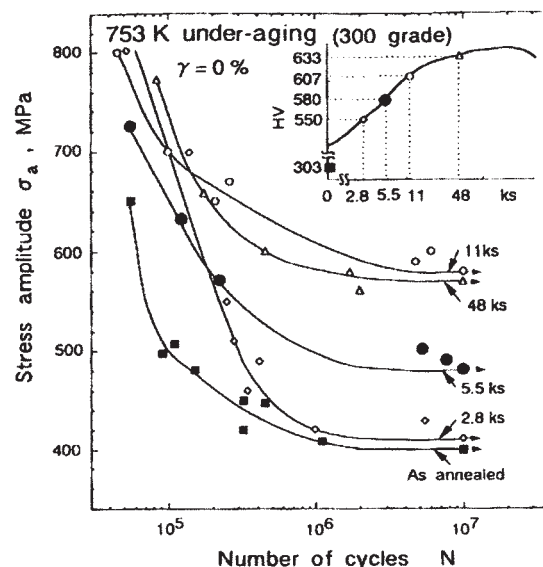


Fig.3 S-N curves in specimens aged at 753¹⁶⁾

Table 2 Mechanical properties

Heat treatment condition		Hardness Hv	0.2% proof strength $\sigma_{0.2}$ (MPa)	Tensile strength σ_H (MPa)	Elongation δ (%)	Reversion austenite γ (%)
Temperature(K)	Time (ks)					
753	6	570	1835	1890	7.3	0
753	11	609	1730	1833	11.3	0
753	48	634	2073	2156	8.5	0
743	320	670	2201	2257	-	0

	Fracture mechanism		
	Surface	Surface + Internal	Internal
743-320ks, HV670	○	◐	●
753-48ks, HV634	□	◑	■
753-11ks, HV604	△	◒	▲
753-6ks, HV570	◇	◓	◆

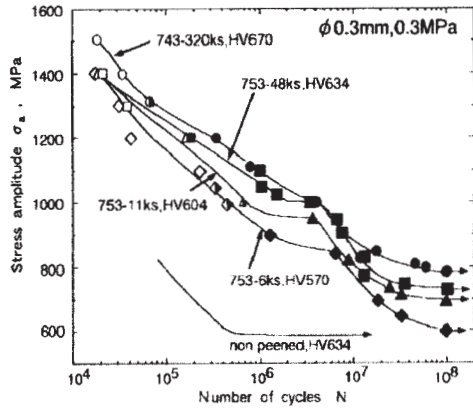


Fig.4 S-N curves

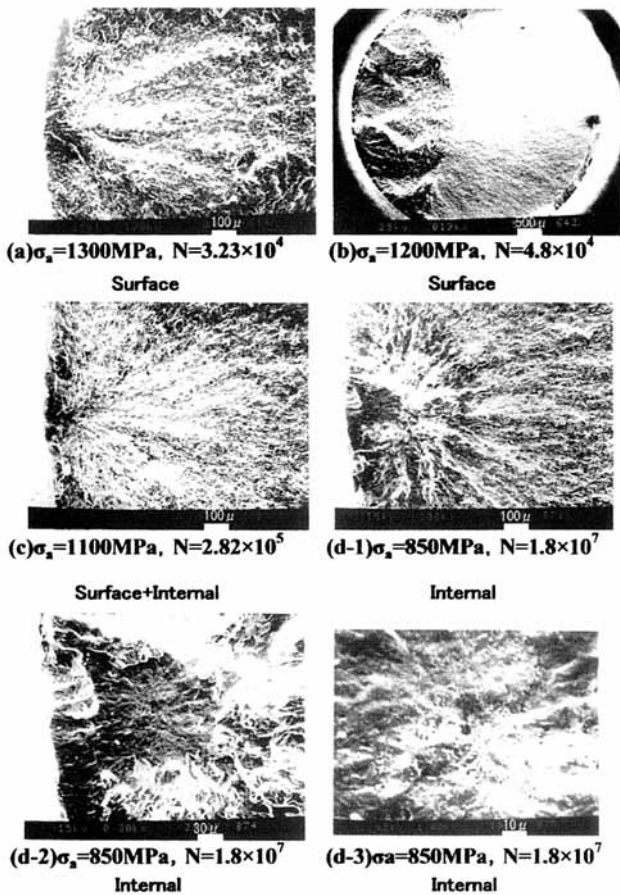


Fig.5 Fractographs showing the initiation site of fatigue fracture

Shotpeening condition : $\Phi 0.3\text{m m}$, 0.3MPa , Hv830
Aging condition : 743K-320 k s, Hv670

3 実験結果および考察

3.1 S-N曲線

図3は森山らが¹⁶⁾報告したマルエージング鋼にショットピーニング処理を施していない場合の硬さレベルの異なる場合のS-N曲線であり、本研究との対比のため示したものである。最高の疲労強度は753K-11ks (Hv608)で得られ、それ以上の硬さになると疲労限度は低下している。このような傾向は、高強度材一般に見られる傾向^{17, 18)}である。

図4に、ショットピーニング処理したマルエージング鋼に対するS-N曲線を示す。S-N曲線は二段折れ曲がり呈し、繰返し数 $N=10^8$ 回ではS-N曲線は水平になり疲労限度の存在を示唆している。図5には一例として素材硬さHv670の破面写真を示す。高応力から低応力域に移行するに従い表面破壊((a)、(b))、混合破壊((c))、内部破壊((d))へと破壊形態が変化している。この傾向は、すべての素材硬さで同じであった。

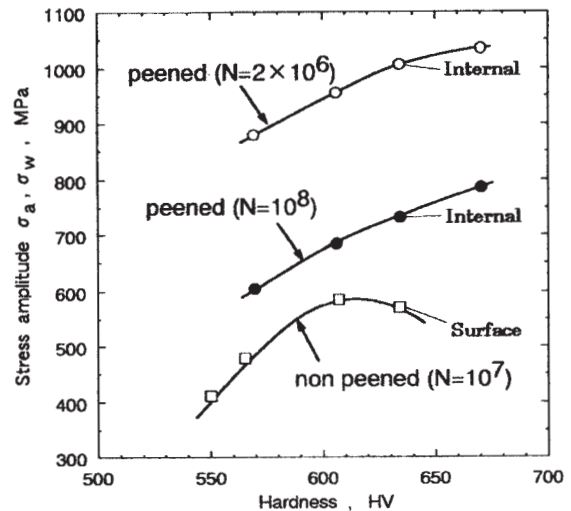


Fig.6 Relationship between fatigue strength and hardness

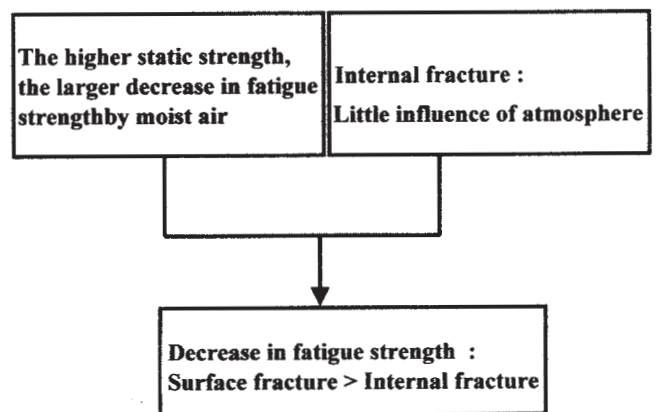


Fig.7 Relationship between fatigue limit and static strength

図6はマルエージング鋼の硬さと疲労強度の関係におよぼすショットピーニング処理の影響を見るため、図3と図4の 2×10^6 と 10^8 回における時間強度と硬さの関係を再整理したものである。ショットピーニング処理を行うと広範囲の硬さ領域で著しく疲労強度が増すことと、さらにショットピーニング処理を行わない場合、Hv608を超えると疲労強度の低下がみられるのに対し、ショットピーニング処理材ではその高い硬さ領域においても疲労強度は増加し続ける。

図7にショットピーニング処理した場合、 $\sigma_w \propto Hv$ の関係が低下しないことの原因をフローチャートで

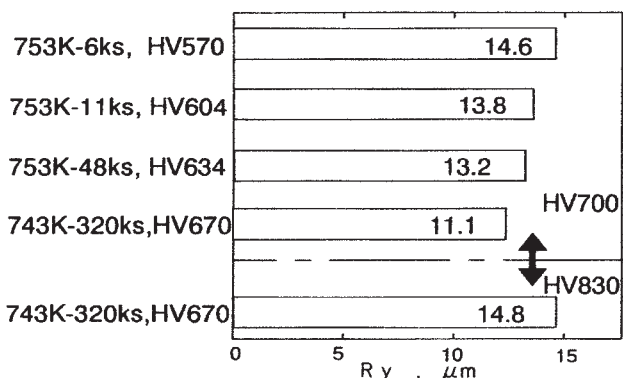


Fig.8 Roughness of the surface in the peened specimens

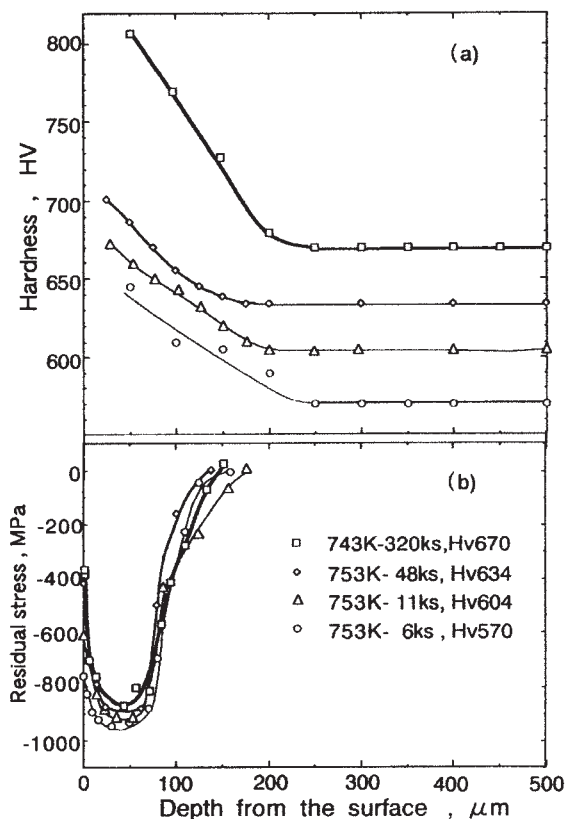


Fig.9 Change in hardness and residual stress as a function of the from surface

示す。

筆者らがこれまでに報告しているように大気中水分による疲労強度低下の悪影響は大きく¹⁹⁾、それは高強度材ほど大きい。つまり、表面破壊形態の疲労限度 ($N=10^7$) である平滑材は、大気の影響を大きく受けるのに対し、ショット処理材の疲労限度 ($N=10^8$) は内部破壊形態であり、大気の影響は遮断されている。よって疲労強度の低下量は、表面破壊>内部破壊となる。以上の結果、 $\sigma_w \propto Hv$ の関係が成立したと考えられる。

3.2 表面粗さと硬さおよび残留応力分布

図8は各時効条件とショットピーニング処理条件下での表面あらさを示す。ショット粒硬さ Hv700で行った4種類ではマルエージング鋼の硬さが高い程表面あらさ値が低く、表面あらさが、ショット粒硬さとマルエージング鋼の硬さとの差に影響されていること表示している。素材硬さが最高の743K-320ks時効材 (Hv670) では、ショット粒硬さ Hv830を使用しているものでは、素材硬さとショット粒硬さの差を確保したことから、表面あらさは他条件に近い値になっている。

図9に各試料の硬さ分布と残留応力分布を示す。硬さはショットピーニング処理材の硬い方が高い値を示している。一方、圧縮残留応力はショットピーニング処理材とショット粒硬さの差が大きい程、ピーク値は高い値を示しているがその差は僅少であり、しかも残留応力が疲労強度へ及ぼす影響は表面近傍の残留応力値が大きな影響を持つことから²⁰⁾、753K-6ksの条件を除けば、疲労強度に及ぼす影響はほぼ同程度と考えられ、S-N特性は上記の硬さ分布と表面あらさによって支配されているものと考えられる。

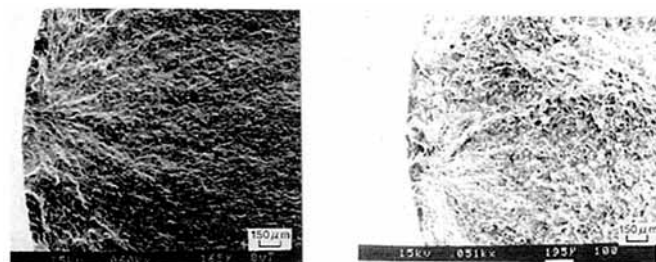
3.3 被ショット材とショット粒硬さの差による表面性状への影響

ショットピーニング処理において、表面あらさ、硬さ、残留応力分布の状態、これらすべてのショット条件が適切でない高い疲労強度は得られない。図10は、743K-320ks時効材へショット粒硬さを Hv700と Hv830の2条件でショットピーニング処理した場合のS-N曲線である。Hv700の場合、長寿命域の疲労強度は Hv830の場合と変わらないが、短寿命域で疲労強度が低下している。この場合の硬さ分布と残留応力分布を図11に示す。硬さ分布、残留応力分布はショット粒 Hv830で行ったものより低下しており、表面あらさは低い(図8)にもかかわらず短寿命域で疲労強度が低下している。シ

ット粒の硬さは疲労強度改善に重要な意味をもっていることがわかる。

3.4 破面観察

図12に、高応力短寿命域の疲労破面を示す。同一応力 1200MPa で疲労破面の比較を行ってみると、時間強度の低い 753K-6ks 時効材では、表面破壊 (a) であるのに比べ、時間強度の高い 743K-320ks 時効材のものは内部破壊 (b) になっており、



(a) 753K-6ks(HV570) $\sigma_a=1200\text{MPa}, N=4.5 \times 10^4$
 (b) 743K-320ks(HV670) $\sigma_a=1200\text{MPa}, N=3.4 \times 10^5$

Fig.12 Fractographs showing the initiation site of fatigue fracture

表面からのき裂進展が抑制されていることが分かる。これは、前述したように 743K-320ks 時効材における表面層の硬さと残留応力分布が 753K-6ks 時効材におけるそれより高いことに起因している。

4 結 言

本研究で得られた結果を要約すると以下のようになる。

- (1) すべての素材硬さのショット材でも、高応力域から応力が低下するに伴い表面破壊から、表面破壊と内部破壊が競合する混合破壊、そして完全な内部破壊へ遷移する。
- (2) 長寿命域 $N=10^8$ での疲労強度は、破壊形態が内部破壊であるため材料本来の強さ(硬さ)に影響され、硬さの順になる。
- (3) ショット硬度と素材硬さはある程度差が必要である。今回素材 Hv670 の場合、ショット硬度を上げることにより、表面層の硬化に加え、圧縮残留応力分布層が拡大したことにより疲労強度向上が得られた。

今回の条件下では、硬度の高い素材には硬度差が十分に得られるショット材を選定しなければならなかったが、いたずらに硬度差を上げると表面粗さが悪くなるばかりでなく極表面付近に残留応力のピークが位置せず、表面からのき裂進展を抑制することができない。最適ショット条件は、このような事も考慮しなければならない。

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。

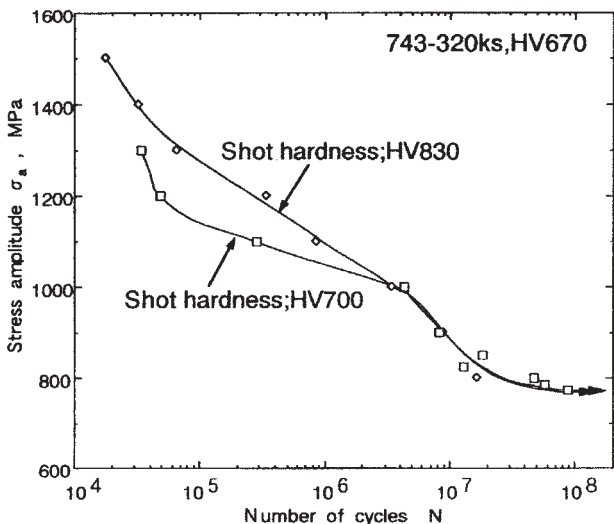


Fig.10 S-N curves

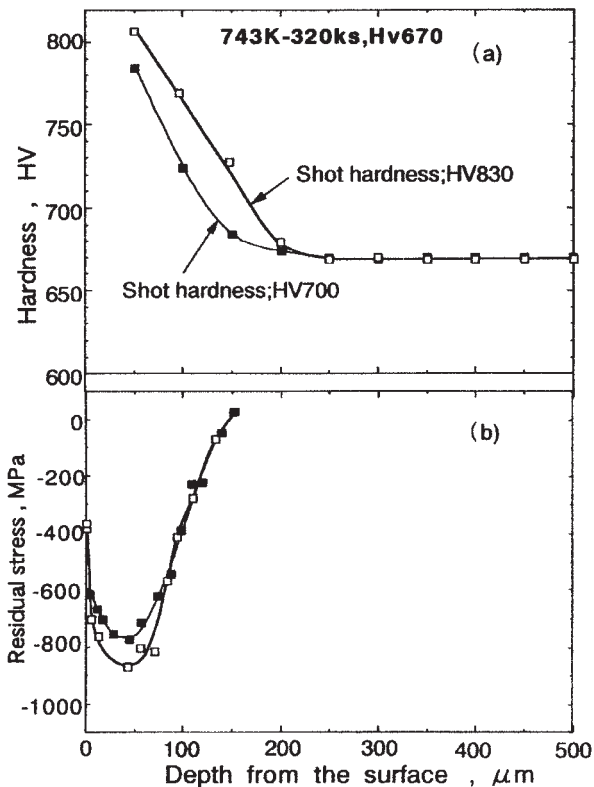


Fig.11 Changes in hardness and residual stress as a function of the distance from surface

参考文献

- 1) 古谷佳之, 松岡三郎, 阿部孝行, 山口弘二: 低温焼戻しSNM439鋼のギガサイクル疲労特性に及ぼす繰り返し速度の影響, 機論, 68-667, A, pp. 477-483, 2002
- 2) R.F.Decker, C.J.Norak, T.W.Londig: Strengthening Mechanisms in 18% Ni Maraging Steel, Jour. of Metals., 19-11, pp. 60-66, 1967
- 3) 河部義邦: 高強度化と破壊・疲労特性, 金属材料, 14-97, pp. 7-83, 1974.
- 4) 角田方衛, 丸山典夫, 内山郁: HY140 および HY180 鋼における切欠きからの疲労割れ発生および初期伝ば挙動, 鉄と鋼, 65-6, pp. 637-645, 1979
- 5) H. J. Rack and D. Kalish: The strength and fracture toughness of 18 Ni /350/ maraging steel (Ni maraging steel microstructure effects on strength and fracture toughness), Metal Trans., 2, pp. 3011-3018, 1971
- 6) 沢井達明, 木村勇次, 津崎兼彰, 竹内悦男, 松岡三郎: 改良オースフォーム処理を施した1800MPa級ばね鋼の長寿命疲労特性, 日本機械学会2000年次大会講演論文集, No. 00-1, pp. 133-134, 2000
- 7) A. Graae: Fatigue Strength of Nitrided 18Ni 350 Maraging Steel, Metal progress, 92, pp. 74-76, 1967
- 8) 皮籠石紀雄, 森野数博, 深田一徳, 陳 強, 近藤英二: ラジカル窒化したマルエージング鋼の疲労特性, 日本機械学会論文集, 67-654 (A), pp. 314-320, 2000
- 9) F. E. Brine, D. Webber, and H. G. Baron: Preferential Precipitation Site of α Phase in 18 Ni maraging steel Weld Metal, British Welding Journal, 15, pp. 541-546, 1968
- 10) 増田千利, 西島敏, 田中義久: 高強度鋼の疲労強度と硬さの関係, 日本機械学会論文集, 52-467 (A), pp. 847-852, 1986
- 11) 江村秀樹, 浅見克敏: 高強度鋼の疲労強度特性, 日本機械学会論文集, 55-509 (A), pp. 45-50, 1989
- 12) 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
- 13) 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
- 14) S. Nishijima and K. Kanazawa: Stepwise S-N curve and fish-eye failure in gigacycle fatigue, Fat. Fra. Eng. Mat. Struct. 22, pp. 601-609, 1999
- 15) 沢井達明, 木村勇次, 津崎兼彰, 竹内悦男, 松岡三郎: 高強度鋼における高疲労強度材料の評価法と高疲労強度, 機講論 (III), No. 00-1, pp. 133-134, 2000
- 16) 森山三千彦, 高木節雄: 18%Niマルエージング鋼の疲労特性に及ぼす逆変態オーステナイトの影響, 材料, 44, pp. 181-186, 1995
- 17) 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
- 18) 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
- 19) 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
- 20) 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