マルエージング鋼の疲労特性に及ぼす時効条件と湿度の影響†

皮籠石 紀 雄* 林 光 介** 永 野 茂 憲***
中 村 祐 三* 森 山 三千彦*** 前 田 義 和*

Effects of Aging Condition and Humidity on Fatigue Properties of Maraging Steel

by

Norio KAWAGOISHI*, Kosuke HAYASHI**, Takanori NAGANO***, Yuzo NAKAMURA*,
Michihiko MORIYAMA*** and Yoshikazu MAEDA*

In order to investigate the effects of aging condition and humidity on fatigue properties of 18%Ni maraging steel of grade 350, rotating bending fatigue tests were carried out in relative humidity of 25% and 85%. Aging conditions selected were under- and peak-aging ones at conventional aging temperature of 753K. In addition, double aging treatments, that is, under- peak- and over-aging treatments at 673K after the peak-aging at 753K were also examined. Both of static and fatigue strengths were increased by the double aging. Although the fatigue strength was markedly decreased by high humidity in all of the steels, the decrease in fatigue strength due to high humidity was suppressed by the double aging. In all of the steels, the change in growth behavior of a crack was yielded around the crack length of a few grain sizes of prior austenite regardless of humidity. The growth rate of a crack longer than the above stated length was hardly influenced by the aging condition and humidity, while both of an initiation and its early propagation of a fatigue crack were accelerated by anodic dissolution in high humidity. These results were discussed from a point of view of the difference in precipitates depending on the aging condition.

Key words : Fatigue, Maraging steel, Aging condition, Humidity, Hardness, Rotating bending, Crack initiation, Crack propagation

1 緒 言

マルエージング鋼は実用鋼中最も静強度が高く、しかもじん性に優れた材料である。しかし高価なためその使用範囲は限ずしも多くはない。すなわち、航空機やロケット、人工衛星などの宇宙開発用機器、身近には自動車の無段変速機の金属ベルト等、特に過酷環境下において十分な強度が要求される機器用部材として使用されることが多く、そこでは高強度だけでなく高い強度信頼性が求められている。一般に高強度金属材料は、欠陥や湿度に敏感であり^{1)~3)}マルエージング鋼も同様である。そのため、本鋼の切欠き感度については詳細な研究が行われている。⁴⁾著者らはこれまで、マルエージング鋼の基本的な疲労特性の把握^{5), 6)}さらに疲労強度改善法について、表面処理^{7)~9)}と微視組織の調整^{10), 11)}の両面から検討してきた。例えば微視組織の調整の面からは、過時効処理により逆変態オーステナイトを生成させれば疲労強度は向上すること、この効果は湿度に対する感度低下にも有効であることを報告した。さらに本材の時効処理は通常所定の温度と時間で一回だけ行うが、その時効に加えて、さらに比較的低温で再時効、すなわち二回目の時効を行えば、湿度に対する感度は低下することも報告した。¹²⁾しかし、それに関する研究は他にみられず、著者らによる

限られたデータのみで、さらなるデータの蓄積が必要である。また湿度感性に対する二回の時効処理による効果の詳細についても未解明であった。

そこで本研究では、以上述べた著者らの結果を考慮して、マルエージング鋼の時効条件を幅広く変えることにより、静的な機械的性質と疲労特性を調べ、通常の一回の時効材における結果との比較のもとに二回目の時効処理の影響、特に高湿度下における疲労特性に対する二回時効処理することの有効性を検討するため、湿度を制御した環境中で回転曲げ疲労試験を行い、詳細なき裂伝播過程の表面観察と破面観察を行った。

2 材料、試験片および実験方法

用いた材料は市販の350級18%Niマルエージング鋼(直径13mmの丸棒)である。化学成分をTable 1に示す。納入材に、溶体化処理(1123K, 5.4ks)を行った後、各種時効組織を得るため時効条件を変えて熱処理した。特に本研究では、時効条件として通常適用される753Kでの1回の時効(以下、一段時効)に加え、その時効温度で最高硬度を示した後さらに低温の673Kで2回目の時効(以下、二段時効)も行った。なお、溶体化後の旧オーステナイト平均結晶粒径は約20 μ mであった。

Fig. 1に、引張試験および疲労試験に用いた試験片の

† 原稿受理 平成24年1月6日 Received Jan. 6, 2012 ©2012 The Society of Materials Science, Japan

* 正 会 員 鹿児島大学大学院理工学研究科 〒890-0065 鹿児島市郡元, Graduate School of Sci. and Eng., Kagoshima Univ., Korimoto, Kagoshima, 890-0065

** 鹿児島大学大学院理工学研究科 〒890-0065 鹿児島市郡元, Graduate School of Sci. and Eng., Kagoshima Univ., Korimoto, Kagoshima, 890-0065

*** 正 会 員 都城工業高等専門学校 〒885-8567 都城市吉尾, Miyakonojo National College of Tech., Yoshio, Miyakonojo, 885-8567

Table 1 Chemical composition (mass. %).

Grade	C	Si	Mn	Ni	Mo	Co	Ti	Al	Fe
350G	0.001	0.01	0.01	17.89	4.27	12.36	1.3	0.08	Bal.

Table 2 Mechanical properties.

Material	Aging condition	Vickers hardness HV	0.2% proof stress $\sigma_{0.2}$ (MPa)	Tensile strength σ_B (MPa)	Reduction of area ϕ (%)
SA-U1	753K-11ks	665	2194	2230	54
SA-U2	753K-100ks	690	2272	2310	54
SA-P	753K-150ks	705	2300	2370	54
DA-U	753K-150ks + 673K-72ks	750	2329	2418	52
DA-P	753K-150ks + 673K-400ks	785	2420	2549	51
DA-O	753K-150ks + 673K-700ks	750	2335	2436	55

Fig. 1 Shape and dimensions of specimens (mm).

形状・寸法をそれぞれ示す。試験片は、溶体化処理した後に機械加工し、その後時効処理を行ってから試験片表面をエメリーペーパーにより研磨し、さらに表面の加工影響層を電解研磨で約 $20\mu\text{m}$ 除去し最終仕上げとした。

用いた試験機は、引張試験の場合オートグラフ AG-I (容量 250kN)、疲労試験の場合小野式回転曲げ疲労試験機 (容量 $15\text{N}\cdot\text{m}$ 、繰返し速度約 50Hz) である。引張試験は、引張速度 $1\text{mm}/\text{min}$ の下、大気中で、疲労試験は、相対湿度 (RH) 25% および 85% 中で行った。環境制御下の湿度の精度は $\text{RH} \pm 5\%$ であった。ここで上記の湿度を選んだのは、両湿度とも日常的に生じること、これまで行われた各種材料による研究で、疲労強度に及ぼす湿度の影響は 60 ~ 70% を境に大きく変化することが示されているので^{13), 14)} 湿度 25% は低湿度環境、湿度 85% は高湿度環境を代表できると判断したためである。以下では、これらの湿度環境をそれぞれ低湿度、高湿度と呼ぶ。なお、試験環境における温度はすべて室温であり、温度制御は行っていない。疲労過程における試験片表面の観察はレプリカ法で行った。その際測定された表面でのき裂長さ l は試験片表面に沿う円周方向長さで定義した。破面観察は SEM を、また時効組織の観察は TEM および EDX を用いて行った。

Fig. 2 Aging curves (○ : selected conditions for tensile and fatigue tests).

3 実験結果および考察

3・1 機械的性質に及ぼす時効組織の影響

Fig. 2 に、本研究で適用した時効条件における時効曲線を示す。ここでは、一般に適用される時効温度、753K で一段目の時効を行い、最高硬度に達した状態から、それより低い温度、673K でさらに加熱する、つまり二段時効処理も行った。このような時効を行うと硬さはさらに増加し、ピークを示してから軟化している。本研究では、静的な機械的性質と疲労特性を調べる条件として、一段時効では、不完全時効と完全時効、二段時効では、不完全時効、完全時効および過時効条件を選んだ。これらの条件を、時効曲線中に○印で示した。以下では、一段時効を SA、二段時効を DA と記し、さらに時効状態として不完全時効、完全時効および過時効をそれぞれ U, P および O で表記する。また一段不完全時効材の場合 2 種類の条件を選んだので、時効時間の短い順に 1, 2 を付記して区別する (例：一段、不完全時効材で硬さが低い材料を SA-U1 材)。

Fig. 3 は、一段時効と二段時効の例として、SA-P 材と DA-P 材の析出物の大きさと分布状態を示す TEM 写

真である。両材の写真中白くみえる 30 ~ 50nm の棒状析出物は電子線回折により Ni_3Ti であることが確認され、この他電解抽出分離法¹⁵⁾により Ni_3Mo 、 FeMo 、 Fe_2Mo も確認された。これらの析出物は SA-U1 材を除くすべての材料で観察されたが、SA-U1 材では、 Ni_3Mo は確認されず Mo のほとんどは固溶しているようであった。これは、時効時間が短いため Ni_3Mo の析出の前駆段階として Mo がクラスター状に分布¹⁶⁾していたものと考えられる。写真からわかるように、全体としては SA-P 材に比べ DA-P 材の方が小さな析出物が増加し、広く分布しているようである。

Table 2 に各材の静的な機械的性質を示す。一段時効で最高強度を示した後でも、二段時効を行えばさらに静強度は増加し、しかも延性の低下はほとんどない。

Fig. 4 に一段時効材と二段時効材の例として、SA-P 材と DA-P 材で観察した引張破面の SEM 写真を示す。両材共に、引張破面で観察される典型的なディンプル破壊であるが、ディンプルの寸法は、DA-P 材において小さく、そしてその数が多い。これらの結果は、Fig. 3 に示した TEM 観察で、二段時効材の方が微細な析出物が多数分布していたことと対応している。

3・2 疲労特性に及ぼす時効組織と湿度の影響

Fig. 5 に低湿度と高湿度中における SA-U1 材、SA-P 材、DA-U 材および DA-P 材の S-N 曲線を示す。時効条件により、疲労強度だけでなく湿度に対する感度も異なる。なお、破壊はすべて表面を起点に生じたので、 10^7 回で破断しなかった試験片表面を観察したところ、すべての試験片でき裂を確認することはできなかった。

Fig. 6 は、各材の 10^7 回で定義した疲労限度とビッカース硬さの関係である。これまで各種高強度銅で得られた疲労限度と硬さの関係では、400HV 程度以上になると疲労限度は低下することが多い。¹⁷⁾しかし本研究の低湿度中における結果では、二段時効を行うと静強度と同様に疲労限度も一旦上昇し、この後完全時効さらに過時効にな

Fig. 3 Microstructures of SA-P and DA-P observed by TEM.

Fig. 4 Fracture surfaces of SA-P and DA-P after tensile test.

(a)SA

(b)DA

Fig. 5 S-N curves.

Fig. 6 Relation between fatigue limit and Vickers hardness.

るとわずかに減少するがその程度は非常に小さい。すなわち、硬さが 800HV 近傍まで疲労限度はほとんど低下しない。このことより、硬さ上昇に伴う切欠き感度の上昇による疲労限度の低下 (例えば析出物サイズを引張破面のディンプル中で確認できた介在物の最大寸法である $10\mu\text{m}$ とし、表面破壊に対する疲労限度を村上の式 ($\sigma_w = 0.45(\text{HV} + 960)$)⁴⁾で推定すると、700HV に対し 800HV では

欠陥により約 45MPa 低下する)を補う二段時効による疲労抵抗の増加が示唆される。一方高湿度になると、全体的傾向として硬さの増加に伴い疲労限度の低下は大きくなるが、特に一段時効の完全時効 SA-P 材とその近傍である SA-U2 材の強度低下が顕著である。しかし、二段時効材ではさらに硬化したにも拘わらずその低下は減少している。以下では疲労強度に及ぼす時効の影響および高湿度による疲労強度低下の原因を明らかにするため、一段時効材の SA-P 材と二段時効材の DA-P 材および DA-O 材を対象に、試験片表面における疲労過程を連続的に観察した。

Fig. 7 に、これらの材料のき裂伝ば曲線を示す。図 (b) は、応力繰返し数を破断繰返し数で基準化したものである。各材のき裂発生時期は、高湿度中ではほとんど同時期であるのに対し、低湿度中の場合多少異なるが、すべての材料で、高湿度により、き裂発生は早くまた発生初期のき裂伝ばも加速されている。そしてき裂発生時期を全寿命に対するき裂発生寿命の割合で比較すると、すべての材料で、低湿度中では 5 ~ 6 割程度、高湿度中では 1 ~ 2 割程度と高湿度によりき裂発生寿命の時期は大幅に早期化している。しかし、それに対する時効による相違はほとんど認められない。ただ後で述べるように、

(a) ℓ - N curves (b) ℓ - N/N_f curves

Fig. 7 Crack growth curves of SA-P, DA-P and DA-O.

多くのき裂は、電解研磨により生じたピットから発生したため、厳密な意味でのき裂発生時期は論じられない。しかし Fig. 7 の結果は、高湿度によるき裂の発生さらに初期伝ばの加速は明白であることを示している。またいずれの湿度中でも表面き裂の長さが 50 μ m 前後でき裂伝ばの停滞挙動が確認される。

Fig. 8 は、Fig. 7 より求めた各材のき裂伝ば速度と応力拡大係数幅の関係である。すべての材料で、低 ΔK 域、すなわち前述したき裂伝ばの初期において高湿度によりき裂伝ばの加速が生じているが、 ΔK が 10MPa $m^{1/2}$ 程度以上になると、き裂伝ば速度に対する湿度および時効条件の影響はほとんど認められない。なお、一段時効における過時効処理により、逆変態オーステナイトを生成させた場合、高湿度による疲労強度の低下は抑制されたが、その場合でもき裂の発生と初期伝ばの抑制が主な理由で、その後の長いき裂の伝ばに対する影響はほとんど認められなかった。^{10), 11)} また酒井らも、不完全時効から過時効まで幅広く時効条件を変え、静強度の異なる材料を用いて円孔付き平板試験片におけるき裂伝ば挙動を調べ、き裂伝ば抵抗に及ぼす時効条件の影響はほとんどないことを報告している。¹⁸⁾

Fig. 9 は、Fig. 7 に示したき裂伝ば曲線を求めた試験片の表面で観察したき裂形態を示すレプリカ写真である。図中○印で示したき裂の起点からわかるように、き裂は多くの場合湿度、時効条件に関係なく、試験片表面の加工影響層を除去するために行った電解研磨により生じた微小なピット (穴径約 5 ~ 10 μ m) から発生している。このことは、この程度の小さなピットであってもき裂発生に影響することを意味している。しかし前述のように高湿度になると、き裂発生は大幅に早まることは明らかである。一方発生後のき裂は、すべての材料で湿度に関係なく試験片軸に垂直に直線的に伝ばしている。ただ詳細には、Fig. 10 に示すき裂の拡大写真からわかるように、高湿度中のき裂は低湿度中でのそれに比べ、多少幅広であり、き裂縁が溶解した痕跡が認められる。

Fig. 11 は、高湿度中、長寿命域で破断した試験片表

Fig. 8 Crack growth rate against to stress intensity factor range of SA-P, DA-P and DA-O.

Fig. 9 Crack morphology of SA-P, DA-P and DA-O (←→ axial direction, ○ crack initiation site, ➡ crack tip).

Fig. 10 Feature of crack (➡ crack tip).

Fig. 11 Surface state of specimen after about 10^6 stress repetitions in high humidity.

面状態を観察した SEM 写真の一例である。(a) は非破断部の表面状態を、(b) は破壊の起点近傍における破断部のき裂縁を示している。これらの写真に示すように、高湿度中の場合、試験片表面、そしてき裂縁には腐食痕が多く観察され、腐食で生じた穴等の損傷部を起点に発生したき裂も多く確認された。このことと、Fig. 10 に示した高湿度中で伝ば過程のき裂縁に溶解の痕跡が認められたことを考慮すると、高湿度によるき裂の発生と初期伝ばの促進は、アノード溶解によるものと考えられる。このことについては、後で改めて検討する。

Fig. 12 に、SA-P 材、DA-P 材および DA-O 材の破面写真を示す。観察箇所はすべて表面より約 $100\mu\text{m}$ 内部の領域である。いずれの湿度でも、また時効条件でも破面の多くはマルエージング鋼で一般的に観察されるすだ

Fig. 12 Fracture surfaces.

れ状破面^{18)~21)}と呼ばれるラス境界割れで占められ、湿度および時効条件による相違はほとんど観察されなかった。このようなき裂伝ば機構に対する湿度と時効条件の影響がないことは、Fig. 8 に示したき裂伝ば速度に対する湿度および時効条件の影響が認められなかったことと符合している。

3・3 考察

以上述べたように、マルエージング鋼に対し通常適用される時効温度で最高強度を示した段階で、さらに低い温度による二回目の時効処理（二段時効）を行うことに

より、静強度だけでなく、程度は小さいものの疲労強度も改善され、しかも高湿度による強度低下も抑制されることがわかった。このようなマルエージング鋼に対し二段時効処理を行った例は、著者らの知るところほとんど報告されておらず、従ってそれによる静強度や疲労強度への影響に関する研究もみられない。そこで以下では、上述した二段時効による疲労特性への影響について考察する。

まず二段時効による静強度および疲労強度の改善については次のようなことが考えられる。微視組織的な観察精度は十分でなく更なる検討を要するものの、析出物の大きさと分布状態を示した TEM 写真では、一段時効より二段時効の方が微細な析出物が多く分布していた。このことは引張破断で生じたディンプルの寸法と数にも反映されていた。これは、Fe-Mo 二元状態図から推測されるように、753K の一段時効より低い温度 673K で再時効を行えば Mo の固溶量は増加するので²²⁾さらなる過飽和 Mo の析出および Fe₂Mo の析出が起り、それにより強度上昇が生じたものと考えられる。実際このことを支持するデータとして、Tewari らの研究がある。すなわち、彼らは、350 級 18%Ni マルエージング鋼を用いて幅広い条件下での時効処理を行い、それによる析出物の詳細な観察を行っている。そして、高温 (>723K) での析出物は Ni₃(Ti, Mo) であるのに対し、低温 (<723K) の場合 S 相析出の後時効時間の増加に伴い数ナノサイズの ω 相²³⁾が組織全体に析出し、さらに長時間になるとその中に Fe₂Mo が析出することを報告している。²⁴⁾また、Sha らも同様な結果を得ており、 ω 相の析出が硬さ上昇に寄与していることを明らかにしている。²⁵⁾以上のことから、二段時効による静強度および疲労強度の上昇は、一段時効による析出物に加え、低温時効により析出した多くの微細な析出物がさらなるすべり抵抗の増加に寄与したものと考えられる。

次に高湿度による疲労強度の低下について検討する。前述のように、き裂は低湿度の場合であっても、多くの場合応力繰返し前から存在していた微小なピットから発生したため、厳密な意味でき裂発生に対する時効および湿度の影響を評価するには十分ではない。したがって、ピットの無い状態で、そして疲労強度に及ぼす湿度と時効条件の影響が大きい低応力、長寿命域でのき裂発生挙動を確認する必要がある。しかしピットの存在については、本鋼はもともと 10 μ m 程度というピットサイズの介在物を含むことからその影響は小さいものと考えられる。また Fig. 8 に示した結果は高応力下でのものであるものの、き裂の発生初期を除けば、き裂伝ばに対する湿度の影響さらに時効組織の影響は非常に小さい。換言すれば、疲労強度に対する湿度の影響は、き裂の発生と初期伝ばで生じていると考えてよい。

Fig. 13 は、高湿度中で破壊した場合の破面中、き裂発生起点に介在物が残っていた数例の中の一つを示す破面写真である。介在物とマトリックスの境界は溶解し、その大部分は分離していることがわかる。このことと

Fig. 13 Fracture surface around crack initiation site in high humidity (SA-P, ↓ dissolved region).

Fig. 10 と Fig. 11 に示した高湿度中で、腐食痕が多く観察され、き裂はそこを起点に発生したこと、さらにその際のき裂は腐食により幅広になっていたことから、高湿度中ではき裂発生と初期伝ばがアノード溶解により加速されたと考えてよい。このことは時効条件に関係なくすべての材料で共通に生じることである。しかし時効条件により疲労強度の湿度敏感性が異なり、とくに高湿度による疲労強度の低下が一段時効の完全時効あるいはその近傍で最も顕著となった。この理由、あるいは二段時効で改善された理由については現在のところ明らかでないが、次のようなことが推測される。Fig. 13 に示した介在物とマトリックス境界での溶解、さらに前述したようにき裂発生の多くが電解研磨で生じたピットであったことを考慮すると、応力負荷による応力集中部でのすべりの増加、それによる腐食電位の変化がアノード溶解の促進、さらにき裂発生の促進に繋がったことを示唆している。なお、観察された他の介在物も含め EDX で分析したところ介在物は TiC であることが確認された。このことから、この介在物は本鋼の製造過程でもともと含まれる化合物で、一段目の時効以前から存在する介在物中粗大なものが観察されたものと考えられる。上述のようにアノード溶解の原因が応力集中部における腐食電位の変化であると考えた場合、二段時効により疲労強度に対する高湿度の影響が減少した理由として、両時効材間におけるマトリックスの腐食電位の差に時効組織の違いが関係していることになる。そしてマトリックス中で一段時効と二段時効で組織上異なる主な点は、二段時効で微細析出物が増加したことであり、応力集中源となる介在物およびピットは両時効材間で差異はない。したがって、両時効材におけるマトリックス間の腐食電位の違いは、マトリックスが微細析出物を含むか否かの違いとなり、それを含む方がすべり抵抗は高くまた電気化学的にも腐食電位は貴となることが推測され、アノード溶解の減少、それによるき裂発生の遅れが二段時効による高湿度下での疲労強度低下が小さくなった理由であると推測される。しかしこのことについては、TiC の腐食電位、時効組織とアノード溶解の関係等電気化学的観点からの検討が必要である。

ところで、湿度および時効条件に関係なく表面き裂の長さが旧オーステナイト粒の数結晶粒程度である 50 μ m

前後でき裂伝ぱの停滞あるいはき裂伝ぱ挙動の変化がみられた。そこでき裂発生箇所近傍の詳細な破面観察を行った。その例を Fig. 14 に示す。き裂発生箇所近傍には、旧オーステナイト粒径あるいはパケットサイズに相当するフラットな破面がみられ、その後のラス割れとは伝ぱ機構と破面の単位大きさは異なることがわかる。このことは Fig. 13 でも同様に確認でき、いずれの湿度でも、また時効条件でも同様であった。従って表面き裂の長さが $50\mu\text{m}$ 前後で生じたき裂伝ぱ挙動の変化は、上述したき裂長さによるき裂伝ぱの組織依存性およびそれに関係した破面粗さ誘起き裂閉口効果に起因した挙動と考えられる。

4 結 言

マルエージング鋼の静的な機械的性質と疲労特性に及ぼす時効条件および湿度の影響を調べるため、大気中での引張試験と相対湿度を 25% と 85% に制御した環境中での回転曲げ疲労試験を行った。検討した時効条件は、通常適用される時効温度 753K 下での不完全および完全時効（一段時効）とそれに加え、完全時効後さらに 673K に温度を下げた条件下での不完全、完全時効および過時効（二段時効）を含む、合計 6 種類の条件である。主な結果をまとめると以下ようになる。

(1) 二段時効により、延性を損なうことなく静強度および疲労強度は上昇した。

(2) すべての時効条件で、疲労強度は高湿度により低下したが、上記の二段時効を行えば疲労強度の低下は抑制された。

(3) 時効条件に拘わらず、き裂の発生およびその初期伝ぱは高湿度により加速された。この主な理由はアノード溶解である。

(4) 時効条件に拘わらず、そして両湿度中で、き裂長さが旧オーステナイト粒径の数倍程度においてき裂伝ぱの一時停滞が生じた。

(5) き裂の発生初期を除く長いき裂の伝ぱ抵抗は、時効条件および湿度の影響をほとんど受けない。

(6) 時効条件および湿度に関係なく、破面には、き裂発生初期では旧オーステナイト粒径あるいはパケットサイズのファセットが観察され、その後の伝ぱ領域で観察されるラス割れとは破面の単位が異なった。このことが結論 (4) の理由である。

Fig. 14 Fracture surface in the region of the early growth of a crack in high humidity (SA-P).

参 考 文 献

- 1) M. F. Garwood, H. H. Zurburg and M. A. Ericson, Interpretation of tests and correlation with service, "Correlation of laboratory tests and service performance", American Society for Metals, pp.1-77 (1951).
- 2) K. Endo, K. Komai, T. Fujimoto and Y. Matsuda, "Fatigue crack growth under stress corrosion of a high strength steel", Transactions of Japan Society of Mechanical Engineers, A, Vol.45, No.398, pp.1152-1159 (1979).
- 3) Y. Murakami and M. Shimizu "Effects of nonmetallic inclusions, small defects and small cracks on fatigue strength of metals", Transactions of Japan Society of Mechanical Engineers, A, Vol.54, No.499, pp.413-425 (1983).
- 4) 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).
- 5) 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 Science, Japan, Vol.49, No.6, pp.631-637 (2000).
- 6) M. Moriyama, S. Takaki and N. Kawagoishi, "Influence of reversion austenite on fatigue property of 350 ksi grade maraging steel", Heat Treatment, Vol.41, No.5, pp.266-271 (2001).
- 7) 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).
- 8) 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).
- 9) 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).
- 10) 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).
- 11) T. Nagano, N. Kawagoishi and M. Moriyama, "Influence of reversion austenite initiation and propagation of fatigue crack of maraging steel", Transactions of Japan Society of Mechanical Engineers, A, Vol.69, No.679, pp.663-639 (2003).
- 12) N. Kawagoishi, M. Miyazono, T. Nagano and M. Moriyama, "Effect of humidity on fatigue strength of maraging steels with different hardness", Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol.58, No.9, pp.787-792 (2009).
- 13) Haftirman, S. Hattori and T. Okada, "Fatigue strength of aluminum alloys in high-humidity environment", Transactions

- of the Japan Society of Mechanical Engineers, A, Vol.62, No.597, pp.1140-1145 (1996).
- 14) N. Kawagoishi, T. Fukudome, K. Kariya, Q. Chen and M. Goto, "Fatigue strength of age-hardened & extruded Al alloy under high humidity (rotating bending and ultrasonic loading)", Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, A, Vol.76, No.772, pp.1651-1658 (2010).
 - 15) Y. Okada, J. Endo and T. Nakayama, "Identification of the precipitation in maraging steels by non-aqueous electrolyte extraction method", Tetsu-to-Hagane, Vol.69, No.6, pp.703-710 (1983).
 - 16) S. Takaki, Y. Sujita and Y. Tokunaga, "Calorimetric analysis of aging reaction in Ni maraging steels containing Ti", Journal of Japan Institute of Metals, Vol.45, No.10, pp.1101-1106 (1981).
 - 17) T. Sawai, Y. Kimura, K. Tsusaki, E. Takeuchi and S. Matsuoka, "High cycle fatigue properties of modified austempered 1800 MPa-class spring steel", Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, A, Vol.68, No.665, pp.49-56(2002).
 - 18) T. Sakai, K. Fujitani and T. Tanaka, "Effect of aging treatment on the fatigue crack propagation of 18% Ni maraging steel", Transactions of Japan Society of Mechanical Engineers, A, Vol.44, No.383, pp.2175-2182 (1978).
 - 19) 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).
 - 20) M. Sumita, N. Maruyama and I. Uchiyama, "A fatigue fracture surface-analysis map of the 18 Ni maraging steel", Tetsu-Hagane, Vol.68, No.3, pp.451-460 (1982).
 - 21) 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).
 - 22) J. Houserova, J. Vrestal and M. Sob, "Phase diagram calculations in the Co-Mo and Fe-Mo systems using first-principles results for the sigma phase", Computer Coupling of Phase Diagram and Thermochemistry, Vol.29, pp.133-139 (2005).
 - 23) C. Servant, P. Lacombe and M. Griveau, "The ageing characteristics of an Fe-19 wt% Ni-9 wt% Co-5 wt% W alloy", Journal of Materials Science, Vol.15, pp.859-870 (1980).
 - 24) R. Tewari, S. Mazumder, I. S. Batra, G. K. Dey and S. Banerjee, "Precipitation in 18wt% Ni maraging steel of grade 350", Acta Materials, Vol.48, pp.1187-1200 (2000).
 - 25) W. Sha, A. Cerezo and G. D. W. Smith, "Phase chemistry and precipitation reactions in maraging steels : Part III, Model alloys", Metallurgical Transaction A, Vol.24, pp.1241-1249 (1993).