

18Ni マルエージング鋼の機械的性質に およぼす Co, Mo および Ti 含有量の影響

細見 広次*・森本 啓之*²・芦田 喜郎*³

Effect of Co, Mo and Ti Contents on Mechanical Properties of 18Ni Maraging Steels

Koji HOSOMI, Hiroyuki MORIMOTO and Yoshio ASHIDA

Synopsis:

Effects of alloy composition on the mechanical properties of 18Ni-Co-Mo-Ti-Al maraging steels have been studied by means of tensile tests, optical and electron microscopy, and fractography, in order to examine the possibility of saving Co and Mo contents without sacrifice of the mechanical properties.

It was found that Co does not play an important role in precipitation hardening when the addition of Mo is less than 2%, while an addition of above 2% Mo is indispensable to prevent the formation of coarse precipitates of Ni₃Ti along prior austenite grain boundaries, and to obtain a uniform distribution of the fine precipitates. Increase in Mo contents beyond 5% is detrimental for reduction of area and notch tensile strength because of the presence of undissolved coarse particles of Fe₂Mo.

Ti is the most important element for precipitation hardening the Co free maraging steel.

As a result the 18Ni-2Mo-2Ti-0.1Al maraging steel showed mechanical properties equivalent to the conventional 18Ni maraging steel.

Key words: ultra-high strength steel; maraging steel; alloying element; precipitation hardening; electron microscopy; notch tensile strength; fractography.

1. 緒 言

マルエージング鋼は 1950 年代の末に International Nickel Co. (INCO 社) によつて開発された鋼種であり^{1)~3)}, 実用金属材料の中では最高の 140~350 kgf/mm² という高強度を有し, しかも延性, 靱性に富んだ超高張力鋼であるが, その中でも最も広く用いられているのが 18%Ni マルエージング鋼である. その化学組成は Fe-18%Ni-(7~9)%Co-(4~5)%Mo-(0.4~1.5)%Ti-0.1%Al (以下%は省略する) で, Ni, Co, Mo などの希少金属を多量に含んでいるため高価である. これらの合金元素のうち Ni, Mo, Ti, Al は時効処理中に金属間化合物として析出し, 強化に寄与することが明らかにされているが, Co は析出相中には含まれず, その役割は種々報告^{4)~9)}されているものの必ずしも明確ではない. また, INCO 社の特許²⁾によれば 18~24% Ni に Ti を 1.5%~3%, Nb を 2% 以下添加し, Co お

よび Mo を添加しない鋼種が提案されているが本鋼種においては Nb が重要な硬化元素と考えられる. さらに著者の研究^{10)~13)}とほぼ同時期に INCO 社は Co 無添加のマルエージング鋼の開発を進め, VASCO MAX T-250 という商品名で発表されているがその強化機構に関する詳細は報告されていない. 浅山はマルエージング鋼の遅れ破壊特性におよぼす合金元素の影響について調べ^{15)~17)}, Co 量を 0% に減じて Mo と Cr を同時添加すれば遅れ破壊特性は劣下しないことを明らかにし, Co 無添加マルエージング鋼の実現の可能性を示している.

著者らはマルエージング鋼の強度, 靱性および遅れ破壊特性におよぼす Co, Mo, Ti の影響について調べ Co 無添加でかつ Mo 量を低減し, Ti 量を増した低コストマルエージング鋼の開発を進めているが^{11)~13)}, 本論文はそれらのうち時効析出挙動および強度, 靱性におよぼすこれらの元素の影響についてまとめたものである.

昭和 55 年 10 月・56 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 62 年 11 月 30 日受付 (Received Nov. 30, 1987)

* (株)神戸製鋼所 筑波事務所 工博 (Technical Development Group, Tsukuba Office, Kobe Steel Ltd., 1 Azuma Tsukuba 305)

*² (株)神戸製鋼所 材料研究所 (Materials Research Laboratories, Kobe Steel Ltd.)

*³ (株)神戸製鋼所 材料研究所 工博 (Materials Research Laboratories, Kobe Steel Ltd.)

2. 実験方法

供試材は Fe-18Ni-Co-Mo-2Ti-0.1Al 系において Mo 量を 2% 一定とし Co 量を 0~8% に変化させた鋼種、および Co を 0% として Mo 量を 0~5% に変化させた鋼種を用いた。Table 1 に化学組成を示す。これらの供試材は真空誘導溶解により 10 kg 鋼塊に溶製し、1200°C、8 h の均質化処理後、熱間鍛造にて $t20\text{ mm} \times w60\text{ mm} \times l$ の板材に仕上げた。これに 1150°C、1 h、水冷の溶体化処理を施した後、900°C で 50% の熱間圧延を与え、溶体化処理および時効処理を施して各種試験に供した。溶体化処理および時効処理条件はとくにことわらないかぎりすべて 850°C、30 min、空冷および 500°C、3 h、空冷とした。

各鋼の組織観察は光学顕微鏡、カーボン抽出レプリカの透過電子顕微鏡観察等により行つた。

また機械的性質は硬さ (HRC) 測定、平滑および切欠引張試験等により行つた。引張試験における歪み速度はクロスヘッド速度で 1 mm/min 一定とし、切欠試験片の切欠係数は 3.5 とした。なお平滑試験片の一部の破面を走査電子顕微鏡により観察した。

3. 実験結果および考察

3.1 溶体化処理材のマルテンサイト組織

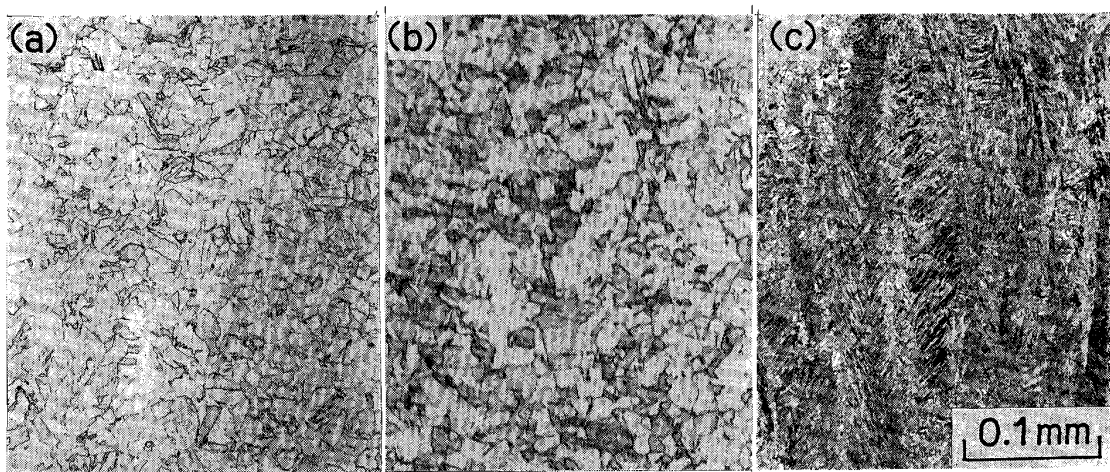
各鋼のマルテンサイト組織を 850°C、30 min、空冷のままの状態を観察した。Co 量を 0~8% の範囲で変化させた場合すべて Photo. 1(a) に示すような典型的なラスマルテンサイト組織で、Co 量による変化は認められなかつた。しかし Mo 量を 0~5% の範囲で変化させた場合には、Photo. 1(a), (b), (c) に示すように Mo が 0, 2% では組織に差異はないが、5% では熱間圧延に伴う加工組織が残留した未再結晶のオーステナイトからマルテンサイト組織になっている。また 5% Mo 材では M_s 点が室温以下にあり、定量はしていないが残留オーステナイトが存在しているものと思われる。Ti 量を増加した場合にも同様の現象が認められた。

3.2 溶体化処理材の引張性質

時効析出状態ですぐれた強度・靱性を得るためには、まず溶体化処理状態での性質、とくに延性と靱性とが高いことが要求される。Fig. 1 に溶体化処理材の引張強さ、絞りと Co, Mo 量との関係を示す。各鋼とも引張強さは約 100 kgf/mm²、絞りは約 80% で延性に富んだ

Table 1. Chemical composition of 18Ni-Co-Mo-Ti-Al maraging steels used (wt%).

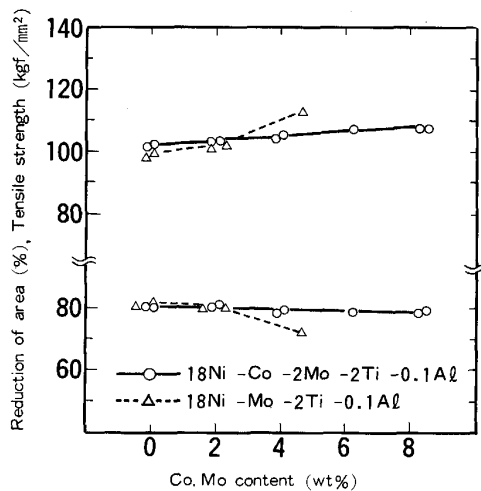
| Steel | C | Si | Mn | P | S | Ni | Co | Mo | Ti | Al | Fe |
|---------------------|---------|-------|--------|--------|--------|-------|------|-------|------|-------|------|
| 0 Co/2 Mo/2 Ti/0 Al | <0.0004 | 0.005 | <0.005 | 0.001 | 0.0032 | 18.06 | — | 1.98 | 1.99 | 0.014 | Bal. |
| 2 Co | 0.0024 | 0.005 | <0.005 | 0.001 | 0.0031 | 18.18 | 2.00 | 1.98 | 2.00 | 0.013 | Bal. |
| 4 Co | 0.0009 | 0.007 | 0.0017 | 0.001 | 0.0026 | 17.86 | 3.99 | 2.02 | 2.00 | 0.10 | Bal. |
| 6 Co | 0.0007 | 0.007 | <0.001 | <0.001 | 0.0025 | 17.76 | 6.34 | 2.04 | 2.01 | 0.10 | Bal. |
| 8 Co | 0.0006 | 0.009 | <0.001 | 0.001 | 0.0023 | 17.96 | 8.36 | 2.03 | 2.04 | 0.10 | Bal. |
| 0 Mo | <0.0004 | 0.011 | 0.007 | 0.001 | 0.0025 | 17.72 | — | <0.01 | 2.02 | 0.086 | Bal. |
| 5 Mo | 0.0044 | 0.009 | 0.002 | 0.001 | 0.0025 | 17.65 | — | 4.67 | 2.28 | 0.10 | Bal. |
| 1.5 Ti | <0.0004 | 0.009 | 0.002 | 0.001 | 0.0031 | 17.68 | — | 2.05 | 1.54 | 0.085 | Bal. |
| 2.5 Ti | <0.0004 | 0.009 | 0.004 | 0.002 | 0.0028 | 17.63 | — | 2.05 | 2.54 | 0.087 | Bal. |
| 0.3 Al | 0.0004 | 0.010 | 0.004 | 0.001 | 0.0033 | 17.79 | — | 2.06 | 2.04 | 0.30 | Bal. |
| 0.5 Al | <0.0004 | 0.008 | 0.002 | 0.001 | 0.0028 | 17.80 | — | 2.09 | 2.03 | 0.50 | Bal. |
| 0.9 Al | 0.0046 | 0.006 | 0.002 | 0.001 | 0.0028 | 18.11 | — | 2.48 | 2.24 | 0.89 | Bal. |



Solution annealing : 850°C, 30 min, AC

Mo contents : (a) 0% (b) 2% (c) 5%

Photo. 1. Optical micrographs of the martensite of 18Ni-Mo-2Ti-0.1Al maraging steels.



Solution annealing : 850°C, 30 min, AC

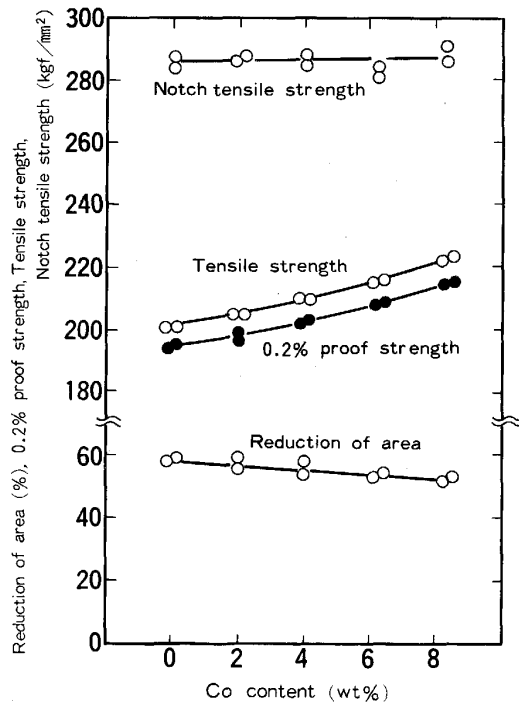
Fig. 1. Effect of Co and Mo contents on the tensile properties of solution annealed 18Ni-Co-2Mo-2Ti-0.1Al and 18Ni-Mo-2Ti-0.1Al maraging steels.

マルテンサイトであることを示している。1%あたりの固溶強化量は Co : 0.7 kgf/mm², Mo : 3 kgf/mm² である。なお、5% Mo 材の切欠引張強さ、絞りが0および2% Mo 材の延長線からずれているのは、850°C, 30 min, 空冷の溶体化処理では未固溶の残留析出物が存在するためと考えられる。この点については後で考察する。5% Mo 材以外はすべて 850°C, 30 min, 空冷の溶体化処理で残留析出物を含まない再結晶したオーステナイトから生成されたラスマルテンサイト組織であった。

3.3 Co 量の機械的性質および析出物の形態におよぼす影響

あらかじめ求めた各鋼の等温および等時時効硬化曲線から、最高硬さが得られる時効処理条件として 500°C, 3 h, 空冷が最適であることがわかったので、溶体化処理後この条件で時効処理を施し、引張性質を評価した。

Fig. 2 に Co 量の強度・延性・靱性におよぼす影響を示す。Co 量を 8% から 0% へ減少させた場合、引張強さは 221 kgf/mm² から 201 kgf/mm² に低下するが、切欠強さは 286 kgf/mm² でほとんど変わらず、いつぼう絞りは 53% から 59% に増加する。Co 量の減少 1% あたりの引張強さの低下は 2.5 kgf/mm² で、これは Co 1% あたりの固溶強化量 0.7 kgf/mm² よりも少し大きい程度である。Co は現用の 18%Ni マルエージング鋼では 8~12% 添加されているが、析出強化元素として Ti を利用すれば Co 無添加でも 0.2% 耐力 195 kgf/mm², 絞り 59%, 切欠強さ 286 kgf/mm² というすぐれた強度・延性・靱性を示すことがわかった。これは、現用の 250



Solution annealing : 850°C, 30 min, AC Aging : 500°C, 5 h, AC

Fig. 2. Effect of Co contents on the tensile properties of 18Ni-Co-2Mo-2Ti-0.1Al maraging steels.

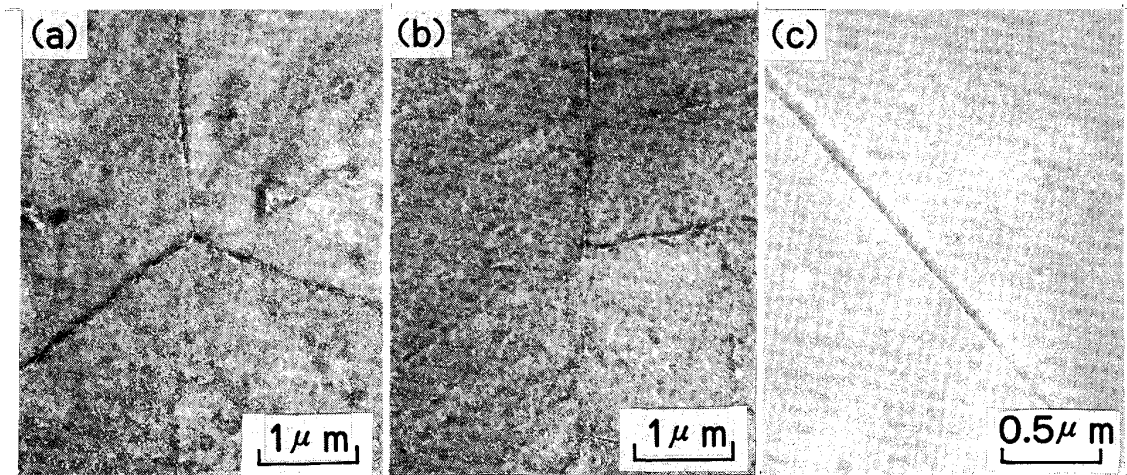
ksi 級 18%Ni マルエージング鋼と同等の特性である。

主に Ti の析出強化作用を利用した Fe-18Ni-(0~8)Co-2Mo-2Ti-0.1Al 系では、強度・延性・靱性におよぼす Co 量の影響が非常に小さいことがわかった。そこで、マルエージング鋼の強靱化に最も重要な役割をはたす時効析出物の析出状態を観察し、Co 量の影響を調べた。Photo. 2 は 0%, 2% および 6% Co 材の引張試験片から採取したカーボン抽出レプリカの透過電子顕微鏡組織である。Co 量に関係なく、微細な析出物が粒内に均一に分散析出しており、旧オーステナイト粒界に粗大な析出物は認められない。このように Co は時効析出状態にほとんど影響をおよぼさないため、Co を添加しなくても、すぐれた強度・延性・靱性を示したものと考えられる。

また、0% および 6% Co 材の引張試験片の破面を観察した結果、Co の有無によらずすべて延性ディンプル破面であった。

3.4 マルエージング鋼の強化における Co の役割

FLOREEN と SPEICH³⁾ は Co と Mo を同時に添加した場合には Co がマルテンサイト母相中の Mo の固溶限を下げて時効析出時に Mo 系の金属間化合物の析出を促進し、強さが著しく増加することを報告している。このような Co の効果について、FLOREEN らの結果と今回の結果とを Table 2 に比較して示す。FLOREEN らによれば、



Solution annealing : 850°C, 30 min, AC Aging : 500°C, 3 h, AC Co contents : (a) 0% (b) 2% (c) 6%
 Photo. 2. Electron micrographs of the carbon extraction replica of precipitates of 18Ni-Co-2Mo-2Ti-0.1Al maraging steels.

Table 2. Effect of Co addition on strengthening in 18Ni maraging steels.

| Composition (wt%) | Increase in strength (kgf/mm ²) | Author |
|-----------------------------|---|-------------------------------------|
| 18 Ni-2 Mo-2 Ti-0.1 Al+8 Co | 22 | Present work |
| 18 Ni-5 Mo 18 Ni-X | +8 Co +8 Co | FLOREEN and SPEICH ³⁾ |
| | 53 14-32 | |

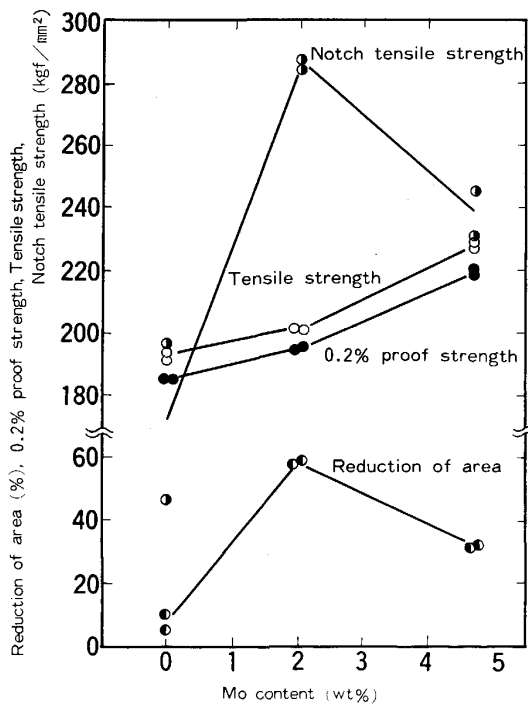
Fe-18Ni-X 3 元系とこれに Co 8% を添加した Fe-18Ni-X-8Co 4 元系の強さを比較した場合、Fe-18Ni-X (X は Mo 以外の合金成分) に Co を 8% 添加すると耐力の上昇は約 14~32 kgf/mm² (20~45 ksi) であるのに対し、Fe-18Ni-5Mo 系に Co を 8% 添加すると約 2 倍の 53 kgf/mm² (75 ksi) の耐力上昇が得られ、これを Co と Mo の相互作用効果によるものと考えた。これに対して、本研究で Fe-18Ni-2Mo-2Ti-0.1Al 系に Co を 8% 添加した場合は 22 kgf/mm² の耐力上昇しか認められず、Fe-18Ni-X 系の場合と同程度であり相互作用効果は認められない。また Fig. 2 に示したように Co 0~8% の範囲での強度変化はほぼ直線的であり、しかも Co 1% あたりの強度増加は 2.5 kgf/mm² で固溶硬化量の 0.7 kgf/mm² に比べてあまり大きくないことから、Fe-18Ni-(0~8)Co-2Mo-2Ti-0.1Al 系では析出硬化におよぼす Co の効果は小さいと考えられる。すなわち、2% の Mo では Co を 8% 添加してもマルテンサイト中で過飽和状態にならず、本成分系で析出硬化に寄与する金属間化合物は Mo 系ではなく、Ti 系の Ni₃Ti⁷ 相のみであろうと推定される。Mo 系の金属間化合物の析出の場合、FLOREEN らが報告しているように Co は

マルテンサイト中の Mo の固溶限を下げてその析出を促進し、析出量を増す効果があるが、本成分系のように Ti 系の金属間化合物の析出の場合、Co 添加の効果は少なかったと考えられる。高木ら¹⁸⁾は、時効析出反応を比熱測定と硬さ測定とにより検討し、Fe-20Ni-2.1 Ti およびこれに Co を 10% 添加した合金の間では比熱・温度曲線と昇温硬化曲線のいずれにおいてもほとんど差異が見られず、Co は Ti の関与する時効反応に影響をおよぼさないと報告している。

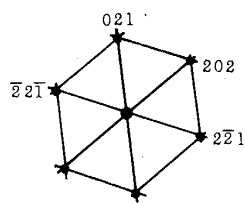
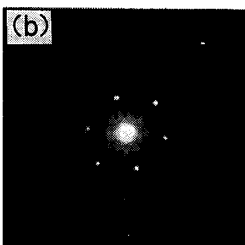
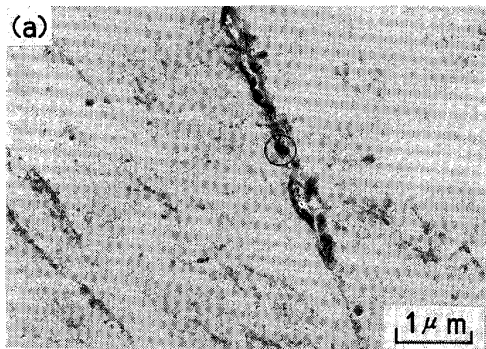
3.5 Mo 量の機械的性質および析出形態におよぼす影響

Mo 量を 0~5% の範囲で変化させた場合の引張性質の変化を Fig. 3 に示す。強さは Mo 量とともに単調に増加する。一方、絞りと切欠強さは Mo を含まない場合著しく低く、Mo 2% の添加により回復するが、5% Mo 材では再び低下する。このような延性・靱性の変化の原因を明らかにするため、組織観察を行った。

Photo. 3 はカーボン抽出レプリカの透過電子顕微鏡組織である。脆化した 0% Mo 材では粒内の析出物と比べると著しく大きな析出物が旧オーステナイト粒界に沿って認められる。しかし延性のすぐれた 2% Mo 材では Photo. 2(a) に示したように粒界上に粗大な析出物は認められない。すなわち、Mo を含まない Fe-18Ni-2 Ti-0.1Al 材は、時効により旧オーステナイト粒界に沿って比較的大きな析出物が優先析出する傾向があり、この析出物が脆化の原因と推定される。この析出物は Photo. 3 に示したように、電子線回折図の解析から hcp 構造の Ni₃Ti ($a = 5.093 \text{ \AA}$, $c = 8.276 \text{ \AA}$, $a/c =$



Solution annealing : 850°C, 30 min, AC Aging : 500°C, 3 h, AC
 Fig. 3. Effect of Mo contents on the tensile properties of 18Ni-Mo-2Ti-0.1Al maraging steels.



(c)

Solution annealing : 850°C, 30 min, AC Aging : 500°C, 3 h, AC
 (a) Electron micrograph (b) Selected area diffraction pattern taken from the circled area of (a) (c) Key diagram of (b) Electron beam \perp (212) hcp

Photo 3. Electron micrograph and electron diffraction pattern of the carbon extraction replica of the coarse precipitates along grain boundaries in 18Ni-2Ti-0.1Al maraging steel.

Table 3. Comparison between observed and calculated interplaner spacings of extracted precipitates in 18Ni-2Ti-0.1Al maraging steel.

| Plane indices | Observed/calculated | Observed value (Å) | Calculated value of Ni ₃ Ti (Å) | Calculated value of Fe ₂ Ti (Å) |
|---------------|---------------------|--------------------|--|--|
| $d_{\{021\}}$ | | 2.099 | 2.130 (+0.031) | 1.998 (-0.101) |
| $d_{\{202\}}$ | | 1.884 | 1.950 (+0.066) | 1.950 (-0.056) |

Values in parentheses are the difference between observed and calculated values.

Solution annealing : 850°C, 30 min, AC Aging : 500°C, 3 h, AC

0.615) あるいは, Fe₂Ti ($a = 4.785 \text{ \AA}$, $c = 7.799 \text{ \AA}$, $a/c = 0.614$) に近いことがわかった. Ni₃Ti と Fe₂Ti はともに hcp 構造で a/c にほとんど差がないので, 各面間の角度は両者ではほぼ等しい. しかし, a , c は両相で異なるので面間隔 d を比較すれば両相の判別が可能である. Table 3 に面間角度および面間隔の実測値と計算値とを比較して示す. これによると, d の実測値は Ni₃Ti の計算値に近く, 析出物は Ni₃Ti と考えられる. 2% の Mo 添加はこのような粒界優先析出を抑制し, 均一微細な析出状態にする効果があり, その結果靱性・延性が改善されたと考えられる. また, 引張試験片の破面は, Mo 無添加の場合, 破壊の起点部, 伝播域ともに Photo. 4(a) のような粒界破面が多く認められ, 粒界脆化が絞り値の低い原因であることを示している. 2% Mo 材では Photo. 4(b) のような延性ディンプル破面である. 以上のような Mo の効果は 20 Ni, 25 Ni マルエージング鋼でも報告¹⁶⁾されている. Mo 無添加の場合, 時効によつて結晶粒界に無析出帯をともなう比較的大きい析出物が形成され, 脆化しやすいが, このような時効組織は Mo, W などを添加すると現れにくくなり, 時効による脆化が緩和される¹⁹⁾.

さらに Mo 量を増した 5% Mo 材でも Fig. 3 に示したように絞りおよび切欠強さが減少する. この場合は, Mo 量の増加により, 他の組成鋼と同一の 850°C, 30 min, 空冷の溶体化処理では Photo. 5 に示したように粗大な析出物が多く認められる.

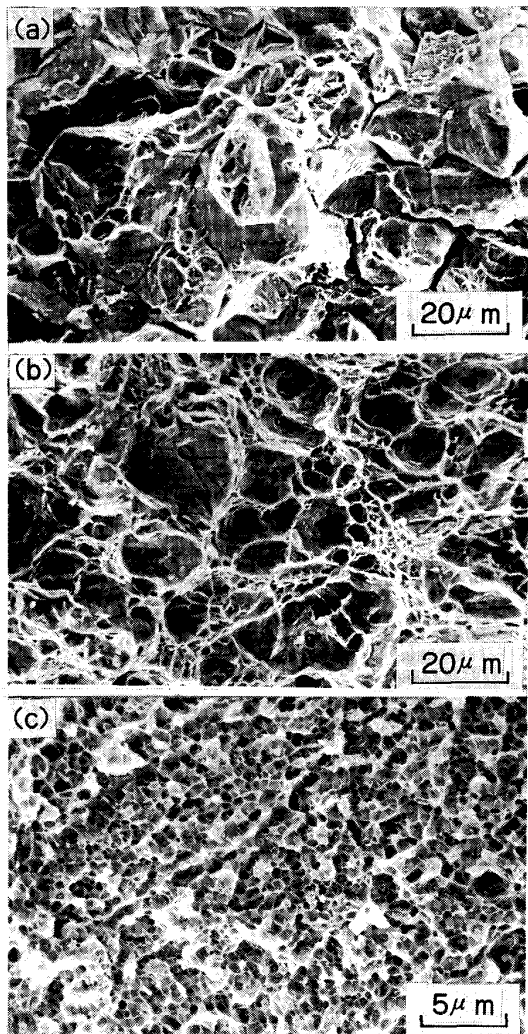
回折図形の解析から析出物は hcp 構造の Fe₂Mo ($a = 4.73 \text{ \AA}$, $c = 7.72 \text{ \AA}$, $a/c = 0.613$) Fe₂Ti ($a = 4.785 \text{ \AA}$, $c = 7.799 \text{ \AA}$, $a/c = 0.614$), あるいは Ni₃Ti ($a = 5.093 \text{ \AA}$, $c = 8.276 \text{ \AA}$, $a/c = 0.615$) が推定される. 3 種類の析出相はともに a/c がほとんど変わらず, そのため各面のなす角度はほぼ等しい. Table 4 に面間隔の実測値と計算値とを比較して示す. 面間隔の比較から

本析出物は Ni_3Ti ではなく、 Fe_2Mo または Fe_2Ti に近いことがわかる。なお、 Fe_2Mo と Fe_2Ti はともに Laves 相で a , c , a/c がほぼ等しいので両者の判別は不可能であつた。なおこのような析出物は、13 Ni 系²⁰⁾および Mo 含有量の高い 18 Ni 系²¹⁾マルエージング鋼ですでに報告されているように、溶体化処理の過程で生成

し、完全に固溶せず残留したものと推定される。13 Ni マルエージング鋼の場合は Fe_2Mo や $(Fe, Co)_7Mo_6$ 相²⁰⁾が、また 18 Ni マルエージング鋼の場合は Ni_3Mo ²¹⁾が残留すると報告されている。

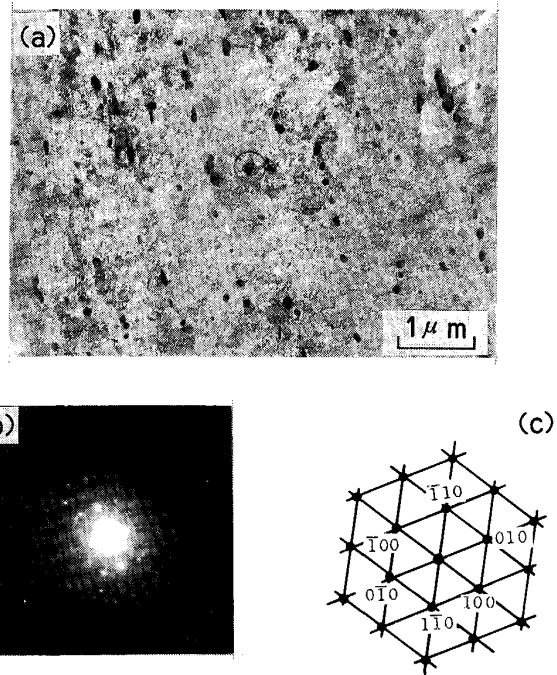
5% Mo 材の破面形態は、Photo. 4(c)のようにディンプルであるが、その直径は $1\mu m$ 以下と非常に小さいのが特徴で、延性が低いことを示している。以上のように 5% Mo 材の脆化は、未固溶の粗大な残留析出物を含んだ未再結晶組織が原因と推定される。

そこで、より高温で溶体化処理を行い、析出物の固溶を図つた。すなわち、溶体化処理条件を 850, 900, 950°C, 30 min, 空冷と変えた結果、粗大な未固溶の残留析出物は、溶体化処理温度の上昇とともに減少し、微細になるが、950°C でも完全には固溶していなかつた。Fig. 4 は、



Solution annealing : 850°C, 30 min, AC Aging : 500°C, 3 h, AC
Mo contents : (a) 0% (b) 2% (c) 5%

Photo. 4. Scanning electron micrographs of the fracture surface of tensile test piece of 18Ni-Mo-2Ti-0.1Al maraging steels.



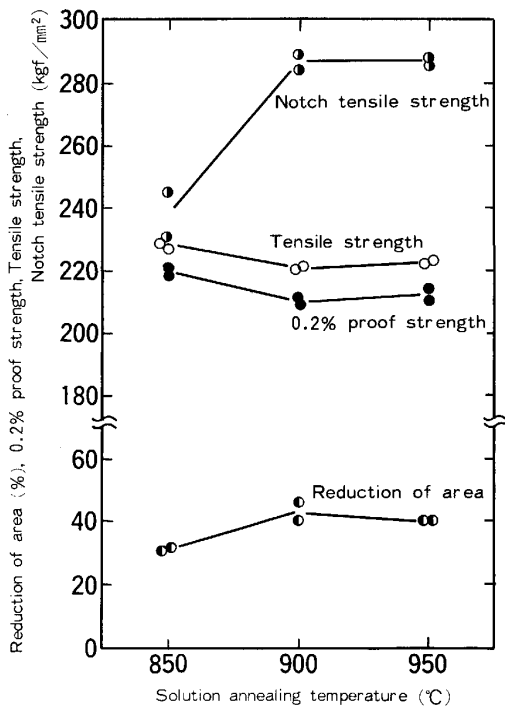
Solution annealing : 850°C, 30 min, AC Aging : 500°C, 3 h, AC
(a) Electron micrograph (b) Selected area diffraction pattern taken from the encircled area of (a) (c) Key diagram of (b) Electron beam \perp (001) hcp

Photo. 5. Electron micrograph of the carbon extraction replica of the non-dissolved precipitates in 18Ni-5Mo-2Ti-0.1Al maraging steel.

Table 4. Comparison between observed and calculated interplaner spacings of extracted precipitates in 18Ni-5Mo-2Ti-0.1Al maraging steel.

| Observed/calculated Plane indices | Observed value (Å) | Calculated value of Fe_2Ti (Å) | Calculated value of Fe_2Mo (Å) | Calculated value of Ni_3Ti (Å) |
|--------------------------------------|--------------------|-------------------------------------|-------------------------------------|-------------------------------------|
| d_{100} | 4.20 | 4.14 (-0.06) | 4.10 (-0.10) | 4.41 (+0.21) |

Values in parentheses are the difference between observed and calculated values.
Solution annealing : 850°C, 30 min, AC Aging : 500°C, 3 h, AC



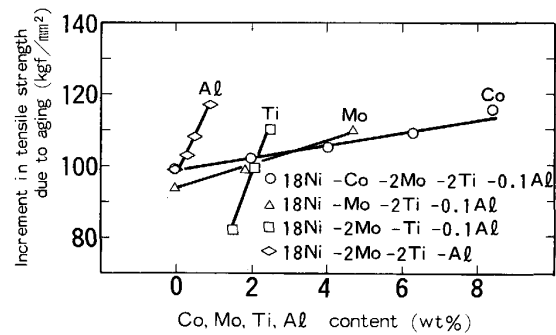
Solution annealing: T°C, 30 min, AC Aging: 500°C, 3 h, AC

Fig. 4. Effect of solution annealing temperature on the tensile properties of 18Ni-5Mo-2Ti-0.1Al maraging steel.

溶体化処理温度と引張性質との関係を示したもので、残留析出物が微細になり、量が減少する900°C以上の溶体化処理により絞り・切欠強さが改善されている。

3.6 Co, Mo, Ti, Al 量の時効硬化におよぼす効果

Co, Mo, Ti, Al 各合金元素の添加量の時効硬化量におよぼす効果を比較、検討した。Fig. 5 は各元素の添加量の時効硬化量（時効処理材の引張強さ、 σ_{B1} と溶体化処理材の引張強さ、 σ_{B2} との差）におよぼす影響を示す。時効硬化量はいずれの合金元素の場合も、添加量とともにほぼ直線的に増大している。また Co, Mo 量の時効硬化におよぼす影響は Ti, Al に比べて小さい。Co を 8% 添加した場合と Co 無添加の場合で時効硬化量は 17 kgf/mm² の差しか認められない。Mo は現用 18Ni マルエージング鋼で 5% 程度添加されており、Co との相互作用により時効硬化に著しく寄与している。しかし、Fig. 5 では Mo 1% あたりの時効硬化量は非常に小さく、0~5% Mo の範囲で Co の場合よりも少し大きい程度で、Co を添加しない場合は Mo を 5% 添加しても大きな析出硬化は期待できない。すなわち、Co を含まない Fe-18Ni-(0~5)Mo-2Ti-0.1Al では、析出硬化が期待される元素として Mo と Ti が添加されているが、2% の Ti 添加による時効硬化量は 94 kgf/mm² で全時効硬



Solution annealing: 850°C, 30 min, AC (950°C, 30 min, AC for 18Ni-5Mo-2Ti-0.1Al) Aging: 500°C, 3 h, AC

Fig. 5. Effects of Co, Mo, Ti and Al on the age-hardening in 18Ni maraging steels.

化量の大部分を占めることから、時効処理により Ti 系の金属間化合物が優先的に析出していることを示している。

4. 結 言

170~200 kgf/mm² の強度を有する低コスト型マルエージング鋼を開発するため、強化は主に Ti で図り、高価な元素である Co, Mo は可能なかぎり低減させるという考えのもとに、Co を 0~8%, Mo を 0~5% の範囲で変化させた鋼種について 850°C, 30 min, 空冷(5% Mo 材についてのみ 900, 950°C, 30 min, 空冷も実施)の溶体化処理を施して、機械的性質および時効析出挙動におよぼす Co, Mo 量の影響を検討し以下の結果を得た。

(1) 850°C, 30 min, 空冷の溶体化処理状態の 18Ni-Co-2Mo-2Ti-0.1Al 鋼の組織は Co 0~8% の範囲ではすべてラスマルテンサイト Co 量による組織の差異は認められない。また 18Ni-Mo-2Ti-0.1Al 鋼については、0, 2% Mo 材では再結晶したオーステナイトから生成されたラスマルテンサイト組織であるが 5% Mo 材では未再結晶のオーステナイトから生成されたラスマルテンサイト組織である。

(2) 引張性質は Co 0~8% の範囲で大きな変化はなく、0% に減少しても強さが少し低下するのみですぐれた絞り、切欠強さを示す。また、時効析出状態も Co 量による変化は認められない。したがって Co の有無によらず微細な析出物が均一に分散した析出状態が得られる。

(3) Mo を主要な析出強化元素として使用している現用の 18Ni マルエージング鋼で認められている Co と Mo の間の析出強化における相互作用効果は、本研究の

低 Mo 高 Ti 型マルエージング鋼では認められず、析出強化におよぼす Co 添加の効果は少ない。

(4) 0% Mo 材では絞り、切欠強度比が著しく低いが、2% の Mo 添加により改善される。この原因は、0% Mo 材では旧オーステナイト粒界に粗大な析出物 (Ni_3Ti) が生成し、これにより粒界脆化を起こすが Mo を 2% 添加するとこのような粗大な析出物の析出が抑制され、均一微細な析出状態が得られ延性が改善される。

(5) Mo を増量した場合、未固溶の析出物が残留する傾向がある。すなわち、5% Mo 材の 850°C 溶体化処理材では粗大な未固溶析出物が認められ脆化するが、900°C 以上での溶体化処理により残留析出物は微細化し、その量も減少し延性は改善される。

(6) 以上の結果から、Co 無添加でしかも Mo 量を低減した 18Ni-2Mo-2Ti-0.1Al 鋼で従来の標準型 18Ni マルエージング鋼と同等の機械的性質が得られることがわかった。

文 献

- 1) 日本特許公告公報 昭 39-12233 号
- 2) 日本特許公告公報 昭 39-19885 号
- 3) 日本特許公告公報 昭 39-19886 号
- 4) S. FLOREEN and G. R. SPEICH: *Trans. Am. Soc. Met.*, **57** (1964), p. 714
- 5) R. F. DECKER, J. T. EASH and A. J. GOLDMAN: *Trans. Am. Soc. Met.*, **55** (1962), p. 58
- 6) D. T. PETERS and C. R. CUPP: *Trans. Metall. Soc. AIME*, **236** (1966), p. 1420
- 7) B. R. BANERJEE, J. J. HAUSER and J. M. COPENOS: *Met. Sci. J.*, **2** (1968), p. 76
- 8) J. R. MIHALISIN: *Trans. Am. Soc. Met.*, **59** (1966), p. 60
- 9) S. SPOONER, H. J. RACK and D. KALISH: *Metall. Trans.*, **2** (1971), p. 2306
- 10) 特公昭 57-041351
- 11) 森本啓之, 芦田喜郎, 細見広次: *鉄と鋼*, **66** (1980), S1226
- 12) 森本啓之, 芦田喜郎: *鉄と鋼*, **67** (1981), S1373
- 13) 森本啓之, 芦田喜郎: *鉄と鋼*, **68** (1982), S487
- 14) 特公昭 57-104649
- 15) 浅山行昭: *日本金属学会誌*, **46** (1982), p. 1081
- 16) 浅山行昭: *日本金属学会誌*, **50** (1986), p. 695
- 17) 浅山行昭: *日本金属学会誌*, **50** (1986), p. 879
- 18) 高木節雄, 筋田康稔, 徳永洋一: *日本金属学会誌*, **45** (1981), p. 1101
- 19) 添野 浩, 黒田哲郎: *鉄と鋼*, **58** (1972), p. 1663
- 20) 細見広次, 芦田喜郎, 波戸 浩, 石原和範, 中村 均: *鉄と鋼*, **64** (1978), p. 95
- 21) 岡田康孝, 邦武立郎: *鉄と鋼*, **67** (1981), p. 791