

## 論 文

UDC 669.14.018.29 : 669.15'24'25'28'295-194.55 : 620.172.242 : 539.55

## 高強度マルエージ鋼の合金元素による強靱化

岡田 康 孝\*・邦 武 立 郎\*<sup>2</sup>Effect of Alloying Elements on the Strength and Toughness  
of the Ultra-high Strength Maraging Steels

Yasutaka OKADA and Tatsuro KUNITAKE

## Synopsis:

As an ultra-high strength maraging steel which possesses the tensile strength of more than 2400 MPa, the 13Ni-15Co-10Mo steel is well known. However, it necessitates special treatments such as controlled rolling and repetition of rapid heating and cooling to improve ductility and toughness.

Systematic investigations regarding to the effect of alloying elements on the tensile strength and toughness of ultra-high strength maraging steels are hardly known.

For these reasons, effect of alloying elements, retained austenite and undissolved precipitates on the strength and toughness within the tensile strength range from 2000 MPa to 3000 MPa were investigated. Results are as follows.

1) Relation between the tensile strength and toughness was strongly dependent on the combination of the amount of Ni and Mo.

(a) Ni improved toughness remarkably.

(b) Mo increased tensile strength strongly without drastic decrease of toughness below 8%.

2) Ni and Mo definitely decreased Ms temperature. Decrease of tensile strength after aging due to the formation of retained austenite occurred when the Ms temperature decreased below 140°C.

3) Excess addition of Mo increased the solution treatment temperature to dissolve the precipitates, and this made the austenite grain size coarse and decreased the toughness.

4) The 17.5Ni-6Mo steel was selected as the steel which showed the most suitable combination of strength and toughness.

## 1. 緒 言

マルエージ鋼は、金属間化合物の析出により高い強度と優れた靱性を得る鋼として知られている<sup>1)~4)</sup>。なかでも 18% ニッケル系マルエージ鋼（以下 18% Ni マルエージ鋼）は特に高い強度と良好な靱性を有し、すでに 2400 Mpa (245 kg/mm<sup>2</sup>) 級まで開発され、実用に供されている<sup>5)~9)</sup>。これより高い強度を有するマルエージ鋼（以下高強度マルエージ鋼）については、BIEBER と MIHARISIN<sup>10)</sup> が開発した 13Ni-15Co-10Mo 鋼があり、いくつかの報告が行われている<sup>11)~14)</sup>。しかしながら、この鋼については特殊な処理（例えば特殊加工熱処理法<sup>15)16)</sup>、繰り返し急速加熱急冷熱処理法<sup>17)</sup>）が必要で、通常の熱処理（溶体化処理+時効では靱性が著しく低下することが明らかにされている<sup>10)18)</sup>。また、河

部等の Ti を多量に添加した高強度マルエージ鋼があるが<sup>17)19)</sup>、高強度マルエージ鋼におよぼす合金元素の影響についての系統的な研究はほとんど行われていない。

本研究では、合金元素の添加によつて、通常の熱処理のみで靱性を大きく劣化させることなくどの程度まで強度を上昇させることが可能であるかを明らかにするため、引張強さ 2000~3000 Mpa の高い強度水準を対象とし、マルエージ鋼の主合金元素である Ni, Co, Mo および Ti について、強度と靱性におよぼす影響を明らかにした。さらに残留オーステナイト ( $\gamma$ )、残留析出物の強度および靱性におよぼす影響についても検討した。この結果、高強度マルエージ鋼の強度と靱性について従来得られていない知見が得られたので報告する。

昭和 52 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 55 年 6 月 11 日受付 (Recived June 11, 1980)

\* 住友金属工業(株)中央技術研究所 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-3 Nishinagahondori Amagasaki 660)

\*<sup>2</sup> 住友金属工業(株)中央技術研究所 理博 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

## 2. 実験方法

実験に供した試料の化学成分範囲を Table 1 に示す。Al を除く微量元素については靱性におよぼす悪影響<sup>20)</sup>を考慮して可能な限り低く保つことにした。

供試鋼は真空高周波誘導溶解によつて 17 kg の鋼塊を作製し、その後 1 200°C、10 h の均質化処理のち熱間鍛造および熱間圧延にて 12 mm 厚の素材とした。溶体化処理については後で述べるように処理温度により靱性が大きく変化することが明らかになったので、800~1 100°C の範囲で 1 h 加熱保持したのち水冷し、このなかで時効後最も高い靱性を示す最適溶体化処理温度のものについて、鋼種間の比較を行った。具体的には Mo の量により最適溶体化処理温度は変化し、4, 6, 8 および 10% の Mo 量に対して最適溶体化処理温度はそれぞれ 800, 860, 880 および 950°C であつた。時効については特殊なものを除きすべて真空中で 500°C×4h 実施した。

Fig. 1 は実験に供した平滑引張試験片 (ゲージ長; 12.5 mm) および切り欠き付引張試験片 (応力集中係数; 3.5) を示す。靱性は切り欠き引張強さで評価した。引張試験におけるクロスヘッド速度は 2 mm/min である。

マルテンサイト変態点 (Ms, Mf 点) は Formaster-F

Table 1. Range of alloying elements in the investigation.

Alloying element (wt%)			
Nickel	12.5~20.0	Carbon	≦0.010
Cobalt	8.0~20.0	Silicon, Manganese	≦0.05
Molybdenum	4.0~15.0	Phosphorus, Sulfur	≦0.005
Titanium	0.0~1.5	Aluminum	0.03~0.09

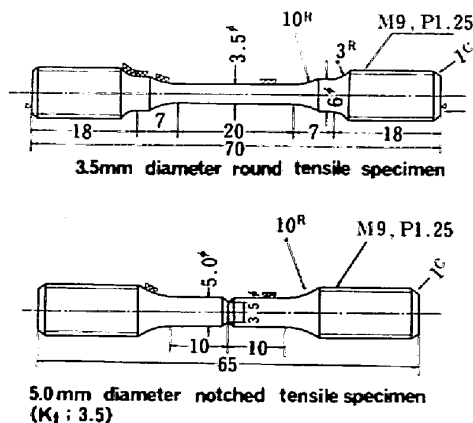


Fig. 1. Tensile and notched tensile specimens.

を使用し、900°C×1 h の加熱保持のち室温まで 30 min で冷却し、熱膨張により測定した。

## 3. 実験結果

### 3.1 合金元素の機械的性質におよぼす影響

#### 3.1.1 ニッケル

Fig. 2 は Co, Mo および Ti を一定とし Ni を 12.5% から 20% まで変化させた場合の引張強さ (T.S), 伸び (El.), 絞り (R.A) および切り欠き引張強さ (N.T.S) の変化を示す。500°C×4 h の時効材では、Ni 量の増加にともない引張強さは上昇するが、500°C×33 h の時効材では 12.5% Ni から 15% Ni のものの引張強さが 4 h 時効材に比較して上昇し 12.5% Ni から 17.5% Ni までは引張強さはほとんど変化しなくなる。これは Ni 量の減少にともなつて析出速度が遅れ、最高引張強さに達するまでの時間が長くなるためである。また 20% Ni では引張強さが低下しているが、これは残留  $\gamma$  の生成によるものである。いずれにせよ伸び、絞りおよび切り欠き引張強さは 2 つの時効条件においてほぼ同様の変化を示す。Ni 量の増加にともない伸び、絞りはほとんど変化しないが切り欠き引張強さは顕著に上昇している。

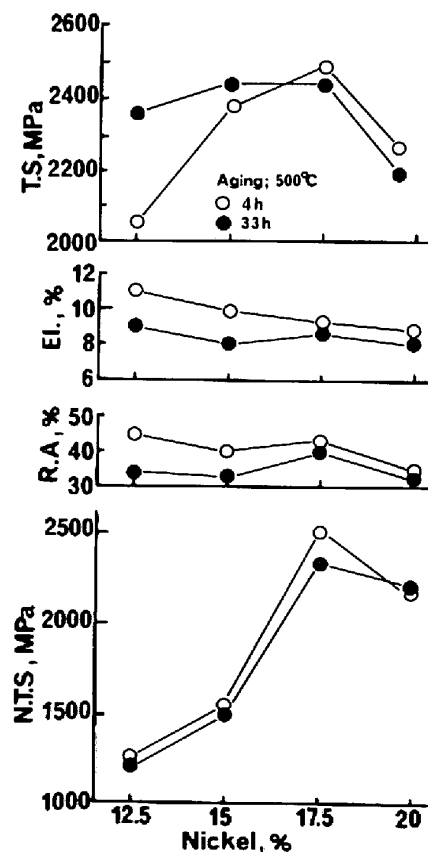


Fig. 2. Effect of nickel on the mechanical properties. (Ni-12.5Co-6Mo-1.2Ti)

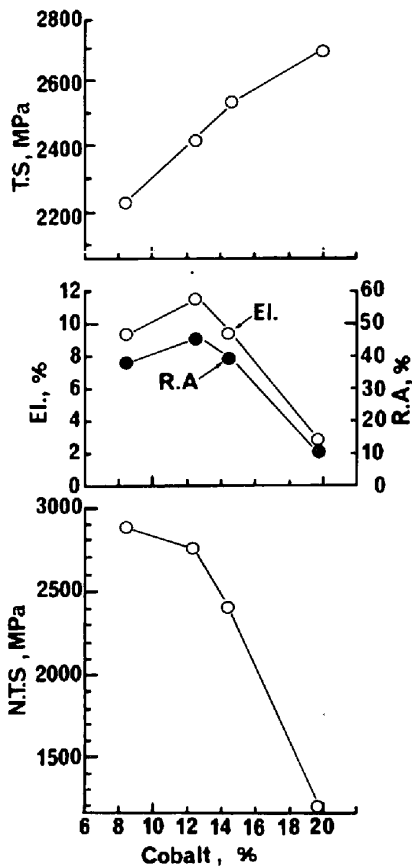


Fig. 3. Effect of cobalt on the mechanical properties. (17.5Ni-Co-6Mo-1.0Ti)

3.1.2 コバルト

Fig. 3 は Ni, Mo および Ti を一定とした場合の Co の影響を示す。Co は 8% から 20% まで引張強さを単調に増加させる。伸び、絞りおよび切り欠き引張強さは 15% まで低下が少なすが、20% になると著しく低下する。なお 15% Co で引張強さは 2550 MPa に達する。

3.1.3 モリブデン

Fig. 4 は 15% Ni 系および 17.5% Ni 系で Co と Ti を一定とした場合の Mo の影響を示したものである。Mo 量の増加にともない引張強さは大きく上昇するが 17.5% Ni 系では 8%, 15% Ni 系では 10% の Mo 量を越えると多量の残留  $\gamma$  が生成し、時効後の引張強さは著しく低下する。一方、伸び、絞りは 8% を越えると急激に低下する。また切り欠き引張強さは Mo の増加にともない著しく低下する。

3.1.4 チタン

Fig. 5 に 17.5Ni-15Co-6Mo 系における Ti の影響を示す。Ti は Co とほぼ同様の变化を示し、Ti 量の増加にともない引張強さはほぼ直線的に上昇し 1.0% Ti で 2550 MPa に達する。伸び、絞りは 0.6% を越え

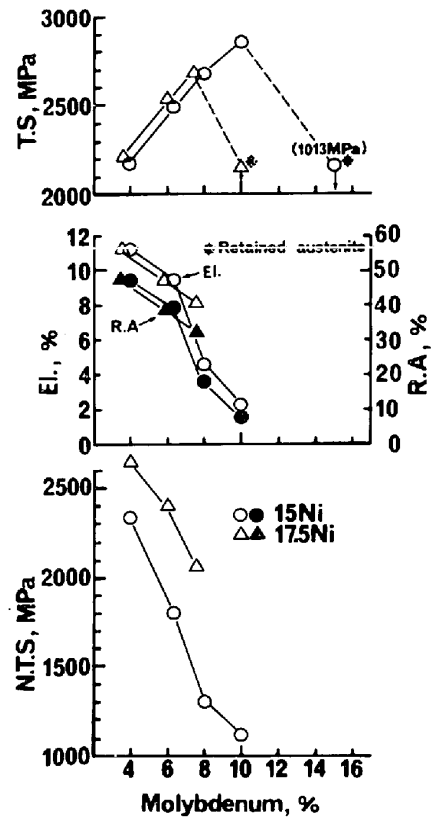


Fig. 4. Effect of molybdenum on the mechanical properties. (17.5Ni-15Co-Mo-1.0Ti and 15Ni-15Co-Mo-1.0Ti)

ると 1.2% までゆるやかに低下し、さらに 1.5% になると急激に低下する。切り欠き引張強さは 0.6% を越えると低下する。

3.2 多重回帰分析

合金元素の機械的性質に対する影響を統計的に明らかにするため多重回帰分析を行った。実施に際し、あらかじめ分散分析を行い交互作用を含む要因を選択し、これを多重回帰分析に適用した。また Mo については機械的性質に対する影響が大きく他の元素の影響を詳細に明らかにすることが困難であったので 6% と一定にし他の元素の影響について求めた。Table 2 に成分および溶体化処理の水準をまた Table 3 に解析結果を示す。切り欠き引張強さについては推定精度がやや劣るが、これは 2550 MPa の引張強さの水準において、切り欠き引張強さの測定による変動が  $\pm 120$  MPa あるところからやむを得ない結果であると考えられる。また伸びについては多重回帰式から求めるより絞りから直線回帰式により求めた方が推定精度が高いことが明らかになったのでこの結果を Table 3 に示す。

以上の結果から 17.5Ni-15Co-6Mo-1.0Ti の成分を中心とした合金元素 1 wt% 当たりの機械的性質の変

化を求めることができ、結果を Table 4 に示す。なお Mo については比較のため Fig. 4 より 6~8% における変化を求め表に加えた。引張強さに対する寄与は Ti が最も大きく Mo がこれに次いでいる。また表中の ( ) 内の数字は合金元素により引張強さを 1 MPa を高くした場合の絞りまたは切り欠き引張強さの変化を示し、Ni が絞りおよび切り欠き引張強さの向上に著しく効果のあること、および Mo が強化の割には切り欠き引張強さの低下が比較的小さいことがわかる。

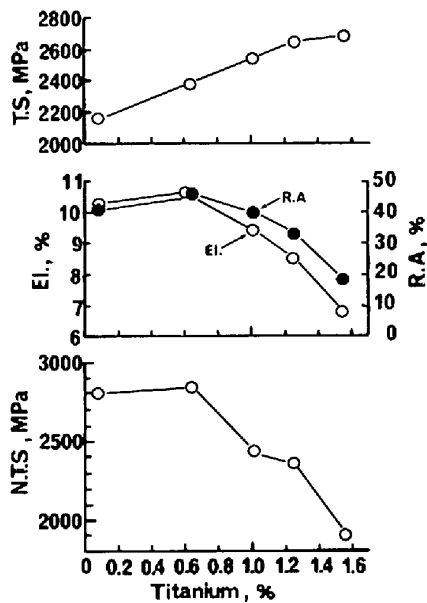


Fig. 5. Effect of titanium on the mechanical properties (17.5Ni-15Co-6Mo-Ti)

Table 2. Levels of main effect.

Main effect*	Levels	Number of levels
Nickel (wt%)	15.0, 17.5	2
Cobalt (wt%)	12.5, 15.0	2
Titanium (wt%)	0.7, 1.0, 1.3, 1.6	4
Solution treatment temperature (°C)	800, 825, 850, 875	4

\* Amount of molybdenum is 6%.

Table 3. Result of single and multipul regression analysis.

Regression equation.	Regression coefficient.
$T.S(MPa) = 172x(\%Ni) + 215x(\%Co) + 328(\%Ti) - 10.3x(\%Ni) \times (\%Co) - 0.93x(S.T)^* - 583$	0.96
$R.A(\%) = -12.8x(\%Ni) - 18.9x(\%Co) - 21.1x(\%Ti) + 0.994(\%Ni) \times (\%Co) + 306.8$	0.80
$N.T.S(MPa) = 156x(\%Ni) - 138x(\%Co) - 3230x(\%Ti) + 982x(\%Ti)^2 + 3727$	0.83
$El.(\%) = 0.214 \times R.A(\%) + 1.12$	0.97

\*S.T; Solution treatment temperature. (°C)

### 3-3 引張強さと切り欠き引張強さとの関係

マルエージ鋼の強度と靱性に対する合金元素の影響を論じるには引張強さと切り欠き引張強さの関係が合金元素によりどのように変化するかを明らかにすることが重要である。Fig. 6 は図中に成分範囲を示すように Ni, Co, Mo および Ti を広い範囲に変化させた場合の引張強さと切り欠き引張強さとの関係を示したものである。全般的には引張強さの上昇とともに切り欠き引張強さは低下するが詳細にみると両者の関係は Ni と Mo の量により層別され、一定量の Ni と Mo を組み合わせ合わせた合金系は同一曲線上にあることがわかる。同一曲線上において Co と Ti の量は変化しているが両者は単に引張強さを上昇させ切り欠き引張強さを低下させているだけである。この点については Fig. 3 および Fig. 5 における本実験に用いた Co と Ti の成分範囲内の挙動から考えて妥当なものである。

さて Fig. 6 の曲線群に注目すると、同一 Mo 量に対して Ni 量が増加すると引張強さと切り欠き引張強さの関係は右上側に移動し、Ni は明らかに靱性を向上させている。同一 Ni 量に対する Mo 量の影響は 17.5Ni-4Mo 系と 17.5Ni-6Mo 系および 15Ni-6Mo 系と 15Ni-8Mo 系の比較で示される。引張強さと切り欠き引張強

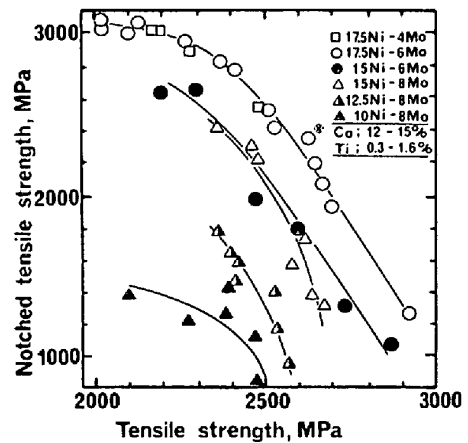


Fig. 6. Relation between tensile strength and notched tensile strength.

Table 4. Change of mechanical properties per wt% of alloying element.

Alloying element	T.S (MPa)	R.A (%)	N.T.S (MPa)
Nickel	17.5	2.11( 0.12)	156( 8.91)
Cobalt	34.7	-1.58(-0.045)	-138(-3.97)
Molybdenum	118	-14.8(-0.125)	-306(-2.59)
Titanium	328	-21.1(-0.064)	-1266(-3.86)

( ) indicates the change of R.A and N.T.S per 1 MPa of tensile strength.

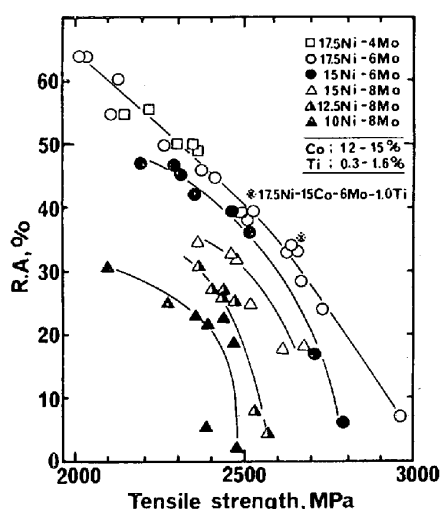


Fig. 7. Relation between tensile strength and reduction of area.

この関係は Mo 量が 4% から 6% に増加しても変化しないが、8% に達すると引張強さが 2500 MPa 以上の領域で切り欠き引張強さが低下する。この結果は Fig. 4 の結果と一致し、原因については 4.2 節で詳細に述べる。

最も高い靱性を示す成分系は Fig. 6 より 17.5Ni-4Mo 系と 17.5Ni-6Mo 系になるが、前者は図から引張強さが 2500 MPa を越えることは困難である。従つて引張強さが 2400 MPa 以上の高強度マルエージ鋼の最適成分系は 17.5Ni-6Mo 系になる。

なお Fig. 7 に引張強さと絞りの関係を示すが、この結果は Fig. 6 とほぼ同様である。

#### 4. 考 察

前章においては合金元素と強度、靱性の関係を明らかにし、Ni と Mo が重要な合金元素であることを示した。ここでは合金元素の強度、靱性に対する挙動について残留  $\gamma$  および残留析出物の関係において追究し、Ni, Mo 添加量に上限のあることを明らかにしたい。

Table 5. Range of alloying elements used in the regression analysis on Ms and Mf temperature.

Alloying element	Range (wt%)
Nickel	13.8 to 20.0
Cobalt	7.9 to 16.5
Molybdenum	3.9 to 6.0
Titanium	0.49 to 1.69

(33 data)

Table 6. Result of the regression analysis.

$$Ms(^{\circ}C) = -16.5x(\%Ni) - 2.15x(\%Ni) \times (\%Mo) - 1.82x(\%Co) \times (\%Ti) + 715.9$$

( $\gamma=0.91$ )

$$Mf(^{\circ}C) = Ms(^{\circ}C) - 108.4$$

( $\gamma=0.96$ )

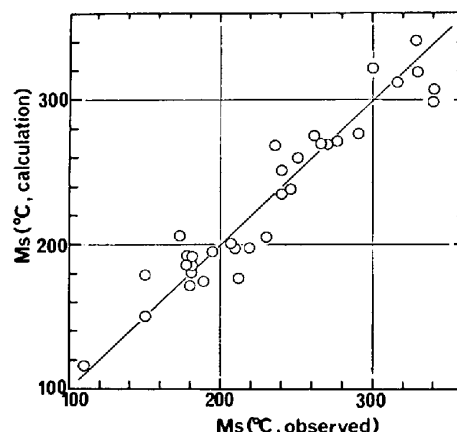


Fig. 8. Relation between the observed Ms temperature and calculated Ms temperature by multiple regression analysis.

#### 4.1 合金元素と残留 $\gamma$ の関係

溶体化処理後室温において生成する残留  $\gamma$  は Ms 点あるいは Mf 点の低下によるものである。TUFFNELL ら<sup>5)</sup> は Ms 点が 121°C 以下になると残留  $\gamma$  が急激に増加すると報告している。そこでまず、合金元素と Ms 点および Mf 点の関係を多重回帰分析により明らかにした。Table 5 に供試鋼 (33 鋼種) の成分範囲を、また Table 6 に回帰式を示す。Fig. 8 に Ms 点に関する測定値と回帰式による計算値の関係を示すが、両者はよく一致している。Table 6 の結果から Ni, Co, Mo および Ti はいずれも Ms 点を下げる作用のあることがわかる。しかしながら Co および Ti については Table 5 に示す成分範囲内では  $\pm 20^{\circ}C$  の変化にとどまり、主な変化は

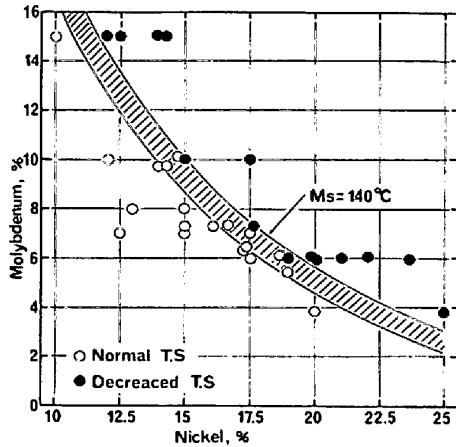


Fig. 9. Effect of nickel and molybdenum on the Ms temperature and tensile strength.

Ni と Mo によると考えられる。

時効後の引張強さについては、Fig. 2 および Fig. 4 に示すように Ni あるいは Mo の増加にともない、ある量を境として時効後の引張強さが急に低下する場合があります。Fig. 9 はこのような時効後の引張強さの挙動について Ni と Mo 量により整理したものである。一方、図中の斜線部は Table 6 の多重回帰式より Ms 点を 140°C とする Ni と Mo の関係を示したもので、斜線部は含有される Co と Ti による変動を意味する。Fig. 9 の結果より斜線部より右上側で時効後の引張強さが低下しており、Ms 点が 140°C 以下になると残留  $\gamma$  の発生により引張強さが低下することがわかる。Ms 点が 140°C であることは Table 6 より Mf 点が約 32°C となり室温に近いことから考えてこの結果は妥当なものと考えられる。

この結果は時効後の引張強さを十分確保するには Ni と Mo の添加量に上限があることを意味し、4, 6, 8 および 10% の Mo に対する Ni 量の上限はそれぞれ 21, 18, 16 および 14% になる。

4.2 Mo 量と残留析出物の関係

13Ni-15Co-10Mo 系高強度マルエージ鋼において、残留析出物が時効後の靱性を著しく低下させることが報告されており<sup>10)16)18)</sup>、マルエージ鋼の残留析出物は靱性を支配する重要な因子と考えられる。

Fig. 10 は 3 章において最も高い靱性を示した 17.5 Ni-6Mo 系高強度マルエージ鋼について、溶体化処理温度と時効 (500°C × 4h) 後の機械的性質との関係を示し

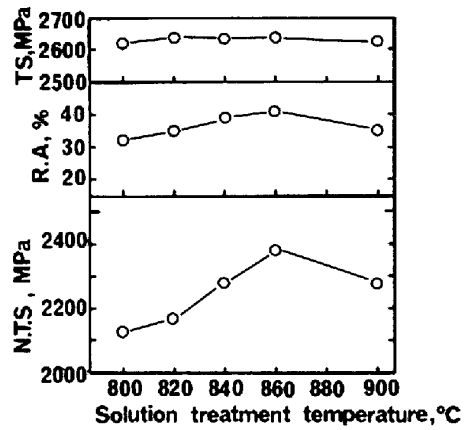


Fig. 10. Effect of solution treatment temperature on the mechanical properties after aging for the steel shown in table 7.

たものである。供試鋼の化学組成は Table 7 に示すとおりである。引張強さはほとんど変化しないが、絞りおよび切り欠き引張強さは溶体化処理温度の上昇とともに向上し、860°C で最高値を示し 900°C では再び低下する。抽出レプリカ法による 100kV 電子顕微鏡組織を Photo. 1 に示す。800~840°C の溶体化処理で析出物が認められ、写真中の矢印で示す析出物に対する電子線回析の結果、Ni<sub>3</sub>Mo と同定された。この析出物は溶体化処理前には認められず、溶体化処理の過程において発生し残留したものである。残留析出物は溶体化処理温度の上昇とともに減少し、切り欠き引張強さの最高値を示す 860°C ではほぼ消滅しており切欠引張強さの変化とよく対応している。

Fig. 11 は各種の合金組成を有するマルエージ鋼について、Mo 量と最適溶体化処理温度の関係を示したものである。Mo 量の増加にともない最適溶体化処理温度は上昇し、4% Mo で 800°C 程度であるものが 10% Mo になると 950°C 以上になる。一方、図中の破線部は最適溶体化処理温度における結晶粒度を示したもので、筆者<sup>20)</sup>らがすでに報告しているように Mo 量の増加にともないその結晶粒は粗大化する。Fig. 12 は Table 7 で示した鋼について、結晶粒度を変化させる目的で熱間圧延の圧下率を 0~90% の範囲で変化させた素材を 860°C × 1h → WQ の溶体化処理と 500°C × 4h の時効を行った場合の  $\gamma$  結晶粒度と絞り、切り欠き引張強さとの関係を示したものである。時効後の引張強さは結晶粒度に

Table 7. Chemical composition of steel. (wt%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Co	Mo	Ti	Al
0.005	0.012	0.01	0.002	0.004	17.3	15.0	6.55	1.10	0.046

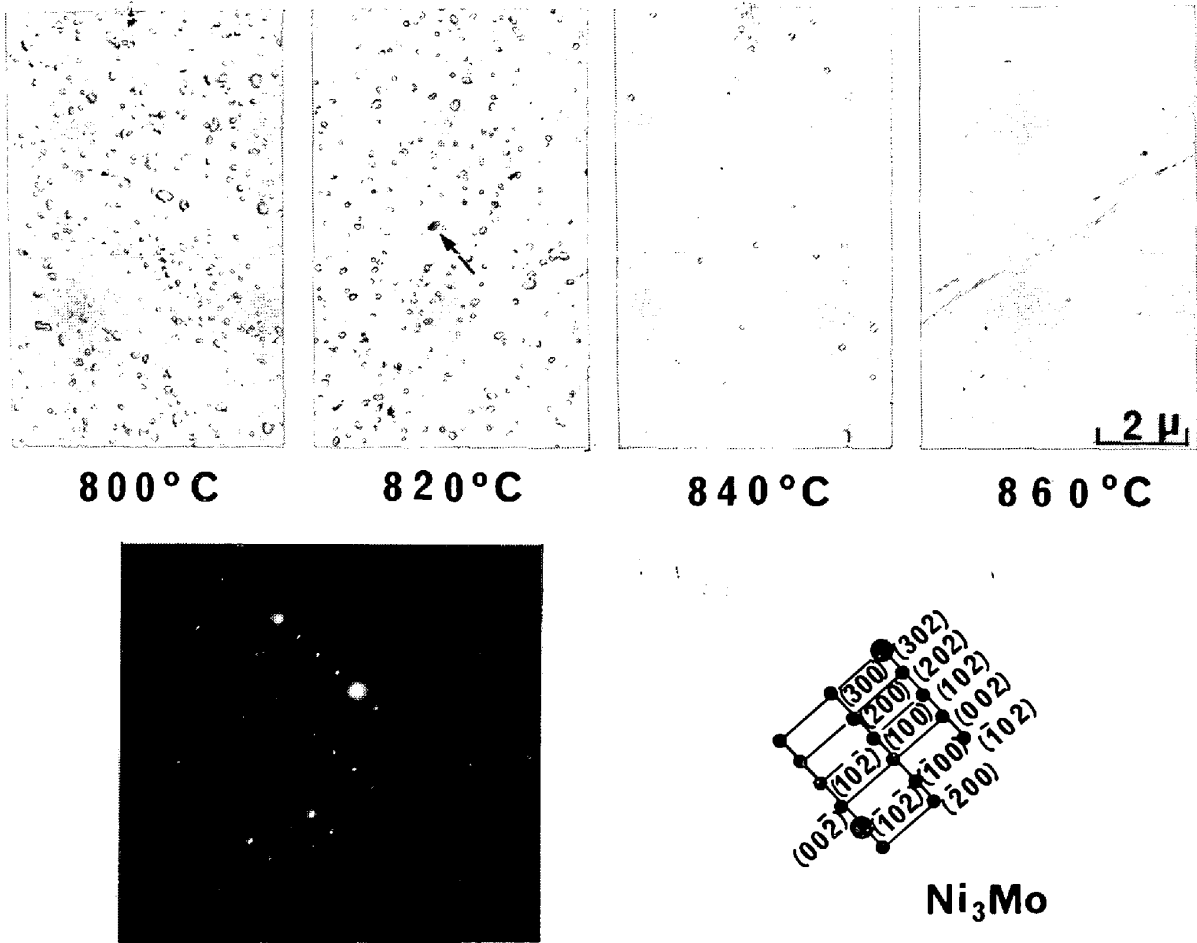


Photo. 1. Electron micrographs (extraction replica technique) of retained precipitates after the solution treatment at the various temperatures.

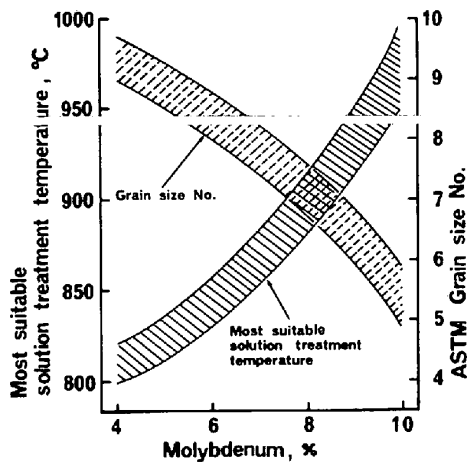


Fig. 11. Change of the most suitable solution treatment temperature and austenite grain size accompanied with the increase of molybdenum.

かかわらずほぼ 2600 MPa で一定であるが、絞りおよび切り欠き引張強さは結晶粒の微細化にともない大きく向上する。絞りおよび切り欠き引張強さの向上は結晶粒度番号で 8 以上の領域において著しく、Fig. 11 より Mo

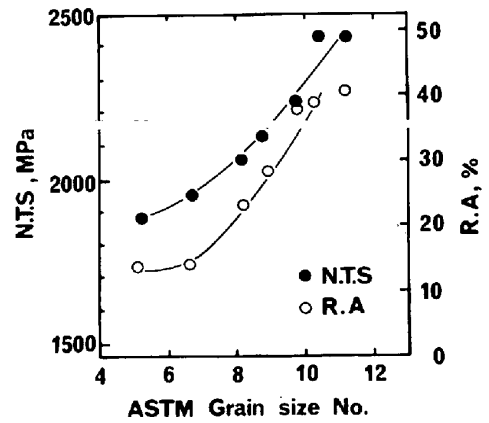


Fig. 12. Effect of austenite grain size on the notched tensile strength and reduction of area for the steel shown in table 7.

量を 8% 以上に抑え、溶体化処理温度を低くすることが靱性の向上に効果があると考えられる。

#### 4.3 高強度マルエージ鋼の最適成分系

以上の検討の結果から高強度マルエージ鋼の強度と靱性の関係は Ni と Mo の量によって決定されることが明らかになった。Fig. 13 は Ni と Mo の強度、靱性に対

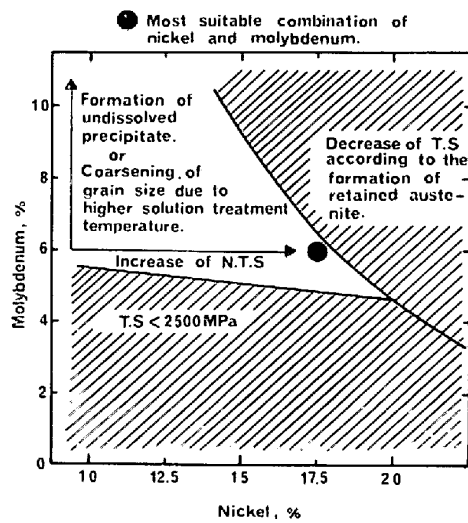


Fig. 13. Relation between the various factors which affect the strength and toughness of ultra-high strength maraging steels and the amount of nickel and molybdenum.

する種々の要因をまとめたものである。まず強度的には図中の斜線部分を除いた Ni と Mo の領域に限定される。次にこの領域内で Mo 量を低くし、溶体化処理温度を低くして溶体化処理後の結晶粒を微細にし、しかも残留析出物の発生を防止する。また Ni を可能な限り高くする。両者の条件を同時に満足させる点は図中の●印で示されこれが最適成分系になる。すなわち 17.5Ni-6Mo系が高強度マルエージ鋼の最適成分系であり、一例として Table 7 に示す鋼種をあげることができる。この鋼の機械的性質は Fig. 10 に示され、最適溶体化処理温度である 860°C において、2600 MPa の引張強さと良好な伸び、絞り、切り欠き引張強さが得られている。

## 5. 結 言

引張強さが 2400 MPa (245 kg/mm<sup>2</sup>) 以上の高強度マルエージ鋼について合金元素 (Ni, Co, Mo, Ti) と強度、靱性の関係を明らかにした。

1. 合金元素のうち Ni と Mo の組み合わせが強度と靱性の関係を支配し、Co と Ti はそれぞれ 15% および 1.6% 以下の範囲において、単純に引張強さを上昇させ靱性を低下させるだけである。

2. Ni は靱性向上に著しく有効であるが、多量に添加すると残留  $\gamma$  が生成し、時効後の引張強さを低下させる。

3. Mo は引張強さの上昇に有用であるが多量の添加は Ni と同様に残留  $\gamma$  を生成させ引張強さを低下させる。また残留析出物の生成と溶体化処理後の結晶粒の粗

大化を防ぐため 8% 以下に抑える必要がある。

4. 残留  $\gamma$  の発生による時効後の引張強さの低下を防止するためには Ms 点を 140°C 以上にする必要がある。

5. 高強度マルエージ鋼の最適成分系は 17.5Ni-6Mo の組み合わせで得られる。

終わりに本論文の発表を許可された住友金属工業(株)中央技術研究所前所長小田尚輝博士および現所長西岡邦夫博士に深く感謝申し上げます。また本研究の遂行に際し多大の御激励を賜った同所次長行俊照夫博士に厚く感謝致します。

## 文 献

- 1) S. FLOREEN and G. R. SPEICH: Trans. ASM, 57 (1964), p. 714
- 2) 荒木 透: 鉄と鋼, 52 (1966) 2, p. 71
- 3) 荒木 透: 金属, 41 (1971) 2, p. 38
- 4) 河部義邦: 日本金属学会会報, 14 (1975) 10, p. 767
- 5) G. W. TUFFNELL and R. L. CAIRNS: Trans. ASM, 61 (1968), p. 798
- 6) C. S. CARTER: Met. Trans., 1 (1970), p. 1551
- 7) D. KALISH and H. J. RACK: Met. Trans., 2 (1971), p. 2665
- 8) H. J. RACK and D. KALISH: Met. Trans., 5 (1974), p. 685
- 9) 木村康夫, 内堀勝之, 所 一典, 木川博之: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 2617
- 10) J. R. MIHALISIN and C. G. BIEBER: J. Metals, (1966), p. 1033
- 11) M. D. PERKAS: Metalloredenie i Termicheskaya Obrabotka Metallor, 7 (1970), p. 12
- 12) A. MAGNEE, P. VIATOUR, J. M. DRAPIER, D. COUSORADIS, and L. HABRAKEN: Cobalt, (1973) 1, P. 3
- 13) 添野 浩, 近崎充夫, 土屋正利: 鉄と鋼, 63 (1977), 3, p. 505
- 14) 添野 浩, 田中和夫, 土屋正利: 鉄と鋼, 63 (1977), 10, p. 1691
- 15) 河野義邦, 中沢興三, 宗木政一: 鉄と鋼, 62 (1976) 9, p. 1229
- 16) 河野義邦, 宗木政一, 中沢興三, 谷治治男: 鉄と鋼, 63 (1970) 10, p. 1691
- 17) 中沢興三, 河野義邦, 宗木政一: 鉄と鋼, 65 (1979) 5, p. 542
- 18) 細見広次, 芦田喜郎, 波戸 浩, 石原和範, 中村均: 鉄と鋼, 64 (1978) 1, p. 95
- 19) 宗木政一, 河野義邦, 中沢興三, 谷治治男: 鉄と鋼, 64 (1978) 5, p. 605
- 20) 邦武立郎, 岡田康孝: 鉄と鋼, 60 (1974) 11, S609