

## 論 文

UDC 669.15'24'25'28'295-157.8-194.55 : 669.24 : 539.52 : 539.56 : 669.112.227.34

## 高強度マルエージ鋼の延性靱性におよぼす母相組織の影響

岡 田 康 孝\*・邦 武 立 郎\*<sup>2</sup>

## Effect of Microstructures on the Ductility and Toughness of Ultra-high Strength Maraging Steels

Yasutaka OKADA and Tatsuro KUNITAKE

## Synopsis :

A maraging steel of 17.5%Ni-6%Mo-12.5%Co-1%Ti shows superior ductility and toughness at ultra-high tensile strength level after conventional heat treatment (solution treatment and aging). In steels with higher nickel content from 19% to 24% to the above mentioned base composition, austenite is retained at room temperature after solution treatment due to lowering of Ms temperature. The high nickel maraging steels with retained austenite show various microstructures (lath martensite, lenticular martensite and untransformed austenite) after cold rolling or sub-zero treatment. Relation between ductility, toughness and various microstructures is discussed.

Principal results are as follows :

- 1) Retained austenite, formed owing to the increase of nickel content, transformed to lath martensite after cold rolling at room temperature. In alloys with 100% lath martensite structure obtained from above treatment, the beneficial effect of nickel on the increase of strength and toughness was confirmed up to 20%.
- 2) Retained austenite had no effect on the ratio of notched tensile strength to tensile strength after aging.
- 3) Lenticular martensite was observed in the steels with the nickel content of more than 20% after sub-zero treatment. Lenticular martensite was ascertained to decrease toughness remarkably after aging.
- 4) Cold rolling in the range of reduction of area from 30% to 60% was effective to increase toughness. The maraging steel with 20% nickel, cold rolled with the reduction of area of 60%, had the tensile strength of 2 700 MPa with the ratio of notched tensile strength to tensile strength of more than 1.0.

## 1. 結 言

引張強さが 2 400 MPa (245 kgf/mm<sup>2</sup>) 以上の高強度マルエージ鋼の強度と靱性におよぼす合金元素の影響については Ni と Mo の効果が大きく、17.5 Ni-6 Mo の組み合わせが最も良好な靱性を有することを報告した<sup>1)</sup>~<sup>3)</sup>。なかでも Ni による靱性の向上効果は顕著であった。しかしながら Ni を 17.5% 以上添加すると Ms 点が低下し残留オーステナイトが多量に生成し、時効後の強度は著しく低下する。

Ni を 20%~25% 含む高 Ni マルエージ鋼に関する報告は比較的少ない<sup>4)~6)</sup>。加藤ら<sup>6)</sup>は 25Ni-9Co-0.6Bc-0.3Ti 鋼について、発生した残留オーステナイトを冷間加工あるいは -196°C におけるサブゼロ処理によりマルテンサイトに変態させ、時効後 2 900 MPa の高い引張強さを得ている。特に冷間加工による方法は、18%Ni

マルエージ鋼において強靱化効果が認められており<sup>7)8)</sup>、有効な手段と考えられる。またこのような高 Ni マルエージ鋼はサブゼロ処理による低温での変態でレンズ状マルテンサイトが生成することが知られており<sup>9)</sup>、母相組織の点からも興味深い。一方上野等<sup>10)11)</sup>は 18%Ni マルエージ鋼の溶体化処理温度からの冷却過程で Ms 点より上の 270°C で TRIP 現象を認めているところから、高 Ni 化にともなう Ms 点の低下により室温で TRIP 現象が得られる可能性があり実用的見地からみても高 Ni マルエージ鋼は注目すべき成分系と考えられる。

本研究では、熱処理 (溶体化処理+時効) のみで最も良好な強度と靱性の組み合わせを有した 17.5Ni-6Mo-12.5Co-1.0Ti 鋼を出発点とし、Ni 量を 24% まで添加した高 Ni マルエージ鋼に対して、生成したオーステナイトを室温における冷間加工、サブゼロ処理および両者の組み合わせによりマルテンサイトに変態させ、Ni の

昭和 52 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 56 年 1 月 7 日受付 (Received Jan. 7, 1981)

\* 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)

Table 1. Chemical composition of steels.(wt%)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Co	Mo	Ti	Al
17.5Ni	0.004	<0.01	0.02	0.002	0.003	17.28	12.80	6.28	1.02	0.058
19Ni	0.005	<0.01	<0.01	0.002	0.003	18.91	12.80	6.12	1.04	0.068
20Ni	0.003	<0.01	<0.01	0.002	0.003	19.86	12.60	6.12	1.01	0.071
21Ni	0.007	<0.01	<0.01	0.002	0.003	21.03	13.20	6.28	1.06	0.071
22Ni	0.002	<0.01	<0.01	0.002	0.002	21.96	13.00	6.12	1.04	0.072
24Ni	0.005	<0.01	<0.01	0.002	0.003	23.68	13.00	6.12	1.07	0.070

Table 2. Heat treatment and cold rolling condition.

C.W(%)	S.T→C.W→Aging	S.T→Sub zero→C.W→Aging
0%	10t→1.0t→S.T	10t→*→1.0t→S.T→*
30%	10t→1.4t→S.T→1.0t	10t→*→1.4t→S.T→*→1.0t
60%	10t→2.5t→S.T→1.0t	10t→*→2.5t→S.T→*→1.0t
90%	10t→1.0t	10t→*→1.0t

S.T: Solution treatment. (850°C×1.0h→W.Q)  
 C.W(%): Reduction in thickness (cold rolling) ⇒show cold rolling.  
 \* Sub zero treatment. (-196°C×4h) Aging: 500°C×4h in vacuum.

強靱化効果がさらに高 Ni 側まで受け継がれているかどうかを明らかにするとともに母相組織として得られたラスマルテンサイト、レンズ状マルテンサイトおよびオーステナイトの強度と延性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 Ni 化と冷間加工によって得られた 100% ラスマルテンサイトを母相組織とする鋼は、時効後、熱処理のみで得たよりもさらに高い引張強さまで良好な延性および靱性が得られること、サブゼロにより生成したレンズ状マルテンサイトは靱性を著しく低下させるなど、従来得られていない新しい知見を得たので報告する。

## 2. 実験方法

### 2.1 供試鋼

供試鋼は 17.5Ni-12.5Co-6Mo-1.0Ti を基準成分とし、さらに Ni のみを 24% 以下の範囲で増加させた 6 鋼種を 17 kg の真空高周波誘導溶解にて溶製した。鋼塊は 1200°C×10 h の均質化処理ののち、熱間鍛造および熱間圧延により 12 mm 厚の素材とした。化学組成を Table 1 に示す。

12 mm 厚の素材に 850°C×1 h→W・Q の溶体化処理 (S・T) を実施したのち機械切削により 10 mm 厚とし、その後 Table 2 に示した冷間加工 (C・W) および熱処理を行い、最終冷間圧延における板厚減少率 (冷間加工率) を 0, 30, 60 および 90% とする板厚 1.0 mm の試験片素材を得た。なおサブゼロ処理は液体窒素中 (-196°C) に 4 h 浸漬した。特に低温で変態して得られるレンズ状マルテンサイトの効果を明確にすることを目的とし、なるべくこれを多量に得るために溶体化処理の後

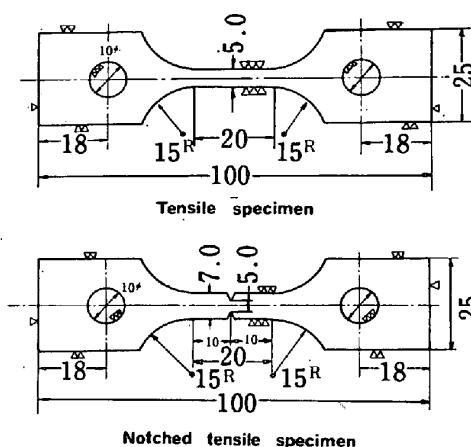


Fig. 1. Tensile and notched tensile specimens.

でしかも冷間加工の前に行つた。時効はすべて真空中にて 500°C×4 h 行つた。

### 2.3 試験片の形状

冷間圧延で得た 1.0 mm 厚の素材からそのまま Fig. 1 に示す平滑引張試験片 (ゲージ長さ: 12.5 mm) および切り欠き付引張試験片 (応力集中係数,  $K_t$ : 3.5) を採取した。なお試験片採取方向はすべて圧延方向に平行である。引張試験は 25 t のインストロン引張試験機を用い、クロスヘッド間の移動は全て 2 mm/min で行つた。

### 2.4 残留オーステナイトの定量

残留オーステナイト量の測定は 1.0 mm 厚×20 mm×20 mm の試験片を用い、化学研磨ののち、試験片を回転させながら X 線回折におけるマルテンサイト ( $\alpha'$ ) とオーステナイト ( $\gamma$ ) のそれぞれ (211) および (220) 面の積分強度比から計算した。

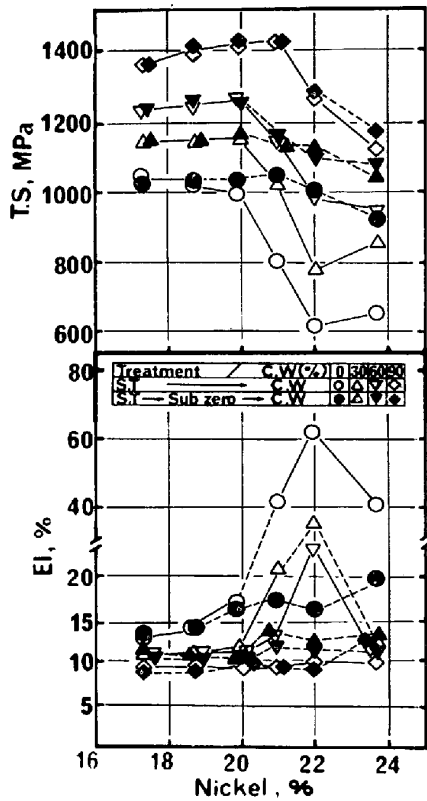


Fig. 2. Effect of nickel, cold rolling and subzero treatment on the tensile properties before aging.

### 3. 実験結果

#### 3-1 時効前の引張性質

Fig. 2 に時効前の引張強さ (T. S) と伸び (E.I.) を示す。時効前の引張性質は 20%Ni を境に 2つの領域に区別される。20%Ni 以下の範囲においては後で述べるが大部分が  $\alpha'$  組織からなり、冷間加工率の増加により引張強さは上昇し、伸びは低下する。サブゼロ処理、Ni

量の影響はほとんど認められない。一方 Ni 量が 20% を越えると残留  $\gamma$  が発生し引張強さは低下する。冷間加工前にあらかじめサブゼロ処理を実施したものは比較的高い引張強さを示す。伸びについては、サブゼロ処理を行わなかつたものは 22%Ni をピークとし、大きい値を示す。このような大きい伸びは TRIP 現象により発生したものである。この現象は 60% の冷間加工率のものまで認められ、90% ではもはや認められなくなる。またサブゼロ処理を行つたものには伸びの大きい上昇は認められない。

#### 3-2 時効後の機械的性質

Fig. 3 に時効後の引張強さ、伸び、および切り欠き引張強さ (N.T.S) を示す。時効後の引張強さは Ni 量および冷間加工率の増加にともない上昇するが 0% の冷間加工率では 19%Ni 量、30% および 60% の冷間加工率では 20%Ni 量、90% の冷間加工率では 21%Ni 量を越えると残留  $\gamma$  の生成により急激に低下する。特にサブゼロ処理も冷間加工も実施しない場合には Ni 量が 21% を越えるとほとんど時効硬化を示さない。またサブゼロ処理を実施したものは、実施しないもの比べて引張強さの低下は小さい。

伸びについては時効前に TRIP 現象により高い値を示したものは時効後も同様に高い伸びを示す。この原因は Fig. 4 に示すようにほぼ 100%  $\gamma$  組織であつたために時効により析出が生じなかつたためである。一方時効の効果が明瞭な 2000 MPa 程度以上の引張強さの範囲においては、90% の冷間加工率を除くと Ni 量の増加に対して伸びはほとんど変化せず高い値にある。

時効後の切り欠き引張強さの挙動は冷間加工率によつ

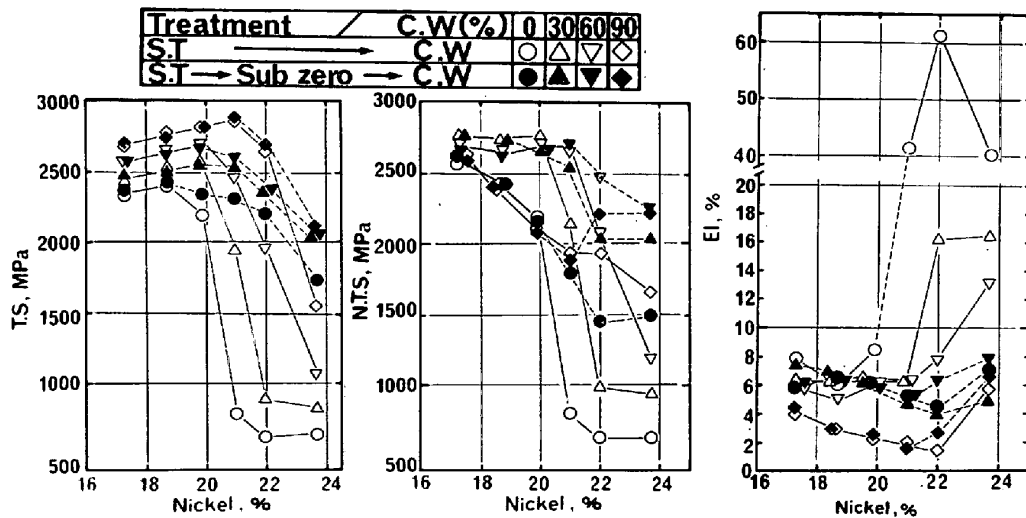


Fig. 3. Effect of nickel, cold rolling and sub-zero treatment on the tensile and notched tensile properties after aging.

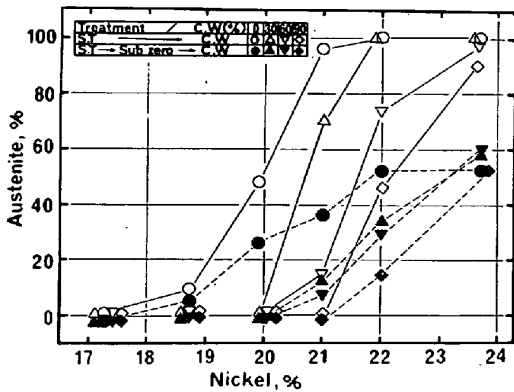


Fig. 4. Effect of nickel, cold rolling and subzero treatment on the volume fraction of retained austenite.

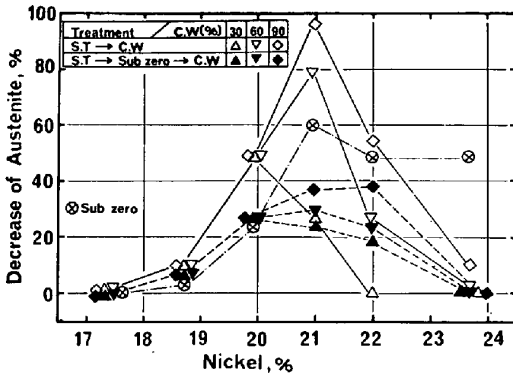


Fig. 5. Decrease of retained austenite according to the cold rolling and sub-zero treatment.

て異なる。冷間加工率が0%と90%のものはNi量の増加とともに低下するが30%と60%のものはNi量で20~21%まではほとんど低下せずしかも2700~2800MPaの高い値を維持している。

3.3  $\gamma$  量の変化

Fig. 4はNi量、サブゼロ処理の有無および冷間加工率の変化による時効前の残留 $\gamma$ 量の変化を示す。Ni量が19%を越えると急に $\gamma$ 量は増加する。特に0%冷間加工率のものでは21%Niでほとんど $\gamma$ のみとなる。冷間加工率の増加およびサブゼロ処理により $\gamma$ 量は減少する。Fig. 5は冷間加工による $\gamma$ 量の減少量を求めたもので、サブゼロ材はサブゼロ後の冷間加工のみによる $\gamma$ 量の減少を示したものである。サブゼロ処理を行わないと21%Niをピークとして冷間加工により $\gamma$ 量は大きく減少する。また図中の $\otimes$ 印はサブゼロ処理のみによる $\gamma$ 量の変化を示したもので、サブゼロ処理により $\gamma$ 量は大きく減少するが、さらにその後の冷間加工によりかなりの量の $\gamma$ が $\alpha'$ に変態している点が注目される。なお参考までに熱膨張測定によるMs点をTable 3に示す。

Table 3. Ms temperature of used steels.

Steel	Ms temperature (°C)
17.5Ni	150
19Ni	72
20Ni	45
21Ni	—
22Ni	-28
24Ni	-89

- 1) Heat treatment : 850°C×1h→R·T (10°C/min, R·T→-150°C (10°C/min))
- 2) Single regression equation :  $Ms(°C) = -35.3 \times (wt\%Ni) + 750$

3.4 ミクロ組織

Photo. 1 および Photo. 2は時効後のミクロ組織を示したものである。なおこの材料の溶体化処理温度はミクロ組織を観察しやすくするため1050°Cで行っている。また1050°C溶体化処理材の機械的性質の挙動が850°Cのものとは変化のないことを確認している。Photo. 1によると $\gamma$ の生成は20%Niから顕著になり22~24%Niではほとんど $\gamma$ 1相となっている。またPhoto. 2のようにサブゼロを行うと22~24%Niで $\alpha'$ が認められ、しかも $\alpha'$ の形態が20%Niを境として変化し、17.5%Niおよび19%Niではラス $\alpha'$ 、21~24%Niではミッドリブのあるレンズ状 $\alpha'$ である。Photo. 3はレンズ状マルテンサイトの透過電子顕微鏡写真であるが20%Niでもレンズ状マルテンサイトが認められる。また冷間加工によって生じた $\alpha'$ はPhoto. 4の透過電子顕微鏡写真からラス $\alpha'$ と判定される。

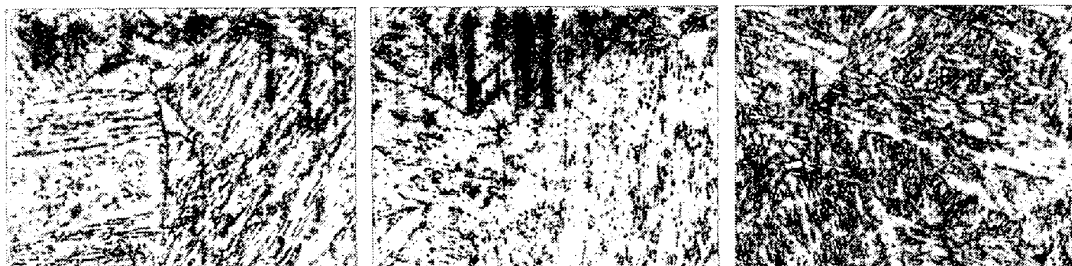
Fig. 6は以上のミクロ組織観察結果をもとにして、ミクロ組織とNi量、冷間加工率およびサブゼロ処理の有無との関係をまとめたものである。このようにして得られた各種のミクロ組織と延性および靱性の関係については次章で述べる。

4. 考 察

4.1 100%  $\alpha'$  組織における強度と延性および靱性の関係

本供試鋼のミクロ組織はFig. 6に示すようにラス $\alpha'$ 、レンズ状 $\alpha'$ および $\gamma$ からなる。本節ではまず溶体化処理、冷間加工およびサブゼロ処理により100% $\alpha'$ 組織からなる鋼について強度と延性および靱性の関係におよぼすNi量、冷間加工およびサブゼロ処理の影響について明らかにしたい。

Fig. 7は引張強さと伸びの関係を示したもので、90%冷間加工材(図中の実線で示す)を除くと5~8%の高い伸びを示す。0~60%冷間加工材は引張強さが上昇しても伸びの低下は小さく、しかもサブゼロ処理の有無、



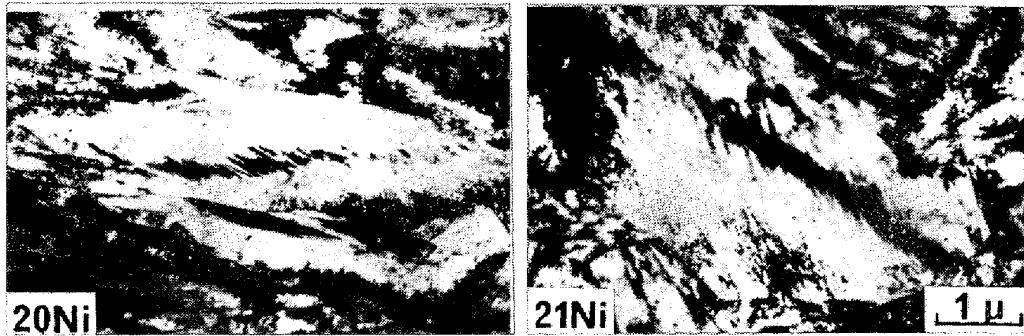


Photo. 3. Transmission electron micrographs of sub-zero treated high nickel maraging steels. Photographs show lenticular martensite.

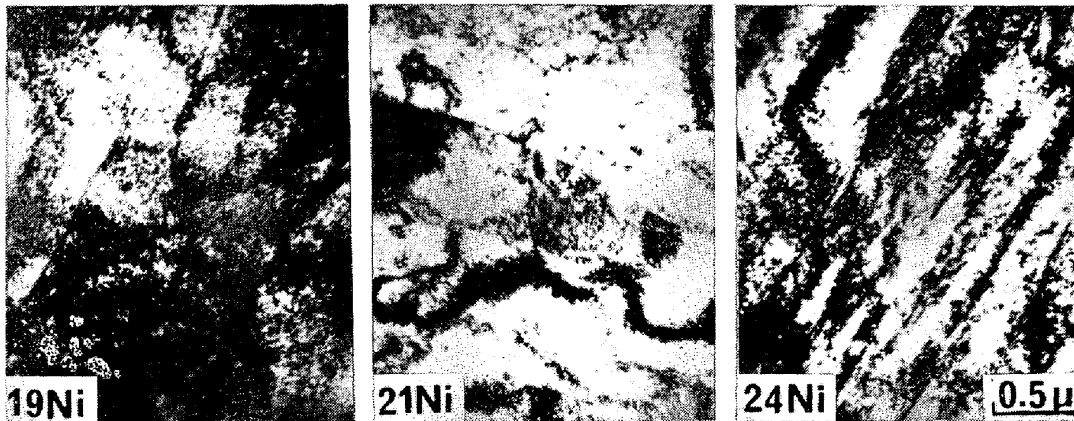


Photo. 4. Transmission electron micrographs of cold rolled high nickel maraging steels [Solution treatment → C.W (60%) ]

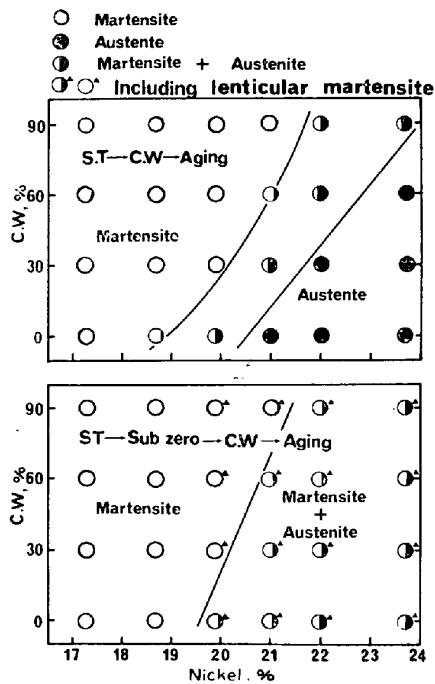


Fig. 6. Relation between nickel, cold rolling and micro-structure.

レンズ状  $\alpha'$  の有無により引張強さと伸びの関係は変化しない。

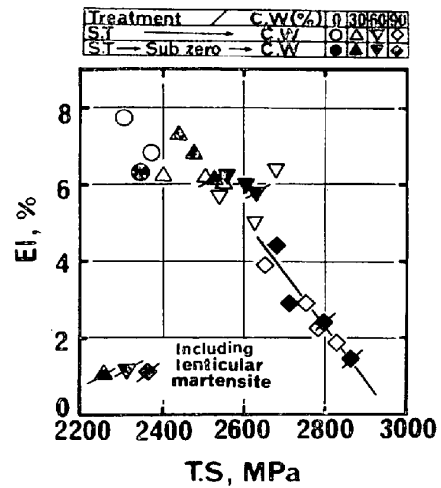


Fig. 7. Relation between tensile strength and elongation of 100% martensitic steels.

次に引張強さと切り欠き引張強さの関係を Fig. 8 に示す。引張強さの上昇とともに切り欠き引張強さが低下するのは、Fig. 8 の実線 a および c で示すように、90% 冷間加工材 (サブゼロの有無を問わない) とサブゼロ後 30% の冷間加工を行つたものに限られ、残りは Fig. 8 の破線 b, d, e で示すように引張強さが上昇しても切り欠き引張強さは変化しない。Fig. 8 の実線 c で示された

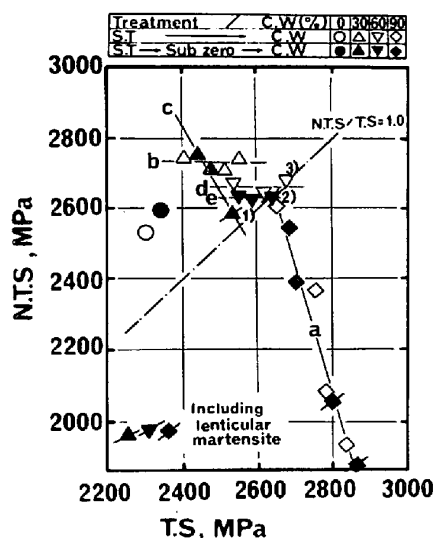


Fig. 8. Relation between tensile strength and notched tensile strength of 100% martensitic steels.

切り欠き引張強さ低下の原因を破線 e に対比させて説明する。図中の c および e はいずれもサブゼロ処理が行われその後それぞれ 30% および 60% の冷間加工を行ったものである。両者の組織を代表的な 20%Ni 鋼 (Fig. 8 の 1) および 2) に対応する) について比較すると、Fig. 4 および Fig. 6 より明らかなように図中の 1) についてはサブゼロ処理により  $\alpha'$  が増加し (レンズ状  $\alpha'$  を含む) さらに 30% の冷間加工で残りの  $\gamma$  が  $\alpha'$  に変態する。従つて図中の 2) で示された 60% 冷間加工材においては  $\alpha'$  が冷間加工を受けていることが明らかであり、図中の破線 b および d (溶体化処理後 30% および 60% の冷間加工を実施) と同様に冷間加工による強靱化効果が切り欠き引張強さの低下を防止したものと考えられる。一方図中 1) の切り欠き引張強さの低下はサブゼロ処理により生成したレンズ状  $\alpha'$  が原因と考えられ詳細は 4.2 および 4.3 節で述べる。

以上の結果から最も良好な切り欠き引張強さを示す条件として以下の 2 項目が挙げられる。この条件に合致するのは Fig. 8 の 3) で示す 20%Ni 鋼で、溶体化処理後サブゼロ処理を行うことなく 60% の冷間加工を行った後で、500°C×4 h の時効により 2700 MPa の引張強さと 1.0 以上の切り欠き強度比 (N. T. S./T. S.) を有している。また Ni による強靱化効果は 20% まで有効であることがわかった。

①溶体化処理後サブゼロ処理を行うことなく 60% 以下の冷間加工で 100% (ラス  $\alpha'$ ) 組織となるもの。

②上記 1) の条件を満足し、しかも Ni 量の最も高いものの。

なお 90% 冷間加工材の切り欠き引張強さ低下の理由については、引張強さが 2700 MPa 以上に上昇することが一因として考えられる。

#### 4.2 残留 $\gamma$ を含む組織の引張強さと延性および靱性の関係

Fig. 9 は残留  $\gamma$  量と時効後の引張強さ、伸びおよび切り欠き引張強さの関係を示す。

引張強さは 70% の  $\gamma$  量まではサブゼロ処理の有無あるいは冷間加工率の大小にかかわらずほぼ直線的に低下する。このことはマクロ的にみてサブゼロ処理あるいは冷間加工は  $\gamma$  が存在する限り主に  $\gamma$  を  $\alpha'$  に変態させるために使用されていることを示唆している。また  $\gamma$  量が 20% 以下になると、例えば 90% 冷間加工率のものに認められようように引張強さが高い値にずれている。これは残りの  $\gamma$  が少なくなり一部の  $\alpha'$  が冷間加工を受け加工硬化したためである。

伸びは  $\gamma$  量の増加にともないやや上昇するが、切り欠

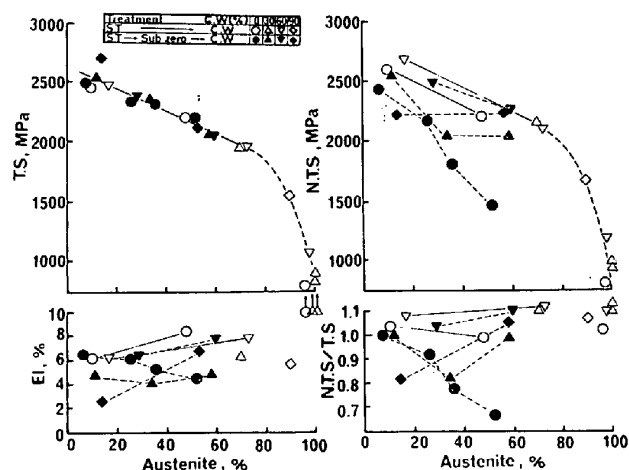


Fig. 9. Effect of austenite on the mechanical properties.

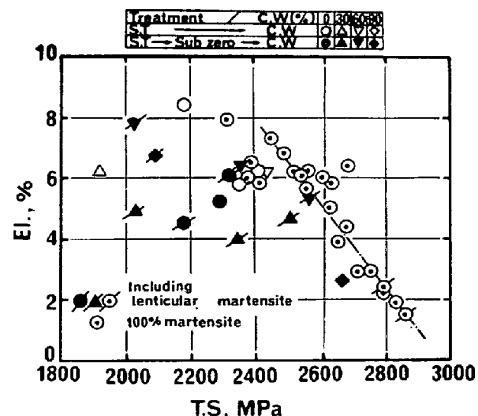


Fig. 10. Effect of retained austenite and the shape of martensite on the relation between tensile strength and elongation.

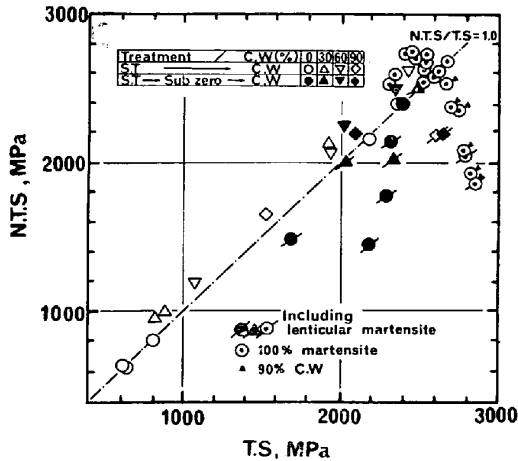


Fig. 11. Effect of retained austenite and the shape of martensite on the relation between tensile strength and notched tensile strength.

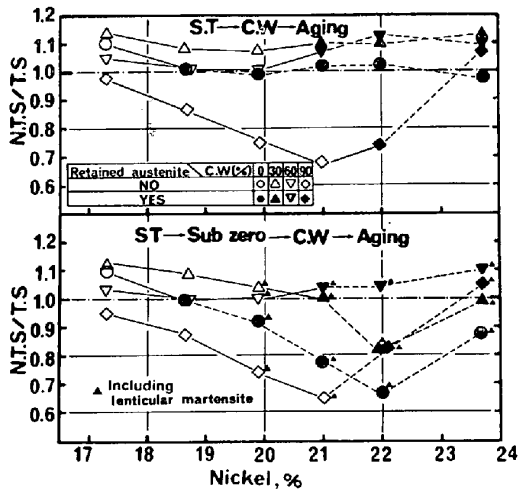


Fig. 12. Effect of cold rolling, retained austenite and the shape of martensite on toughness.

き引張強さは低下する。

Fig. 10 は引張強さと伸びの関係を示したものである。100%  $\alpha'$  組織のものに対して残留  $\gamma$  を含むものは同一引張強さで比較して、伸びは低下している。しかしながらレンズ状  $\alpha'$  が伸びを低下させる傾向は特に認められなかつた。

Fig. 11 は同様に引張強さと切り欠き引張強さの関係を示したものである。切り欠き強度比が 1.0 以下のものは 4.1 節で述べた 100%  $\alpha'$  組織の場合の 90% 冷間加工率のものとサブゼロによりレンズ状  $\alpha'$  が生成したものに限定され、これ以外のものは時効硬化を示さない引張強さ 600 MPa から 2700 MPa の広い範囲において切り欠き強度比は 1.0 以上となり良好な靱性を示す。なおレンズ状  $\alpha'$  を有し靱性が低いものはすべて冷間加工率が 30% 以下のものに限られる。Fig. 12 は冷間加工率の靱性におよぼす影響を明らかにするため、各種の冷

間加工率について切り欠き強度比の Ni 量による変化を示したものである。引張強さが極めて高い 90% の冷間加工率を除くと、サブゼロ処理を行わない場合すなわちラス  $\alpha'$  と  $\gamma$  からなる組織では残留  $\gamma$  の有無にかかわらず切り欠き強度比はすべて 1.0 以上である。この場合  $\gamma$  の生成により切り欠き強度比は特に上昇することがない。一方サブゼロ処理を行うと、その後の冷間加工率が 30% 以下では Ni 量が増加し、レンズ状  $\alpha'$  が生成するとこれに対応して切り欠き強度比は低下し、1.0 以下になる。また 60% の冷間加工ではレンズ状  $\alpha'$  が存在するにもかかわらず切り欠き強度比は 1.0 以上の良好な値を示す。この原因は 4.1 節で述べたように  $\alpha'$  の冷間加工による靱性改善効果と考えられる。

以上の結果から Ni 量の増加および冷間加工は靱性を向上させる効果のあること、レンズ状  $\alpha'$  は靱性を著しく劣化させることが明らかになった。

#### 4.3 レンズ状 $\alpha'$ による靱性低下の原因

Photo. 5 は溶体化処理後、サブゼロ処理および時効を行つた切り欠き付引張試験片破断面の光学顕微鏡写真を示す。100% ラス  $\alpha'$  組織を示す 17.5Ni 鋼および 19%Ni 鋼は粒内破壊を示しポイドも観察される。一方レンズ状  $\alpha'$  を含み切り欠き付引張強さの低い 21%Ni 鋼ではレンズ状  $\alpha'$  の界面でクラックが認められる。さらに Photo. 6 は Photo. 5 と同一試料の破面の走査型電子顕微鏡写真を示し、切り欠き付引張強さの低い 21%Ni 鋼には粗大でしかも平坦な破面が認められその大きさはレンズ状  $\alpha'$  の大きさとほぼ一致する。

レンズ状  $\alpha'$  の生成にともなう靱性の低下はレンズ状  $\alpha'$  界面でクラックが発生することが原因と考えられる。

### 5. 総 括

熱処理（溶体化処理+時効）のみで最も良好な引張強さと靱性の組み合わせを有した 17.5%Ni-6Mo% 鋼を出発点として Ni を 24% 以下の範囲で増加した高 Ni マルエージ鋼について、延性および靱性におよぼす影響因子について検討した。

1. Ni 量の増加により発生する  $\gamma$  を冷間加工により 100%  $\alpha'$  (ラス  $\alpha'$ ) としたものは、Ni 量の増加にともない時効後の引張強さは上昇するが延性（伸び）および靱性（切り欠き引張強さ）は低下しない。この意味において Ni による強靱化効果は 20%Ni まで受け継がれていることを確認した。

2. 残留  $\gamma$  は延性を低下させるが靱性については切り欠き強度比に影響を与えなかつた。

3. 20% 以上の Ni を含む鋼では、サブゼロ処理に



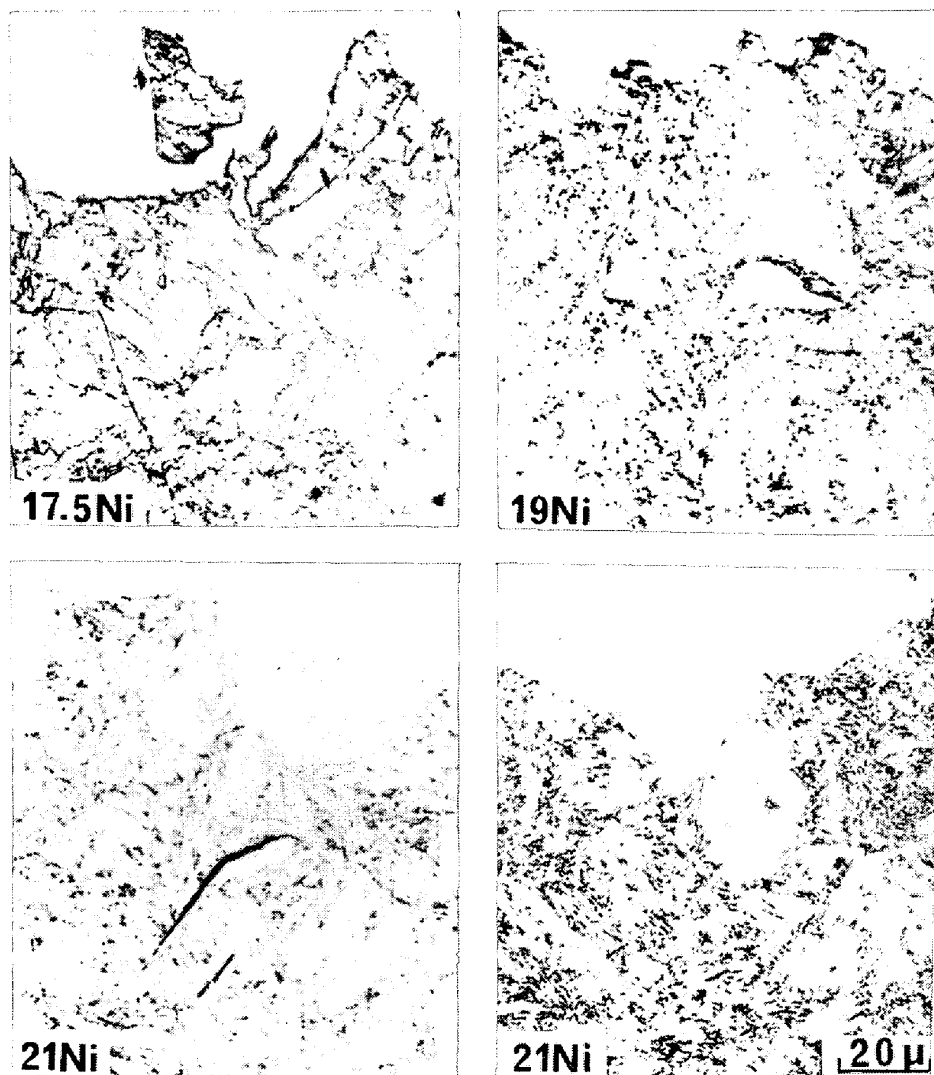


Photo. 5. Cross section of notched tensile specimens.  
[Sub-zero treated and aged.]

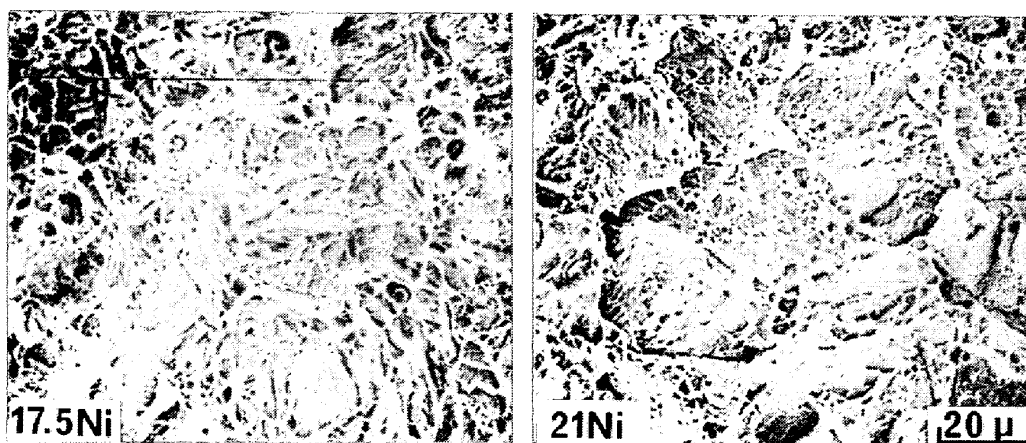


Photo. 6. Scanning electron micrographs of fracture facet of notched tensile specimens.  
[Sub-zero treated and aged.]

よりレンズ状  $\alpha'$  が生じた。またレンズ状  $\alpha'$  が生成すると靱性が著しく低下することが明らかになった。靱性低下の原因はレンズ状  $\alpha'$  界面にクラックが発生することによると考えられる。

4. 30~60% の冷間加工は強靱化に有効であった。サブゼロ処理により生成したレンズ状  $\alpha'$  を含む鋼も 60% の冷間加工により靱性を回復した。

5. 20%Ni 鋼で溶体化処理後 60% の冷間加工を行ったものは、時効後、切り欠き強度比が 1.0 以上の範囲では最高の 2700 MPa に達する引張強さを得た。

6. 21%~24%Ni 鋼は時効前の室温における引張試験において TRIP 現象による伸びの著しい増加を示した。

終わりに本論文の発表を許可された住友金属工業(株)中央技術研究所所長 西岡邦夫博士に深く感謝致します。また本研究の遂行に際し多大の御激励を賜った同所所次長行俊照夫博士に厚く感謝致します。

文 献

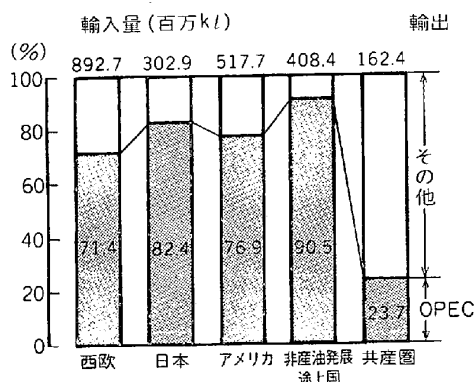
- 1) 邦武立郎, 岡田康孝: 鉄と鋼, 62 (1976), S277
- 2) 邦武立郎, 岡田康孝: 鉄と鋼, 63 (1977), S404
- 3) 岡田康孝, 邦武立郎: 鉄と鋼, 67 (1981), p.791
- 4) 添野 浩, 黒田哲郎: 鉄と鋼, 58 (1972) p.1663
- 5) 邦武立郎, 岡田康孝: 鉄と鋼, 63 (1977), S746
- 6) 加藤善雄, 山田統一, 小松 登: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 1747
- 7) 添野 浩, 黒田哲郎, 土屋正利, 田口和夫: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 220
- 8) 添野 浩, 黒田哲郎, 土屋正利, 田口和夫: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 1009
- 9) 荒木 透, 柴田浩士, 和田 仁: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 647
- 10) 上野恵慰, 小林 勝, 鎌田充也, 中根龍男: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 426
- 11) 上野恵慰, 小林 勝, 鎌田充也, 中根龍男: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 1186

統 計

世界貿易の相互依存 (1) 石油と穀物の貿易

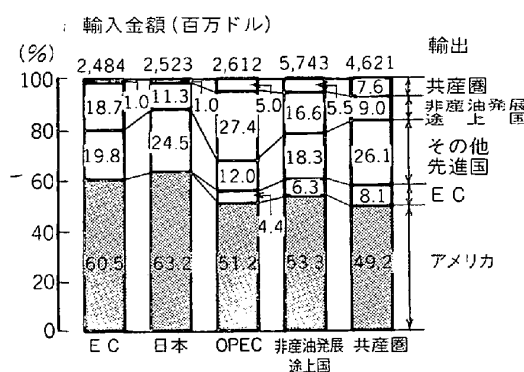
世界貿易の拡大と地域交流の進展により、1970~79年の世界貿易額は約5倍になっており、世界の相互依存関係はますます深くなっている。特に世界経済にとって欠くことのできない石油、食料、鉱物資源などは、特定国の輸出に世界各国が依存している。たとえば、図1によると、1977年の西欧、日本、およびアメリカの

石油輸入量はそれぞれ 892.7百万 kl, 302.9 百万 kl, および 517.7kl であるが、それらの OPEC に対する依存率は 71.4%, 82.4%, および 76.9% であつて非常に高い率となつている。また、穀物は図2にみるように世界各国ともアメリカに対する依存度が高く、これらの安定供給は世界経済の発展にとって極めて重要である。



(備考) 1977年の数値である。

図1 世界の石油貿易



(備考) 1. 1978年の数値である。

2. E Cの域内貿易は輸入金額には含まれていない。

図2 世界の穀物貿易

(通商産業省編：昭和 56 年版通商白書 (昭 56), pp. 5~6)