

論 文

UDC 669.15'24'25'28-194 : 621.785.78 : 669.15'24-157.8

18%Ni および 20%Ni, 25%Ni マルエージ鋼の析出硬化*

添 野 浩**・黒 田 哲 郎***

Precipitation Hardening of 18%, 20%, and 25% Nickel Maraging Steels

Kô SOENO and Tetsurô KURODA

Synopsis:

Precipitation hardening and reversion behaviours in 18% nickel maraging steels bearing molybdenum and cobalt and 20%, 25% nickel maraging steels bearing titanium have been investigated by measuring the electrical resistivity at liquid nitrogen temperature and tensile strength. Transmission electron microscopic studies have also been carried out. The results obtained are summarized as follows.

(1) The 18% nickel maraging steels show a good combination of strength and toughness in aged conditions. The strength after aging is considerably increased by adding relatively small amounts of titanium, the upper limit of the content of titanium is considered to be nearly 1.5% to avoid the drop in toughness after aging.

(2) A considerable drop in toughness is observed in the aged 20% nickel maraging steels. This fact may be interpreted in terms of the existence of relatively coarse precipitates accompanying precipitation-free zones formed mainly at grain boundaries. The aging brittleness can be reduced by heavy cold working before aging. Addition of relatively small amounts of molybdenum or tungsten is also effective to reduce the aging brittleness.

(3) A marked reversion phenomenon is observed in 18% nickel maraging steel bearing 5% molybdenum and 9% cobalt, pre-aged at 375°C. However, the reversion in 25% nickel maraging steel bearing 1.8% titanium, pre-aged at 375°C, is inconsiderable. From these results it may be concluded that a meta-stable phase is precipitated at a lower aging temperature in nickel maraging steels bearing molybdenum and cobalt but not in those bearing titanium.

(Received Dec. 14, 1971)

1. 結 言

ニッケル・マルエージ鋼は、Ni 含有量によつて、通例 18% Ni, 20% Ni および 25% Ni の 3 種に大別されているが、いずれも靱性にとむ超強力鋼として注目され、多くの研究がなされている。おもな析出硬化元素として、18% Ni マルエージ鋼には Mo と Co, 20% Ni および 25% Ni マルエージ鋼には Ti が用いられている¹⁾。

析出硬化機構は十分明らかでないが、Mo は Fe₂Mo, Ni₃Mo などとして析出するとされ^{2)~9)}、また Ti は Ni₃Ti として析出するとの結果が多い。なお Co は、析出相 (Fe₂Mo, Ni₃Mo など) の溶解度を減じて析出量を増加し、間接的に硬化に寄与すると考えられている⁸⁾¹⁴⁾。靱性は 18% Ni マルエージ鋼の方が 20% Ni および 25% Ni マルエージ鋼よりすぐれているとみられるが¹⁾、その理由は十分検討されていない。

本報では、18% Ni マルエージ鋼について、Mo, Co

の添加でどの程度まで引張り強さを増加し得るか、また Ti 添加の影響などを検討した結果、さらに 20% Ni マルエージ鋼については、時効によつて脆化する原因とそれを防止する方法などを研究した結果を報告する。なお復元実験により、準安定相形成の問題も検討したので、これについても報告する。

2. 実 験 方 法

2.1 試 料

真空溶解した電解鉄に添加元素を配合し、非消耗電極型アーク炉で約 80 g 溶解して実験に用いた。この方法で溶解すると、ほぼ配合値どおりの組成になることを予備実験で確認している¹⁵⁾、以下試料の組成をすべて

* 昭和 46 年 4 月本会講演大会にて発表
昭和 46 年 12 月 14 日受付

** (株)日立製作所日立研究所 工博

*** (株)日立製作所日立研究所

Table 1. Chemical compositions of alloys used.

No	Ni(%)	Co(%)	Mo(%)	Ti(%)	Al(%)	Mn(%)
1	18	—	3	—	—	0.1
2	18	4.5	3	—	—	0.1
3	18	5	3	—	—	0.1
4	18	9	3	—	—	0.1
5	18	10	3	—	—	0.1
6	18	15	3	—	—	0.1
7	18	—	5	—	—	0.1
8	18	4.5	5	—	—	0.1
9	18	5	5	—	—	0.1
10	18	9	5	—	—	0.1
11	18	10	5	—	—	0.1
12	18	15	5	—	—	0.1
13	18	—	10	—	—	0.1
14	18	5	10	—	—	0.1
15	20	—	—	1.8	0.5	0.15
16	25	—	—	1.8	0.5	0.15

配合値で示すことにする。

いずれの場合も鋳塊を 1000°C で 8 hr 均質化後 10φ の丸棒に熱間鍛造し、800°C で中間焼鈍を行ないながら冷間スエーシングと冷間線引で 1.4 mm φ にし、650°C で 48 hr 湿水素焼鈍して C と N を除去し、特別の場合を除いては、さらに 0.7 mm φ あるいは 0.6 mm φ まで冷間線引してこれを引張り試験および比抵抗測定などに用いた。なお電子顕微鏡により薄膜の透過観察も行なったが、これに用いた試料は、均質化焼鈍した鋳塊の一部を 1 mm まで冷間圧延し、湿水素焼鈍してから 0.2 mm に冷間圧延したものである。

Table 1 に試料の組成を示す。No 1~No 14 の試料で 18% Ni マルエージ鋼の析出速度、引張り強さ、伸びなどにおよぼす Co, Mo の影響をしらべ、また No 10 の組成に Ti を 2% まで添加して Ti の影響を検討した。No 15 (20% Ni マルエージ鋼) は、時効による脆化原因とその防止法を検討するのに用いた。添加元素によつて脆化を防止する方法も研究したが、この場合は No 15 の組成に添加元素を加えた。なお No 16 (25% Ni マルエージ鋼) は復元実験に用いた。

2.2 比抵抗測定および引張り試験

析出をしらべる手段として、液体窒素温度における比抵抗の測定を行なった。試料を時効温度まで急熱(約 30 sec 以内)して所定時間保持後水冷し、さらに液体窒素中に浸漬してその温度での比抵抗を測定する操作をくり返した。比抵抗の測定は通常の電位差計法で行ない、0.01Ω の標準抵抗を用いて試料に 0.1A の定常電流を通し、試料上の規定寸法間の電位差を測定して求めた。

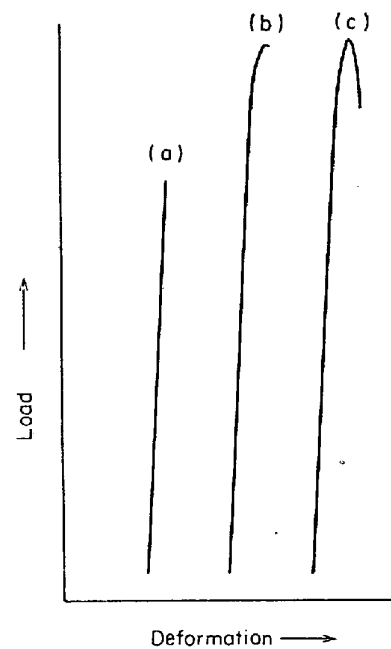


Fig. 1. Schematic representations of load-deformation curves.

なお、0.6 mm φ あるいは 0.7 mm φ の試料をアムスラー社製微小万能試験機で引張り、時効にともなう引張り強さの変化を測定した。cross head 間の距離を 10 mm に固定し、一方の cross head を 16 mm/min の速さで移動させて引張った。荷重および伸びが光学で拡大されて、写真乾板に記録されるので、これから公称引張り強さおよび cross head 間の距離 10 mm 当たりの伸び率を求めた。Fig. 1 に荷重-伸び曲線の代表的な例を示したが、(a) は脆い材料に特有で、(b) は少量の塑性変形後に破断する例、(c) は十分 Necking をおこしてから破断する例である。引張り試験結果をまとめる場合、どの型の荷重-伸び曲線をとつて破断したかを区別し、靱性を評価する場合の参考にした。

3. 実験結果および検討

3.1 18% Ni マルエージ鋼の析出硬化

Co, Mo の添加量をかえた試料を 375°C (10⁴ min まで時効)、425°C (3000 min まで) および 475°C (1500 min まで) で時効して、引張り強さの増加を測定した。Fig. 2 は 475°C および 425°C の時効で得られた最大引張り強さおよび 375°C × 10⁴ min 時効後の引張り強さをまとめた結果で、また Fig. 3~Fig. 5 に比較的強度が大きい試料の時効曲線の例を示す。475°C の時効では、1500 min までの時効で、いずれの試料についても最大引張り強さが求められたが、425°C、3000 min までの時効では、比較的時効速度が大きい試料を除いて、最大

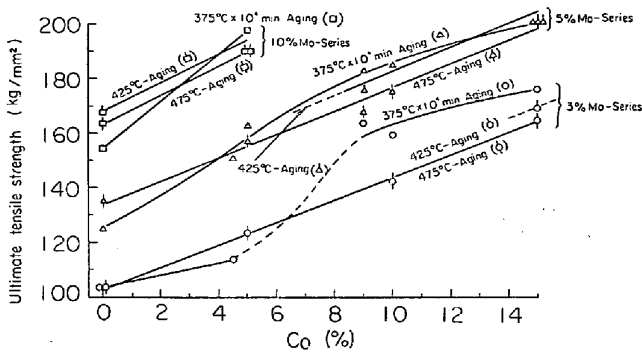


Fig. 2. Ultimate tensile strength of 18%Ni-maraging steels, solution-treated at 820°C for 1 hr, quenched into water and then aged, as a function of the contents in cobalt and molybdenum. Maximum strength reached in aging at 475°C and 425°C, and strength after aging 375°C for 10⁴ min are plotted.

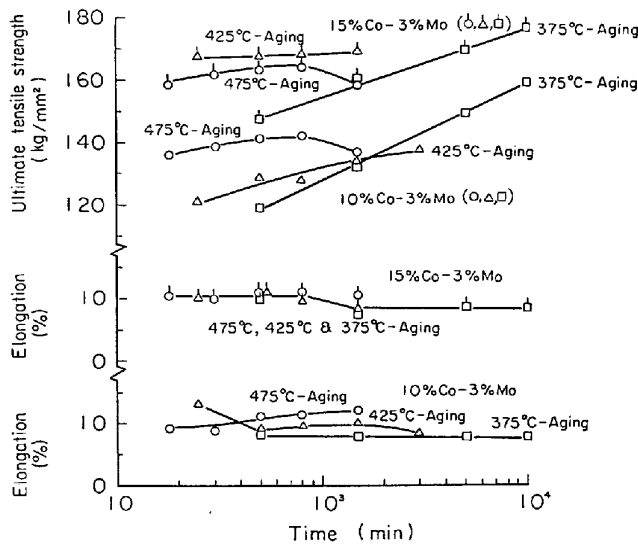


Fig. 3. Aging curves of 18% Ni-15% Co-3% Mo (No 6 in Table 1) and 18% Ni-10% Co-3% Mo (No 5 in Table 1) maraging steels. Load-deformation curve: Type (C) in Fig. 1.

引張り強さは求められなかった。なお 375°C の時効では、いずれの試料も 10⁴ min までの時効で最大引張り強さには達していない。

荷重-伸び曲線は、試料 No 14 (18% Ni-5% Co-10% Mo, Fig. 5 参照) を除き、いずれも Fig. 1 (c) のようになり、十分 Necking をおこしてから破断する。なお 10% Mo 系の試料として 18% Ni-10% Co-10% Mo と 18% Ni-15% Co-10% Mo の試料も溶解したが、熱間鍛造で crack が発生し、その後の加工が困難であった。し

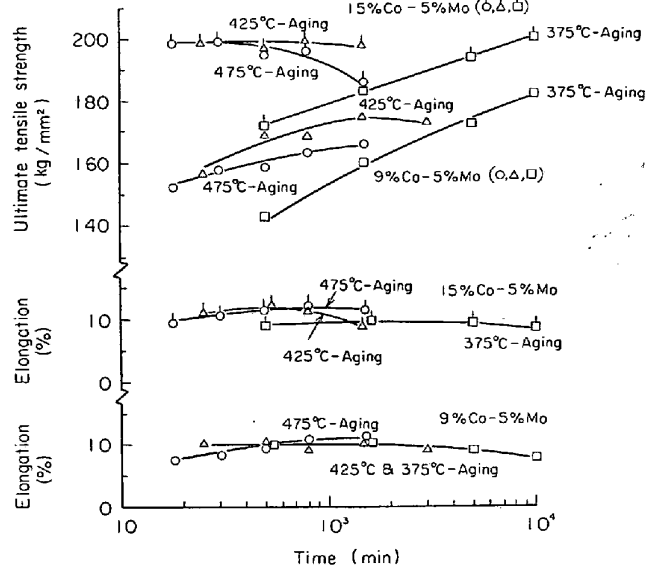


Fig. 4. Aging curves of 18% Ni-15% Co-5% Mo (No 12 in Table 1) and 18% Ni-9% Co-5% Mo (No 10 in Table 1) maraging steels. Load-deformation curve: Type (C) in Fig. 1.

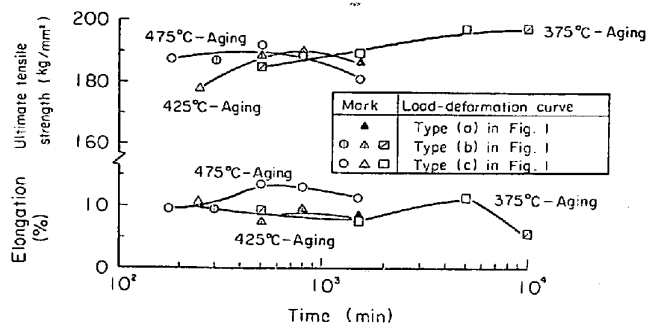


Fig. 5. Aging curves of 18% Ni-5% Co-10% Mo maraging steels (No 14 in Table 1).

たがって Fig. 2 は比較的熱間加工性がよい成分範囲をカバーしていると考えられるが、このような成分範囲において、Co, Mo の添加で 18% Ni マルエージ鋼の引張り強さを最大 200 kg/mm² 程度には増加でき、靱性も比較的高いと推定される。なお引張り強さ 200 kg/mm² では、18% Ni-5% Co-10% Mo より 18% Ni-15% Co-5% Mo の方が靱性にすぐれている。

18% Ni マルエージ鋼の降伏強さ (0.2% の永久変形) は、 $\sigma_y(K_{Si}) = 15.1 + 9.1 \times \%Co + 28.3 \times \%Mo + 80.1 \times \%Ti$ のように算出されるとの報告¹⁶⁾がある。すなわち、Ti は強度の増加に最も有効とみられるので、No 10 の組成に Ti を 2% まで添加して、強度および伸びにおよぼす Ti の影響を検討した。425° および 475°C で時効した結果を Fig. 6 および Fig. 7 に示す。Co, Mo のみを添加した試料は長時間時効しても脆化しないが、Ti を

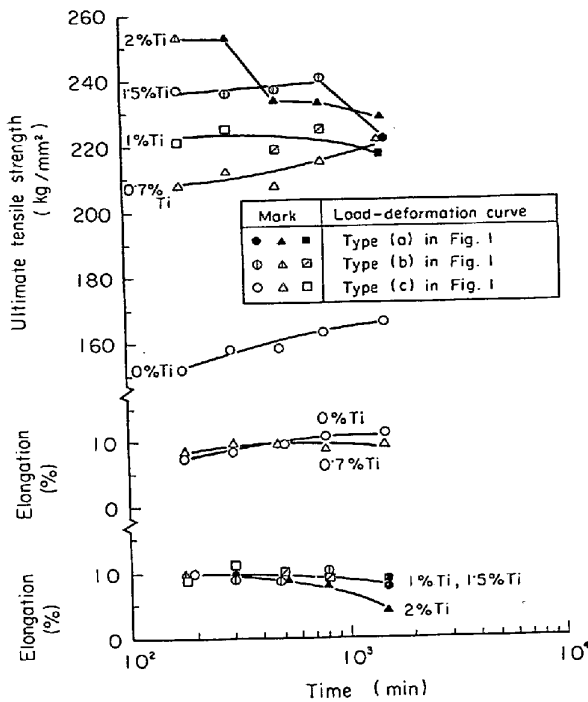


Fig. 6. 475°C-aging curves of 18% Ni-9% Co-5% Mo-Ti maraging steels (No 10 in Table 1), solution-treated at 820°C for 1 hr and quenched into water, as a function of the contents in titanium.

含む試料は一般に長時間の時効で脆くなる傾向である。なお、Ti を含む試料を 425°C で長時間時効して強度を増加しようとするのは不適當で、時効を 475°C で行なう方がむしろ高強度で高い靱性が得られる。さらに、Fig. 6, Fig. 7 から明らかなように、靱性を著しく劣化させないためには、Ti を最大約 1.5% 以下に押えるのが適當と考えられる*。

参考のために、Fig. 8 に 18% Ni マルエージ鋼を 375°C で時効した場合の比抵抗変化を示したが、Co の添加によつて析出速度が著しく増加する。これは析出相の過飽和度が増加したことによるとするのが妥當なように思われる。

3.2 20% Ni マルエージ鋼の析出による脆化とその防止法

20% Ni および 25% Ni マルエージ鋼は、時効によつて脆化しやすいことをすでに指摘した¹⁵⁾。たとえば Fig. 9 は 20% Ni マルエージ鋼 No 15 を 475°C で時効した結果であるが、約 60 min 以上の時効において脆化し、強度も伸びも低下している。多くの試料について同様な実験を行なつた結果、時効温度を一定にしても脆化し始

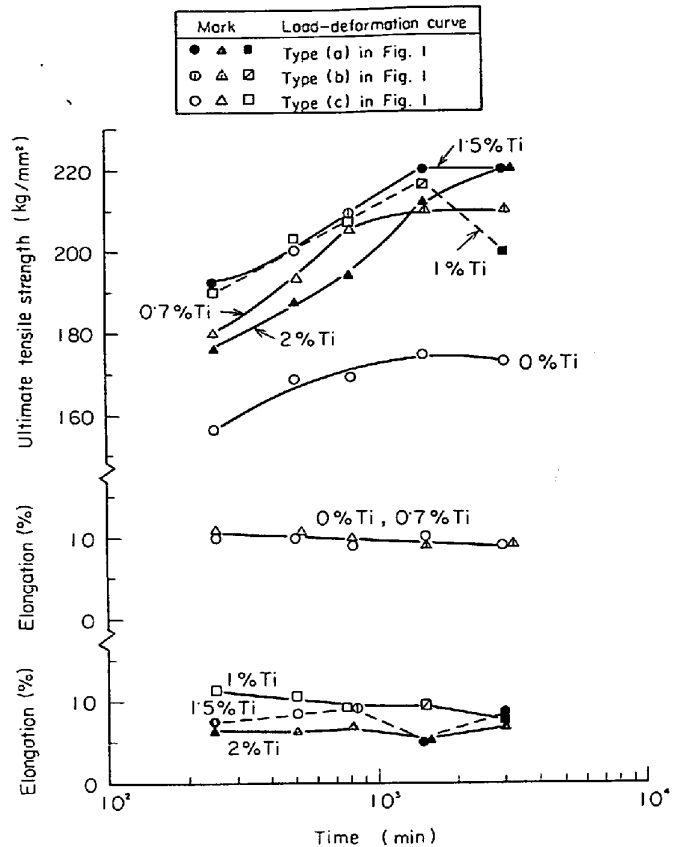


Fig. 7. 425°C-aging curves of 18% Ni-9% Co-5% Mo-Ti maraging steels (No 10 in Table 1), solution-treated at 820°C for 1 hr and quenched into water, as a function of the contents in titanium.

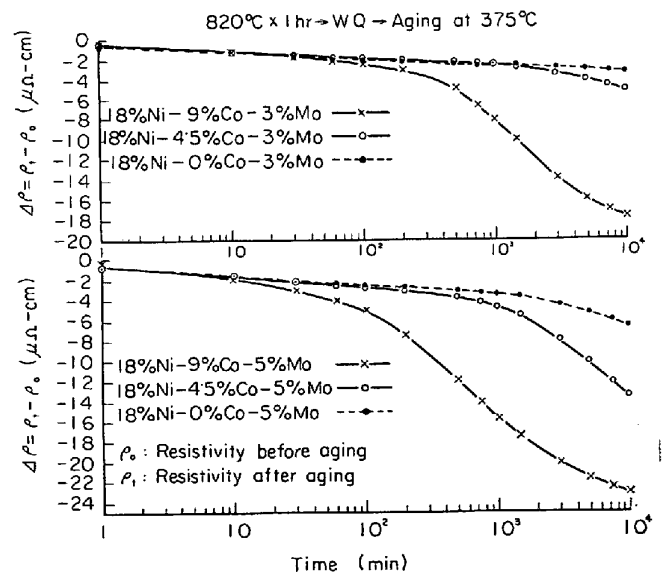


Fig. 8. 18% Ni-maraging steels. Changes in resistivity at liquid nitrogen temperature during isothermal aging at 375°C.

* 18% Ni-15% Co-5% Mo 系に Ti を添加する実験も行なつたが、この場合も靱性を著しく劣化させないための最大 Ti 量は約 1.5% であつた。

める時間は必ずしも一定にはならず、また時効温度をかえても脆化を防止できない。すなわち 20% Ni および

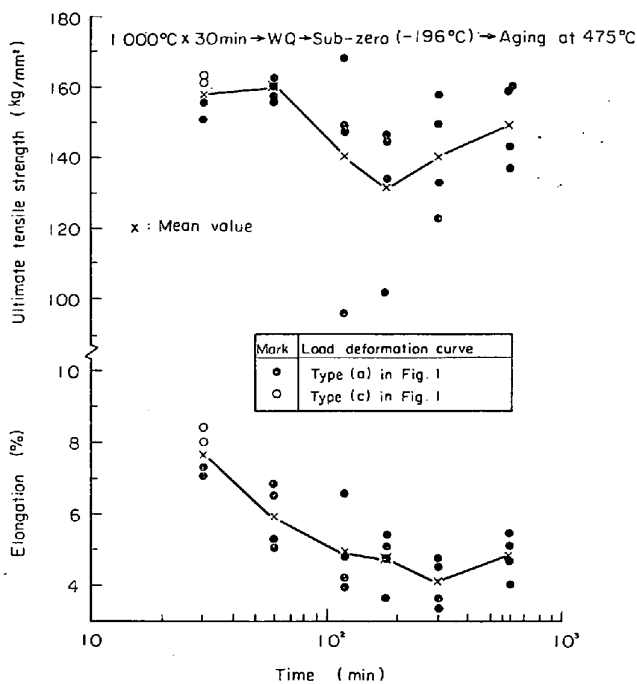
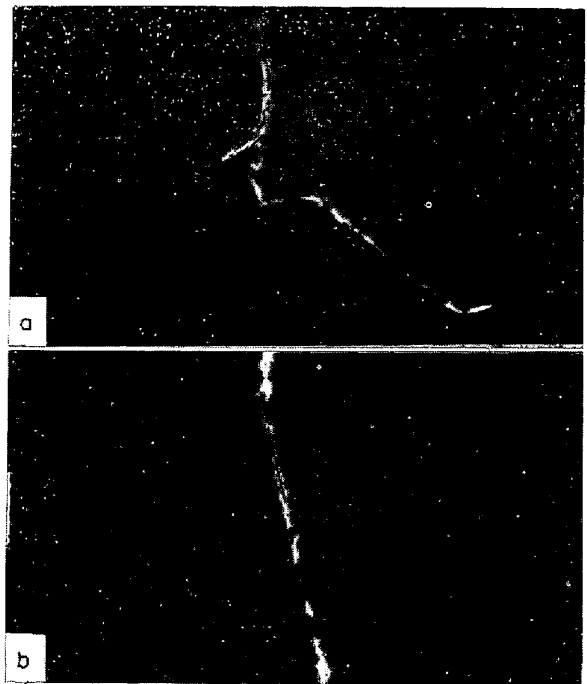


Fig. 9. 475°C-aging curves of 20% Ni-1.8% Ti maraging steel (No 15 in Table 1).

25% Ni マルエージ鋼は、一般に時効後の機械的性質がかなり不安定な傾向である。そこで、脆化の原因を明らかにするため、薄膜の透過観察を行ない、時効による組織変化を検討した。

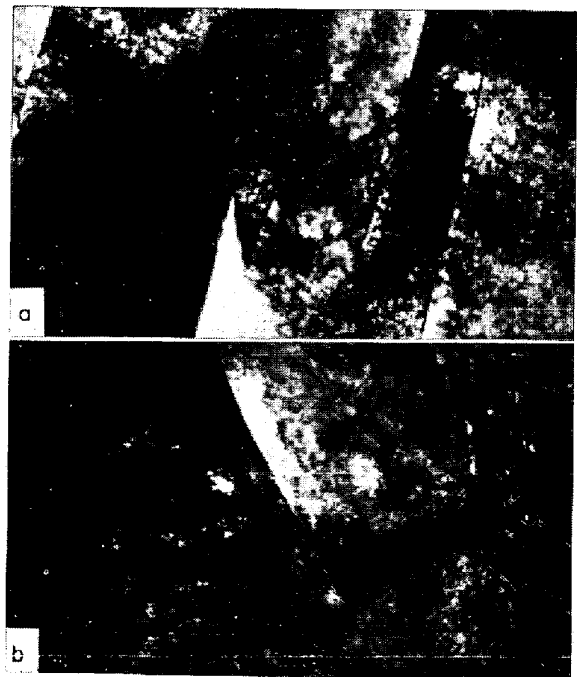
Photo. 1 は時効によつて脆化した試料の代表的な組織であるが、結晶粒界に沿つて比較的大きい析出物(黒色)が形成されている。析出物のまわりに白く見える領域は precipitation free zone とみられる。時効による脆化と Photo. 1 のような組織の出現とはきわめてよい一致を示す。Photo. 1 のような組織を仮りに粒界反応組織とよぶことにすると、これはマルテンサイト葉の粒界にもわずかにみられるが、おもにオーステナイト粒界で優先的に観察される。後に述べるように、焼入れ試料をあらかじめ強加工してから時効するか、あるいは Mo, W などを添加しても脆化を防止できるが、これらの場合には粒界反応組織も認められなくなる。また Co, Mo を添加した 18% Ni マルエージ鋼の時効組織も検討したが、やはり粒界反応組織はみられない。これらの代表的な組織を Photo. 2 に示す。

すでに指摘したように、20% Ni および 25% Ni マルエージ鋼は焼入れ後冷間加工してから時効すると脆化しにくくなるが、どの程度の加工度から効果が認められるかを冷間引抜加工によつて検討した結果を Fig. 10 に示す。約 75% 加工試料は 10 hr までの時効で脆化しないが、約 50% の加工試料は比較的長時間時効するとわず



a) 1 000°C → WQ → Sub-zero (-196°C) → Aging at 475°C for 70min. ×25 000 (3/4)
b) 1 000°C → WQ → Sub-zero (-196°C) → Aging at 450°C for 500min. ×21 000 (3/4)

Photo. 1. Microstructures of 20% Ni-1.8% Ti maraging steel (No 15 in Table 1) aged at 475°C.



a) 20% Ni-1.8% Ti maraging steel (No 15 in Table 1)
1 000°C → WQ → Sub-zero (-196°C) → Cold rolling, 75% → Aging at 450°C for 500min. ×40 000 (3/4)
b) 18% Ni-9% Co-5% Mo maraging steel (No 10 in Table 1)
820°C → WQ → Aging at 450°C for 500min. ×40 000 (3/4)

Photo. 2. Microstructures of aged 20% Ni-1.8% Ti and 18% Ni-9% Co-5% Mo maraging steels.

かに脆くなる傾向である。Photo. 2 および Fig. 10 などの結果から、強加工を与えてから時効すると、粒界反応組織があらわれにくくなるのが結論される。

時効による脆化を添加元素で防止する方法も検討し、とくに Mo および W の添加が有効なことが明らかにな

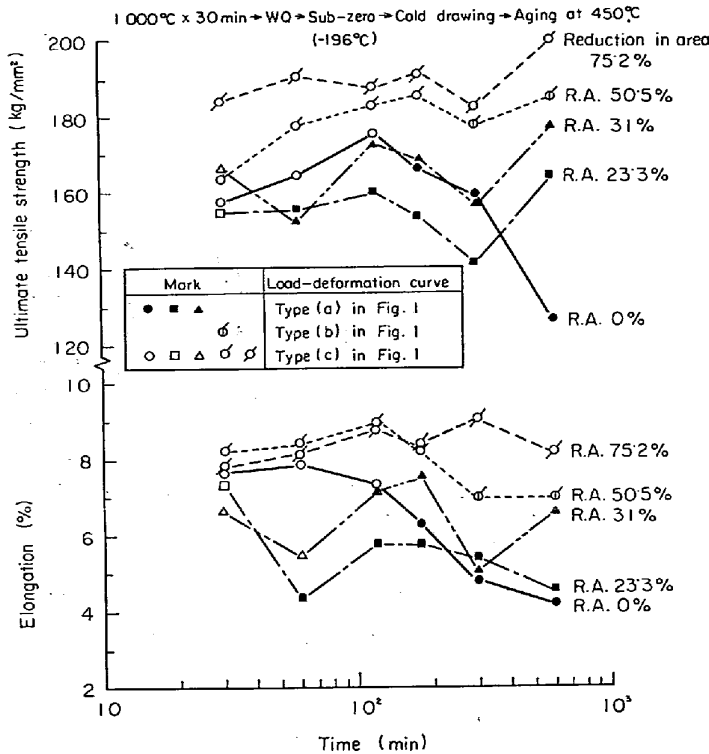


Fig. 10. 450°C-aging curves of 20% Ni-1.8% Ti maraging steel (No 15 in Table 1) as a function of the reductions in cold drawing.

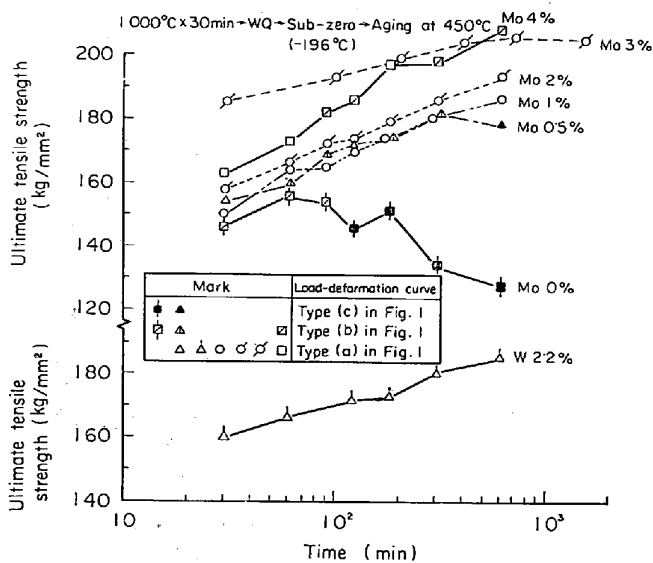


Fig. 11. 450°C-aging curves of 20% Ni-1.8% Ti-Mo and 20% Ni-1.8% Ti-W maraging steels as a function of the contents in molybdenum and wolfram.

つた。Fig. 11 は、450°C で時効して Mo および W の影響をしらべた結果である。Mo の場合、0.5% でも有効であるが、最も顕著な効果は Mo : 1~3% の試料に認められる。Mo : 4% になると材料がややもろくなる傾向である。なお Mo による析出硬化は、とくに Mo :

3% および Mo : 4% の試料に顕著にあらわれてくる。Fig. 12 および Fig. 13 は時効温度の影響をしらべた結果であるが、475° および 500°C で比較的長時間時効すると、荷重-伸び曲線から判定してやや脆化する傾向である。しかし脆化の程度が Mo を添加しない試料に比較して小さいので、強度の減少がほとんど認められない。なお Mo, W などの添加で脆化を防止しても、20% Ni マルエージ鋼の靱性は、Mo, Co を硬化元素とする 18% Ni マルエージ鋼よりもやや劣る傾向である。Fig. 14 は Mo を添加した試料を等時時効して比抵抗の変化を測定した結果であるが、時効初期の比抵抗増加は Mo の添加によつて減少し、また 400°C 以上における抵抗減少も Mo を添加した試料の方が著しい傾向である。すなわち、Ti の析出の他に Mo の析出も進行していることを示すとみられる。

粒界反応組織の生成が、Mo, W の添加で抑制されることは確実であるが、その詳細な機構は、現在のところ明らかでない。

3.3 復元

著者らは、18% Ni-9% Co-5% Mo 鋼の析出速度を液体窒素温度における比抵抗変化から測定し、約 425°C 以下の析出速度が 450°C 以上の測定から外挿される値よりも大きいことを明らかにした¹⁵⁾。PETERS ら¹⁴⁾ も類似の結果を得ているが、これは低温側と高温側とで形成される析出相が異なることを示唆している。さらに PETERS¹⁷⁾ は、17.4% Ni-5.6% Mo-7.8% Co の復元実験を行ない、約 850°F (454°C) より低温で時効した試料を、それより高温側に加熱すると大きい復元を示すことを明らかにし、低温側で準安定相が形成されるとの推定をうらづけている。同時に行なつた 17.25% Ni-5.4% Mo は復元が比較的少なく、また上記 4 元合金のように、ある特定温度以上に加熱される場合に復元が不連続的に増加する現象も認められないので、準安定相の形成は 4 元合金に特有と考えられている。

Ti を硬化元素とする 20% Ni および 25% Ni マルエージ鋼の比抵抗 (液体窒素温度) は時効初期に増加し、ある最大値をとつてから減少するが¹⁵⁾、同様な比抵抗変化の例は時効性 Al 合金に多数見られる¹⁶⁾。Al 合金の比抵抗増加は準安定相の形成と密接な関係があるが、20% Ni

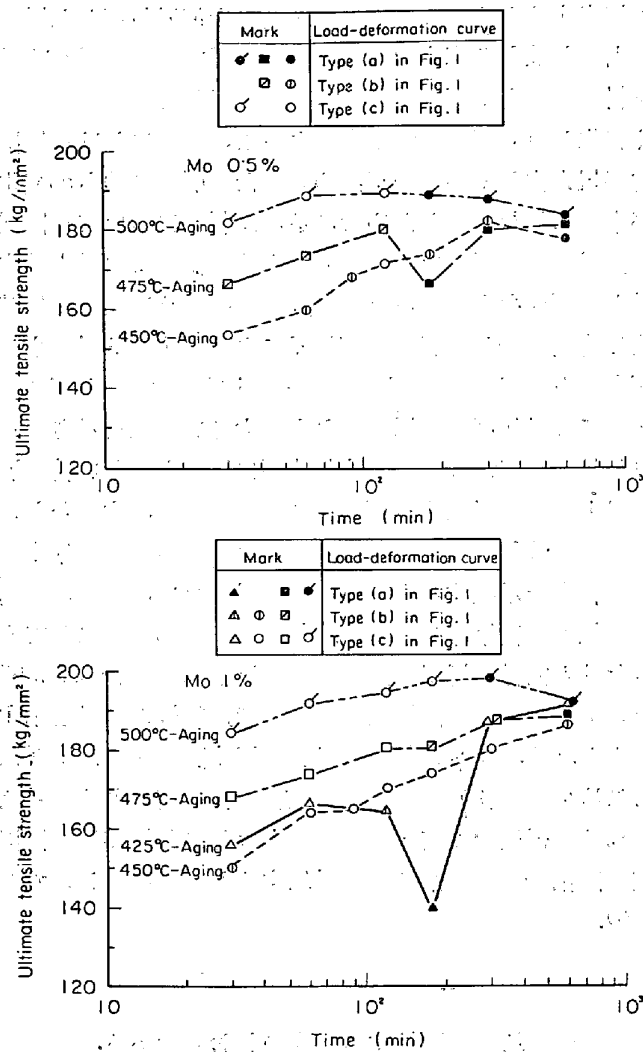


Fig. 12. Aging curves of 20% Ni-1.8% Ti-0.5% Mo and 20% Ni-1.8% Ti-1.0% Mo maraging steels.

および 25% Ni マルエージ鋼については復元の研究が行われていない。そこで、試料 No 16 (25% Ni-1.8% Ti) を用いて復元実験を行ない、18% Ni マルエージ鋼の復元と比較検討した。

375°C で時効した試料を復元温度に保持された鉛浴中に入れて急熱し、所定時間保持後水冷して引張り強さの変化をしらべた。Fig. 15 は復元実験に用いた 18% Ni マルエージ鋼 (9% Co-5% Mo) を 375°C で時効した場合の比抵抗 (液体窒素温度) および引張り強さの変化で、復元実験には 30 min, 150 min, 500 min および 1500 min 時効後の試料を用いた。時効まえ、時効後および復元処理後の引張り強さをそれぞれ $\sigma_{B(o)}$, $\sigma_{B(a)}$, $\sigma_{B(r)}$ とし、軟化量を $(\sigma_{B(r)} - \sigma_{B(a)}) / (\sigma_{B(a)} - \sigma_{B(o)})$ と定義して復元実験の結果をまとめると Fig. 16 のようになる。PETERS¹⁷⁾ の研究からみて、375°C は準安定相が形成される温度領域で、また約 455°C 以上に加熱されると準

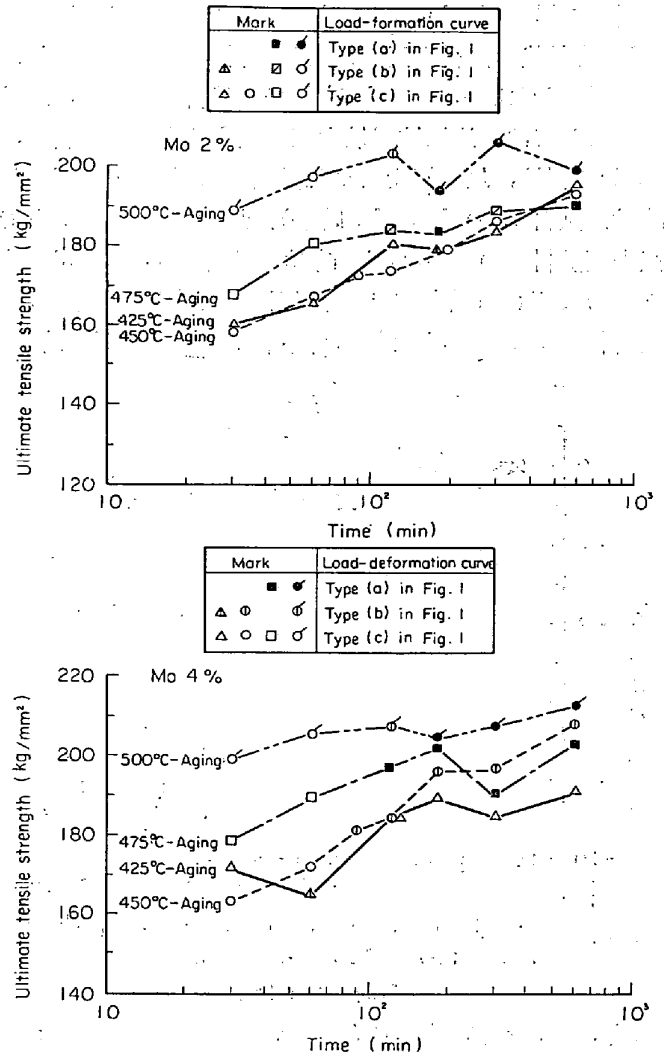


Fig. 13. Aging curves of 20% Ni-1.8% Ti-2.0% Mo and 20% Ni-1.8% Ti-4.0% Mo maraging steels.

安定相は完全に再固溶すると推定される。しかし、たとえば 500°C の復元に例をとると、一般に長時間時効した試料ほど軟化が顕著であるが完全には復元しない。これは準安定相の再固溶による軟化と、安定相の析出による硬化とが重畳しておこっているためと考えられる。安定相に対する過飽和度は、析出が十分進行していない短時間時効試料において大きく、したがって安定相の析出速度も大きいと推定される。すなわち安定相による析出硬化の影響は、短時間の時効試料に比較的大きくあらわれることになり、このため見かけの軟化は減少するとみられる。

Fig. 17 は復元実験に用いた 25% Ni マルエージ鋼 (試料 No 16) の 375°C 時効における比抵抗 (液体窒素温度) および引張り強さの変化で、均質化温度から水冷後深冷した試料 (記号 Q) と、水冷後 75% 冷間加工し、さらに深冷した試料 (記号 W) を用いた。復元実験は、

試料Qの場合 5 min, 300 min, 2 200 min および 4 500 min 時効後の試料を用い, また試料Wでは 150 min, 480 min および 2 000 min 時効後の試料を用いた. 時効時間としては, 比抵抗が最大値に達するまえ (試料Q, 5 min 時効), 最大値をとつた段階 (試料Qの 300 min 時効, 試料Wの 150 min 時効), 最大値の約 1/2 まで減少 (試料Qの 2 200 min 時効, 試料Wの 480 min 時効) およびほぼ時効まえの比抵抗値まで減少した段階 (試料Qの 4 500 min 時効, 試料Wの 2 000 min 時効)

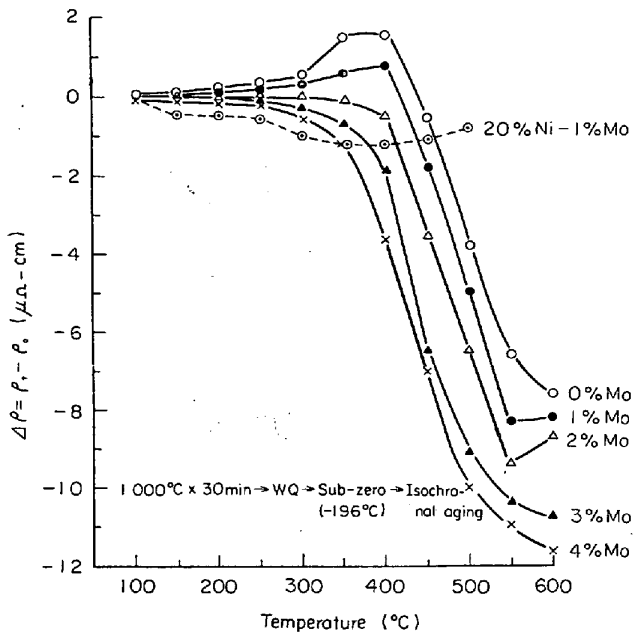


Fig. 14. 20% Ni-1.8% Ti-Mo maraging steels. Changes in resistivity at liquid nitrogen temperature during isochronal aging (30 min at each temperature) as a function of the contents in molybdenum.

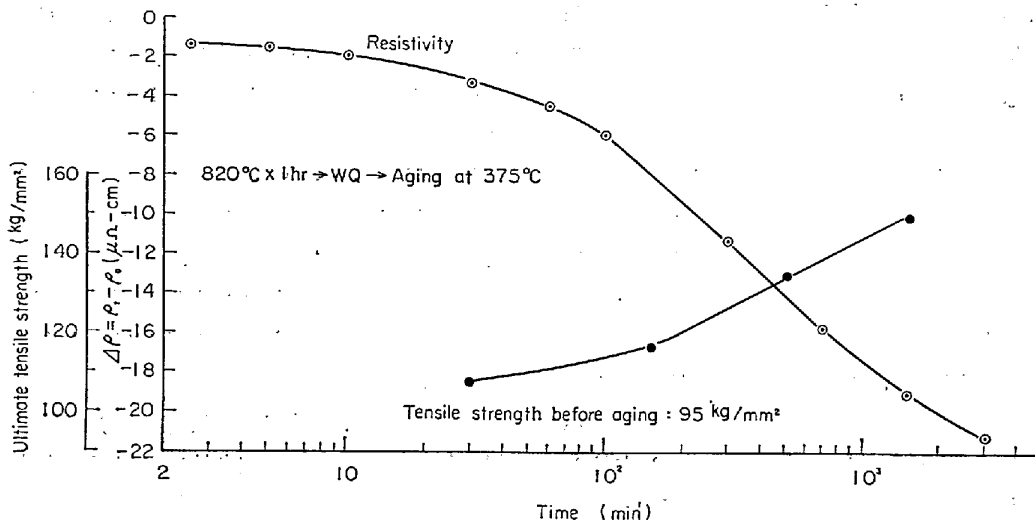


Fig. 15. 18% Ni-9% Co-5% Mo maraging steel (No 10 in Table 1). Changes in resistivity at liquid nitrogen temperature and in tensile strength during isothermal aging at 375°C.

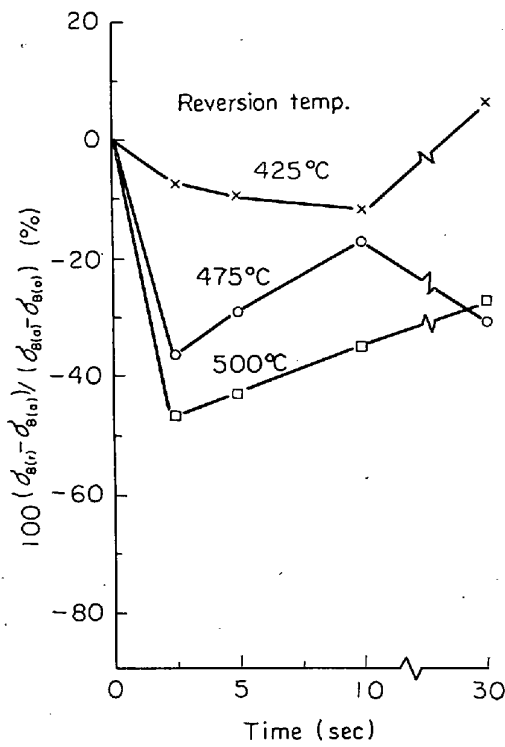
に相当するようにえらんだ. 試料Qを復元処理した場合の引張り強さの変化を Fig. 18 に示す. 4 500 min 時効試料のデータがかけているのは, 復元処理によつて著しく脆化し (薄膜の電顕観察によると, 粒界における析出物が粗大化しているのが認められた) 引張り強さの変化が求められなかつたためである. 試料Wについても同様な復元実験を行ない, 復元温度とその温度での最大軟化量との関係をまとめると, Fig. 19 のようになる. 比較的長時間時効した試料ほど復元による軟化量は増加する傾向であるが, 18% Ni マルエージ鋼を 475° および 500 °C で復元処理した場合のように大きい軟化を示さず, また軟化量が, 375°C の時効時間に影響されない特定温度以上で急に増加する傾向も認められない. すなわち, 375°C で時効された 25% Ni マルエージ鋼では, 準安定相の存在を示唆するような復元を示さない.

既報¹⁵⁾の結果からみて, 時効温度を 350°C にしても 375°C と同様な析出が進行するとみられ, また 20% Ni マルエージ鋼でも同様な析出なので, 類似の復元を示すとみられる. なお時効温度以上に短時間加熱した場合におこる少量の軟化は, 微細析出相の再固溶によると考えられる. 析出相の溶解度はその大きさにも依存し, 析出相が微細な場合, 溶解度が増加するとみられるからである¹⁹⁾.

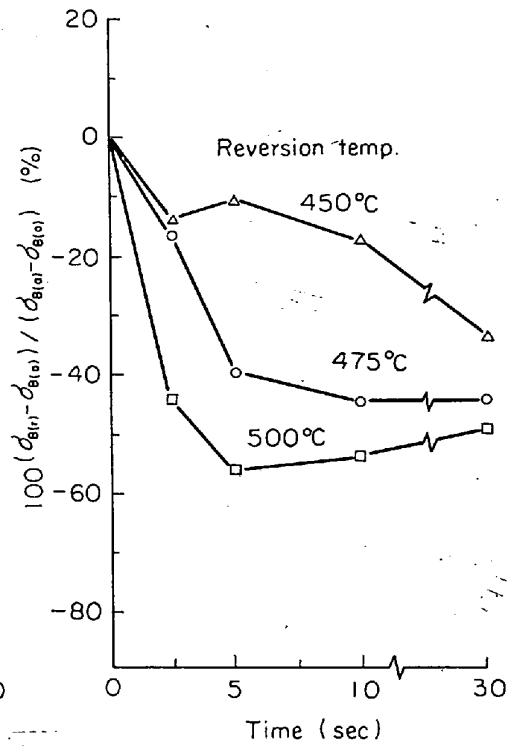
4. 総 括

本研究の結果を要約すると次のとおりである.

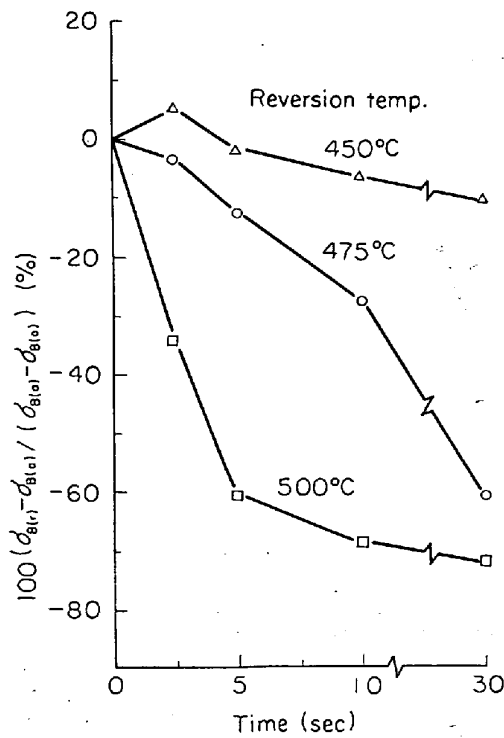
(1) 3% Mo (Co ≤ 15%), 5% Mo (Co ≤ 15%) および 10% Mo (≤ 5% Co) 系 18% Ni マルエージ鋼の時効による引張り強さおよび伸びの変化を検討したが, 長時間時



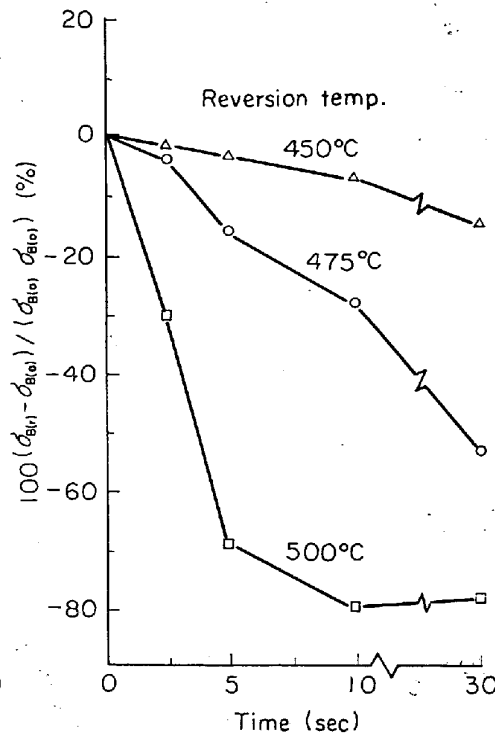
(a) Reversion of the specimens pre-aged at 375°C for 30min



(b) Reversion of the specimens pre-aged at 375°C for 150min



(c) Reversion of the specimens pre-aged at 375°C for 500min



(d) Reversion of the specimens pre aged at 375°C for 1500min

Fig. 16. Reversion of 18% Ni-9% Co-5% Mo (No 10 in Table I) maraging steel, pre-aged at 375°C.

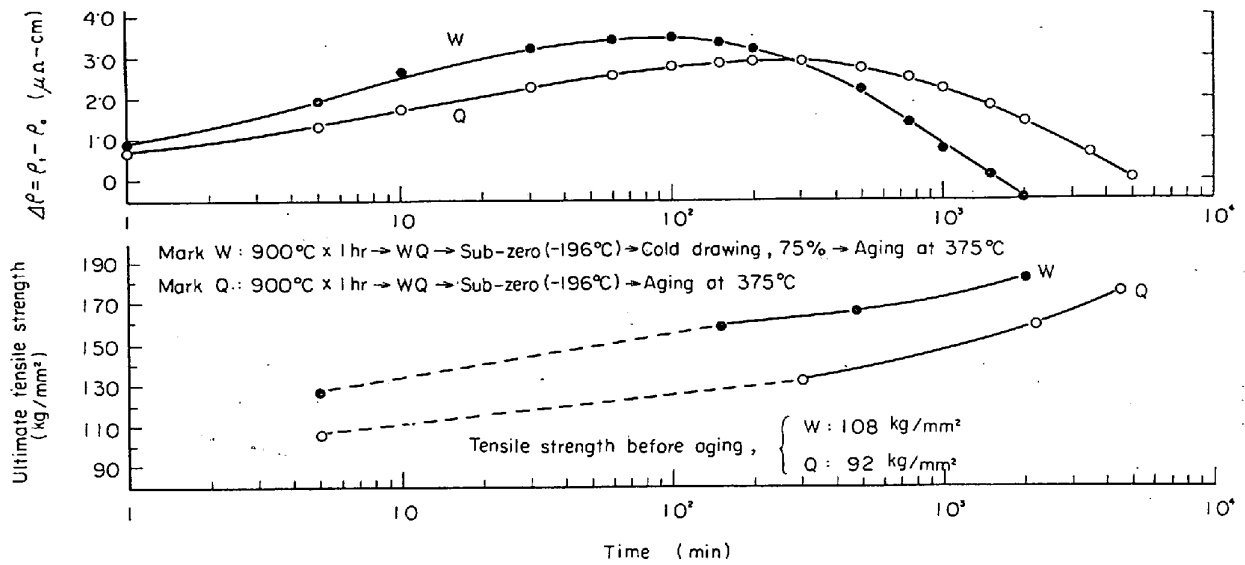


Fig. 17. 25%Ni-1.8Ti maraging steel (No 16 in Table 1). Changes resistivity at liquid nitrogen temperature and in tensile strength during isothermal aging at 375°C.

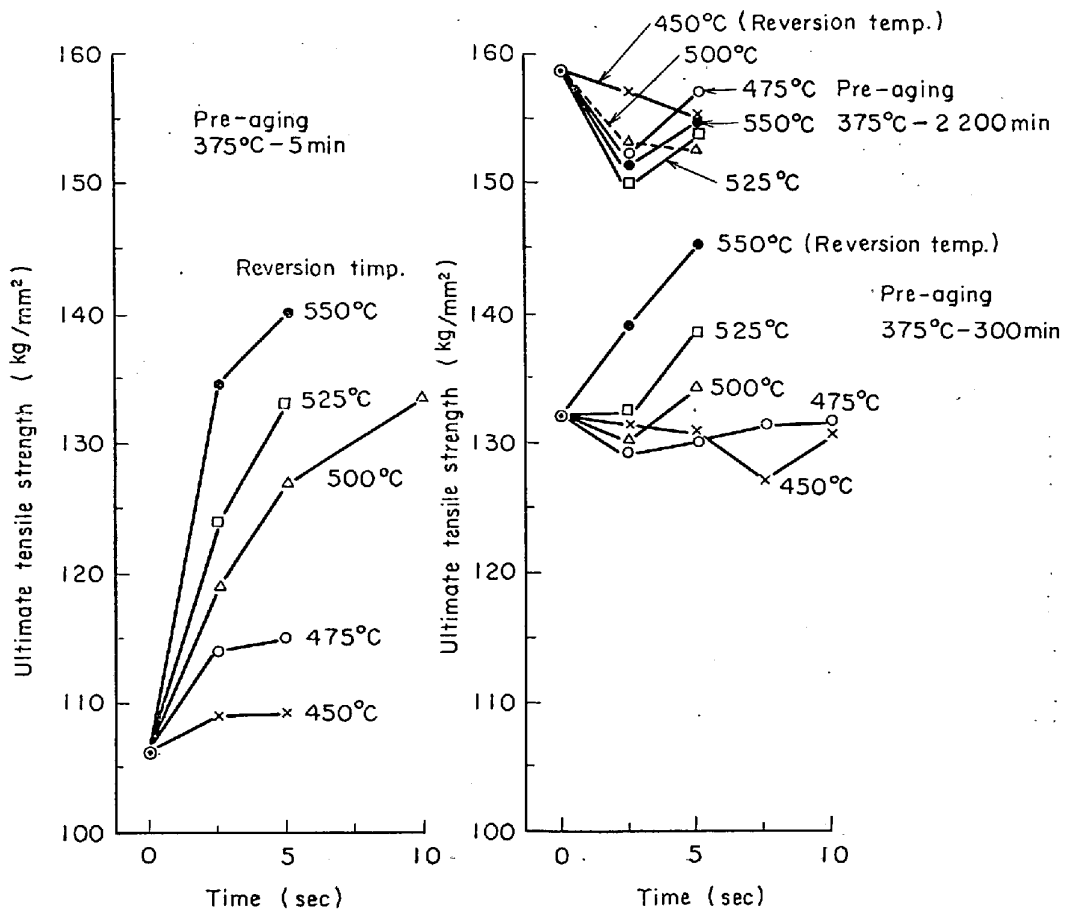


Fig. 18. Reversion of 25% Ni-1.8% Ti maraging steel (No 16 in Table), pre-aged at 375°C.

効しても脆化する傾向がなく、靱性も比較的高い。15% Co+5% Mo および 5% Co+10% Mo の試料を適当な条件で時効すると、引張り強さを約 200 kg/mm² に増

加しうるが、靱性は Mo 量の多い 5% Co+10% Mo の方が劣る。Co+Mo の他に Ti を添加すると強化量が著しく増加するが、靱性を劣化させないためには、Ti 量

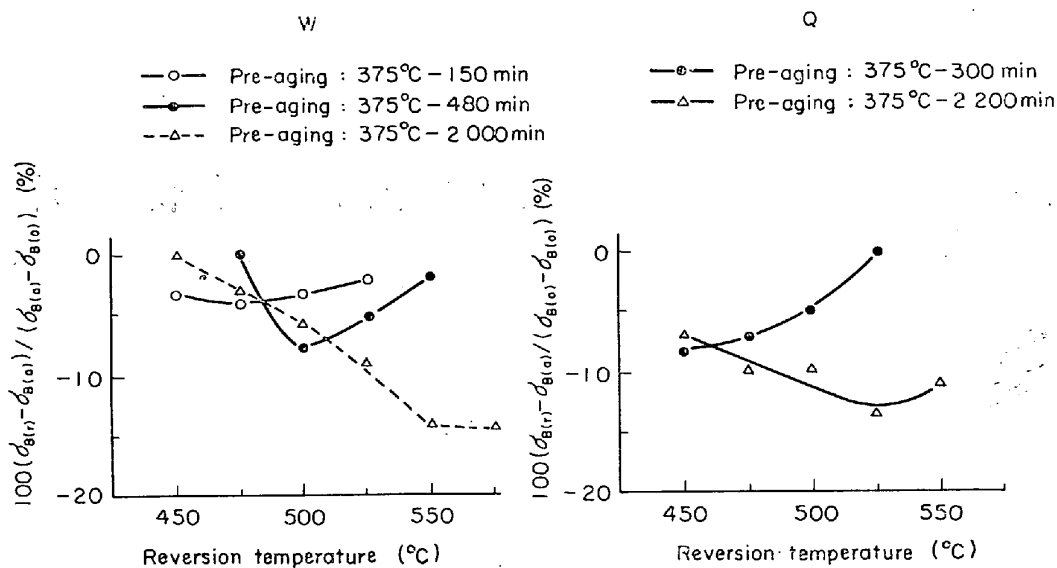


Fig. 19. Maximum decrease in strength during reversion of 25% Ni-1.8% Ti maraging steel (No 16 Table 1), pre-aged at 375°C.

を最大約 1.5% 以下におさえるのが適当である。なお Ti を比較的多量含む試料は長時間時効すると脆化する傾向がある。

(2) Ti を主要硬化元素とする 20% Ni および 25% Ni マルエージ鋼は、時効によつて脆化しやすいが、これは結晶粒界に precipitation-free zone をともなう比較的大きい析出物が形成されるためと推定される。このような時効組織はあらかじめ強加工してから時効するか、あるいは Mo, W などを添加するとあらわれにくくなり、したがつて時効による脆化が緩和される。

(3) 375°C で時効した 18% Ni-9% Co-5% Mo および 25% Ni-1.8% Ti マルエージ鋼の復元にもなう引張り強さの変化を検討したが、375°C の時効で準安定相が形成される 18% Ni マルエージ鋼は、475° および 500°C に短時間加熱されると大きい復元を示すが、25% Ni マルエージ鋼は復元による軟化量が小さく、準安定相の存在を示唆する結果は得られなかつた。

以上の研究を行なうに当たり、ご指導を賜つた日立研究所・竹内久祐博士に深甚なる謝意を表するとともに、熱心に測定に従事された土屋正利・橋本健一および田口和夫の諸氏に感謝する。

文 献

- 1) たとえば荒木: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 163
- 2) B. G. REISDORF: Trans. ASM, 56 (1963), p. 783
- 3) S. FLOREEN and G. R. SPEICH: Trans. ASM, 57

- (1964), p. 714
- 4) A. J. BAKER and P. R. SWANN: Trans. ASM, 57 (1964), p. 1008
- 5) G. P. MILLER and W. J. MITCHEL: JISI, 203 (1965), p. 899
- 6) J. M. CHILTON and C. J. BARTON: Trans. ASM, 60 (1967), p. 528
- 7) H. MARCUS, L. H. SCHWARTZ, and M. E. FINE: Trans. ASM, 59 (1966), p. 468
- 8) K. BUNGARDT, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 39 (1968), p. 719
- 9) 清水, 岡本: 日本金属学会誌, 35 (1971), p. 204
Trans. Japan Inst. of Metals, 12(1971), p. 273
- 10) G. R. SPEICH: Trans. AIME, 227(1963), p. 1426
- 11) K. A. MALYSHEV and M. M. VASILEVSKAYA: Phys. Met. and Metallog., 18 (1964) 5, p. 150
- 12) R. D. GARWOOD and R. D. JONES: JISI, 204 (1966), p. 512
- 13) J-Lin CHENG and G. THOMAS: Trans. AIME, 61 (1968), p. 14
- 14) D. T. PETERS and C. R. CUPP: Trans. AIME, 236 (1966), p. 1420
- 15) 添野, 黒田: 鉄と鋼, 55 (1969), p. 1243
Trans. ISIJ, 10 (1970), p. 369
- 16) F. R. MORRAL: Maraging Steel Project in Review, Cobalt, 21 (1963), p. 190
- 17) D. T. PETERS: Trans. AIME, 239 (1967), p. 1981
- 18) A. KELL and R. B. NICHOLSON: Progress in Materials Sci., 10 (1963), p. 148
- 19) A. W. COCHARDT: J. Metals, 1957, April, p. 434