

論 文

UDC 669.14.018.295 : 669.15'24-157.8-194.55 : 669.112.227.1
669.112.227.34 : 620.186.518Ni マルエージ鋼の逆変態オーステナイトの再結晶挙動と
その後のマルテンサイト組織*

牧 正志**・森本 啓之***・田村 今男**

Recrystallization of the Austenite Transformed Reversely and
Structure of Martensite in 18Ni Maraging Steel

Tadashi MAKI, Hiroyuki MORIMOTO, and Imao TAMURA

Synopsis:

A recrystallization of austenite during heating at the temperatures above A_f was investigated in the solution-treated and the 50% rolled 18 Ni maraging steels. The characteristics of martensite structure formed from the unrecrystallized austenite was also studied. The main results obtained are as follows:

1) Just after the $\alpha' \rightarrow \gamma$ transformation, the austenite structure (i.e., prior austenite boundary) of the starting materials is inherited into the reverted austenite in non-deformed and 50% rolled specimens. The reverted austenite is recrystallized to a finer grain size by heating it for longer time or at higher temperatures.

2) In the case of non-deformed materials, the reverted austenite grain boundary is the preferential nucleation site of recrystallization. On the other hand, in the 50% rolled materials, the recrystallization occurs finely and uniformly in the reverted austenite grain. Owing to such a difference of recrystallization behavior, a deformation prior to heating enhances the refinement of austenite grain.

3) During the cycle of $\alpha' \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha'$ transformation, the structure memory effect of martensite (packet and block structures) is observed provided martensites are formed from the unrecrystallized austenite. However, the width of martensite laths formed from the unrecrystallized austenite is fine in comparison with that formed from the recrystallized austenite.

1. 緒 言

結晶粒微細化は、強度も靱性も向上させる最も基本的な強靱化法であり、マルエージ鋼においても、より強靱とするために旧オーステナイト粒の微細化がはかられ、オーステナイト (γ) 化処理前の冷間加工¹⁾ や γ 化処理と熱間加工の組合せ^{2)~4)}、繰返し変態⁵⁾⁶⁾ などの種々な熱処理が試みられている。しかし、18 Ni マルエージ鋼においては、加熱時の γ 粒生成過程と微細化の挙動は特異であり、通常の炭素鋼などの場合とは異なることが知られている。つまり、逆変態^{*}完了直後の γ 結晶粒界は加熱前の旧 γ 粒界と全く同一の場所にあり (従つて γ 粒径も不変)^{7)~9)}、さらにその後、より高温になるとそれらが

再結晶をおこし微細粒が形成されるようになる。^{5)8)~11)} それゆえ、マルエージ鋼において γ 粒微細化をはかる場合にはその基礎として、逆変態 γ の再結晶挙動を十分把握しておくことが重要と思われるが、詳細に研究した報告はなく不明な点が多い。

本研究は、210kg/mm² 級 18Ni マルエージ鋼を用い γ 化条件による γ 結晶粒の変化を金属組織学的に詳細に観察することにより、逆変態 γ 粒の再結晶挙動と加熱温度、保持時間の関係および前加工の影響を明確にすること、さらに再結晶前後の種々な状態の γ から生成したマルテンサイト (α') の組織の特徴を明らかにすることを目的としておこなつた。

2. 実 験 方 法

用いた試料は厚さ約 5 mm の圧延材として受け入れた

* 本論文では、変態機構が拡散型かせん断型にかかわらず、加熱により生じた γ のことを逆変態 γ と呼ぶ。

* 昭和 53 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 54 年 1 月 16 日受付 (Received Jan. 16, 1979)

** 京都大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Kyoto University, Yoshidahonmachi Sakyo-ku Kyoto 606)

*** 京都大学大学院 現：(株)神戸製鋼所中央研究所 (Graduate school, Kyoto University, Now Central Research Laboratory, Kobe Steel, Ltd.)

Table 1. Chemical composition of 18 Ni maraging steel investigated (wt%).

Ni	Co	Mo	Ti	Mn	Cr	S	P	Si	C	Fe
18.30	8.95	5.00	0.70	<0.01	<0.01	0.008	0.002	<0.001	0.015	bal.

市販の 210kg/mm² 級 18Ni マルエージ鋼でその化学組成を Table 1 に示す。これらを冷間圧延により 0.5~3 mm 厚にしたものを、1300°C1 h 真空中にて溶体化処理を施し水焼入れをおこない、本研究の出発材とした。この処理による旧 γ 粒の平均粒径は 390 μm の粗粒であった。このような溶体化材(無加工材)およびそれに 50% の冷間圧延を施した試料 (50% 圧延材)を一定加熱速度 100°C/min で 725~1300°C の間の種々な温度まで加熱し、加熱後直ちにもしくは種々な時間等温保持したのち 100°C/min の速度で室温まで冷却した。このような種々な熱処理を施した試料について光学顕微鏡および電子顕微鏡により組織観察をおこなった。顕微鏡用腐食液としては、主に塩化第 2 鉄溶液 (FeCl₃ 10g+HCl 30cc+H₂O120cc) を使用した。これはマルテンサイト組織が現出し、旧 γ 粒全体の組織観察に適したものである。ただし、旧 γ 粒径測定のためには、旧 γ 粒界が現出しやすいように 500°C20 min の時効を施したのち、クロム酸水溶液 (CrO₃10g+H₂O100cc) にて電解腐食をおこなった。旧 γ 粒径は線分法 (Heyn の方法¹²⁾) により測定した。また、変態点や逆変態の進行状況は電気抵抗変化により研究した。

3. 実験結果および考察

3.1 無加工材での逆変態オーステナイトの再結晶とオーステナイト化温度、時間の関係

Fig. 1 は 1300°C1 h 溶体化材を 950°C まで加熱し、その後直ちに冷却 (加熱および冷却速度は 100°C/min) したときの電気抵抗変化の一例を示す。8 試料につき同一条件で電気抵抗を測定して変態点を求めた結果、平均値として A_s 点は 684°C、 A_f 点は 786°C であった。な

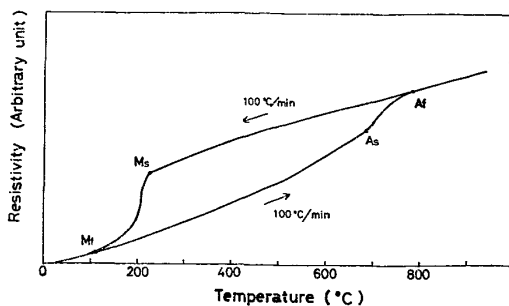


Fig. 1. Resistivity change of 18Ni maraging steel, solution treated at 1300°C for 1h.

お、変態点のばらつきは約 $\pm 10^\circ\text{C}$ であつた。

Photo. 1 は 800°C (A_f 点直上) および 900, 950°C に加熱後、直ちに冷却した試料の光学顕微鏡組織を示す。Photo. 1(a) は加熱前の溶体化材 (1300°C1 h 水冷) で、典型的なラス α' 組織を呈しており、ブロックの部分が白黒のコントラストで現出している。マルエージ鋼はこのようにブロック領域がよく発達しているのが特徴のひとつである¹³⁾。Photo. 1(b) は 800°C 加熱の組織である。800°C では γ 化が完了している (Fig. 1 参照) にもかかわらず、 γ 粒径* は加熱前の γ 粒 (Photo. 1(a)) と同様に粗粒である。細見ら⁸⁾ は 18Ni マルエージ鋼において、逆変態完了直後の γ の粒界は加熱前の γ 粒界と全く同一位置にあり、不変であることを報告しているが、本研究においても後述する (Photo. 6) ように加熱前後の同一視野組織観察をおこなった結果、 γ 粒界の位置の再現性が認められた。加熱温度が 900°C になると (Photo. 1(c)) 部分的に微細 γ 粒が観察されるようになる。これは逆変態 γ の再結晶が開始したためである。この再結晶は元の γ 粒界近傍で優先的に起こっているのが特徴である。950°C 加熱では (Photo. 1(d)) 再結晶が完了し、均一な微細粒になつている。本研究では、Photo. 1(b) のように加熱前と同じ粒径の逆変態 γ を未再結晶 γ と呼ぶことにする。

次に、種々な温度まで加熱したのちその温度で等温保持したときの組織変化についての結果を示す。Fig. 1 より求めた A_s , A_f 点は 100°C/min の連続加熱の際の変態点であるが、このような A_s 点と A_f 点の間の温度でも長時間保持することにより γ 化が進行し完了することが明らかとなつた。その様相の一例を 725°C 加熱の場合の電気抵抗変化により Fig. 2 に示す。Fig. 2(a) は 725°C まで加熱し、直ちに冷却したときの結果であり、 γ が一部生成していることは冷却時にわずかではあるが α' 変態による抵抗変化が認められることから明らかである。一方、725°C に加熱後 30min 保持すると Fig. 2(b) に示したように電気抵抗は上昇し、その後の冷却時の α' 変態による電気抵抗変化は非常に大きくなつた。さらに Fig. 2(c) に示すように 725°C 30 min 保持後、より高温に加熱しても A_f 点は現われず電気抵抗は直線

* 組織観察をおこなった室温ではいずれの場合も α' 組織であるが、本論文では高温加熱時の γ 結晶粒の挙動を旧 γ 粒界の観察によつて議論していく。

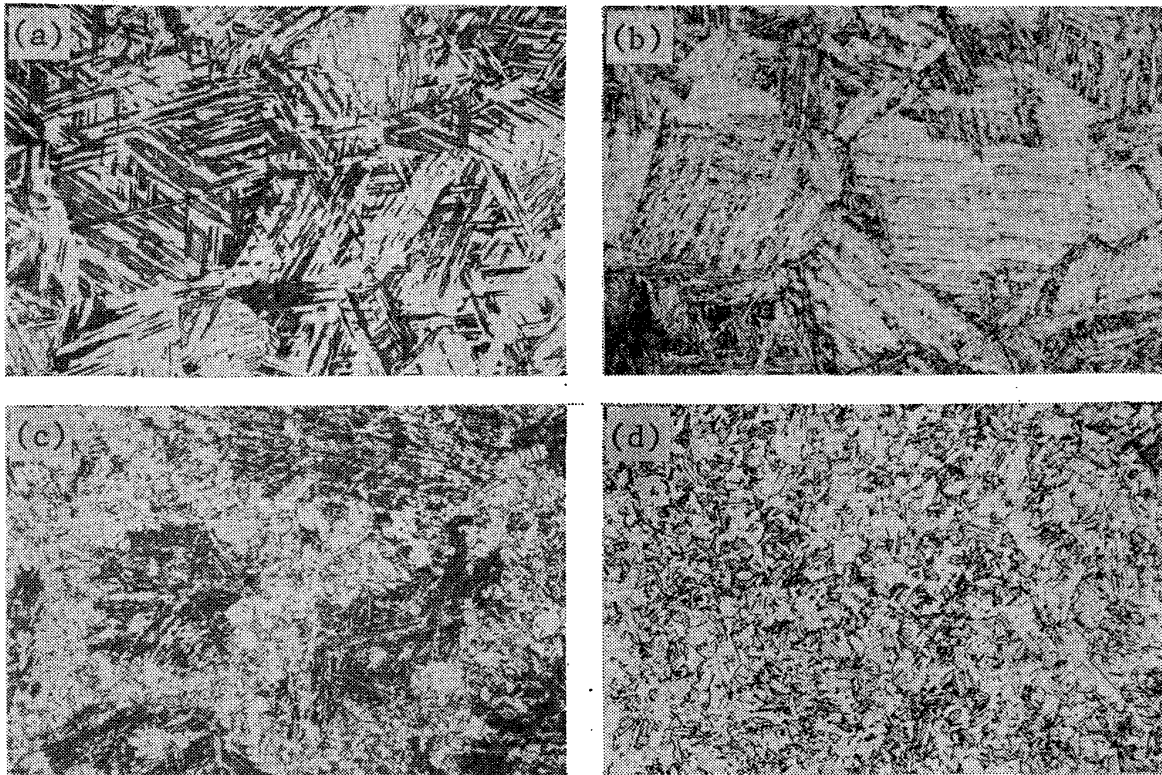


Photo. 1. Optical micrographs of 18Ni maraging steel austenitized at various temperatures (T) and immediately quenched (heating and cooling rates : 100°C/min). Etchant : FeCl_3 10g + HCl 30cc + H_2O 120cc $\times 55$. (a) Before heating (as solution treated at 1300°C for 1h) (b) T=800°C (c) T=900°C (d) T=950°C

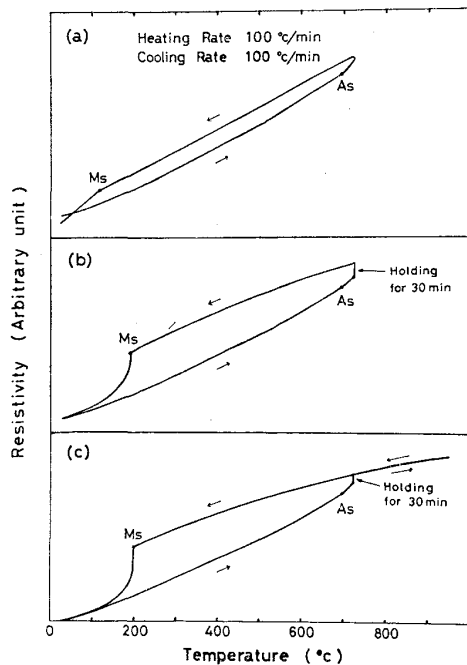


Fig. 2. Resistivity change of 18Ni maraging steel, solution treated at 1300°C for 1h.

的に変化するのみであり、冷却時の Ms 点や α' 変態による抵抗変化量は Fig. 2(b) の場合とほぼ同じであった。このことから、725°C 30 min 保持の間に γ 化が完

了し、 γ 一相になることが結論される。

725°C で種々な時間等温保持したときの組織変化を Photo. 2 に示す。Photo. 2(a) は加熱後直ちに冷却した場合で、725°C 加熱により生じた γ から生成した α' と 725°C で残存していた焼戻し α' からなっており、腐食のされにくい白くみえる領域が一度 γ 化した領域と思われる。30 min 保持では Photo. 2(b) に示すように未再結晶 γ 状態である (γ 化が完了していることは Fig. 2(b) より明らかである)。保持時間を長くすると、50 h 保持 (Photo. 2(c)) では再結晶 γ の生成が開始し、110 h 保持 (Photo. 2(d)) になると γ の再結晶が完了し全体に γ 粒が細かくなっている。

Photo. 3 は 725~800°C の間の種々な温度でそれぞれ 1 h 保持したときの組織を示す。725°C (Photo. 3(a)) では未再結晶 γ であるが、750°C (Photo. 3(b)) ではわずかに再結晶粒が旧 γ 粒界近傍に観察されるようになり、775°C (Photo. 3(c)) でさらに再結晶が進行し、800°C (Photo. 3(d)) になると再結晶が完了し全面が微細 γ 粒となつている。

以上、代表的な加熱温度、保持時間での組織変化の例を示したが、このような逆変態 γ 粒の再結晶挙動を種々な温度、時間について詳細に調べた結果をまとめたのが

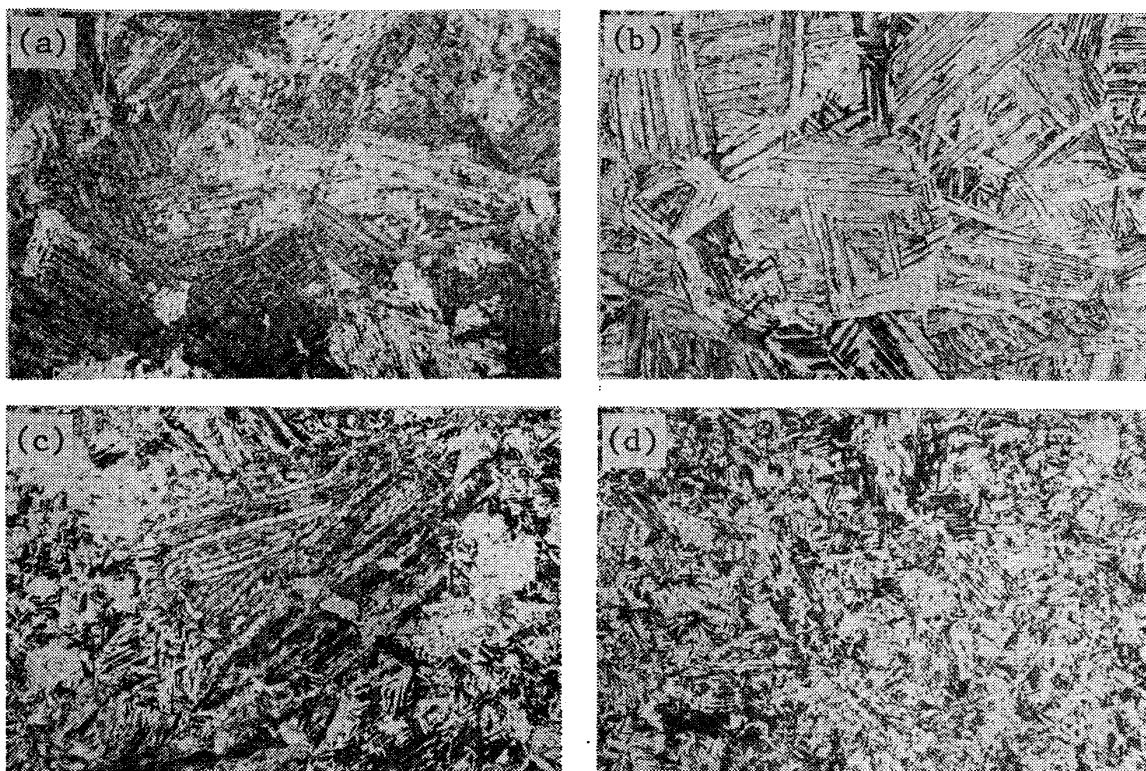


Photo. 2. Optical micrographs of 18Ni maraging steel, solution treated and austenitized for various periods (X) at 725°C (heating and cooling rates : 100°C/min).
Etchant : FeCl₃ 10g+HCl 30cc+H₂O 120cc ×55.
(a) X=0 min (b) X=30 min (c) X=50 h (d) X=110 h

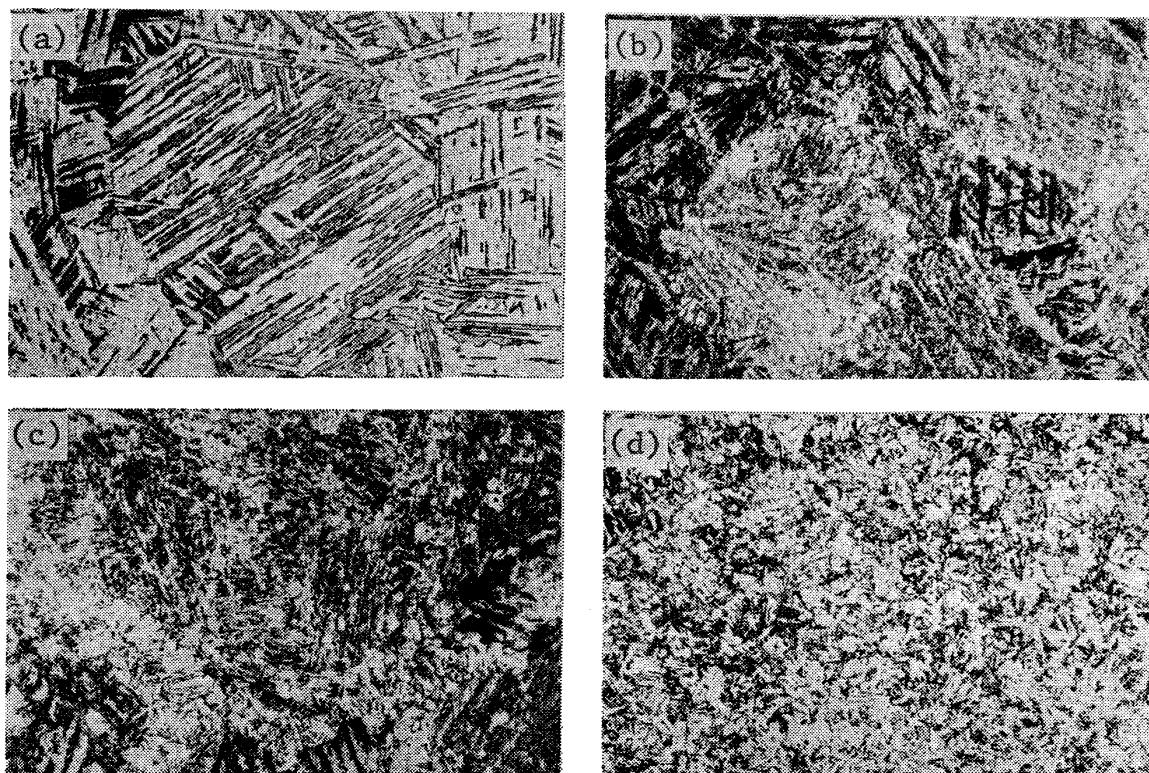


Photo. 3. Optical micrographs of 18Ni maraging steel, solution treated and austenitized at various temperatures (T) for 1h (heating and cooling rates : 100°C/min).
Etchant : FeCl₃ 10g+HCl 30cc+H₂O 120cc ×55.
(a) T=725°C (b) T=750°C (c) T=775°C (d) T=800°C

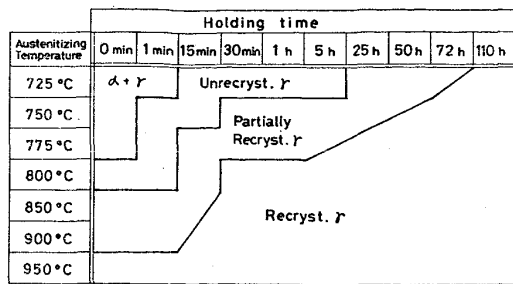


Fig. 3. Structure change of austenite with austenitizing temperature and holding time in 18 Ni maraging steel (heating rate: 100°C/min).

Fig. 3 である。これからわかるように、マルエージ鋼の場合、逆変態完了直後はいずれの温度でも未再結晶 γ であり、その後、未再結晶 $\gamma \rightarrow$ 部分的再結晶 $\gamma \rightarrow$ 再結晶 γ と変化して γ 粒の微細化がおこる。 γ の再結晶が完了したのちは、 γ 粒が粗大化していく。このように、本研究によつて逆変態 γ の再結晶挙動と γ 化温度・時間の関係がはじめて明確に示されたわけである。

なぜ逆変態完了直後の γ が加熱前の γ 粒と全く同一なのか、またなぜこのような γ が再結晶をおこすのかについては明らかではなく、逆変態の機構と関連して、今後の研究にまたねばならない。ただし、細見ら⁸⁾⁹⁾¹⁴⁾ も指摘しているように、逆変態 γ の再結晶の駆動力はせん断型逆変態により導入された格子欠陥やひずみによるものとするのが妥当であろう。ただし、Fig. 2, Photo. 2 のように A_f 点以下での等温保持により γ 化が進行していくという事実から拡散型による逆変態も一部おこっている可能性が考えられ、本研究に用いた試料の場合には、せん断型と拡散型の両方がおこっているものと思われる。

3.2 逆変態オーステナイトの再結晶におよぼす前加工の影響

18Ni マルエージ鋼において、 γ 化処理前に室温加工を施すことによつて、同じ γ 化温度でも γ 粒径は無加工材に比べてより微細になることは知られている¹⁾ が、このような前加工による微細化過程を詳細に観察した報告はみあたらない。そこで本研究では、50% 圧延材について逆変態挙動および γ 粒組織の変化を観察した。

Fig. 4 は 50% 圧延材を 850°C まで加熱し、直ちに冷却したときの (加熱, 冷却速度は 100°C/min) 電気抵抗変化を示す。曲線の全体の形は無加工材 (Fig. 1) とほとんど変わらない。このような電気抵抗測定から求めた 50% 圧延材の逆変態温度は、 A_s 点が 695°C, A_f 点が 790°C であり、無加工材の場合 (A_s : 684°C, A_f :

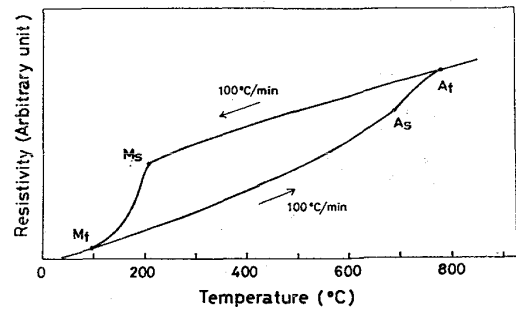


Fig. 4. Resistivity change of 18Ni maraging steel, deformed of 50% by rolling.

786°C) に比べてわずかに上昇しているが、その変化は小さい。

Photo. 4 は 50% 圧延材を 100°C/min で種々な温度に加熱し、直ちに冷却したときの組織である。50% 圧延状態 (Photo. 4(a)) では変形により旧 γ 粒界や α' のブロック境界がわん曲している。Photo. 4(b) は A_f 点直上の 800°C 加熱の組織であり、全体的には無加工材の 800°C 加熱 (Photo. 1(b)) と同様に粗粒の未再結晶 γ である。ただし、この場合は γ 粒界や α' のブロック境界がわん曲しており、一度 γ 化が完了したにもかかわらず加熱前の加工組織が再現されているのが特徴的である。このように 800°C 加熱では全体的には粗粒であるが、詳細にみるとすでに一部微細な再結晶粒が旧 γ 粒内に均一に生成している。その様相を Photo. 4(c) に示す。これは Photo. 4(b) と同じ試料での高倍率写真であり、非常に微細な γ 粒が均一に生成しているのがわかる。このように 50% 圧延材では逆変態完了直後にすでに再結晶が開始しており、無加工材に比べて再結晶温度が低いことが特徴のひとつである。さらに強調すべきことは、再結晶粒の生成場所が無加工材と加工材で大きく異なることである。つまり、無加工材では Photos. 1(c) 2(c), 3(b)(c) などに示したように再結晶粒は旧 γ 粒界近傍に優先的に生成しているのに対し、50% 圧延材では旧 γ 粒内に均一に細かく生成するという特徴を示す。加熱温度が 820°C になると (Photo. 4(d)) 再結晶がかなり進行し、850°C (Photo. 4(e)) ではほぼ再結晶が完了している。50% 圧延材の方が無加工材に比して逆変態 γ の再結晶温度が低く、はやくおこることは Photo. 4(2) (50% 圧延材 850°C 0min) と Photo. 1(c) (無加工材 900°C 0min) を比較しても明らかである。

通常の炭素鋼や低合金鋼においても、 γ 粒の微細化という観点から γ 粒の生成過程におよぼす諸因子の影響や機構に関する研究は非常に多くなされてお^{15)~20)}、この場合には α' やフェライト-パーライトなどの基地か

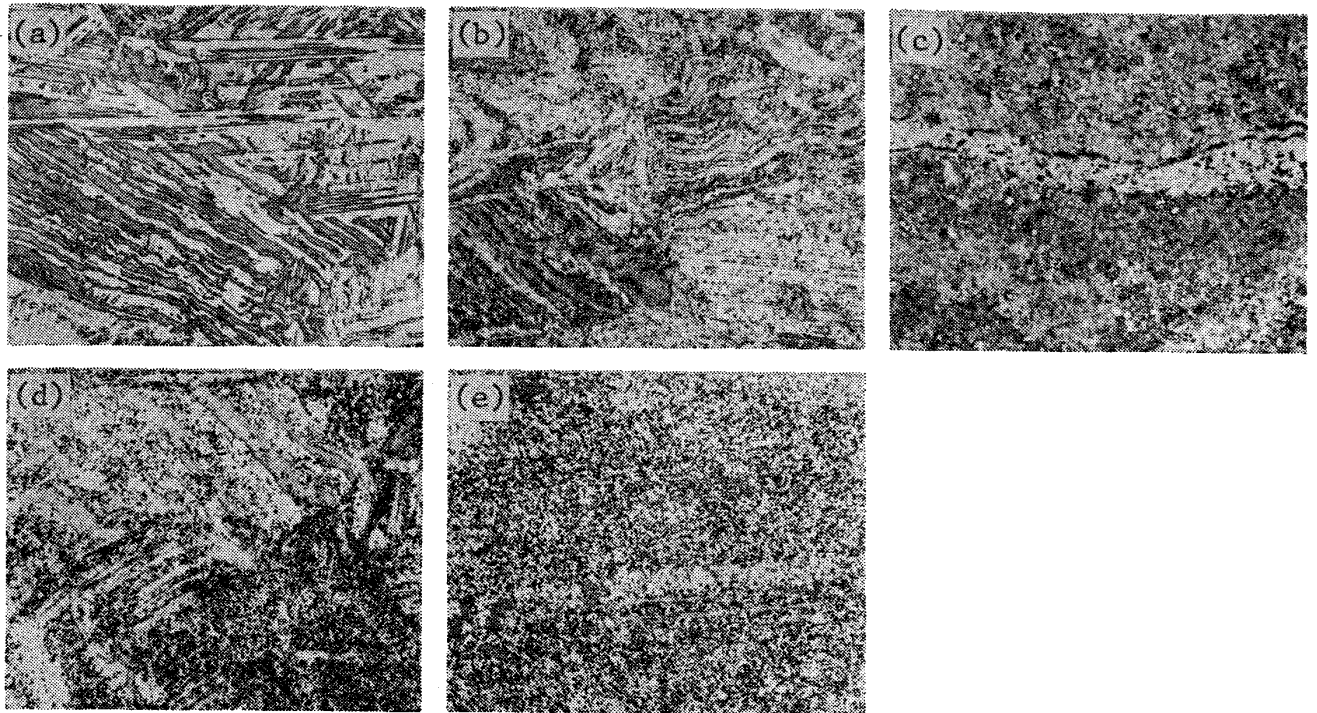


Photo. 4. Optical micrographs of 18Ni maraging steel, predeformed of 50% by rolling and austenitized at various temperatures (T) and immediately quenched (heating and cooling rates : $100^{\circ}\text{C}/\text{min}$). Etchant : FeCl_3 10g + HCl 30cc + H_2O 120cc (a), (b), (d), (e) : $\times 55$. (c) : $\times 400$. (a) As rolled (b), (c) $T=800^{\circ}\text{C}$ (d) $T=820^{\circ}\text{C}$ (e) $T=850^{\circ}\text{C}$

らの γ 粒の析出, 成長, 合体により粒径が決定され, 前加工による γ 粒微細化促進効果は γ 粒析出の核生成場所の増加という観点から説明される. これに対し, 18Ni マルエージ鋼の場合は, 無加工材, 加工材ともに逆変態完了直後は加熱前の γ 粒と全く同じ状態のものが生成され (微細化していない), その後 γ が再結晶をおこして微細化がおこるのが特徴であり, この場合の γ 粒微細化におよぼす前加工の効果は, 前述したように再結晶の核生成場所の増加に帰因することが明らかとなった.

3.3 無加工材および前加工材 (50% 圧延) のオーステナイト化温度による粒径変化

1 300°C 1h 溶体化後水冷した試料 (無加工材) および 50% 圧延材を種々な温度で各 1h γ 化したときの γ 粒径の変化について研究した. Photo. 5 はその一例であり, 900°C 1h γ 化の場合の無加工材 (Photo. 5(a)) および 50% 圧延材 (Photo. 5(b)) である. この場合は, 旧 γ 粒界を明りょうに現出させるために, γ 化処理後 500°C 20min の時効を施し, クロム酸水溶液にて電解腐食した組織である. Photo. 5 より明らかなように, 無加工材の場合は平均 γ 粒径は $60\mu\text{m}$ であるのに対し, 50% 圧延材では $14\mu\text{m}$ と非常に微細になっている.

各温度に 1h 保持したときの γ 粒径変化をまとめたのが Fig. 5 であり, 図中白丸が無加工材, 黒丸が 50%

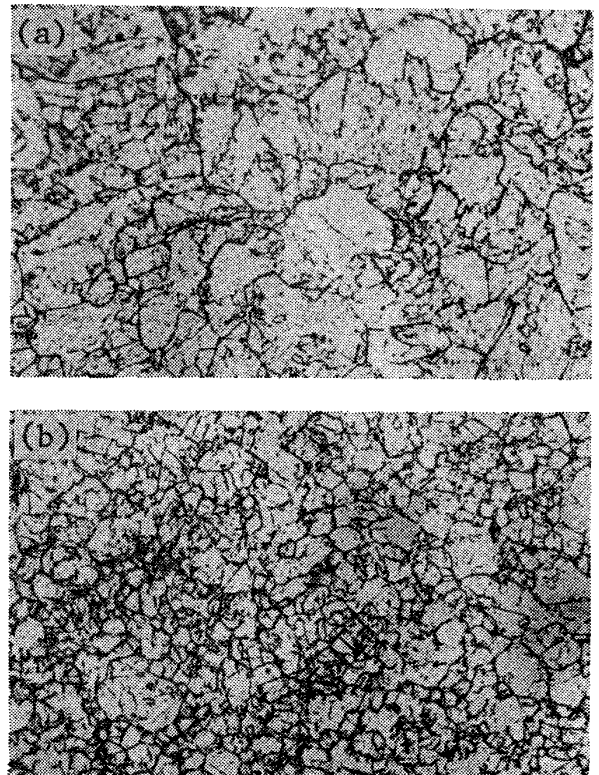


Photo. 5. Optical micrographs of 18Ni maraging steel austenitized at 900°C for 1h. Electrically etched with CrO_3 10g + H_2O 100cc. $\times 160$. (a) Not deformed (b) 50% rolled

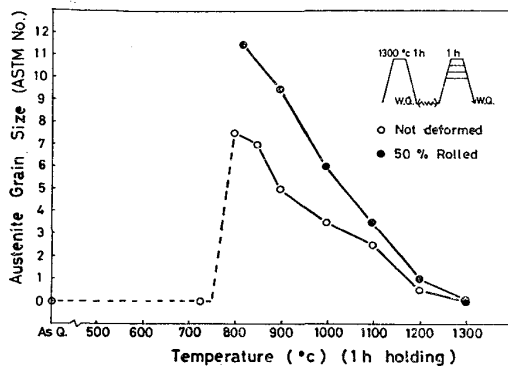


Fig. 5. Change of austenite grain size with austenitizing temperature (holding time: 1h) in non-deformed and 50% rolled 18Ni maraging steel.

圧延材の結果を示す。全体的に、50% 圧延材は無加工材に比べ γ 粒が著しく微細になることがわかる。しかし前加工の効果は、 γ 化温度が 1200~1300°C と高温になるとほとんどみられなくなるようである。なお、無加工材の 725°C 1h 保持では γ 化が完了しているにもかかわらず未再結晶 γ であるため加熱前の粒径 (ASTM No では 0) と同じである。

3.4 未再結晶オーステナイトから生成するマルテンサイト組織の特徴

未再結晶 γ およびその後の変態による α' 組織の特徴を明らかにするために加熱前後の同一視野組織観察をおこなった。Photo. 6(a) は加熱前 (溶体化材) の組織、Photo. 6(b) はそれを 725°C 1h 保持により一度 γ 化させ (未再結晶 γ) たのも急冷した試料の表面をわずかに研磨して同一箇所を観察した組織である。これらは旧 γ 粒界が明りように現出するように 500°C 20 min の時効処理を施し、クロム酸水溶液で電解腐食したものである。逆変態完了直後の未再結晶 γ では、 γ 粒界が加熱前と全く同じ位置にあり不変であることがわかる。さらに、未再結晶 γ から生じた α' 組織 (ここではパケット領域が現出している) が加熱前のそれと非常によく対応している。 γ 化温度が変わっても、再結晶をおこさない限り全く同じである。つまり、繰返し変態をおこさせても組織は可逆的であり一種の“組織記憶現象”が存在する。このような組織の再現性は前加工をうけた組織の場合にも認められる。

次に、未再結晶 γ および再結晶 γ から生じた α' の透過電顕組織の特徴を示す。Photo. 7(a) は加熱前の溶体化材 (再結晶 γ)、(b) は 725°C 1h γ 化材 (未再結晶 γ)、(c) は 820°C 1h γ 化材 (再結晶 γ) から生じた α' 組織である。いずれも典型的なラス α' であり内部組織は高密度の転位よりなり、転位組織に大きな相違は認め

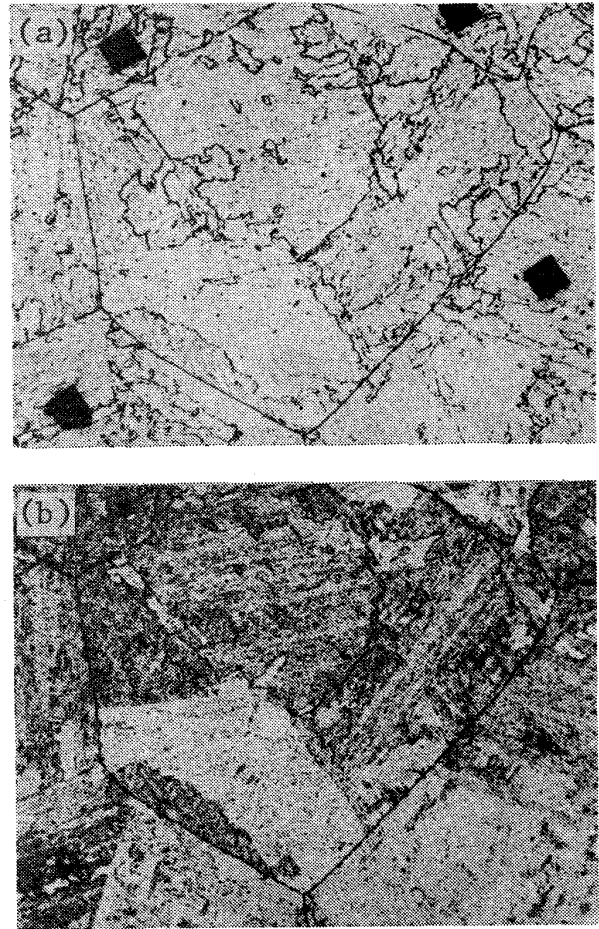


Photo. 6. Optical micrographs taken from same area of 18Ni maraging steel before and after austenitizing treatment. Electrically etched with CrO_3 10g + H_2O 100cc $\times 120$. (a) Solution treated (1300°C 1h \rightarrow W.Q.) (b) (a) + 725°C 1h \rightarrow W.Q.

られない。しかし、未再結晶 γ から生じたラス (Photo 7 (b)) は他に比べて微細である特徴を示す。

Photo. 6 および 7 から、未再結晶 γ から生じる α' 組織の特徴として、光顕レベルでの組織構成の様相¹³⁾ (旧 γ 粒界、パケット領域、ブロック領域) は加熱前と同一であるが、それを構成している個々のラスは加熱前とは大きさが異なり非常に微細になつていくことがわかる。

α' ラス幅の相違をより明確にするため、種々な γ 化処理材において、それぞれ約 300 個のラスにつきその幅を測定した結果をまとめたのが Fig. 6 である。Fig. 6 (a) は溶体化材 (1300°C 1h, 再結晶 γ)、(b) は 725°C 1h 材 (未再結晶 γ)、(c)、(d) はそれぞれ 820°C および 1100°C 1h 材 (再結晶 γ) である。

(a)、(c)、(d) の再結晶 γ から生じた α' のラス幅の分布はほとんど相違がなく、0.2~0.25 μm にそのピークが存在する。

このことから、 α' ラスの大きさは旧 γ 粒径にはほとんど

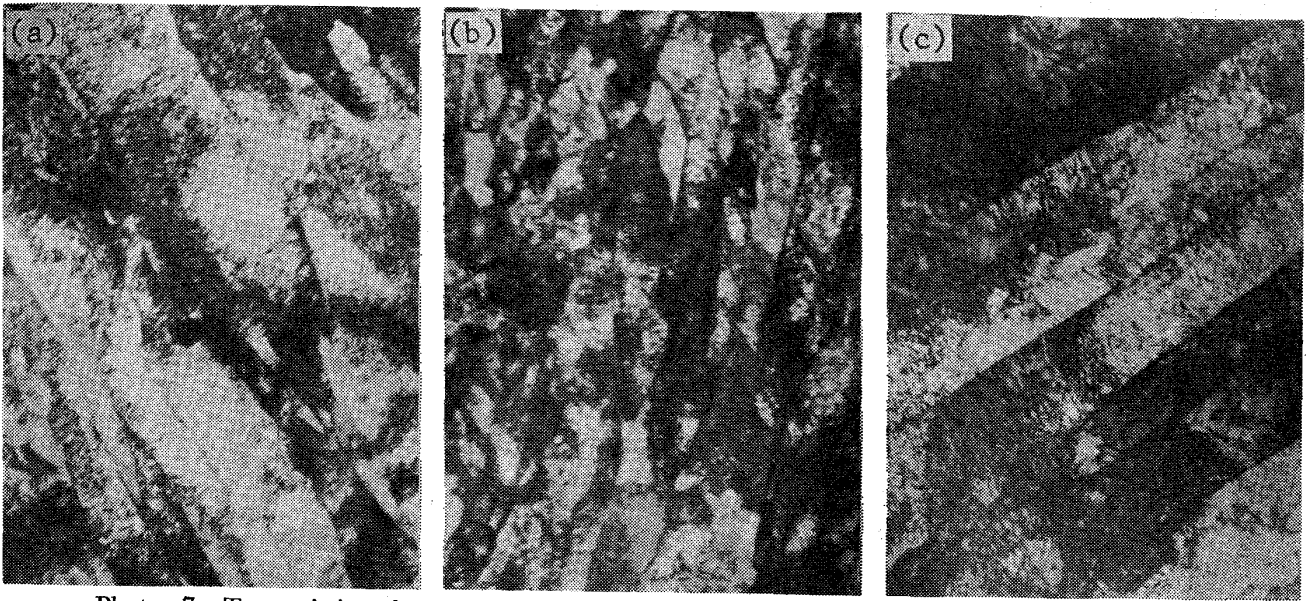


Photo. 7. Transmission electron micrographs of lath martensites of 18Ni maraging steel, solution treated and then austenitized at various temperatures. $\times 32\,000$
 (a) Solution treated (1300°C 1h \rightarrow W.Q.) (b) (a) + 725°C 1h \rightarrow W.Q.
 (c) (a) + 820°C 1h \rightarrow W.Q.

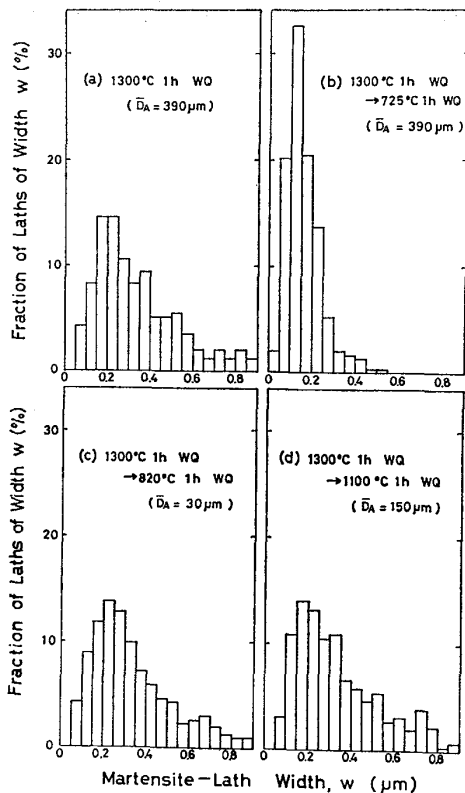


Fig. 6. Lath width distributions for 18Ni maraging steel austenitized at various temperatures for 1h. \bar{D}_A = average prior austenite grain size. (a), (c), (d): martensites formed from the recrystallized austenite. (b): martensites formed from the unrecrystallized austenite.

影響をうけないことがわかる。一方、未再結晶 γ から生じた α' の場合は Fig. 6(b) にみられるようにラス幅のピークが $0.1\sim 0.15\ \mu\text{m}$ と小さく、分布もせまくなるのが明らかとなった。

4. 結 論

210kg/mm² 級 18Ni マルエージ鋼において γ 化温度、保持時間を種々に変化させたときの溶体化材 (1300°C 1h 水冷) ならびにその 50% 圧延材の逆変態 γ 粒の再結晶挙動、および再結晶前後の γ から生成する α' 組織の特徴について、金属組織学的に詳細に研究した。その主な結果を要約すれば次のとおりである。

1) 逆変態完了直後の γ は、溶体化材、50% 圧延材ともに逆変態前の γ 粒径と全く同じであり、加熱前の γ 粒組織が再現される。このような逆変態直後の γ を等温保持もしくはより高温に加熱すると再結晶がおり、 γ 粒の微細化がおこるようになる。さらに、逆変態 γ の再結晶開始、終了と γ 化温度、保持時間の関係を明らかにした。

2) γ の再結晶は、無加工材の場合は未再結晶 γ の粒界近傍に優先的におこるのに対し、50% 圧延材では再結晶温度が低下し、さらに再結晶粒が旧 γ 粒内に均一微細に生成するのが特徴であり、このような特徴により同一 γ 化処理では前加工を施した方がより微細な γ 粒が得られる。

3) 未再結晶 γ から生じるラス α' 組織の特徴とし

て、光顕レベルでの組織構成の様相は加熱前と同一である。つまり、繰返し変態の際、再結晶がおこらないかぎり一種の組織記憶現象が認められる。ただし、透過電顕組織ではラスの大きさに変化がみられ、未再結晶 γ から生成したラスは再結晶 γ から生成したものと比べ微細である。なお、再結晶 γ の場合にはラス幅は γ 粒径 (γ 化条件) にはほとんど影響をうけない。

終りに、本研究の一部は昭和 52 年度文部省科学研究費補助金 (一般研究 D) によつたことを付記し謝意を表す。

文 献

- 1) 添野 浩, 黒田哲郎, 土屋正利, 田口和夫: 鉄と鋼, 62 (1976) p. 220, p. 1009
- 2) 河部義邦, 中沢興三, 宗木政一: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 1229
- 3) 河部義邦, 宗木政一, 中沢興三, 谷治治男: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 1691
- 4) 河部義邦, 宗木政一, 中沢興三: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 1063
- 5) G. SAUL, J. A. ROBERSON, and A. M. ADAIR: Met. Trans., 1 (1970), p. 383
- 6) 中沢興三, 河部義邦, 宗木政一: 鉄と鋼, 61 (1975), S645
- 7) 藤田 達, 浅見 清, 山本俊二, 提 汪水: 鉄と鋼, 56 (1970), S214
- 8) 細見広次, 芦田喜郎, 波戸 浩, 石原和範: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 1012
- 9) K. HOSOMI, Y. ASHIDA, R. ATAGI, and H. HATO: Trans. JIM, Suppl., 17 (1976), p. 87
- 10) Y. E. A. FAKINA, L. V. SMIRNOV, and V. D. SADOVSKIY: Phys. Metals Metallog., 31 (1971) 6, p. 199
- 11) 中沢興三, 河部義邦, 宗木政一: 鉄と鋼, 60 (1974), S282
- 12) R. T. DEHOFF and F. N. RHINES: 計量形態学, (1972), p. 269 (牧島邦夫監訳) [内田老鶴圃新社]
- 13) 牧 正志, 津崎兼彰, 田村今男: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 515
- 14) 細見広次, 芦田喜郎, 波戸 浩, 安宅 龍, 石原和範, 中村 均: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 73
- 15) 本間亮介: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 119
- 16) 木下修司, 上田武司: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 1261
- 17) 松田昭一, 岡村義弘: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 60
- 18) M. P. PLICHTA and H. I. AARONSON: Met. Trans., 5 (1974), p. 2611
- 19) 渡辺征一, 邦武立郎: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 96
- 20) 田村今男, 成吉幸雄, 下岡貞正, 中島雄二郎: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 568