

# ラスマルテンサイトの組織構成\*

牧 正志\*\*・津崎 兼彰\*\*\*・田村 今男\*\*

## The Construction of Lath Martensite

Tadashi MAKI, Kaneaki TSUZAKI, and Imao TAMURA

### Synopsis:

Structural characteristics of lath martensite were investigated in detail using Fe-C alloys and plain carbon steels with carbon contents of up to 0.8%, 18%Ni maraging steel and Fe-0.2%C alloys with an addition of about 1% of Mn, Si, Ni, Cr, or Mo. The construction of lath martensite structure changes with carbon content. The packet regions are clearly formed within a prior austenite grain at lower carbon content (up to about 0.4%C), but they are not observed in the range of 0.5-0.8%C. The block regions within a packet are observed only in the steels below about 0.3%C. Structure of lath martensite in the 18Ni maraging steel is characterized by the block regions which are well-developed and completely partition a packet region, whereas the blocks in the low carbon steels are not well-developed regions. A packet size gradually decreases with increase in carbon content up to 0.4%C and rapidly decreases in the 0.6 and 0.8%C. A linear relation exists between the austenite grain size and packet size in Fe-0.2%C alloy and 18Ni maraging steel. The increase in block width of maraging steel with increasing austenite grain size is very small. Alloying elements within about 1% have little effect on the construction of lath martensite and the packet size.

### 1. 緒 言

ラス (lath) マルテンサイト ( $\alpha'$ ) は大半の熱処理用鋼に現われる重要な変態組織であり、種々な機械的性質や焼もどし挙動などに関する研究は数多くなされてきたが、その基礎となる組織そのものについての研究は意外に少ない。ラス  $\alpha'$  の光顕組織は複雑で特徴的な様相を呈するが、比較的最近、その組織構成が MARDER ら<sup>1)</sup> によつて明らかにされた。Fig. 1 は彼らの論文<sup>1)</sup> から引用したラス  $\alpha'$  組織構成を示す模式図である。ひとつのオーステナイト ( $\gamma$ ) 粒は数個の A に示したようなパケット (packet) 領域によつて分割される。これは平行に並んだ (晶癖面が同じ) ラスの集団から成る領域である。各パケットはさらに B に示したように幾つかのブロック (block) 領域により分割されている。ひとつのブロックの中は C に示したように平行でかつ同じ方位 (母相との結晶方位関係が同じバリエーションのもの) のラスの集団であり、ブロック間の相互の関係は高傾角をなし双晶の関係になる場合が多い。Fig. 1 は Fe-15~25% Ni 合金のラス  $\alpha'$  組織観察より得られた結果であるが、その後、

低炭素鋼ラス  $\alpha'$  の場合でも本質的には同じであることが松田ら<sup>2)</sup> によつて確認された\*。

近年、このような組織構成が鋼の強靱性、特に靱性と密接に関連することが指摘され<sup>2)~5)</sup>、それ以降ラス  $\alpha'$  組織鋼の種々な機械的性質を支配する基本的組織単位が上述の組織構成単位 (旧  $\gamma$  粒、パケット、ブロック、個々のラス) のいずれであるかを明らかにしようとする研究が盛んになつてきた<sup>6)~12)</sup>。しかし、ラス  $\alpha'$  組織構成についての系統的な研究はほとんどなされていない。本研究は、ラス  $\alpha'$  の組織構成におよぼす諸因子の影響を詳細に調べ、種々な機械的性質を理解し改善を計るために必要な組織学的観点からの基礎的知見を得ることを目的としておこなつた。

### 2. 実験方法

本研究に用いた試料は、C量を 0.1~0.8% と変化させた高周波真空溶解により作製した Fe-C 合金と市販炭素鋼、Fe-約 0.2% C に第 3 元素として Mn, Si, Ni,

\* 松田ら<sup>2)</sup> は Fig. 1 のパケット領域をバンドル(bundle)、ブロック領域をコバリエーションパケット(co-variant packet) と呼んでいる。

\* 昭和 52 年 10 月, 53 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 53 年 8 月 9 日受付 (Received Aug. 9, 1978)  
\*\* 京都大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Kyoto University, Yoshidahon-machi Sakyo-ku Kyoto 606)  
\*\*\* 京都大学大学院 (Graduate School, Kyoto University)

Table 1. Chemical compositions of specimens (wt%)

| (a) Fe-C alloys |       |       |       |       |      | (b) Plain carbon steels |      |      |       |       |      |
|-----------------|-------|-------|-------|-------|------|-------------------------|------|------|-------|-------|------|
| C               | Si    | Mn    | P     | S     | Fe   | C                       | Si   | Mn   | P     | S     | Fe   |
| 0.13            | 0.007 | 0.005 | 0.038 | 0.005 | bal. | 0.10                    | tr   | 0.40 | 0.008 | 0.018 | bal. |
| 0.21            | 0.008 | 0.005 | 0.034 | 0.010 | bal. | 0.20                    | 0.26 | 0.45 | 0.016 | 0.024 | bal. |
| 0.43            | 0.016 | 0.02  | 0.014 | 0.010 | bal. | 0.29                    | 0.22 | 0.77 | 0.008 | 0.022 | bal. |
| 0.55            | 0.007 | 0.005 | 0.003 | 0.006 | bal. | 0.40                    | 0.23 | 0.49 | 0.012 | 0.016 | bal. |
| 0.82            | 0.016 | 0.02  | 0.015 | 0.007 | bal. | 0.60                    | 0.23 | 0.49 | 0.017 | 0.012 | bal. |
|                 |       |       |       |       |      | 0.80                    | 0.21 | 0.52 | 0.021 | 0.017 | bal. |

| (c) Fe-0.2% C-X alloys (X: alloying element) |       |       |       |       |          |      |
|--|-------|-------|-------|-------|----------|------|
| C  | Si    | Mn    | P     | S     | (X)      | Fe   |
| 0.20   | 0.006 | 1.64  | 0.001 | 0.006 |          | bal. |
| 0.12   | 0.87  | 0.005 | 0.002 | 0.005 |          | bal. |
| 0.19   | 0.009 | 0.005 | 0.037 | 0.004 | Ni: 0.99 | bal. |
| 0.15   | 0.005 | 0.002 | 0.002 | 0.006 | Cr: 1.73 | bal. |
| 0.21   | 0.010 | 0.005 | 0.003 | 0.004 | Mo: 1.09 | bal. |

| (d) 18 Ni maraging steel (300 ksi grade) |        |       |       |       |       |      |      |      |      |
|--|--------|-------|-------|-------|-------|------|------|------|------|
| C  | Si     | Mn    | P     | S     | Ni    | Co   | Mo   | Ti   | Fe   |
| 0.015                                    | <0.001 | <0.01 | 0.002 | 0.008 | 18.30 | 8.95 | 5.00 | 0.70 | bal. |

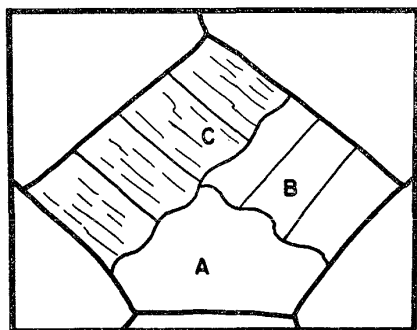


Fig. 1. Schematic illustration showing the construction of lath martensite structure within a prior austenite grain reported by J. M. Marder and A. R. Marder<sup>1)</sup>. Section A represents a packet, section B shows blocks within a packet and section C illustrates an aligned substructure within the block of a packet.

Cr, Mo をそれぞれ約 1% 単独添加した合金および 300 ksi 級 18 Ni マルエージ鋼で、その化学組成を Table 1 に示す。供試料を熱間および冷間圧延により約 2 mm 厚の板材とし組織観察用試片とした。最終熱処理としては 1100~1250°C の適当な温度(各試料の  $\gamma$  粒径をほぼそろえるため)で 1 h 真空中にて  $\gamma$  化処理を施したのち、炭素鋼では氷食塩水焼入れ又は水焼入れ、マルエージ鋼では水焼入れをおこない  $\alpha'$  組織を得た。さらに  $\gamma$  粒

径の影響を調べるために、Fe-0.2% C とマルエージ鋼について 850~1300°C の種々な温度で各 1 h 保持の  $\gamma$  化処理を施したのち焼入れし、組織観察をおこなった。

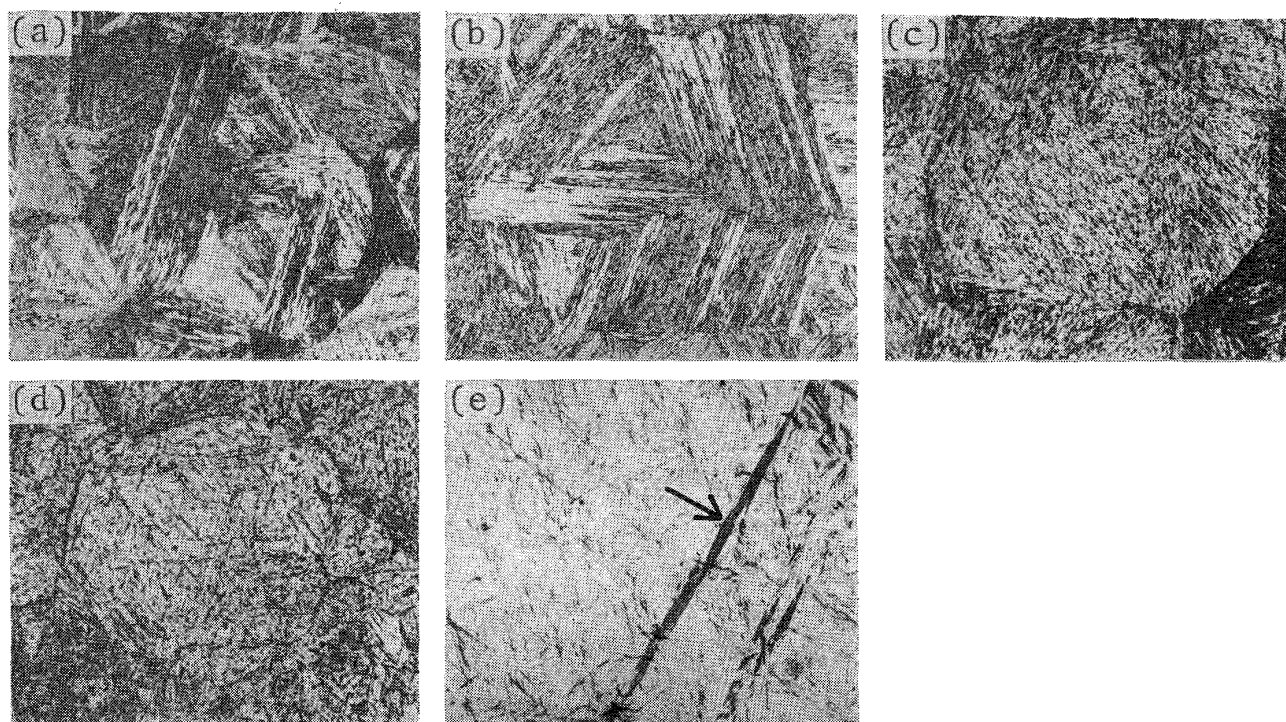
組織観察は主に光学顕微鏡によりおこなったが、一部の試料を用いて透過電子顕微鏡による組織観察をもおこなった。旧  $\gamma$  粒径およびパケット粒径はそれぞれが明りように現出する腐食法、腐食液によつて得られた光顕写真をもとに線分法 (Heyn の方法) により決定した。

### 3. 実験結果および考察

#### 3.1 ラスマルテンサイトの組織構成におよぼす諸因子の影響

##### 3.1.1 炭素量の影響

C 量を変化させたときの  $\alpha'$  組織の変化を、種々な C 量の Fe-C 合金および市販炭素鋼を用いて観察した。Photo. 1 は Fe-C 合金での結果であり、パケット、ブロックの特徴が最もよく現出する 2% nital にて約 15s 腐食した光顕組織である。ただし、Fe-0.82% C (Photo. 1(e)) の場合は、あらかじめ 5% picral で 150s 腐食し、その後 2% nital で 3s 腐食した組織である。このような 2重腐食により、理由は明らかでないがレンズ  $\alpha'$  が黒く腐食されラス  $\alpha'$  と容易に識別できるようになる。なお腐食液が変わると組織の現れ方が変化するが、



(a) Fe-0.13% C (1200°C 1h→I. B. Q.) (b) Fe-0.21% C (1250°C 1h→I. B. Q.) (c) Fe-0.43% C (1150°C 1h→W. Q.) (d) Fe-0.55% C (1100°C 1h→W. Q.) (e) Fe-0.82% C (1100°C 1h→W. Q., An arrow indicates the lenticular martensite with micro-cracks.)

Photo. 1. Optical micrographs of lath martensite in Fe-C alloys with various carbon contents ((a)~(d) Etched by 2% nital ×90, (e) double etched by 5% picral and 2% nital ×360)

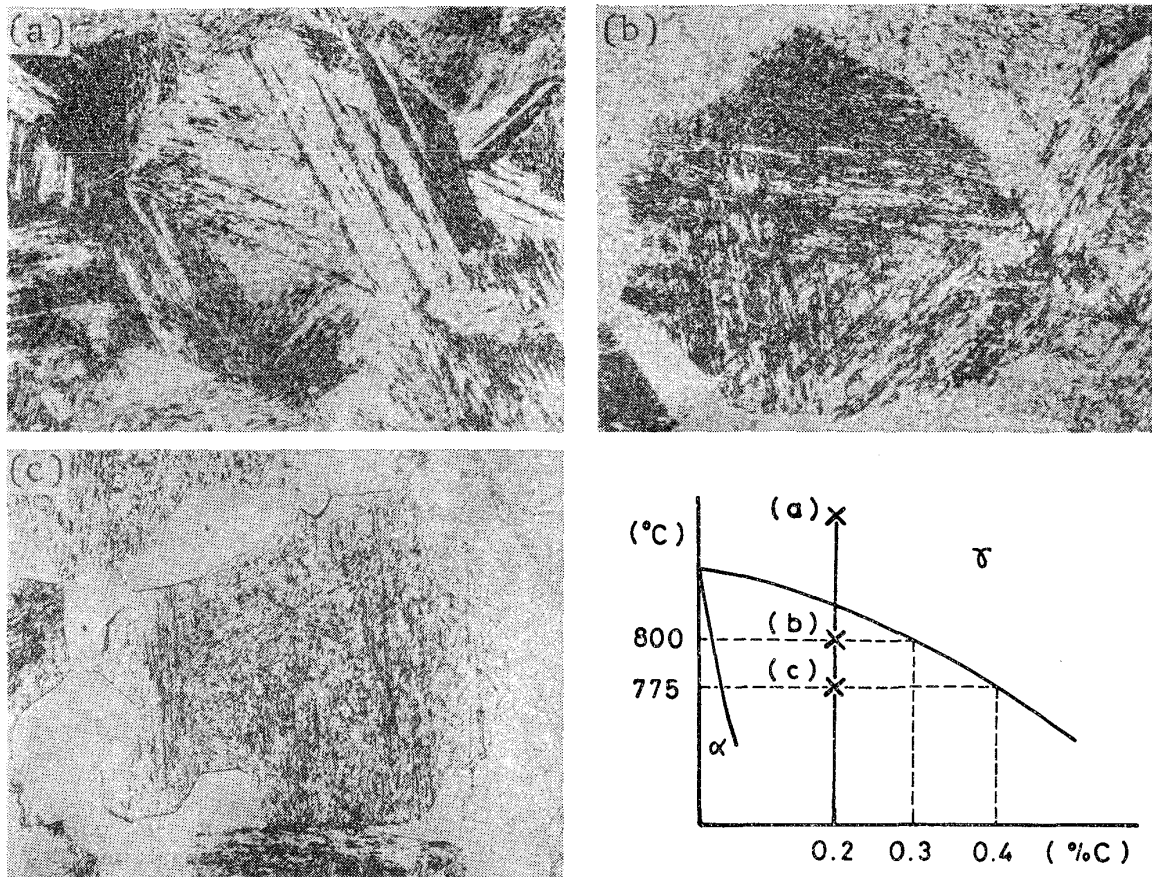
各腐食液の特徴についてはすでに報告した<sup>13)</sup>。Photo. 1 に示したようにC量により  $\alpha'$  組織が大きく変化する。まず、 $\alpha'$  の形態に関する大きな変化としては、0.6% C まではラス  $\alpha'$  のみが生成するが 0.8% C になると Photo. 1(e) に矢印で示したように、ごくわずかではあるがレンズ (lenticular)  $\alpha'$  が混在するようになる。レンズ  $\alpha'$  は1個の  $\alpha'$  葉が大きく、その内部にしばしばマイクロクラックが観察され、ラス  $\alpha'$  とは容易に識別できる。つまり、C量増加に従ってラスからレンズへ次第に形態が変化するのではなく、突然形態の違うレンズ  $\alpha'$  が混入してくるわけである。 $\alpha'$  の形態のC量による変化に関しては MARDER と KRAUSS<sup>14)</sup> による詳細な研究があり、約 0.6% C 以下ではラス  $\alpha'$  が、約 1.0% C 以上ではレンズ  $\alpha'$  が生成し、0.6~1.0% Cの間では両者が共存することが明らかにされている。本研究の結果も彼らの結果と一致している。しかし彼らは主に形態の遷移に研究の重点をおいており、0.6% C 以下のラス  $\alpha'$  組織に対するC量の影響については特に言及していない。

0.1~0.2% Cでは (Photo. 1(a)(b)) 組織的にほとんど差がみられず、ともに明りようなパケットおよびブロックが存在する。0.43% Cでは (Photo. 1(c)) 平行

なラスの集団であるパケットはかなり大きな領域として存在するが、パケット内のブロックがほとんど観察されないのが特徴である。

0.55% Cになると (Photo. 1(d)) ラス  $\alpha'$  の組織構成が大きく変化し、もはや明りような境界をもつたパケットおよびブロック領域は認め難くなり、全般に方向の異なつたラスの混在する領域が多くなり組織がより一層複雑になる。ただし狭い領域をみると平行なラスが並んだパケットに対応する領域も存在するが、このような領域は著しく微細になつている。0.82% Cでは (Photo. 1(e)) レンズ  $\alpha'$  が一部生成するがラス  $\alpha'$  部では 0.55% C の組織とほとんど差は認められない。

約 0.5% C 以下の範囲では明りようなパケットが存在するが、ブロック領域がC量増加とともに消滅していく点が大いなる特徴である。このことをさらに Fe-0.2% C 合金を用いてフェライト-オーステナイト 2相領域の種々な温度から焼入れる実験をおこない再確認した。その結果を Photo. 2 に示す。(a)は 1200°C 1 h 保持後、直接水食塩水中に焼入れた組織、(b)、(c)はそれぞれ 1200°C 1 h 保持後 800°C および 775°C まで徐冷し、そこで 1 h 保持後水食塩水焼入れした組織である。(b)、(c)では初析フェライトが観察される。このような熱処



(a) 1200°C 1h→I. B. Q. (b) 1200°C 1h→800°C 1h→I. B. Q. (c) 1200°C 1h→775°C 1h→I. B. Q.

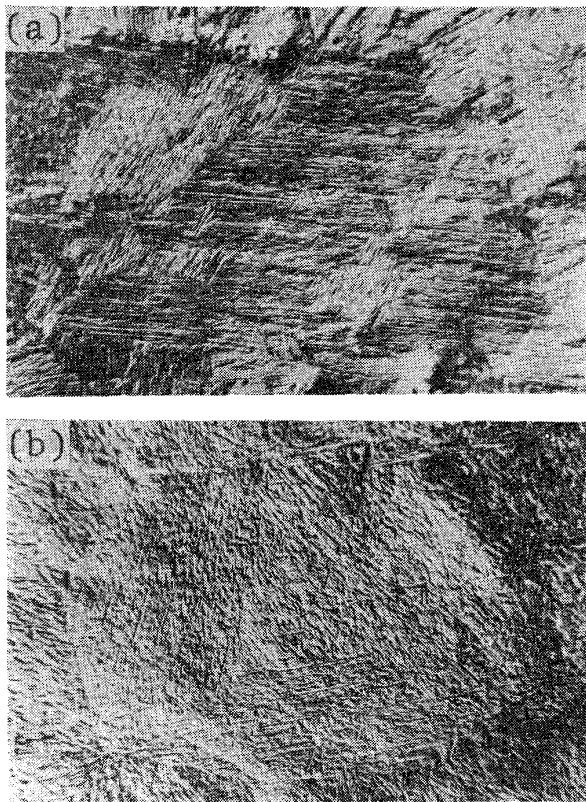
Photo. 2. Optical micrographs of lath martensite in Fe-0.2% C alloy quenched from various temperatures. (Etchant : 2% nital) ( $\times 160$ )

理により, Photo. 2の挿入図からわかるように(a)(b)(c)の $\gamma$ 相のC量はそれぞれ0.2%,約0.3%,約0.4%となる。それらの $\gamma$ から生成した $\alpha'$ 組織には,いずれの場合も平行なラスから成るポケット領域は観察されるが,その中の白黒のコントラストで現出するブロックが(a)では明りような領域であるのが,(b)では幅がせまくなりかつ細かく分断されており,(c)ではほとんど観察されなくなっており,C量増加とともにブロック領域が生成され難くなることわかる。

C量が約0.6~0.8%になると $\alpha'$ 組織が低炭素に比べ大きく変化した。この変化を明りように示すのがPhoto. 3である。これは,Fe-0.2%CとFe-0.55%C合金を弗化水素酸5cc+過酸化水素水85cc+水10ccで深く腐食し,ノマルスキー型干渉顕微鏡により観察したもので,腐食時に組織に対応して生じた凹凸が強調されて観察される。Fe-0.2%Cの場合(Photo.3(a))平行なラスから成るポケットが明りように観察されるのに対し,Fe-0.55%C(Photo.3(b))ではそのような大きな領域が観察されず,全体的に方向の異なるラスが入り乱れているのが特徴である。ただし,狭い領域ではラスは平

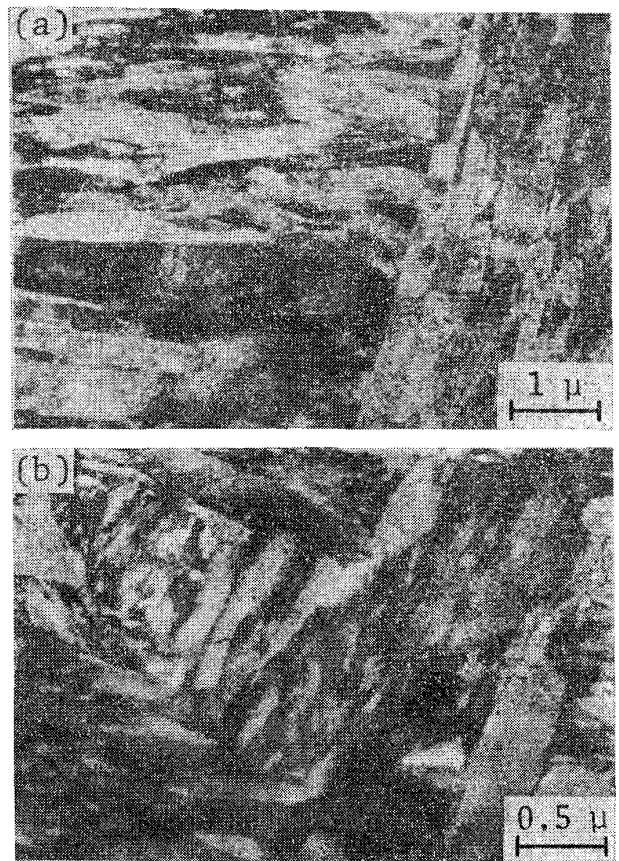
行に並んでいるところもあるがこれらの領域の境界は不明りようである。Photo. 4はFe-0.2%Cおよび0.6%C鋼のラス $\alpha'$ の透過電顕組織である。0.2%Cの場合(Photo.4(a))は各ラスが平行に生成してひとつの大きな領域ポケットを形成しているのに対し,0.6%Cの場合(Photo.4(b))には局部的にはほぼ平行なラス $\alpha'$ からなる狭い領域は存在するが全体的にみるとラスの方向が入り乱れている様子がよくわかる。0.6%CのPhoto.4(b)に示した $\alpha'$ がいわゆるレンズ $\alpha'$ に属するものでないことは,光顕組織(Photo.1(d)(e))から明らかであるが,さらに微視組織的にもレンズ $\alpha'$ 特有のミドリブは観察されず変態双晶も局部的にしか存在せず,稲妻状を呈していないことなどから明らかである。ただし,ラスの形状がやや丸味を帯びレンズのような形になる傾向がみられ,さらにラスの大きさも大小混つてくるが,この点に関してはより詳細な観察が必要である。

約0.5%C以上になるとラスの方向が異なるものが入り乱れる傾向が強くなるが,これは異なつたバリエーションの晶癖面(たとえば $\{111\}_\gamma$ なら4種類, $\{225\}_\gamma$ なら



(a) Fe-0.2% C (1100°C 1h → I. B. Q., ×90)  
 (b) Fe-0.55% C (1100°C 1h → W. Q., ×135)

Photo. 3. Optical micrographs (Nomarski type interference contrast) of lath martensite taken from the specimens deep-etched by HF 5cc + H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> 85cc + H<sub>2</sub>O 10cc.



(a) Fe-0.2% C (1100°C 1h → I. B. Q.)  
 (b) 0.6% carbon steel (1200°C 1h → W. Q.)

Photo. 4. Transmission electron micrographs of lath martensite.

12 種類)をもつ  $\alpha'$  が生成しやすくなることによる。炭素鋼  $\alpha'$  の晶癖面に対する C 量の影響を系統的に調べた研究はほとんどない。GRENINGER ら<sup>15)</sup> によると、0.35% C では  $\{111\}_r$ 、0.9~1.4% C では  $\{225\}_r$ 、1.5~1.8% C では  $\{259\}_r$  であることが示されているが、0.4~0.8% C 範囲については明らかにしていない。しかし、MARDER ら<sup>16)</sup> は Fe-0.2% C と Fe-0.6% C 合金とも  $\{111\}_r$  に近い (厳密には  $\{557\}_r$ ) と報告している。それゆえ、Photo. 4(b) に示した 0.6% C ラス  $\alpha'$  の場合、晶癖面は  $\{111\}_r$  かその近傍であると考えるのが妥当と思われる。

なお、C 量が増すと方向のそろつたラスから成る領域がほとんど存在しなくなり、低炭素鋼と様相が変化することは大谷ら<sup>17)</sup> による 0.7% C 鋼の研究ですでに指摘されている。

本研究による組織観察の結果をもとに、ラス  $\alpha'$  組織構成の C 量による変化を模式的にまとめたのが Fig. 2 である。このような C 量による変化は Fe-C 合金、市販炭素鋼いずれの場合も傾向は全く同じであつた。

3.1.2 合金元素の影響 (Fe-0.2% C)

Photo. 5 は Fe-約 0.2% C に合金元素として Mn,

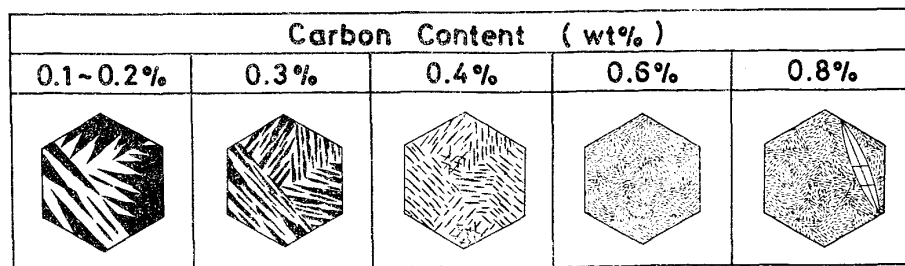
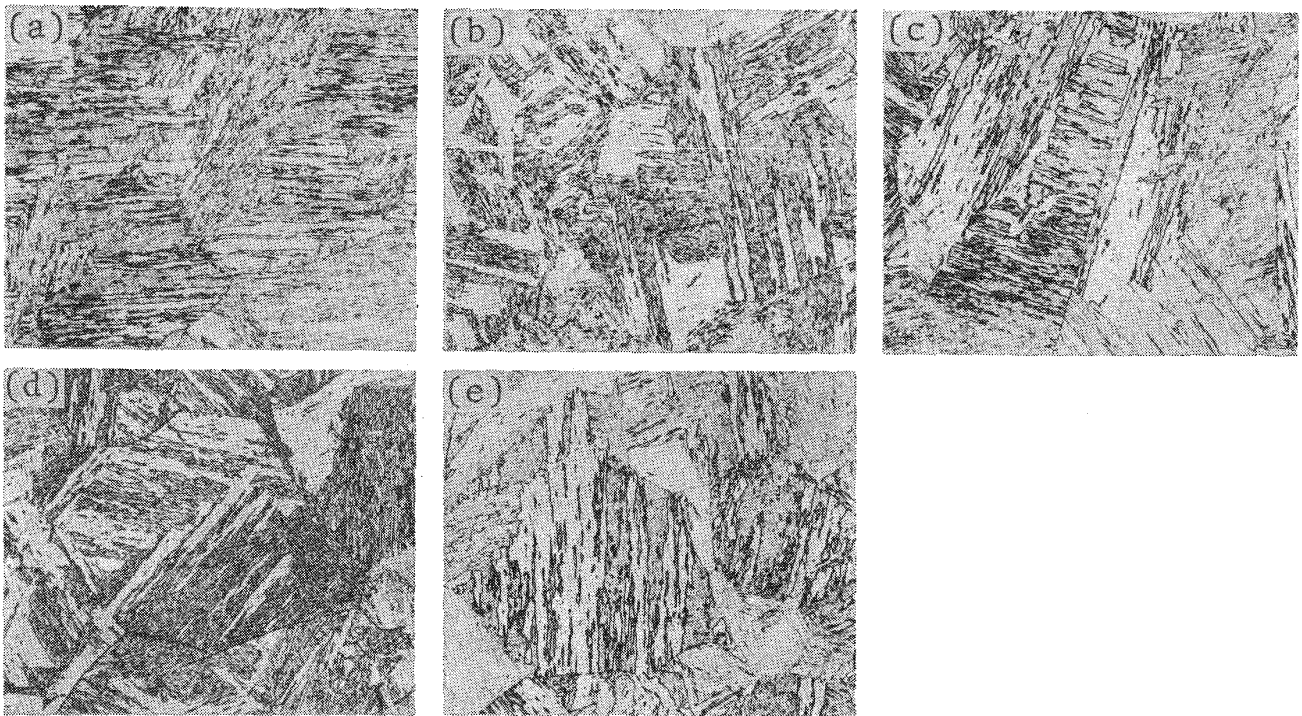


Fig. 2. Schematic illustrations showing the change in construction of lath martensite structure with carbon content in Fe-C alloys.





(a) Fe-0.2% C-1.6% Mn (1230°C 1h→I. B. Q.) (b) Fe-0.12% C-0.9% Si (1100°C 1h→I. B. Q.) (c) Fe-0.19% C-1.0% Ni (1100°C 1h→I. B. Q.) (d) Fe-0.15% C-1.7% Cr (1100°C 1h→I. B. Q.) (e) Fe-0.21% C-1.1% Mo (1100°C 1h→I. B. Q.)

Photo. 5. Effect of third element on the morphology and construction of lath martensite of Fe-0.2% C alloys. (Etched by 2% nital,  $\times 130$ )

Si, Ni, Cr, Moをそれぞれ約 1% 単独添加した合金の  $\alpha'$  組織を示す。いずれの場合も明りよなパケットおよびブロックが観察され、Photo. 1(b)とほぼ同様な組織を呈しており、少なくとも 1% 程度の合金元素単独添加では組織構成そのものが大きく変化することはない。しかし組織の現われ方は多少違うようであり、特に Mo 添加の場合ブロック境界が明りよに現れる傾向がみられる。

### 3.1.3 18 Ni マルエージ鋼の組織構成および低炭素鋼との比較

優れた強靱性をもつ 18Ni マルエージ鋼の変態組織はラス  $\alpha'$  からなり、その組織構成は非常に特徴がある。しかし焼入れたままでは腐食が困難でラス  $\alpha'$  の各組織構成単位をすべて現出させることはできない。時効処理を施すことにより腐食されやすくなり、適当な腐食液により各組織構成単位が明りよに現出する。Photo. 6は 18 Ni マルエージ鋼を 1200°C から水焼入れ後 500°C で 20 min の時効処理した試料での光顕組織の一例であり、(a)はパケット領域(三酸化クロム水溶液で電解腐食)、(b)はブロック領域(塩化第二鉄水溶液で腐食)が明りよに現われている。これから明らかなように、マルエージ鋼の場合は多くの細かいパケットにより  $\gamma$  粒が分割されており (Photo. 6(a)) 組織が複雑になつ

ている。ブロック部は Photo. 6(b) のようにほぼ平行な帯状領域であり境界も直線的でパケット粒内を貫通しているのが特徴であり、低炭素鋼との大きな相違点である。つまり、低炭素鋼の場合は Photo. 1(a)(b) に示したように一般にブロックの発達が不十分であり、通常くさび型を呈するか途中で分断されているのが特徴である。

このような組織観察の結果をもとに、マルエージ鋼と低炭素鋼のラス  $\alpha'$  組織構成の特徴を模式的にまとめたのが Fig. 3 である。マルエージ鋼の組織構成の特徴

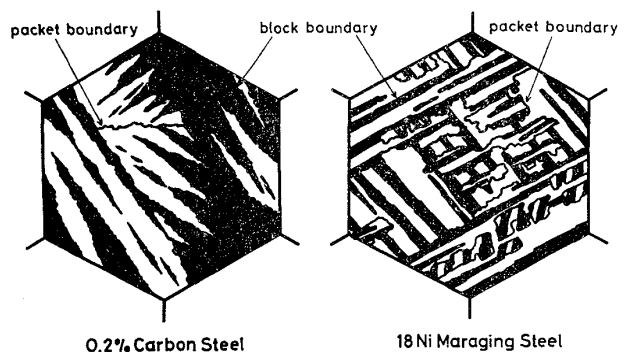
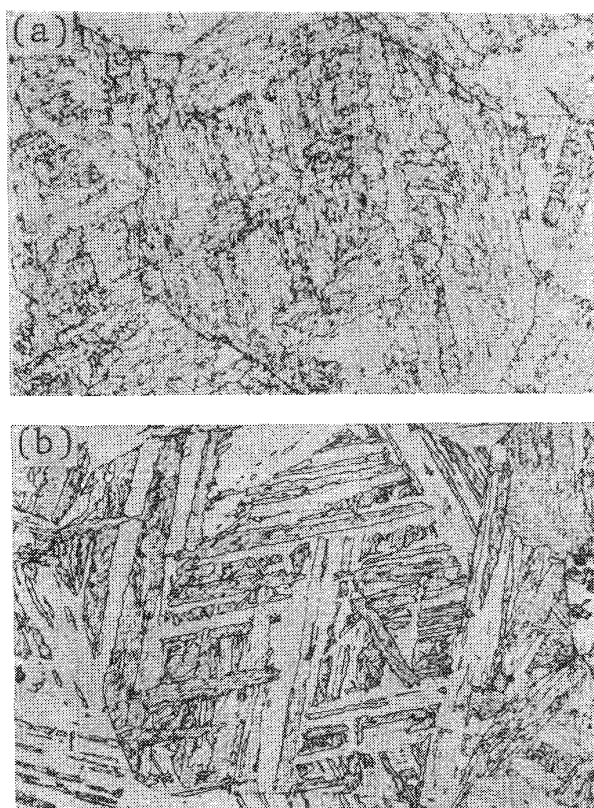


Fig. 3. Schematic illustrations showing the characteristics of construction of lath martensite structure in 0.2% carbon steel and 18 Ni maraging steel.



(a) Electrolytic etching by  $\text{CrO}_3$  10g+ $\text{H}_2\text{O}$  90cc  
 (b) Etchant :  $\text{FeCl}_3$  10g+ $\text{HCl}$  30cc+ $\text{H}_2\text{O}$  120cc

Photo. 6. Optical micrographs showing the packet regions (a) and block regions (b) of lath martensite in 18 Ni maraging steel. (1 200°C 1h→W. Q. →500°C 20 min→W. Q.) (×110)

として、パケットが細かいことおよびブロック領域がよく発達していることが挙げられる。ただしパケットの大きさに関しては、Photo. 6のように  $\gamma$  粒径が大きい場合には 0.2% C 鋼に比べマルエージ鋼ではパケットが細かいという特徴を示すが、 $\gamma$  粒径が小さくなると後述 (Figs. 4, 5) するように両者ほとんど差がなくなる。

ラス  $\alpha'$  からなる鋼の強度や靱性を支配する基本的組織構成単位としては、大部分の報告がパケットであるとしているが<sup>5), 7)~12)</sup>、ブロックであるという報告<sup>2)6)</sup>もある。結晶学的観点からみれば、ほぼ同じ方位のラスの集団から成るブロック領域は隣のブロック領域と高傾角境界を形成するので、各ブロック領域がひとつの“結晶粒”に対応する領域であり、これが変形や破壊の抵抗となる最小の組織単位となるべきである。しかしここで強調すべきことは、18 Ni マルエージ鋼の場合はブロック部がよく発達しているのに対し、低炭素鋼では 0.2% C 以下の鋼においてさえもブロックはパケット粒を完全に分割するようなよく発達した領域ではなく、通常くさび型を呈するかもしくは細かく分断されているということであ

る。それゆえ、ブロックの発達の不十分な低炭素鋼の場合はブロック領域が機械的性質を支配するような基本的組織単位になるとは考え難く、むしろ最も重要な組織単位としてはパケット領域であると考えるのが組織学的特徴からみて妥当であろう。これに対し、マルエージ鋼の場合は機械的性質を支配する基本的組織単位はパケットをさらに分割しているブロックであると考えられる。つまり、マルエージ鋼では基本的組織単位が低炭素鋼より著しく小さいわけで、このような組織学的特徴がマルエージ鋼の優れた強靱性の一因になつていていると思われる。

なお、上述のようにパケットやブロック領域の様相が C 量や合金系によつて大きく変化するが、このような組織構成の変化がなぜ生じるかに関しては今後の課題である。

### 3.2 パケットサイズおよびブロック幅におよぼす諸因子の影響

#### 3.2.1 オーステナイト粒径の影響 (Fe-0.2% C 合金 および 18 Ni マルエージ鋼)

0.2% C 鋼および 18 Ni マルエージ鋼について  $\gamma$  化温度を変えることにより  $\gamma$  の平均粒径を Fe-0.2% C で 11~302  $\mu\text{m}$  ( $\gamma$  化温度 850~1 300°C)、マルエージ鋼で 59~445  $\mu\text{m}$  ( $\gamma$  化温度 1 000~1 300°C) と変化させ組織観察をおこなつた結果、いずれの鋼でも  $\gamma$  粒径が小さくなくてもパケットやブロックは観察され、その様相は粗粒 (例えば Photos. 1 (b), 6) の場合とほとんど同じであり、少なくとも本研究の範囲内では  $\gamma$  粒径が変化してもラス  $\alpha'$  の組織構成の様相に本質的な相違は認められなかつた。

Fig. 4 は  $\gamma$  粒径の変化にともなうパケットサイズおよびブロック幅の変化を示す\*。ただし、Fe-0.2% C の場

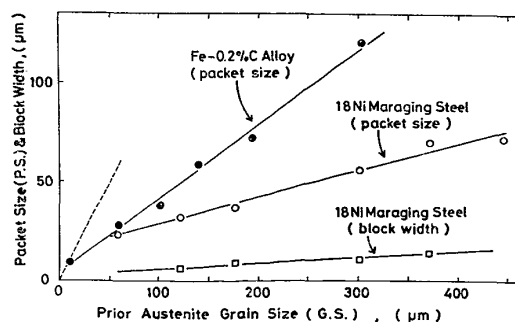


Fig. 4. Changes in the packet size and block width of lath martensite with the prior austenite grain size in Fe-0.2% C alloy and 18 Ni maraging steel.

\* 旧  $\gamma$  粒界の現出には、Fe-0.2% C の場合はピクリン酸 5g+ラウリルベンゼンスルホン酸ナトリウム塩 4g+水 100cc+過酸化水素水 1 cc+鉄片少量で腐食し、マルエージ鋼の場合は水焼入れ後 500°C 20 min の時効を施し三酸化クロム 10g+水 90cc で電解腐食をおこなつた。

合は前述したようにブロック領域の発達が不十分でその形状が不規則なため、幅の測定が困難であるので求めなかつた。 $\gamma$  粒径とパケットサイズの間には両鋼種ともほぼ直線関係が成立している。マルエージ鋼の方が全般的に Fe-0.2%C に比べてパケットサイズが小さいが、 $\gamma$  粒径が約  $60 \mu\text{m}$  以下になるとその差はほとんどなくなる。図中の破線は傾きが1の直線であり、この線上では $\gamma$  粒径とパケットサイズが等しい、つまりひとつの $\gamma$  粒がひとつのパケットから成る場合に対応する。粒径が非常に小さくなると実測値による実線の延長と破線が交叉するようになる。このことはひとつの $\gamma$  粒内のパケットの数が粒径によつて変化することを示している。Fig. 5は $\gamma$  粒径の変化にともなう G.S./P.S. ( $\gamma$  粒径をパケットサイズで割つた値) の変化を示したものであり、パケットが $\gamma$  粒と同様にほぼ等軸的な形状であると仮定すれば (G.S./P.S.)<sup>3</sup> がひとつの $\gamma$  粒内に含まれる平均のパケット粒数になる。この図からわかるように、Fe-0.2%C の場合は $\gamma$  粒径が大きいところでは G.S./P.S. はほぼ一定で $\gamma$  粒内のパケット数はあまり変化しないが、約  $100 \mu\text{m}$  以下になるとパケット数は急に減少するようになる。一方、マルエージ鋼では $\gamma$  粒径増大とともにパケット数が連続的に増加する傾向を示す。

なお、18 Ni マルエージ鋼において最も重要な組織構成単位と考えられるブロックの大きさについては、Fig. 4に示したように $\gamma$  粒径増大とともに直線的に幅が広がっているが、その変化量は少なく、 $\gamma$  粒径依存性が非常に小さい。マルエージ鋼においてへき開破壊をおこす場合は  $K_{Ic}$  は $\gamma$  粒径にほとんど依存しないという現象が報告されている<sup>12)18)</sup>が、このことはマルエージ鋼での破壊を支配する組織単位と考えられるブロック領域の大きさが $\gamma$  粒径によつてほとんど変化しないという本

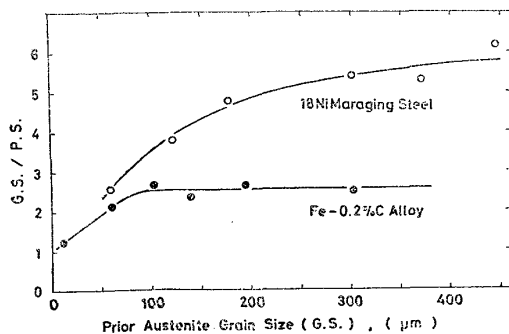


Fig. 5. Effect of prior austenite grain size on the ratio of G. S. (prior austenite grain size)/P. S. (packet size) of lath martensite in Fe-0.2% C alloy and 18 Ni maraging steel.

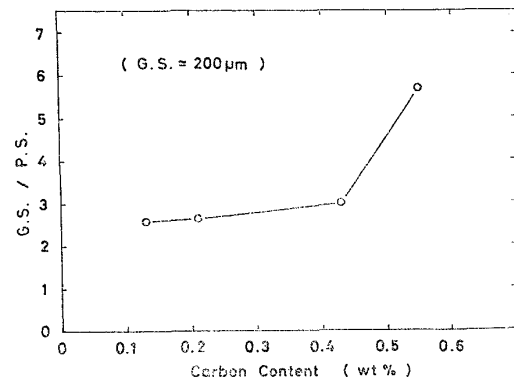


Fig. 6. Effect of carbon content on the ratio of G. S. (prior austenite grain size)/P. S. (packet size) in Fe-C lath martensite.

研究の結果と関係するものと思われる。

### 3.2.2 炭素量の影響

Fe-C 合金を用いC量が増加したときのパケットサイズの変化について調べた結果を Fig. 6 に示す。この場合、各合金とも $\gamma$  粒径がほぼ  $200 \mu\text{m}$  になるように $\gamma$  化温度によつて調整した。縦軸は Fig. 5 と同様に G.S./P.S. で表示してあり、G.S./P.S. の値が 0.43%C までは C 量とともにわずかに増加している。つまり約 0.5%C 以下では明りよなパケット領域が存在することは Photo. 1 ですでに明らかにしたが、そのサイズが C 量とともに小さくなる (同じ $\gamma$  粒径で) ことを示している。さらに C 量が 0.55% になるとパケットの様相が大きく変化し、前述したようにラスの入り乱れた領域が多くなり、パケットに対応するような平行なラスから成る領域が少なくなかつその境界も不明りよになるが、識別しうるパケットについてそのサイズを測定した結果を Fig. 6 に示してある。このように Fe-0.55%C ではパケットが著しく微細化する。

炭素鋼ラス  $\alpha'$  組織の場合は、へき開破面となる組織構成単位はパケットであると考えるのが最も妥当であることはすでに指摘した。それゆえ、ラス  $\alpha'$  鋼の低温破面は約 0.5%C を境にして変化することが期待される。実際、大谷ら<sup>17)</sup>は 0.7%C 鋼の低温破面単位は非常に細かく、低炭素鋼とは著しく異なることを報告している。しかし、高炭素鋼のラス  $\alpha'$  組織の特徴としてパケットの境界が不明りよとなるので、これが遷移温度などの靱性に有効に作用するような破面単位となりうるかどうかは疑問である。

### 3.2.3 合金元素の影響 (Fe-0.2%C)

Fe-0.2%C をベースに合金元素として Mn, Si, Ni, Cr, Mo をそれぞれ約 1% 単独添加した合金について、そのパケットサイズを測定した結果を Fig. 7 に示す。各合



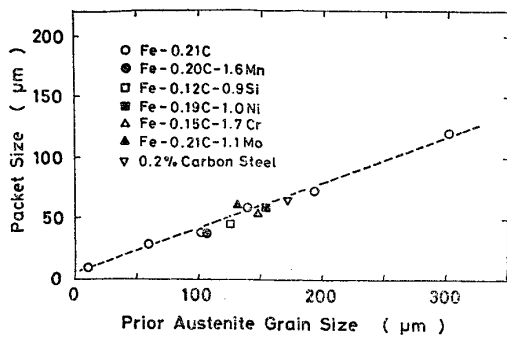


Fig. 7. Effect of third element on the packet size of Fe-0.2% C lath martensite. The data for Fe-0.2% C martensite without alloying element are presented by dashed line against prior austenite grain size.

金での  $\gamma$  粒径が若干異なるので Fe-0.2% C で  $\gamma$  粒径を変えたときの変化 (Fig. 4 と同じ) を基準線として破線で示してある。この図からわかるように各実測値はこの直線上にほぼのつており有意な差は認められない。つまり、1% 程度の合金元素添加ではパケットサイズにはほとんど影響をおよぼさない。図には参考のために市販の 0.2% C 鋼の結果も示してあるが、この場合も Fe-0.2% C 合金とほとんど差がない。しかし、数% 以上の高合金になるとかなり影響をおよぼす場合がある。このことは上述したマルエージ鋼から類推しても当然考えられることである。そのような場合については後報<sup>19)</sup>にゆずる。

#### 4. 結 言

炭素鋼ラス  $\alpha'$  の組織構成におよぼす C 量、合金元素および  $\gamma$  粒径の影響ならびに 18 Ni マルエージ鋼と低炭素鋼の組織構成の比較について詳細に研究した。得られた主な結果は次のとおりである。

(1) ラス  $\alpha'$  の組織構成の様相は約 0.5% C を境にして大きく変化する。0.1~0.4% C の範囲では平行なラスの集団からなるパケット領域が存在する。一方、パケット内のブロック領域は 0.1~0.2% C では明りように観察されるが、0.3% C になるとその幅が狭くなりかつ細かく分断されるようになり、0.4% C ではほとんど観察されない。

0.6~0.8% C の範囲では、方向の異なるラスが入り乱れて生成する傾向が強くなり、低炭素鋼でみられたような大きな領域としてのパケットは観察されない。ただし狭い領域では平行なラスからなる領域(パケットに対応)があり、パケットが著しく微細化される。なお、0.8% C の場合は一部レンズ  $\alpha'$  が混在するようになる。このよ

うな傾向は Fe-C 合金、市販炭素鋼いずれの場合でも全く同様であった。

(2) パケットおよびブロックが明りように存在する 18 Ni マルエージ鋼と低炭素鋼 (約 0.2% C 以下) のラス  $\alpha'$  組織構成について比較し両者の組織的特徴を明らかにした。マルエージ鋼の場合、低炭素鋼に比べパケットサイズが小さい。ブロックに関しては、マルエージ鋼ではパケットを完全に分割するようによく発達した領域を形成するのに対し、低炭素鋼の場合はブロックの発達が不十分で通常くさび型か細かく分断されているのが特徴である。それゆえ、強度や靱性を支配する基本的組織構成単位としては、マルエージ鋼の場合はブロック、低炭素鋼ではパケットであろうと考えられる。

(3) Fe-0.2% C および 18 Ni マルエージ鋼において  $\gamma$  粒径を約 10~450  $\mu\text{m}$  と変化させても組織構成に変化は認められなかつた。パケットサイズは  $\gamma$  粒径減少とともに両鋼種とも直線的に減少するが、 $\gamma$  粒径依存性はマルエージ鋼の方が小さい。ひとつの  $\gamma$  粒内に含まれるパケットの数は  $\gamma$  粒径が小さくなるほど少なくなる傾向を示すが、Fe-0.2% C の場合は 100  $\mu\text{m}$  以上の  $\gamma$  粒径ではほぼ一定である。また、18 Ni マルエージ鋼においてブロック幅は  $\gamma$  粒径増大とともにわずかにしか増加せず、 $\gamma$  粒径依存性は非常に小さい。

(4) パケットサイズは C 量によつて影響をうけ、0.2~0.4% C の範囲では C 量とともにやや減少する傾向があり、0.5% C 以上になると著しく小さくなる。

(5) Fe-0.2% C 合金に Mn, Si, Ni, Cr, Mo をそれぞれ約 1% 単独添加した限りでは、組織構成ならびにパケットサイズにほとんど変化は認められなかつた。

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る。

#### 文 献

- 1) J. M. MARDER and A. R. MARDER: Trans. ASM, 62 (1969), p. 1
- 2) 松田昭一, 井上 泰, 三村 宏, 岡村義弘: Proc. of Int. Sympos. on Toward Improved Ductility and Toughness, Kyoto (1971), p. 47
- 3) T. INOUE, S. MATSUDA, Y. OKAMURA, and K. AOKI: Trans. JIM, 11 (1970), p. 36,
- 4) 寺崎富久長, 大谷泰夫: 鉄と鋼, 58(1972), p. 293
- 5) 大谷泰夫, 寺崎富久長, 邦武立郎: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 434
- 6) W. S. OWEN: Proc. of 2nd Int. Conf. on Strength of Metals and Alloys, Asilomar, 3 (1970), p. 795

- 7) A. R. MARDER and G. KRAUSS: *ibid.* p. 822
- 8) M. J. ROBERTS: *Met. Trans.*, 1(1970), p.3287
- 9) T. SWARR and G. KRAUSS: *Met. Trans.*, 7A (1976), p. 41
- 10) L.-Å. NORSTRÖM: *Metal Sci. J.*, 10(1976), p. 429
- 11) L.-Å. NORSTRÖM: *Scand. J. Met.*, 5 (1976), p. 41
- 12) 細見広次, 芦田喜郎, 波戸 浩, 石原和範: 鉄と鋼, 64(1978), p. 219
- 13) 牧 正志, 田村今男: 熱処理, 17(1977), p. 316
- 14) A. R. MARDER and G. KRAUSS: *Trans. ASM*, 60 (1967), p. 651
- 15) A. B. GRENINGER and A. R. TROIANO: *Trans. AIME*, 140 (1940), p. 307
- 16) A. R. MARDER and G. KRAUSS: *Trans. ASM*, 62 (1969), p. 957
- 17) 大谷泰夫, 寺崎富久長: 鉄と鋼, 58(1972), p. 885
- 18) 河部義邦, 宗木政一: 日本金属学会昭和 52 年秋期大会講演予稿集, p. 119
- 19) 牧 正志, 津崎兼彰, 田村今男: 投稿予定