

論 文

UDC 669.14.018.295 : 669.15'24'28-194 : 669.112.227.34 : 669.112.227.33

5%Ni-0.5%Mo 鋼の焼もどしマルテンサイトと
ベイナイトの微視組織*

鎌田 晃郎**・腰塚 典明**・船越 督己**

Electron Microscope Study of the Tempered Martensite and
the Bainite in 5%Ni-0.5%Mo Steels

Akio KAMADA, Noriaki KOSHIZUKA, and Tokushi FUNAKOSHI

Synopsis:

Electron microscopy were made to examine the structural features of the tempered martensite and the isothermally transformed bainite produced in 5%Ni-0.5%Mo steels with the following variables; austenite grain size (fine and coarse) and carbon content (0.15 and 0.30%).

The tempered martensite and the lower bainite were found to be composed of the lath packet of single orientation the lath packet of mixed orientation and the large martensite or bainite. Lowering of carbon content or coarsening of austenite grain size was found to cause the increase of lath width in the martensites. While the characteristic side-by-side growth of bainite lath was found to be dominant mode in the lower and upper bainite transformed from the fine-grained austenite of 0.15% C steel, the lower bainite from the fine-grained austenite of 0.3% C steel was composed of lath bundles randomly nucleated and the upper bainite were granular. The lower and upper bainites from coarse-grained austenites were considerably different from those from fine-grained austenites; the initial austenite grains were partitioned by the networks of straight lath packets which enclosed several massive bainite. The transition from lower bainite to upper bainite, which occurred at 350°C for those of 0.3% C steel and 400°C for those of 0.15% C steel, caused a drastic increase in both lath width and carbides size.

(Received Aug. 21, 1973)

1. 緒 言

鋼の強度と靱性は化学成分が一定であれば組織によつて左右される。現在広く用いられている高張力鋼は焼もどしマルテンサイト組織のものが多く、ベイナイト、とくに下部ベイナイト組織もマルテンサイトによく似ていることが知られている。そこで最近ベイナイト組織の特性についても関心が高まつてきつつある。マルテンサイトの組織については今までも詳しくしらべられているが^{1)~8)}、たとえばマルテンサイトの形態がどのようにC含有量またはMs温度に影響されるのかというような物理的な把握は完全ではないように思われる。ベイナイトについての研究も多いが^{9)~14)}、中間的な変態生成物であるため条件によつて複雑な様相を呈し、慣習的に上部および下部ベイナイトの2種に分けられているものの、それぞれの生成機構には不明の点が多く、その定義も結晶学的にも形態学的にもかならずしも統一されていない。

最近の高張力鋼は各種の合金元素を含むことが多いので生ずる組織はさらに複雑さを増している傾向があるが、変態組織を包括的に把握し、統一的に分類し、定義を確立しようとする提案もなされている¹⁴⁾。いつぼうでは、さらに広い範囲の鋼について知見を蓄積することも必要であると考えられる。本研究では5%Ni-0.5%MoをベースにしてC含有量を0.15%と0.3%とした2種の鋼について、それぞれオーステナイト粒度が粗大な場合と微細な場合に得られるベイナイトとマルテンサイトの形態と結晶学的特長についてしらべた結果を報告する。

2. 実験方法

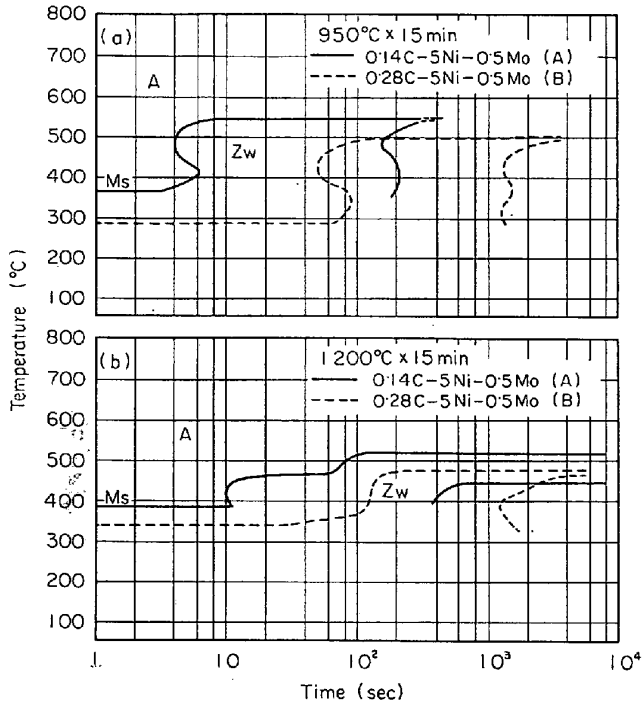
Table 1に示すようにA, B 2種のC含有量の5%Ni-0.5%Mo鋼を高周波溶解し、50 kgの鋼塊を15 mm厚の鋼板に鍛造後、12□×55 mm(鋼種A), 10□×55 mm

* 昭和48年8月21日受付

** 川崎製鉄(株)技術研究所

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

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Alsol
A	0.14	0.24	0.50	0.003	0.012	4.92	0.47	0.038
B	0.28	0.28	0.54	0.003	0.014	4.85	0.45	0.045



(a) Austenitized at 950°C.
 (b) Austenitized at 1200°C.

Fig. 1. T.T.T. diagrams for the steels used.

(鋼種 B) に切削加工して熱処理試料とした。

オーステナイト化条件は粗大および微細なオーステナイト粒度を得るために、Ar 雰囲気中 1200°C×15 min と 950°C×15 min の 2 種とした。そしてこれらのオーステナイト化条件を用いた場合の 2 種の鋼の TTT 図 (Fig. 1) を作製し、変態条件を測定した。各鋼、各条件におけるオーステナイト粒度と M_s 点を Table 2 に示す。

ベイナイトはオーステナイト化温度から TTT 図にしたがつて 400°~450°C (鋼種 A), 350°~400°C (鋼種 B) の間の各温度に保持したソルトバスに焼入れし、恒温変態を完了させたのち水冷して得た。いつぼう、焼もどしマルテンサイトはオーステナイト化温度から水中に焼入れ、さらにサブゼロ処理により変態を完了させたのち 350°~600°C の種々の温度でソルトバス中で焼もどし水冷して得た。ベイナイトと比較のため、恒温変態温度に対応する焼もどし温度ではほぼ恒温変態時間に等しい時間焼もどした。得られた組織は光学顕微鏡および電子顕微鏡により観察した。

Table 2. Austenite grain size and M_s temperature of the materials.

Austenitized at	950°C		1200°C		
	Steel	γ grain size	M_s	γ grain size	M_s
A		22 μ	365°C	230 μ	380°C
B		15 μ	285°C	140 μ	330°C

3. 実験結果

3.1 焼もどしマルテンサイトの微視組織

各鋼について各条件で得られたマルテンサイトの焼もどし後の光学顕微鏡組織を Photo. 1 に示す。同じ鋼種で比較すればオーステナイト粒度の大きい方が組織が粗く、同じオーステナイト化条件でくらべれば 0.3% C 鋼の方が 0.15% C 鋼よりも組織が微細である。

Photo. 2 は 0.3% C 鋼の微細オーステナイトから得た焼もどしマルテンサイトの薄膜による電子顕微鏡写真であり、Photo. 1 の光学顕微鏡組織では明らかでなかった組織の構成がわかる。すなわち、もとのオーステナイト粒がいくつかの平行なラス (lath) のバンドル (bundle) にわかれているパケット (packet) マルテンサイトである。しかし、なかには (c) の部分のようにラス状でない部分もかなりある。このようなマルテンサイト組織の構成要素を電子回折による方位解析を併用して、いろいろな場合についてしらべてみた。その結果平行なラスのバンドル*は大別してつぎの 2 種類のパケットがいくつか集まってできていることがわかった。1) 大部分のラス*が同一の方位からなるパケット*、2) 大きく方位の異なる 2 種類のラス* が密に混ったパケット。前者は co-variant packet と考えられるもので Photo. 3 にその 1 例を示す。この写真は鋼 B の微細オーステナイトから得たマルテンサイトを、比較的高温の 600°C でもどした場合である。Photo. 4 は 2) の 1 例を示す写真で、平行なラスのバンドルから得られる電子回折パターンは、このバンドルが $[1\bar{1}0]$ 軸を共通とした (111) と (002)

* 平行なラスの集団について、同一方位のラスの集団をパケット、パケットの集団をバンドルと定義。混合方位パケットは厳密に言えば同一方位のラスのパケットではないが、一樣な方位成分からなると考えてパケットに分類した。

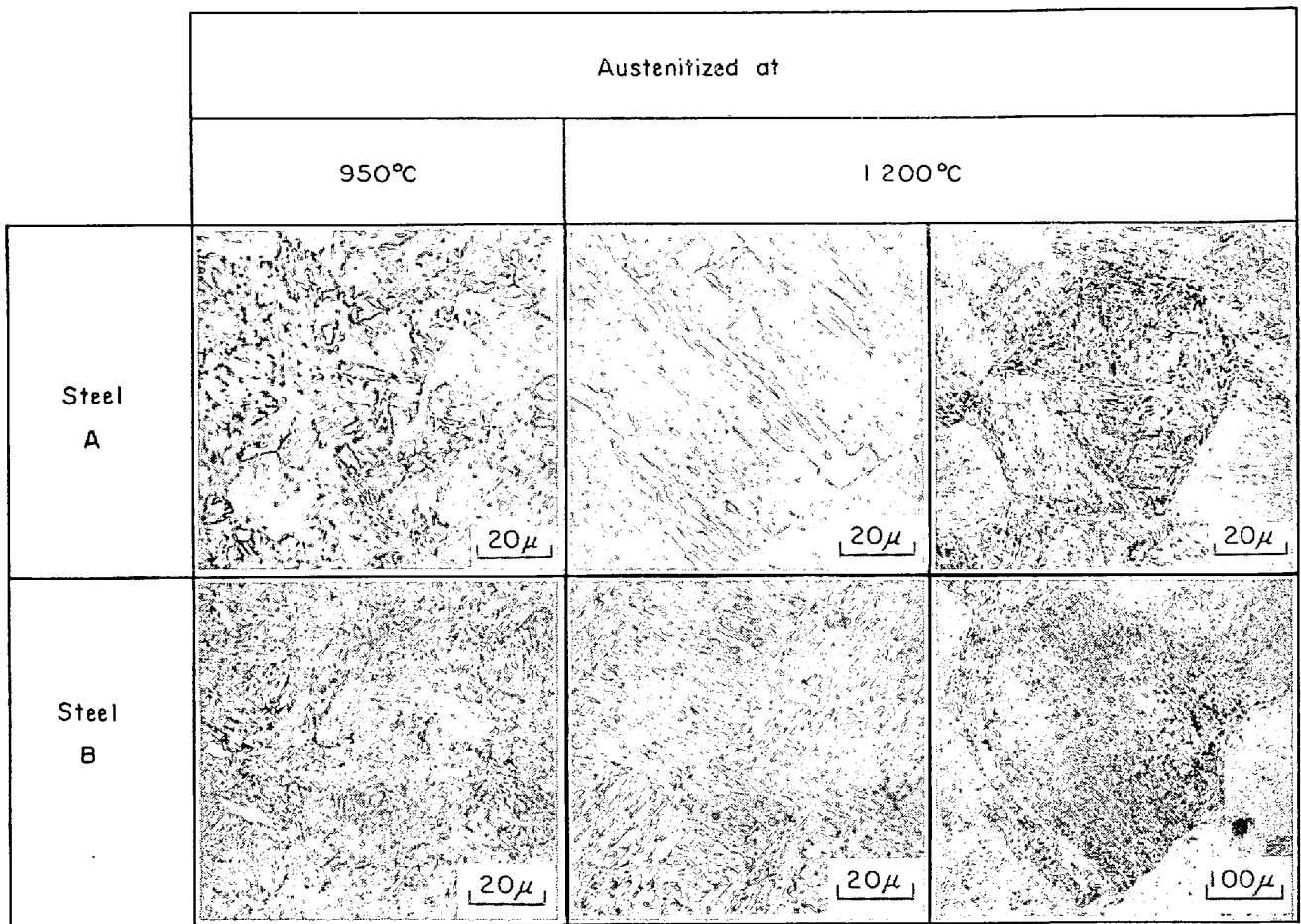


Photo. 1. Optical microstructures of the tempered martensites.

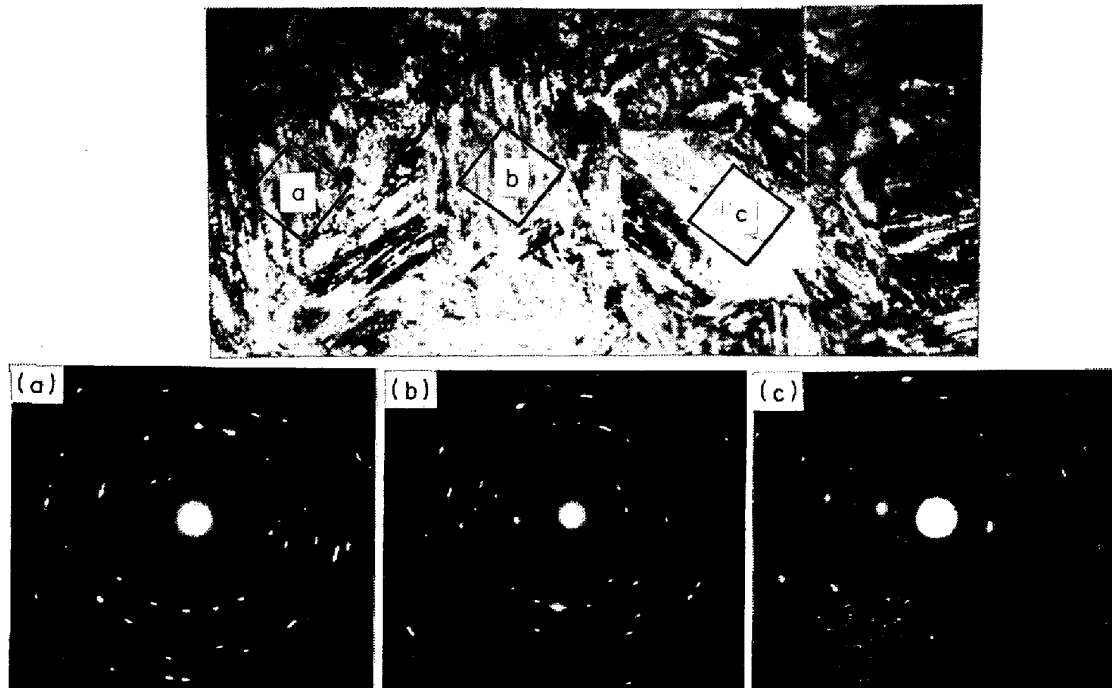


Photo. 2. Transmission electron micrograph of tempered martensite with electron diffraction patterns (a), (b), and (c) which were taken of the area marked a, b, and c in the micrograph, respectively. (c) shows the large martensite. ×5 000

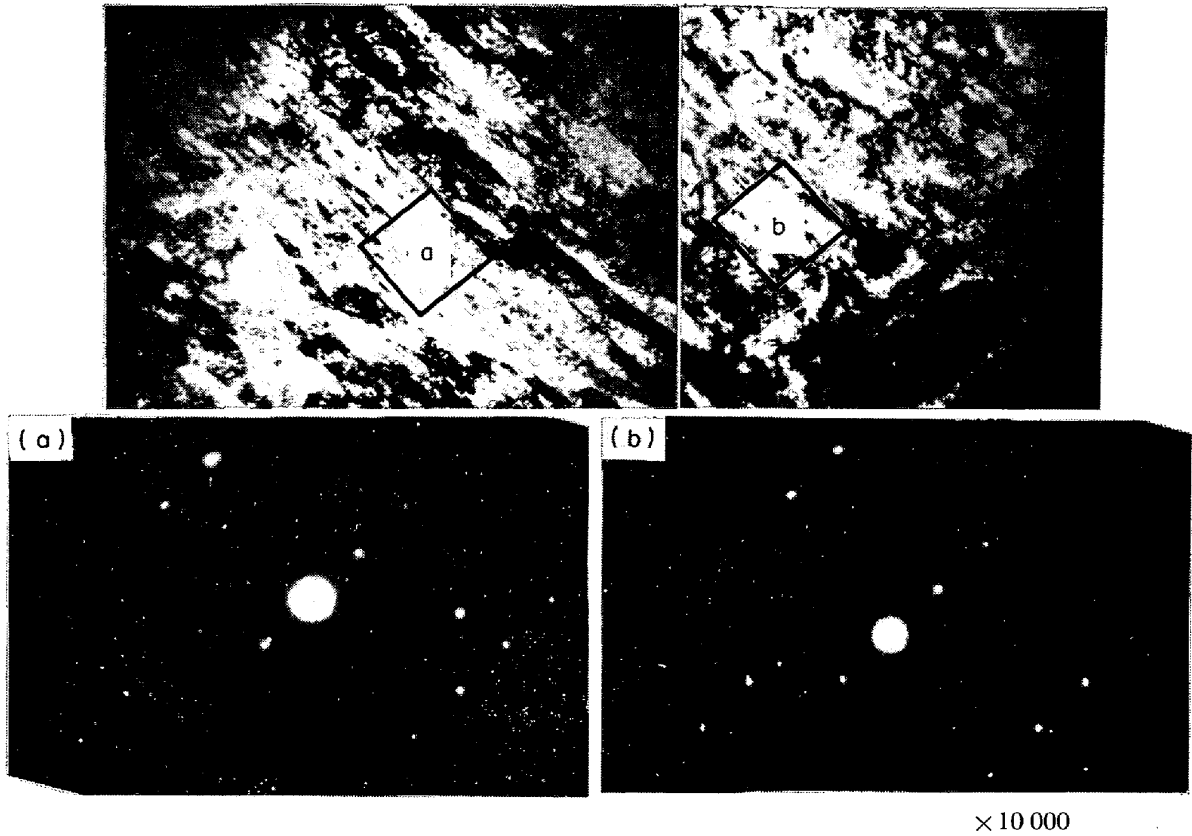


Photo. 3. Transmission electron micrograph of tempered martensite with electron diffraction patterns (a) and (b) which were taken of the areas marked a and b, respectively.

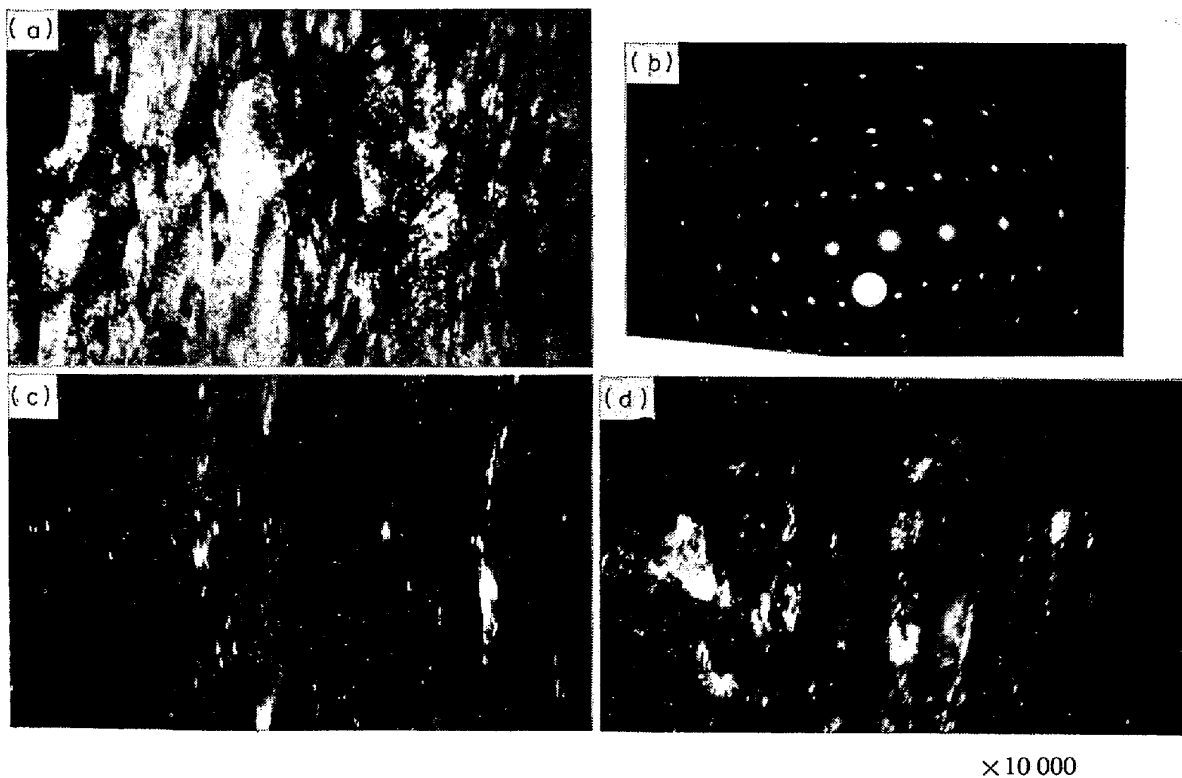


Photo. 4. Transmission electron micrograph of a mixed orientation packet in the martensite of steel B, austenitized at 1200°C . (a) bright field image. (b) diffraction pattern (c) dark field image using the circled spot in (b), (d) dark field image using the spot next to the right.

面方位の2つの方位からなつてゐることを示している。暗視野をとつてみるとこの2つの方位のラスが密に寄りまじつてゐることがわかる。このように方位の大きく異なるラスのパケットはC量、オーステナイト粒度にかかわらずマルテンサイトにもベイナイトにもしばしばみられる。MARDER と KRAUSS⁴⁾, CHILTONら⁶⁾, HAGAら¹⁶⁾, MATSUDAら¹⁷⁾も Fe-C 合金あるいは Fe-Ni-C 合金などのマルテンサイトについて同様の観察結果を得ている。低温で焼もどした試料についての Photo. 1 の左側のラスの部分(a), (b)の電子回折パターンは複雑でスポットのアーキング (arcings) がはなはだしく、バンドルが狭いためのまわり込みあるいは薄膜の反りなどを考慮に入れなければならないので断定的なことはいえないが、 10° 前後のミスオリエンテーション (misorientation) をみとめれば1つのバンドルは1つの方位であると考えられる。これに対して写真右側(c)には $3, 4\mu$ の幅の高密度の転位がみられるだけでラス状でない部分がある。これを第3の構成要素としてブロック状マルテンサイトと呼んでおくことにする。この部分から得られる電子回折パターンはラスの部分とは対照的にアーキングもほとんどなく単純なパターンを示す。このブロック状マルテンサイトは微細なラスのバンドルと一見平行に並んで太いラスのように見えることもあるが、一般には周囲のラスと方位が異なる。このような大きなマルテンサイトはMOTSUDA ら⁹⁾が M_s 点直下で生成する初晶マルテンサイトと考えているものと同じものと考えられる。すなわち、オーステナイト化後直接焼入れた試料をピクリン酸アルコールでエッチしても何も現出しないが、焼入れ途中 M_s 点直下で短時間保持すればオートテンパーした初晶マルテンサイトがピクリン酸アルコールで現出される。このような初晶マルテンサイトはやはり通常のラスにくらべてはるかに大きい。

以上述べたように、マルテンサイト組織の構成要素としてはラス状の部分では単一方位パケットと混合方位パケットの2種類とラス状でないブロック状マルテンサイトの計3種類に分類した。これらの構成要素はC量、オーステナイト化条件が異なつても変わらないが、条件によつて現われ方が多少変化する。まずC量の影響としては、その増加によりラス幅もバンドルの幅も小さくなる。変態双晶は増加するがそれでも頻度は少ない。またパケットの中に方位の異なるラスが混じる割合も多くなり、電子回折パターンはより複雑となり、アーキングも甚しくなる。いつぼう、オーステナイト粒が粗大化すると、ラス幅が広くなり、バンドルもパケットも大きくなる。オーステナイト粒度が微細な場合には1つのバンド



×5 000

Photo. 5. Transmission electron micrograph of the martensite of steel A, austenitized at 1200°C .

Table 3. Analysis of the electron diffraction patterns obtained for the marked areas in Photo. 6.

Area	Plane*	Direction of $\langle uvw \rangle^{**}$	Direction of lath***
a	{112}	$\langle 110 \rangle$ 82°	37°
b	{112} {113} {139}	$\langle 110 \rangle$ 80°	58°
		$\langle 130 \rangle$ 76°	
c	{112} {113} {139}	$\langle 110 \rangle$ 82°	58°
		$\langle 113 \rangle$ 79°	
d	{104} {103}	$\langle 100 \rangle$ 92°	Large martensite
e	{139} {13 11}	$\langle 130 \rangle$ 77°	55°
f	{234} {139} {115}	$\langle 112 \rangle$ 48°	60°
		$\langle 130 \rangle$ 75°	
		$\langle 110 \rangle$ 135°	
g	{122} {135}	$\langle 110 \rangle$ 80°	52°
		$\langle 130 \rangle$ 32°	
h	{122} {245}	$\langle 110 \rangle$ 79°	55°
		$\langle 123 \rangle$ 62°	
i	{130} {139}	$\langle 100 \rangle$ 92°	52°
		$\langle 130 \rangle$ 76°	
j	{112}	$\langle 110 \rangle$ 76°	51°

* Possible planes indexed using relatively strong reflexions.

** Angle between $\langle uvw \rangle$ indicated in the table and the reference indicated in Photo. 6.

*** Angles between the direction of lath boundary and the reference line.

ルは数 μ の幅でだいたい 1 つのパケットから成っている。しかしオーステナイト粒が大きくなるにつれてバンドルもある程度大きくなるが、1 つのバンドルが 2 つ以上のパケットで構成されている場合が多くなる。Photo. 5 に示したのは 0.15% C 鋼の粗大オーステナイト粒から変態したマルテンサイトの場合であつて、0.15% C 鋼としてはかなり方位変化の激しい例であるが Table 3 の解析から幅 30 μ 余の平行なラスのバンドルの幅でも数 μ の幅で方位が変化していることがわかる。d とマークしたところは明らかにブロック状マルテンサイトと見做され、電子回折パターンも歪のない単一方位を示した。しかし、ラスの幅も一様でなくなり、たとえば (a)、(f) の個所など幅の太い中間的なものが多数みられ、ラスとブロック状マルテンサイトの区別が困難になる。このようなことはオーステナイト粒が粗大化した場合だけでなく C 量が 0.3% から 0.15% に減少したときもラス

幅が増大してブロック状マルテンサイトとの区別が困難になる。

これらのマルテンサイトのラスの長手方向のトレース・アナリシスから、ラスの長手方向は $\langle 111 \rangle$ 、境界面は $\{110\}$ として矛盾がなかつた。しかし、典型的なブロック状マルテンサイトでは不定形のためこのような解析は

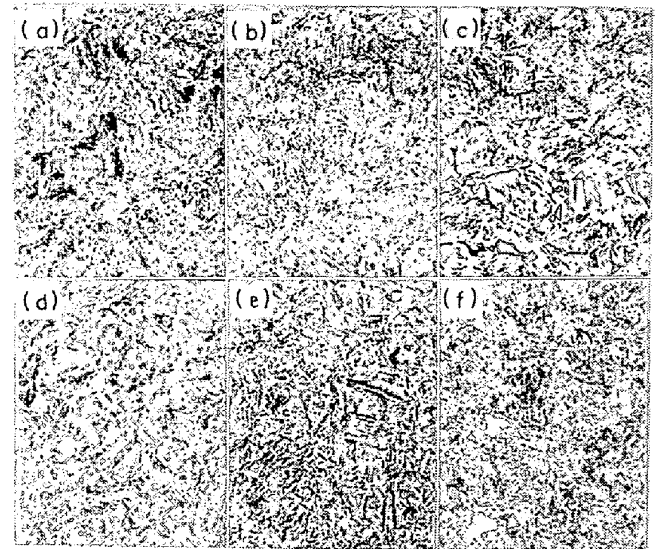


Photo. 6. Optical microstructures of the bainites isothermally transformed at (a) 400° (b) 425° and (c) 450°C in steel A, and at (e) 315°, (f) 350° and (g) 400°C in steel B after austenitizing at 950°C.

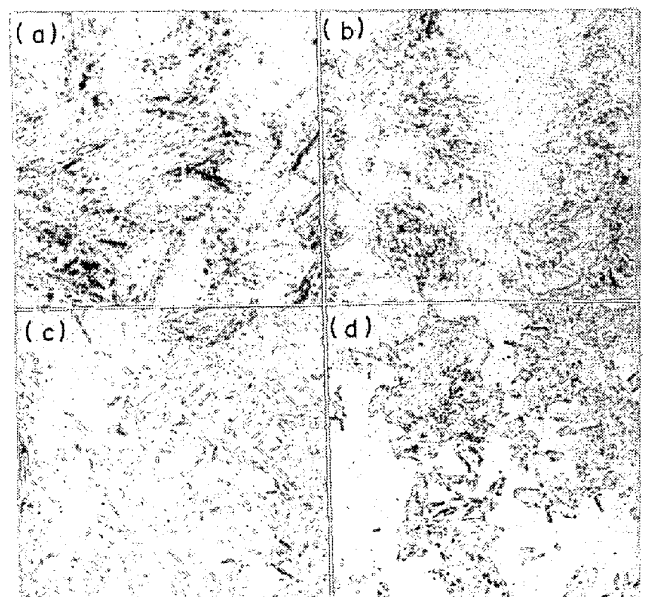


Photo. 7. Growth behavior of various bainites. (a) lower and (b) upper bainites in steel A, (c) lower and (d) upper bainites in steel B.

不可能であつた。

3.2 ベイナイトの微視組織

微細なオーステナイトから得られる 0.15% C 鋼と 0.3% C 鋼のベイナイトの生成温度による組織の変化を Photo. 6 に示す。0.3% C 鋼では 350°C と 400°C の間に、0.15% C 鋼では 400°C と 450°C の間に組織の変化がある。この変化はベイナイトの生成過程をくらべると一層明確になる。Photo. 7 はその例であり、0.3% C 鋼では低温側では針状のベイナイトが、高温側では塊状となる。0.13% C 鋼では 0.3% C 鋼の場合ほどの差はないが、やはり同様の変化がある。この組織の変化が各鋼における下部ベイナイトから上部ベイナイトへの変化に対応すると考えられる。C 量による組織の変化としては 0.3% C 鋼では下部ベイナイトの針の方向が比較的ランダムであり、揃っていないが、0.15% C 鋼ではある幅にわたって針の方向は揃っており、いわゆる side-by-side nucleation の様相を呈している。同じ鋼の上部ベイナイトも外形は塊状であるが、内部組織に方向の揃った針の痕跡がみられる。しかし 0.3% C 鋼のそれにはそのような内部組織はみられない。

これらの生成過程をさらにレプリカと薄膜の電子顕微鏡観察によりしらべてみた。Photo. 8 (a) は 0.3% C 鋼

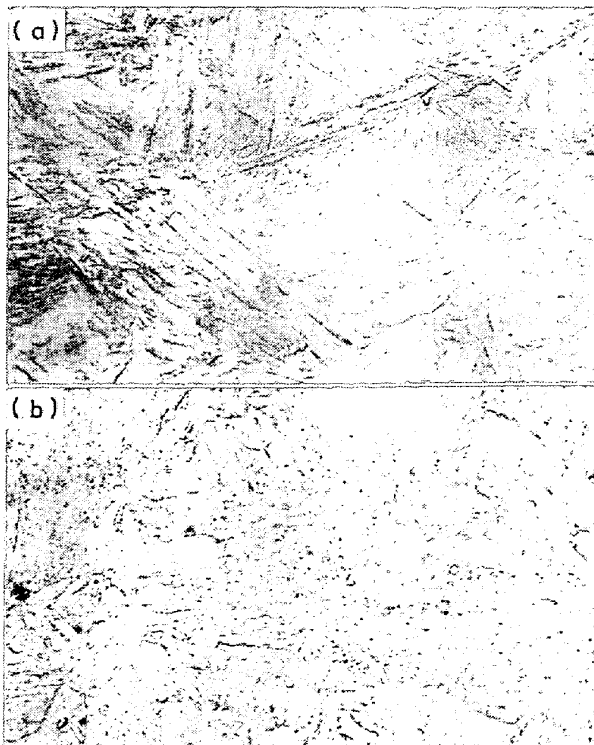


Photo. 8. Electron micrographs of the partially transformed lower bainites of (a) steel B and (b) steel A after austenitizing at 950°C.

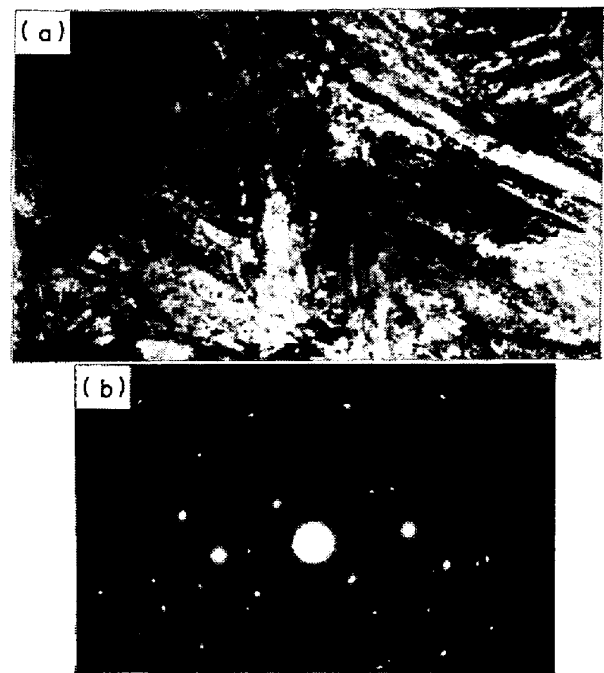


Photo. 9. Transmission electron micrograph of the lower bainite of steel B, austenitized at 950°C and isothermally transformed at 315°C.

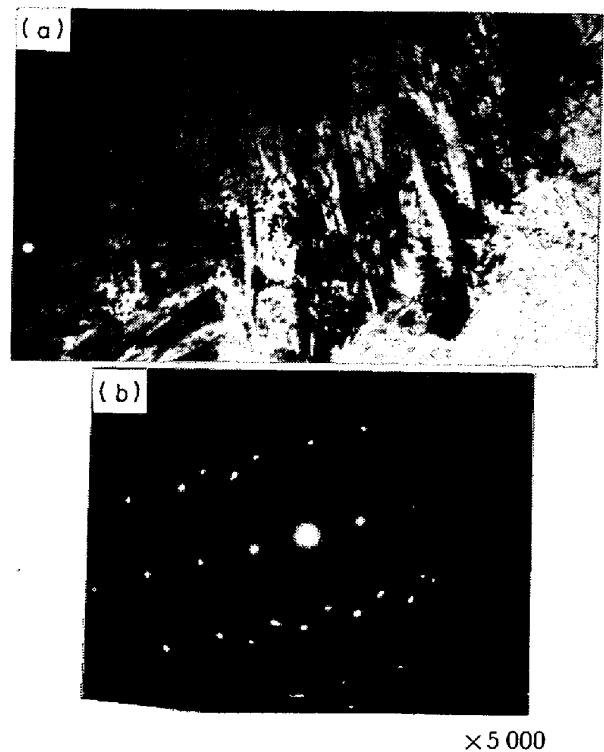


Photo. 10. An example of the mixed orientation packet found in the lower bainite of steel B, austenitized at 950°C and isothermally transformed at 350°C.

の下部ベイナイトの生成過程を示すもので、光学顕微鏡でみた1本のベイナイトの針は数本の平行なラスからなっており、このラスの side-by-side の核形成、成長によってベイナイト針は成長するが、その成長速度よりも粒界のあちこちから別の針が核形成する速度の方が早く、したがって種々の方位の針によって組織が形成され、微細で複雑になることがわかる。Photo. 9はベイナイト変態の完了した試料の透過電子顕微鏡観察の例である。方向も方位も違う狭いラスバンドルによって元のオーステナイト粒は細分されている。しかし同じ温度で生成した焼もどしマルテンサイト (Photo. 2) に比較して電子回折スポットのアーキングも少なく、パターンもあまり複雑ではない。Photo. 10は比較的幅の広いバンドルの中の方位変化を示したものであるが、マルテンサイトの場合に見られたように $[1\bar{1}0]$ 軸を共通とした (110) と (113) 方位の2種のラスが密にいりまじっている。またマルテンサイトの場合と同じように通常のラスより幅の広いブロック状のベイナイトが見られるが、これは上述の生成過程では観察されなかつたのでむしろ変態の末期にできたものとも考えられる。

これに対して 0.15%C 鋼の場合は Photo. 8 (b) に見られるようにバンドルの幅が広くなり、針状となる傾向も目立たなくなる。薄膜を用いて方位変化をしらべるとラスの方向の揃ったバンドルの中での方位はよく揃っており、スポットにもアーキングもなくパターンも複雑でない。このように下部ベイナイトにおいては side-by-side に核形成したラス間のミスオリエンテーションはマルテンサイトにくらべて非常に小さい。このことはレプリカによる電子顕微鏡写真9 (b)において、ラスの間の境界がきわめて浅くしかエッチされていないことでもわかる。このようなわずかな違いはあるが、下部ベイナイト組織の方位的にみた構成要素はマルテンサイトと同様である。

0.3%C 鋼の上部ベイナイトはラスの side-by-side の核形成よりも成長する例もときには見られるが、大部分は Photo. 11 (a) の左下に典型的に見られるようにオーステナイト粒界から木の葉型に等方的に成長していく。上部ベイナイト中の炭化物は片状、あるいは塊状で下部ベイナイトのそれにくらべて格段に大きくなっている。

0.15%C 鋼の上部ベイナイトは0.3%C 鋼の場合のように木の葉型に成長していく場合もあるが、大部分は Photo. 11 (b) に示すようにあまり針状でない太いラスからなっている。薄膜の電子回折による方位解析ではこれらのラスが同じ方位であることがわかった。

オーステナイト粒径の大きい場合のベイナイトはマル

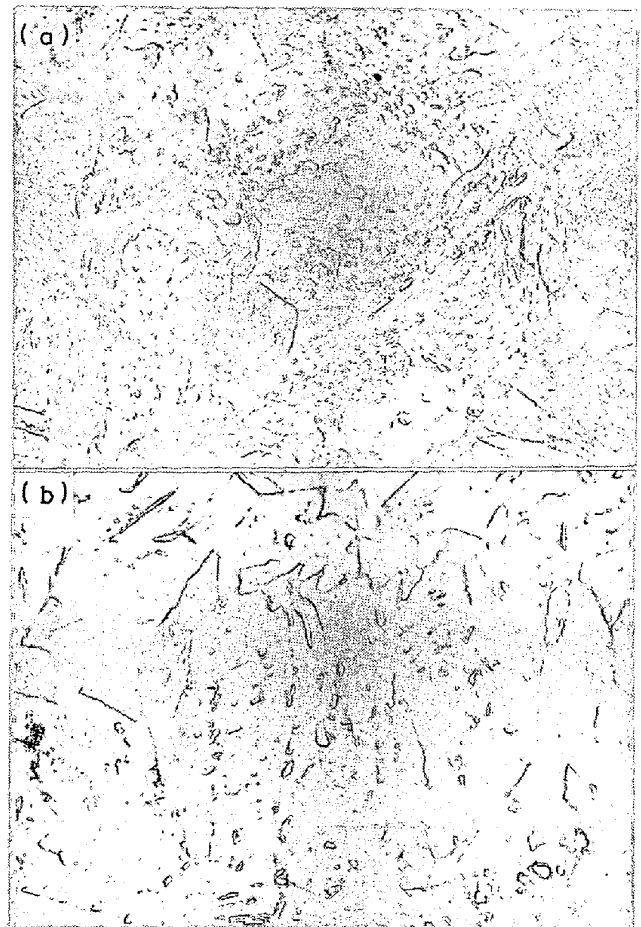
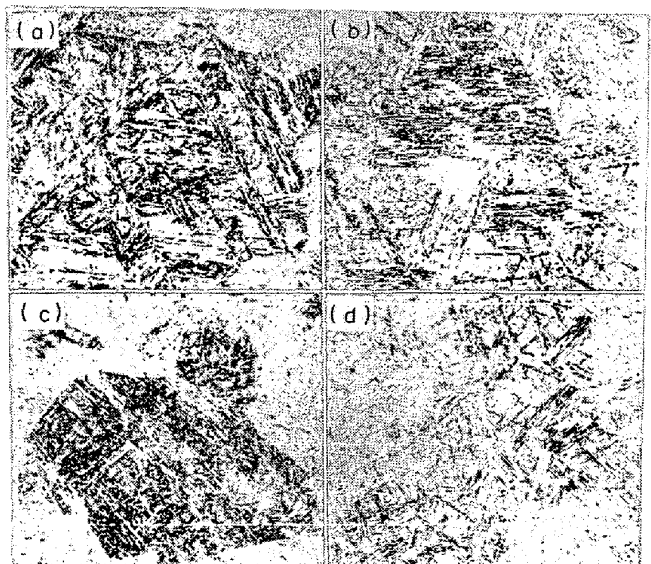


Photo. 11. Electron micrographs of partially transformed upper bainites in (a) steel B and (b) steel A, austenitized at 950°C.



×100

Photo. 12. Optical micrographs of various bainites from coarsegrained austenites. (a) lower bainite and (b) upper bainite in steel A and (c) lower and (d) upper bainite in steel B.

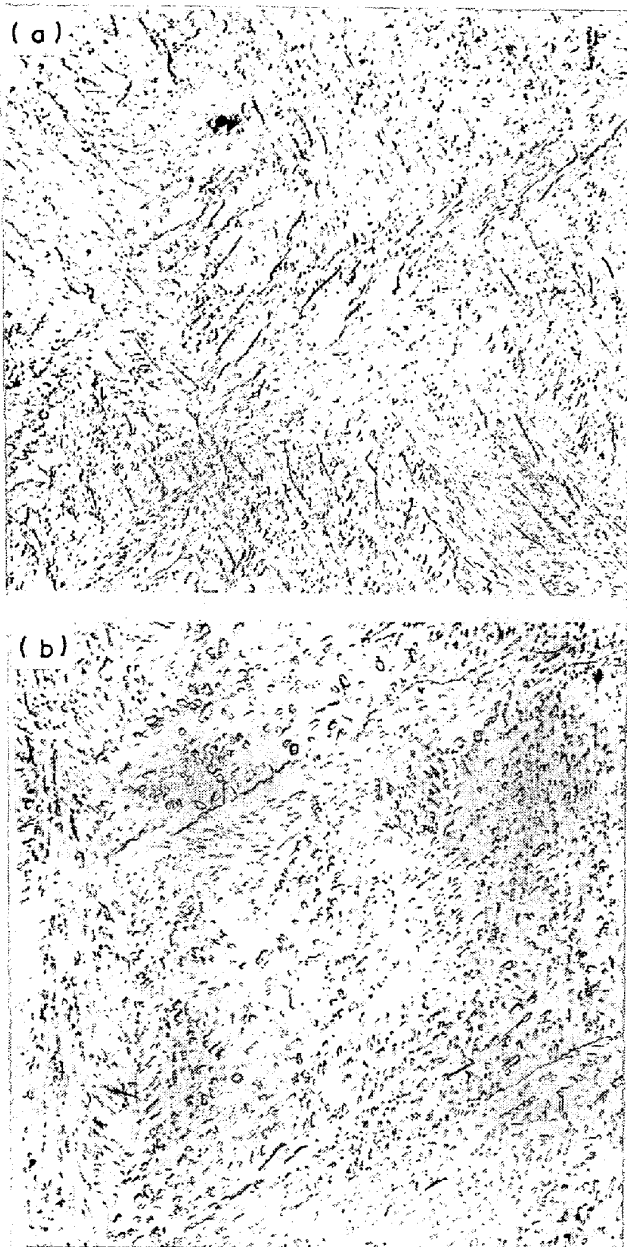


Photo. 13. Electron micrographs of (a) lower and (b) upper bainites of steel B, austenitized at 1200°C.

テンサイトの場合と同様にオーステナイト粒の小さい場合とはやや様相を異にする。Photo. 12 にオーステナイト粒が大きい場合の2種の鋼の上部ベイナイトと下部ベイナイトの光学顕微鏡組織を示す。針状のベイナイトが縦横に交叉している様子はいずれも同様であり、オーステナイト粒の小さい場合にみられたような顕著な差はない。ただ下部ベイナイトはベイナイトの針が細く、上部ベイナイトは太いため下部ベイナイトは組織が微細で上部ベイナイトは比較的粗い。この模様はレプリカでさらに倍率を上げて観察するとさらに明りようとなる。Photo. 13(a) は 0.3% C 鋼の下部ベイナイトの例であ

つて、長手方向に対して炭化物が $50^\circ \sim 60^\circ$ の角度で方向をそろえて析出している短く非常に微細なラスのバンドルがモザイク状に組合さつていることがわかる。Photo. 13(b) は上部ベイナイトの組織の例であり、縦横にラスのバンドルが走り、それらに区画された領域(写真中央)は炭化物の向きのそろっているいくつかの区域からなつている。0.15% C 鋼でもやや組織と炭化物があらくなるがこの模様は同様である。

オーステナイト粒の大きい場合生成過程を観察すると下部ベイナイトも上部ベイナイトもまず数10本のラスからなるバンドルがオーステナイト粒を縦横に区切り、その間にラスのない部分ができる。このラスのバンドルの中では方位が同一である。バンドルには含まれた部分はそれらのバンドルとは方位を異にする。しかし 0.3% C 鋼の下部ベイナイトはラス状でない部分も少なく、平行なラスバンドルもいくつかの単一方位パケットからなつていることが多い。このことは Photo. 13(a) においてバンドルの中の炭化物の方向がラス数本ごとに変化していることでもわかる。

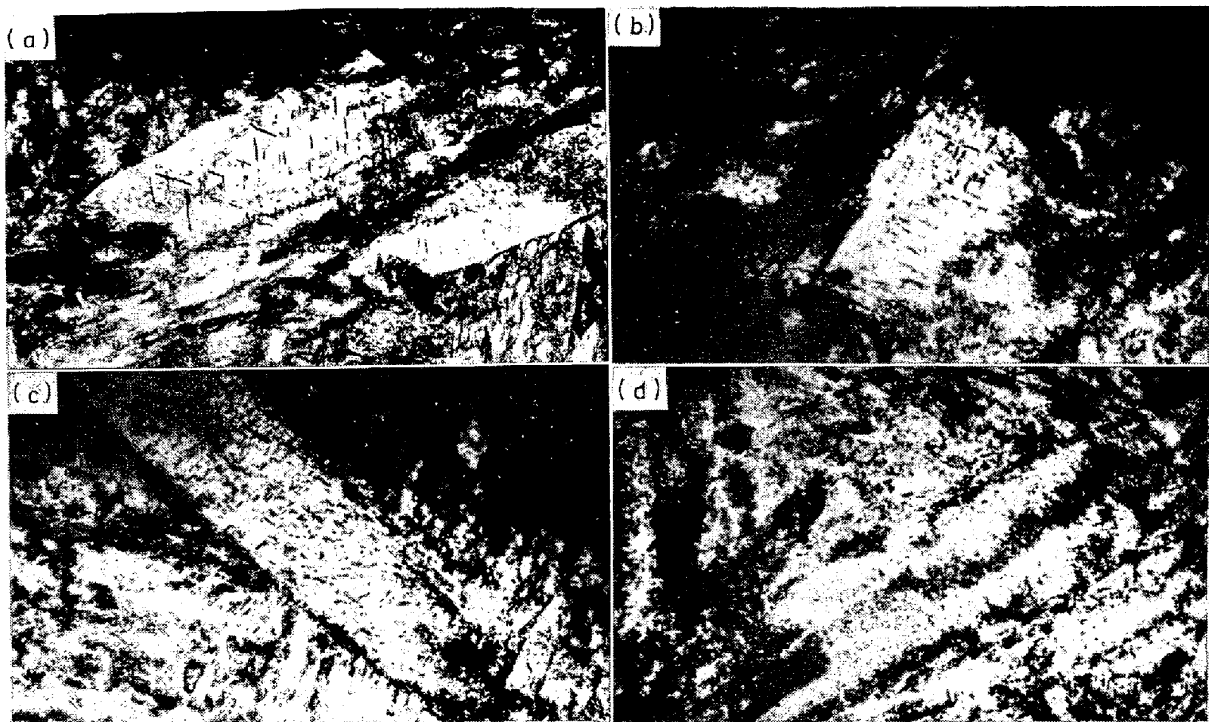
これらのベイナイトに生ずるラスの長手方向をトレース・アナリシスしたところ、高炭素鋼の場合と異なり、低合金低炭素鋼の B III 型ベイナイトについての大森ら¹⁴⁾の結果および松田ら⁹⁾の下部ベイナイトについての結果と一致して、ラス境界は $\{110\}$ 面、長手方向は $\langle 111 \rangle$ 方向として矛盾がなかつた。

3.3 焼もどしマルテンサイトとベイナイト中の炭化物

マルテンサイトを焼もどしていくとセメントライトは低温ではマトリックスと整合性をもつて析出し、グイドマンステッテン状に見えるが、焼もどし温度の上昇とともに整合性を失つて球状化することが知られている。この実験に用いた鋼種では Photo. 14 の薄膜の透過電子顕微鏡写真に示すように 400°C 附近から球状化し始める。しかしこの球状化は場所により不均一で遅速がまちまちである。炭化物のマトリックスとの方位関係をしらべてみると、いずれも BAGARYASKI の関係¹⁸⁾を満たしている。

ベイナイト中の炭化物についても2種の鋼の下部ベイナイト中のセメントライト 25 例、上部ベイナイト中のセメントライト 17 例についてマトリックスとの方位関係をしらべてみたが、いずれも BAGARYASKI の関係もしくはそれに近い結果(1例のみ Pitsch の関係)が得られた。

上部ベイナイト中の炭化物についての解析例を Photo. 15 と Fig. 2 に示す。SCKACKLETON と KELLY¹⁰⁾あるいは PICKERING¹¹⁾らは上部ベイナイトの生成についてまずオーステナイト中にセメントライトが析出したのち、周囲のマトリックスが KURDJUMOV-SACHS²¹⁾あるいは



×10 000

Photo. 14. Transmission electron micrographs of tempered martensites of steel B, austenitized at 950°C, showing the change of carbide morphology with increasing tempering temperature. (a) tempered at 315°, (b) 400°, (c) 450°, and (d) 550°C.

NISHIYAMA-WASSERMANN¹⁹⁾の関係で変態するため、上部ベイナイト中の炭化物は BAGARYASKI の方位関係に適合しないものが多いとしている。本研究ではC含有量が低いためか、このような例は認められなかった。

前述したように、下部ベイナイトは焼もどしマルテンサイトとよく似ており方位的に見た構成要素は同じであるが、その中に析出しているセメンタイトの形態はそれぞれ特徴がある。焼もどしマルテンサイト中のセメンタイトは等価な {110} 面上にヴィドマンステッテン状に析出するが、下部ベイナイト中のセメンタイトはラス長手方向に対して 50°~60° の角度一定の方向にのみ揃って析出することはよくいわれているとおりである⁸⁾¹⁰⁾¹¹⁾¹⁴⁾。このほかにつきに述べるようにバンドルによつてはラス境界に析出することも多い。上部ベイナイトではセメンタイトは粗大化し、長手方向が一定の方向に並んでいるように見られる場合が多いが、個々の炭化物はかなり不規則な形になつている。

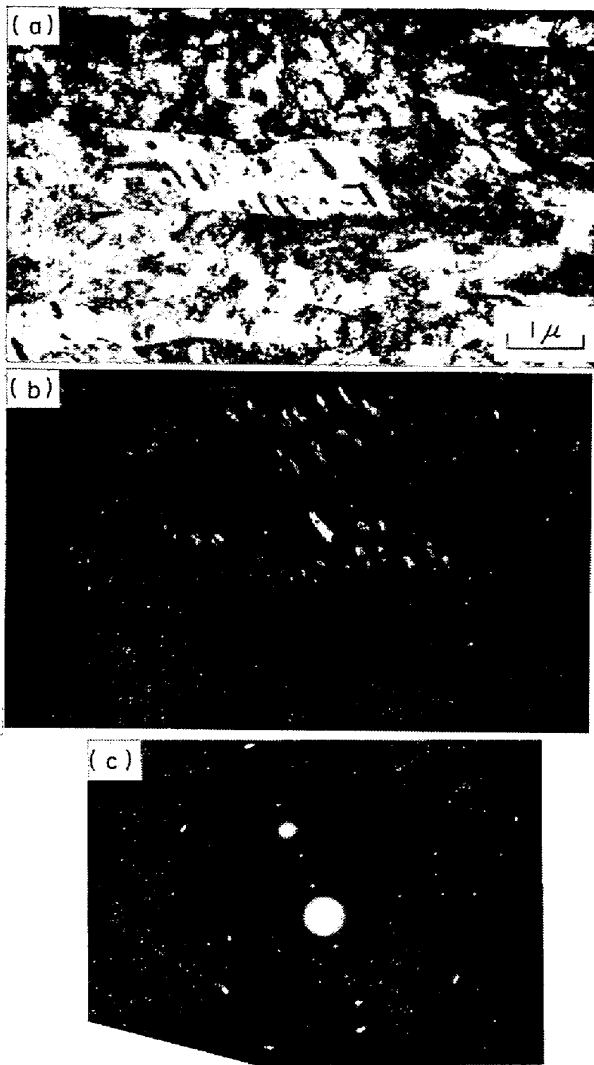
下部ベイナイト中に析出するセメンタイトの大きさはオーステナイト粒の小さい場合、0.15% C鋼で長さ 2 000~3 000 Å, 0.3% C鋼で長さ 3 000~4 000 Å である。オーステナイト粒が大きい場合はかえつて微細化し、両鋼とも約 1 000 Å 程度である。上部ベイナイトになるとオーステナイト粒の小さい場合 0.15% C鋼で 0.5 μ, 0.3

%C鋼で 0.7 μ から 1 μ に達する。オーステナイト粒が大きくなると微細化し両鋼とも約 0.5 μ 程度になる。

4. 考 察

マルテンサイトの生成に対するC含有量の影響としては0.5%以上になるとレンズ状マルテンサイトが混つてくることがわかっている。本実験で使用した鋼はレンズ状マルテンサイトのあらわれる範囲ではない¹⁵⁾が、ラス幅、バンドル幅の減少がみられ、また単一方位パケットに他の方位のラスが混入する割合が多くなることがわかつた。これらのことは下部ベイナイトについて述べたように、C量の増加とともにバンドルの成長よりも異なる場所でのバンドルの生成の頻度の方が顕著になることを意味すると考えられる。パケットの境界である大傾角境界によつてマルテンサイトあるいはベイナイトの有効結晶粒が形成されるという考え方からすればC含有量の高い方が有効結晶粒は微細になるということになる。

従来の研究ではC量を変えた場合²²⁾あるいは圧力を変えた場合²³⁾ M_s点に変化し、それによつてマルテンサイトのラス幅が変化するという報告はあるが、たんにオーステナイト粒径を変えてもラス幅はそれほど変化しないという報告が多い¹⁷⁾²⁴⁾。しかし本研究では平均ラス幅はオーステナイト粒の粗大化により明りように増大した



×10 000

Photo. 15. Transmission electron micrograph of upper bainite of steel B, austenitized at 1 200 °C and isothermally transformed at 400 °C. (a) bright field image, (b) dark field image using the circled spot in the diffraction pattern (c).

(Fig. 3). オーステナイト粒が粗大化した場合一般に焼きが入りやすいといわれている。M_s 点直下で最初に生成するマルテンサイトは比較的束縛のない状態で大きなものが生成しやすいと考えられる。変態が進むにしたがつて残留オーステナイトはすでに生成したマルテンサイトの変態歪により最初は変態が促進されるが、やがて変態が困難になり生ずるマルテンサイトは微細になるということも考えられる。かくして粗大なオーステナイトから生ずるマルテンサイトは長さも長く大きいものが多くまたラスの幅にも大小のバラエティーが生ずることになると考えられる。またオーステナイト粒が大きい場合にはバンドルも大きくなるが、1つの variant で変態す

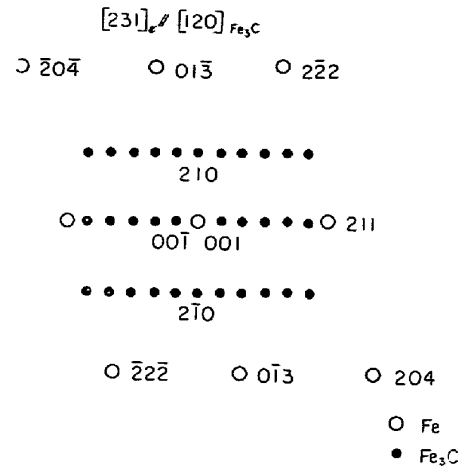


Fig. 2. The key diagram for the diffraction pattern in Photo. 15 (c), showing the orientation relationship between the cementite and upper bainite matrix.

るパッケージはそれほど大きくなりずいくつかのパッケージで1つのバンドルが形成される。このバンドルの構成について松田ら⁸⁾は2つの方位のパッケージが交互に並ぶと述べているが本研究ではそのような規則性を見出すことができなかつた。オーステナイト粒が微細な場合にはブロック状マルテンサイトの大きさもラスの長さも制限され、バンドルも1つのパッケージから形成されていることが多い。このようにオーステナイト粒が粗大化した場合には構成要素は質的には変わらないが、微細な場合の組織をそのまま拡大したものとはならないことに注意する必要がある。

ベイナイトの場合はマルテンサイトの場合以上にC含有量およびオーステナイト粒径によつて上部および下部ベイナイトの形態が変化する。オーステナイト粒径の小さい場合(10~20 μ), 0.3% C鋼の下部ベイナイトはラスのバンドルからなるが side-by-side の成長はそれほど著しくなくつぎつぎに新しい場所で核形成していくため、バンドルは小さく数が多くなつて元のオーステナイト粒は細分される。0.15% C鋼にはバンドルの side-by-side growth の役割が大きく同じ方位のバンドルの幅が大きくなる。0.3% C鋼の上部ベイナイトは塊状であつて粒径は元のオーステナイト粒径に近い。0.15% C鋼ではその下部ベイナイトと同じく side-by-side growth の要素が強くと同じ方位の太いラスのバンドルからなつている。オーステナイト粒の大きい場合は方位の揃つたラスバンドルが縦横に走り、その間にバンドルとは方位の異なるブロックが生ずる。ただし0.3% C鋼の下部ベイナイトはバンドルによつて組織が微細化し、バンドルもいくつかのパッケージからなることが多い。

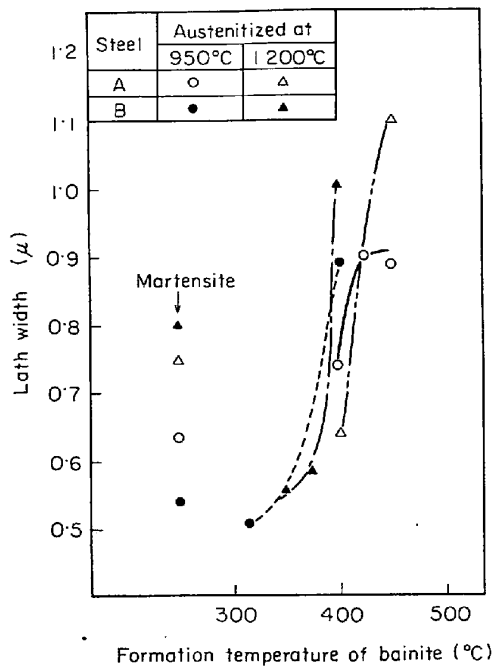
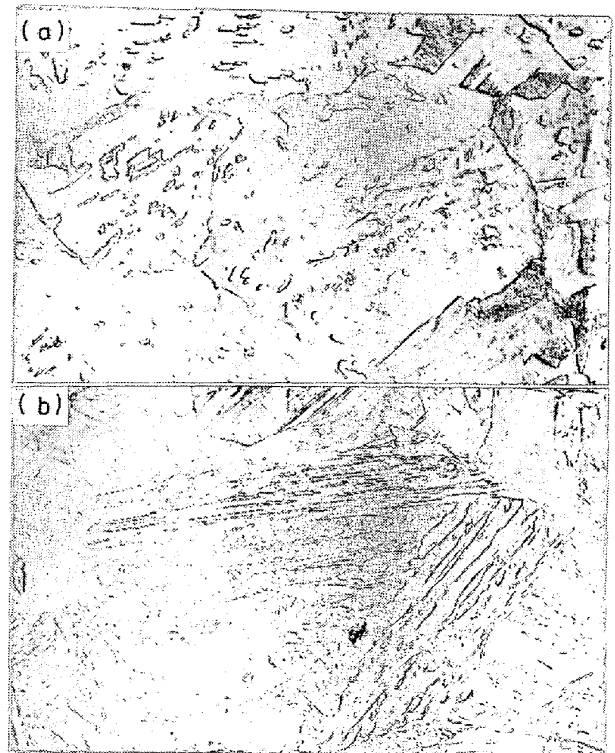


Fig. 3. Relationship between lath width and formation temperature of bainites, in comparison with those of martensites.

これらの場合について生成温度によるラス幅の変化をマルテンサイトのそれと比較して Fig. 3 に示した。オーステナイト粒が粗大になつてもラス幅は低温生成のベイナイトと同等(0.3% C 鋼)またはかえつて微細化(0.15% C 鋼)するぐらいであるが、0.15% C 鋼では 400°C 付近、0.3% C 鋼では 350°C 付近でラス幅が急激に変化する。これらの温度で光学顕微鏡組織も変化する。低温側の組織を下部ベイナイト、高温側のそれを上部ベイナイトとしたがラス幅の変化もこの組織の変化に対応している。また炭化物の大きさもこれらの温度を境に高温では格段に粗大化することを述べた。いつぼう上部ベイナイトでも下部ベイナイトでもラス状であるものは境界が{110}面長手方向が<111>で相違がなく、また炭化物の析出の方位関係も両者を区別する手段にはなりがたいことは前に示した。形態的に見ても上部ベイナイト温度域で得られる組織の中にも部分的に見れば下部ベイナイトに近い形態があり、下部ベイナイトとされる組織についても同様のことがいえる。しかし平均的に見れば下部ベイナイトから上部ベイナイトに移ると Fig. 3 に示したようなラス幅あるいは炭化物の大きさに急激な変化がある。

つぎにベイナイトの生成過程においてセメントタイトの析出がどのようにおこっているかをしらべてみた。Photo. 11(b) は 0.15% C 鋼を 950°C でオーステナイト化後上部ベイナイト変態途中のレプリカによる組織で



×2000

Photo. 16. Electron micrographs showing the carbide precipitation processes in bainites.

(a) partially transformed lower bainite of steel A, austenitized at 950°C and isothermally transformed 400°C. (b) partially transformed upper bainite of steel B, austenitized at 950°C and transformed at 400°C.

あるが、写真中央上部にラス境界に残留したCの濃縮したオーステナイトの跡が見られる。これに対してPhoto. 16(a) に示すように 0.3% C 鋼の上部ベイナイトではラスがあまり見られないが、残留オーステナイトは粒界だけでなく、写真の左方に見られるように粒内にも残り、しだいに小さく最後はフェライトとの方位関係をもつてセメントタイトが析出すると考えられる。

下部ベイナイトについてはセメントタイトがフェライトへの変態後に析出すると考えられており、ラス長手方向に対して 50°~60° の角度で方向を揃えて析出するのが典型的な下部ベイナイトとされているが、下部ベイナイトにおいてもセメントタイトがラス境界に沿って析出している場合も多い。Photo. 16(b) は 0.15% C 鋼を 950°C でオーステナイト化後下部ベイナイト変態途中で得られた組織であり、ラスの間に長い残留オーステナイトが残り、一部短く切れてセメントタイトとして析出しているように見える。これらの例や上述の析出の方位関係の解析結果から考えて、この鋼においては上部ベイナイト

でも下部ベイナイト変態においても、フェライトが先に出て、粒界あるいは粒内に残留したオーステナイトは変態の進行とともにしだいに細くなり、同時にCを濃縮しつつつけて最後にフェライトとの方位関係においてセメントタイトが析出すると考えられる。このような析出機構は鋼のC含有量炭化物の大きさなどに関連するものと思われる。

PICKERING¹¹⁾ は低炭素鋼の下部ベイナイトから上部ベイナイトへ遷移する温度は従来高炭素鋼についていわれている 350°C より高くなり、C含有量が0.5%以上になると 350°C で一定になると述べている。本研究でも0.15% C 鋼では 400°C と高くなったが、0.3% C 鋼ではもはや 350°C 付近となり PICKERING の結果とは異なっている。この現象が PICKERING のいうように Acm 線の延長線の位置と関係するかどうか明らかでないが合金元素によって影響されている可能性は大きい。

合金元素の添加によつて従来あまり見られなかつた低炭素鋼にもベイナイトが得られるようになり、その結晶学的特徴が高炭素鋼のそれと異なるところがあることは大森らによつて指摘された¹⁴⁾通りである。彼らが新しいベイナイトの分類法を提案しているのはこのような理由からと考えられる。またこの研究で下部ベイナイト温度域で生成したベイナイトの中には、炭化物がラス境界に出る場合も多いことは前に指摘した。このようなベイナイトは炭化物の形態による分類法によれば上部ベイナイトとされるものに近い。しかし、ラスの幅も炭化物の大きさも小さく下部ベイナイトとすべきものであろう。しかしこれらの呼称はたぶんに慣習的なものであり、典型的な炭化物の形態あるいは組織の大きさから低炭素鋼の下部、上部ベイナイトを区別する方法も簡便でありすがたい。ベイナイトの生成機構はマルテンサイトの場合よりも一層不明の点が多く、ベイナイトについてさらに多くの知見を重ねる努力も必要と考えられる。本研究は5% Ni-0.5% Mo 鋼についてしらべたものであつて、Ni 鋼に特有な現象も含まれていると考えられるが、ベイナイトのような拡散の働きが重要な変態ではCとの相互作用により合金元素の影響が形態に変化を与えることも考えられ、一層の研究が必要と考えられる。

5. 結 論

5% Ni-0.5% Mo 鋼において C 含有量を 0.15% と 0.3% の 2 水準に変え、それぞれの鋼においてオーステナイト粒度の微細な場合と粗大な場合に生成する焼もどしマルテンサイトとベイナイトの微視組織をしらべ、つぎのような結果を得た。

(1) 0.15, 0.3% C 鋼ともマルテンサイトはパケットマルテンサイトであり、つぎの3つの構成要素からなる。1) 単1方位パケット, 2) 混合方位パケット, 3) ブロック状マルテンサイト, 下部ベイナイトも同様の構成要素からなる。

(2) C量が多くなるとマルテンサイト、下部ベイナイトともラス幅、バンドル幅が狭くなり、方位変化が激しくなる。

(3) マルテンサイトはオーステナイト粒度が粗大化するとラス幅、バンドル幅も大きくなる。しかしオーステナイト粒度が微細な場合の組織をそのまま拡大したものとも異なってくる。

(4) 下部ベイナイトから上部ベイナイトへ移行する温度は 0.3% C 鋼では 350°C 付近であるが、0.15% C 鋼では 400°C 付近に上昇する。これらの温度を境にラス幅、炭化物の大きさともに大幅に変化する。

(5) 0.15% C 鋼では下部、上部ベイナイトとも side-by-side growth により生成される傾向が強いが、0.3% C 鋼ではこの傾向は少ない。オーステナイト粒度が微細な場合 0.15% C 鋼では下部、上部ベイナイトともに、0.3% C 鋼では下部ベイナイトがラス状であり、0.3% C 鋼の上部ベイナイトは塊状である。

(6) オーステナイト粒が粗大な場合、C量にかかわらず下部、上部ベイナイトとも、もとのオーステナイト粒をラスバンドルが縦横に走り、それらの間をブロック状ベイナイトがうめる組織となりオーステナイト粒が微細な場合とは大いに異なつた組織を示す。すなわち、オーステナイト粒が粗大になつてもラス幅、バンドル幅などはほとんど変化しない。この場合の上部、下部ベイナイトの違いは、ラス幅、炭化物の形態、寸法である。

(7) マルテンサイト、ベイナイト中のラスの境界は {110} 長手方向は <111> と考えられる。ブロック状マルテンサイト、ベイナイトは一定の形状を示さなかつた。

おわりに本研究の遂行にあたり御鞭達をいただいた川崎製鉄研究所長三本木貢治博士、ならびに本研究をまとめるにあつて有益な御討論をいただいた東京大学教授荒木透博士に深く感謝いたします。また電子回折実験に協力をいただいた加茂康子嬢はじめ電顕室の諸氏に厚くお礼申し上げます。

文 献

- 1) P. M. KELLY and J. NATTING: Proc. Roy. Soc., A259 (1960), p. 45
- 2) P. M. KELLY and J. NUTTING: JISI (1961), p. 199
- 3) G. R. SPEICH and P. R. SWANN: JISI, 203 (1965), p. 480

- 4) A. R. MARDER and G. KRAUSS: *Trans. ASM*, 60 (1967), p. 651
- 5) J. M. MARDER and A. R. MARDER: *Trans. ASM*, 62 (1969), p. 1
- 6) J. M. CHILTON, C. J. BARTON and G. R. SPEICH: *JISI* (1970), p. 184
- 7) G. KRAUSS and A. R. MARDER: *Met. Trans.*, 2 (1971), p. 2343
- 8) 松田, 井上, 三村, 岡村: “鋼の強靱性”(Kyoto) (1971), p. 47 Climax
- 9) K. SHIMIZU, T. KO and Z. NISHIYAMA: 日本金属学会誌, 27 (1963), p. 506
- 10) D. N. SHACKLETON and P. M. KELLY: *Physical properties of martensite and bainite*, ISI Spec. Rep. 93 (1965), p. 126
- 11) F. B. PICKERING: *Transformation and hardenability in steels*; (1967) Michigan p. 109
- 12) G. R. SRIIVASAN and C. M. WAYMAN: *Acta Met.*, 16 (1968), p. 609, p. 621
- 13) Y. OHMORI: *Trans. ISIJ* 11 (1971), p. 95
- 14) 大森, 大谷, 邦武: 鉄と鋼, 57 (1971), p. 1960
- 15) C. L. MOGEE and R. G. DAVIES: *Acta Met.*, 19 (1971), p. 345
- 16) H. HAGA and H. MIMURA: *Trans. JIM* 13 (1972), p. 155
- 17) S. MATSUDA, T. INOUE, and M. OGASAWARA: *Trans. JIM* 9 (1968), p. 343
- 18) Y. A. BAGARYASKI: *Dokl. Akad. Nauk SSR* 73, (1950), p. 1161
- 19) Z. NISHIYAMA: *Sci. Rep. Tōhoku Univ.*, 23 (1934~5), p. 638
- 20) D. N. SHACKLETON and P. M. KELLY: *Acta Met.*, 15 (1967), p. 979
- 21) G. V. KURDJUMOR and G. SACHS: *Z. Phys.* 64 (1930), p. 325
- 22) G. R. SPEICH and H. WARLIMONT: *JISI* 206 (1968), p. 385
- 23) R. F. VYHNAL and S. V. RADCLIFF: *Acta Met.*, 15 (1967), p. 1475
- 24) M. J. ROBERTS: *Met. Trans.*, 1(1970), p. 3287