

論 文

UDC 669.1.017.3 : 669.112.227.3

Fe-0.2%C-X 合金のラスマルテンサイト組織からの
オーステナイト核の生成場所について*

田 村 今 男**・成 吉 幸 雄***

下 岡 貞 正****・中島雄二郎*****

Nucleation Sites of Austenite from Lath Martensite in
Fe-0.2%C-X Alloys

Imao TAMURA, Yukio NARIYOSHI,

Sadamasa SHIMOOKA, and Yujiro NAKAJIMA

Synopsis:

The influence of alloying elements on the preferential nucleation sites of austenite formed from lath martensite in low carbon low alloy steels by heating above A_{C1} temperature was studied. The main results obtained are as follows.

1) In plane carbon steel and low alloy steels containing 1%Mo, 0.2%Nb, or 1%Cr (carbide forming elements) as the third element, prior austenite grain boundaries act as preferential nucleation sites of austenite during the early stage of austenite formation. As the precipitation proceeds, austenite tends to nucleate also inside prior austenite grain.

2) In an Fe-C-1%Ni alloy, not only prior austenite grain boundaries but also packet boundaries of lath martensite act as the preferential nucleation sites of austenite during the initial stage of austenite formation. As the precipitation proceeds, block boundaries and lath boundaries also become the nucleation sites of austenite. The similar precipitation behavior was observed in the alloys containing 2%Mn, 2%Cu, 1%Si, or 1%Co (non-carbide forming elements) as the third elements.

3) The effect of the amount of third elements on the preferential nucleation sites of austenite was also studied in the alloys containing Si or Ni. In both cases, nucleation of austenite inside prior austenite grains is more dominant in the higher alloys.

4) The effects of the formation temperature of austenite and prior austenite grain size on the preferential nucleation sites of austenite were found to be small.

5) In the alloys containing Ni or Si, nucleation of austenite inside prior austenite grains was clearly observed. Such a phenomenon was approximately explained by the decrease of boundary tension due to micro-segregation of alloying elements on the grain boundary.

1. 緒 言

低炭素低合金鋼のラスマルテンサイト組織を($\alpha + \gamma$)領域または γ 領域に加熱することにより観察される逆変態は、鋼の細粒化を図る上で非常に有効な手段であり、それ故、数多くの研究^{1)~11)}がなされている。鋼の細粒化に逆変態を利用する場合、加熱温度、加熱速度、加熱保持時間、化学成分などが影響すると考えられる。最近

の研究^{6)~11)}ではほとんどがNi含有鋼を用いて、加熱温度、加熱速度が逆変態オーステナイトの形状および核生成、成長にどのように影響するかを研究しているが、化学成分の影響を観察した例は少ない。

一般に、Fe-C合金のラスマルテンサイト組織においては、オーステナイト析出初期の核生成サイトが旧オーステナイト粒界であることはよく知られており¹⁾、Fe-CにNiなどの合金元素を添加すると初期核生成サイトが

* 昭和 51 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 52 年 7 月 7 日受付 (Received July 7, 1977)

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

*** 京都大学大学院(現:日新製鋼) (Graduate School, Kyoto University, Now Nisshin Steel Co., Ltd.)

**** 京都大学工学部(Faculty of Engineering, Kyoto University)

***** 京都大学工学部(現:中外炉工業(株)) (Faculty of Engineering, Kyoto University, Now Chugai Ro Kogyo Kaisha Ltd.)

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

	C	Si	Mn	P	S	Mo	Nb	Cr	Cu	Co	Ni	Fe
Fe-C	0.33	0.35	0.72	0.013	0.021	—	—	—	—	—	—	bal.
Fe-C-1Mo	0.21	0.011	<0.005	0.003	0.004	1.09	—	—	—	—	—	〃
Fe-C-0.2Nb	0.20	0.005	0.004	0.016	0.005	—	0.19	—	—	—	—	〃
Fe-C-1Cr	0.17	0.28	0.78	0.018	0.015	—	—	1.10	0.05	—	—	〃
Fe-C-2Mn	0.20	0.010	1.94	0.019	0.004	—	—	—	—	—	—	〃
Fe-C-2Cu	0.12	0.016	<0.01	0.038	0.003	—	—	—	2.16	—	—	〃
Fe-C-1Co	0.22	0.010	<0.005	0.034	0.005	—	—	—	—	0.99	—	〃
Fe-C-3Co	0.17	0.011	0.011	0.030	0.004	—	—	—	—	2.66	—	〃
Fe-C-1Si	0.12	0.87	<0.005	0.002	0.005	—	—	—	—	—	—	〃
Fe-C-3Si	0.20	2.99	<0.01	0.021	0.003	—	—	—	—	—	—	〃
Fe-C-1Ni	0.19	0.009	<0.005	0.037	0.004	—	—	—	—	—	0.99	〃
Fe-C-7Ni	0.22	0.010	<0.01	0.032	0.013	—	—	—	—	—	6.95	〃

旧オーステナイト粒内にも存在する¹⁰⁾。このように逆変態オーステナイトの核生成優先サイトが合金元素により変化することは、最近 PLICHTA, AARONSON¹²⁾によっても報告されているが詳細は明らかでない。

本研究は種々な合金元素によりオーステナイトの核生成優先サイトがどのように変化するかを観察したものである。

2. 実験方法

本研究に用いた試料は、Table 1に示すように、Fe-0.2%Cをベースに第3元素として、Mo 1%, Nb 0.2%, Cr 1%, Mn 2%, Cu 2%, Co 1%, Si 1%と3%, Ni 1%と7%をそれぞれ添加したもので、高周波真空溶解炉により溶製した。インゴットの大きさは約300gである。ただしFe-C合金は、S30C、Fe-C-1%Cr合金はSCr21を用いた。

これらは熱間鍛造により約10mm厚の鋼片にした後、1200°C×20h真空中にて均一化処理を行ない炉冷した。次に冷間圧延により約1mm厚の薄板にし、20mm×10mmの試片を切り出したのち、1200°C×1h真空中にてオーステナイト化処理を行ない、氷食塩水中に焼入しラスマルテンサイト組織を得た。なお、逆変態オーステナイトの析出モードに及ぼす旧オーステナイト粒径の影響を調べるためオーステナイト化処理を変えたものも一部あるが、以後ことわらない限り、冷間圧延後、1200°C×1hオーステナイト化処理を施したものである。

次に、これらの試片をAc₁点以上の種々な温度に保った塩浴中に種々な時間保持することにより、逆変態を起こさせたのち、急冷した。なお試片が塩浴の温度に達するまでの時間は6~7sであつた。以上の処理を施した試片を湿式研磨布により研磨し脱炭層を除去したのち、アルミナ粉を用いてバフ研磨を行ない腐食した。腐食液

はピクラール、塩酸ピクラール、0.5~5%ナイトールを使用した。これらの試片を光学顕微鏡により組織観察することにより逆変態オーステナイトの析出モードを調べた。

3. 実験結果

3.1 Fe-C合金における逆変態オーステナイトの析出モード

最近、MARDERら¹³⁾~¹⁵⁾および松田ら¹⁶⁾によつてラスマルテンサイトの光顕組織の特徴と透過電顕によるマルテンサイトの結晶学的特徴との対応が明らかにされた。Fig. 1はMARDERら¹⁴⁾によつて示されたラスマルテンサイトの光顕組織の特徴を示す模式図である。Aは平行に並んだラスマルテンサイトの集団からなる大きな領域でpacketと呼ばれている。もとの一つのオーステナイト粒内には数個のpacketがある。さらに、ひとつのpacketはBのように平行な数個のblockからなりたち、

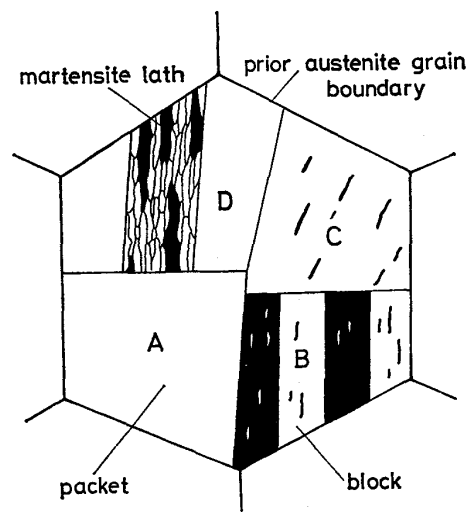


Fig. 1. Schematic drawing of construction of lath martensitic structure within a prior austenite grain.

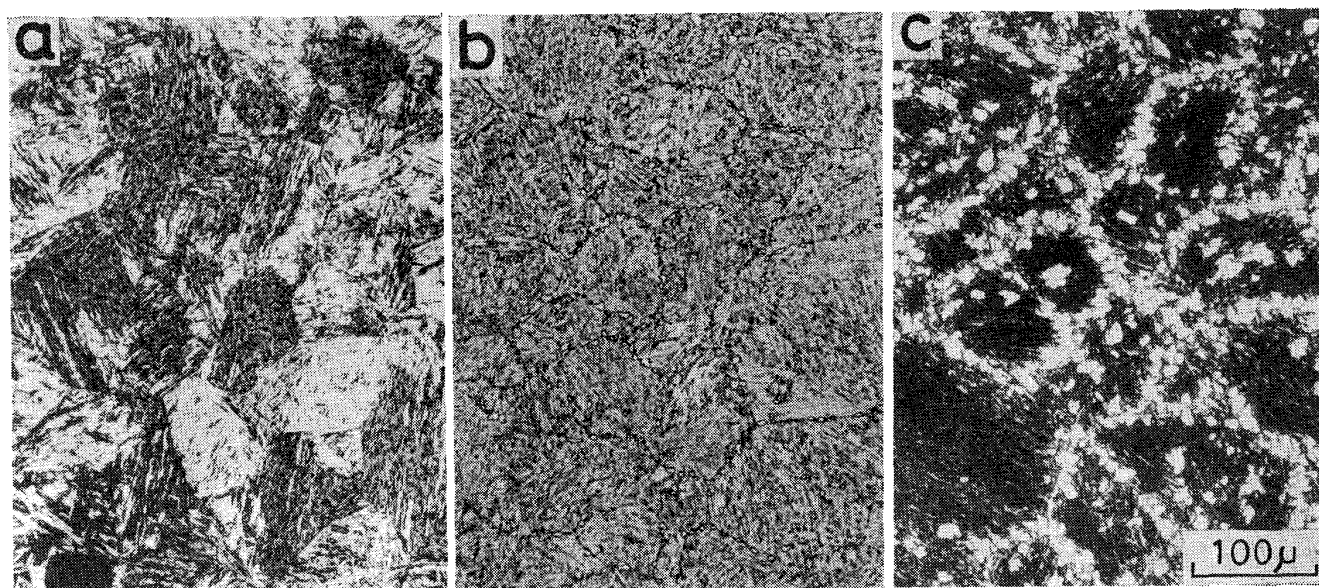


Photo. 1. Optical micrographs of the specimens of Fe-C alloy, showing the nucleation sites and growth process of austenite formed from lath martensite.

- (a) original martensite structure (etched by 2% nital)
- (b) up-quenched at 744°C for 15s (etched by picral)
- (c) up-quenched at 744°C for 20s (etched by picral)

そのひとつの block は同じバリエーションのラスマルテンサイトから成り立っている。ただしCに示したようにひとつの packet 内がほぼ一つの block によつて構成されている場合もある。Dは一個の block 内を示したもので平行に並んだマルテンサイトラス（大部分のラスは同じバリエーションである）の集団である。

Photo. 1 は本実験のベースである Fe-C 合金の逆変態挙動を光顕により観察したものである。Photo. 1 (a) はオーステナイト化処理後焼入することにより得たラスマルテンサイト組織であり、Photo. 1 (b) はこのようにラスマルテンサイトとした試片を 744°C の塩浴中に 15 s 保持、Photo. 1 (c) は 20s 保持したのち、急冷することにより得た組織である。なお腐食はピクラールで行なった。Photo. 1 (b) の組織より、逆変態オーステナイトは初期析出時に旧オーステナイト粒界に優先析出することが明らかであり、このことは焼入組織(a)とこの組織(b)とを対応させることによつてもわかる。（ただしこの析出したオーステナイトはその後の急冷によりマルテンサイトになつており、周囲の黒い組織は高温で焼戻されたもとのマルテンサイトである。）また析出の進んだ Photo. 1 (c) の組織では、旧オーステナイト粒界は逆変態オーステナイトでほとんど占められており、粒内にも少量ではあるが析出が認められる。

以上のことより Fe-C 合金では逆変態オーステナイトの初期析出サイトは旧オーステナイト粒界で、析出が進むと粒内にも少量析出するという従来の報告¹⁾が確認さ

れた。そこで Fe-C に種々な合金元素を添加することにより、旧オーステナイト粒界の析出優先性がどのように変化するかを観察した。

3.2 Fe-C-X 合金における逆変態オーステナイトの析出モード

Photo. 2 は Fe-C に (a) 1%Mo, (b) 0.2%Nb, (c) 1%Cr, (d) 2%Mn, (e) 2%Cu, (f) 1%Co, (g) 1%Si, (h) 1%Ni をそれぞれ添加した合金での逆変態オーステナイト析出初期を光顕により観察したものである。(a) 1%Mo, (b) 0.2%Nb, (c) 1%Cr を添加した合金では旧オーステナイト粒界に優先析出しており、これらは Fe-C 合金と同様な結果が観察される。しかし (d) 2%Mn を添加した合金では旧オーステナイト粒界に多数析出しているが、粒内にも多少析出が認められる。この粒内のものは、MARDER ら^{13)~15)}の言う packet 境界に多く析出している。また (e) 2%Cu を添加した合金では旧オーステナイト粒界、packet 境界に多く析出しており、細かく観察すると block 境界にもわずかではあるが析出が認められる。同様に (f) 1%Co, (g) 1%Si, (h) 1%Ni を添加した場合には、旧オーステナイト粒界、packet 境界に多く析出しており、block 境界にも少量析出しているようである。

Photo. 3 はこれら合金の析出の進んだ状態を光顕により観察したものである。(a) 1%Mo, (b) 0.2%Nb を添加した合金では、析出が進んだ状態でも粒界の析出核の数が増加し、成長しているが、粒内には少量しか析出し

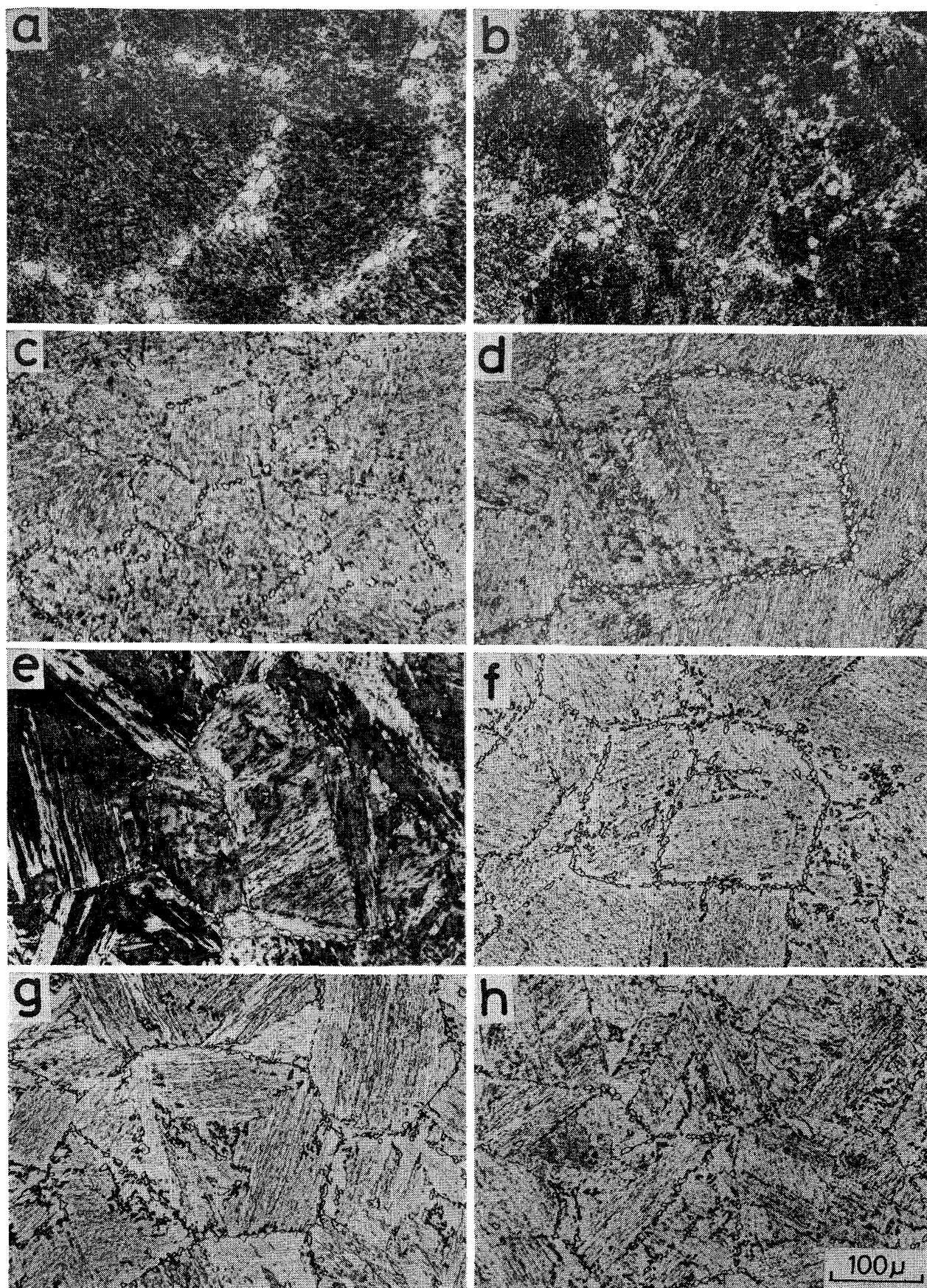


Photo. 2. Optical micrographs of the specimens of Fe-C-X alloys, showing the initial stage of the austenite precipitation.

- (a) Fe-C-1%Mo alloy, up-quenched at 742°C for 50s (etched by 2% nital)
- (b) Fe-C-0.2%Nb alloy, up-quenched at 740°C for 20s (etched by 2% nital)
- (c) Fe-C-1%Cr alloy, up-quenched at 776°C for 10s (etched by Vilella's reagent)
- (d) Fe-C-2%Mn alloy, up-quenched at 724°C for 25s (etched by 0.5% nital)
- (e) Fe-C-2%Cu alloy, up-quenched at 734°C for 20s (etched by picral)
- (f) Fe-C-1%Co alloy, up-quenched at 755°C for 10s etched by 0.5% nital)
- (g) Fe-C-1%Si alloy, up-quenched at 762°C for 10s (etched by 0.5% nital)
- (h) Fe-C-1%Ni alloy, up-quenched at 722°C for 20s (etched by 0.5% nital)

ないことがわかる。Fe-C 合金 (Photo. 1 (c)) および (a) 1%Mo, (b) 0.2%Nb を添加した場合に比べて, (c) 1%Cr を添加した場合, 粒内の析出量が多いがこれは Cr を添加した場合の方が逆変態が進んでおり, オーステナイトの volume fraction が大きいことによるのかもしれない。この鋼は市販の SCr21 で Mn 量が研究室で溶製したものより高く, Mn の影響も少しはあるかもしれない。

一方, (d)2%Mn, (e)2%Cu, (f)1%Co, (g)1%Si, (h)1%Ni を添加した合金のように, 初期析出サイトが旧オーステナイト粒界, packet 境界であるものは, 析出が進むとともに packet 内にも多く析出しているのが観察される。Si を添加した合金をより高倍率で観察したのが Photo. 4 である。組織中, 中央部に連なっている逆変態オーステナイト (例えば矢印で示したものは旧オーステナイト粒界に析出したものであるが粒内をみるとマトリックスの黒白の境界にも多く析出している。この黒白の相違は block 相互の結晶方位の違いにより, 腐食が異なつたもので, これらのオーステナイトは block 境界に析出したものであることがわかる。

3.3 合金元素量の影響

以上は Fe-C-0.2%Nb 合金は別として, 合金元素を 1~2%程度添加した合金での逆変態挙動を示した。そこで合金元素量を増加させた場合, 逆変態オーステナイトの析出モードがどのように変化するか観察した。Photo. 5 は Fe-C-3%Si 合金の逆変態挙動を示したもので, (a)は 856°C の塩浴中に 10s, (b)は 50s 保持したものである。なお腐食液は 5% ナイタルを用いた。(a)の析出初期の組織では旧オーステナイト粒界, packet 境界はもちろんのこと, block 境界にも多数析出しているのが観察され, Fe-C-1%Si 合金 (Photo. 2 (g)) よりも旧オーステナイト粒内析出が多い。(b)の析出の進んだ組織では析出した逆変態オーステナイトが成長していることがわかる。Photo. 6 は Fe-C-7%Ni 合金の逆変態挙動を示したもので, (a)は 664°C の塩浴中に 50s, (b)は 100s 保持した組織である。なお腐食液はピクラールを用いた。この Fe-C-7%Ni 合金では (a)

の組織にみられるように, 析出初期においても旧オーステナイト粒界と粒内の差がなく析出している。しかし, 多少の粒界優先性はあるようである。また粒内の析出サイトは明りようではないが, たぶん lath 境界に多く析出しているものと思われる。また析出の進んだ(b)の組織では, 旧オーステナイト粒界, 粒内に析出したものは成長し, 析出核の数も増加しているが, 粒界と粒内では粒内の方が大きく成長しているようである。

以上のことより, Si, Ni の添加量を増加させると packet 内に初期析出する傾向が顕著になることがわかった。

3.4 逆変態温度の影響

以上の結果は各合金とも 1 温度のみで処理しており, それぞれ逆変態を起こさせた温度が異なっている。このため逆変態温度が変われば析出モードが変化する可能性がある。そこで Fe-C 合金, Fe-C-1%Co 合金, Fe-C-7%Ni 合金について 2, 3 温度を変えて処理した。Photo. 7 (a)(b)は Fe-C 合金, (c)(d)は Fe-C-1%Co 合金, (e)(f)は Fe-C-7%Ni 合金で逆変態温度を変えた場合のオーステナイト析出初期をとらえた組織である。なおこの 3 合金とも (a)(c)(e)より 10°C 低温で 2000s 保持しても, 逆変態オーステナイトは認められなく, (b)(d)(f)より 10°C 高温の塩浴中に 5s 保持したものでは, すでに逆変態オーステナイトが析出しており, 試片が塩浴の温度に達する以前に逆変態が起こっていたことを示している。すなわち, ここで選定した 2 温度は, この塩浴で測定しうるオーステナイト生成の最低または最高に近い温度である。

これら組織写真より明らかなように, 3 合金とも高温で処理した方が旧オーステナイト粒内に析出する量が少し多くなる傾向があるが, Fe-C 合金では旧オーステナイト粒界に優先析出し, Fe-C-1%Co では旧オーステナイト粒界, packet 境界, Fe-C-7%Ni 合金では旧オーステナイト粒界, 粒内ともにあまり差なしに析出する。

以上のことより逆変態温度が変わっても, 逆変態オーステナイトの析出優先サイトに大きく影響しないことがわかる。

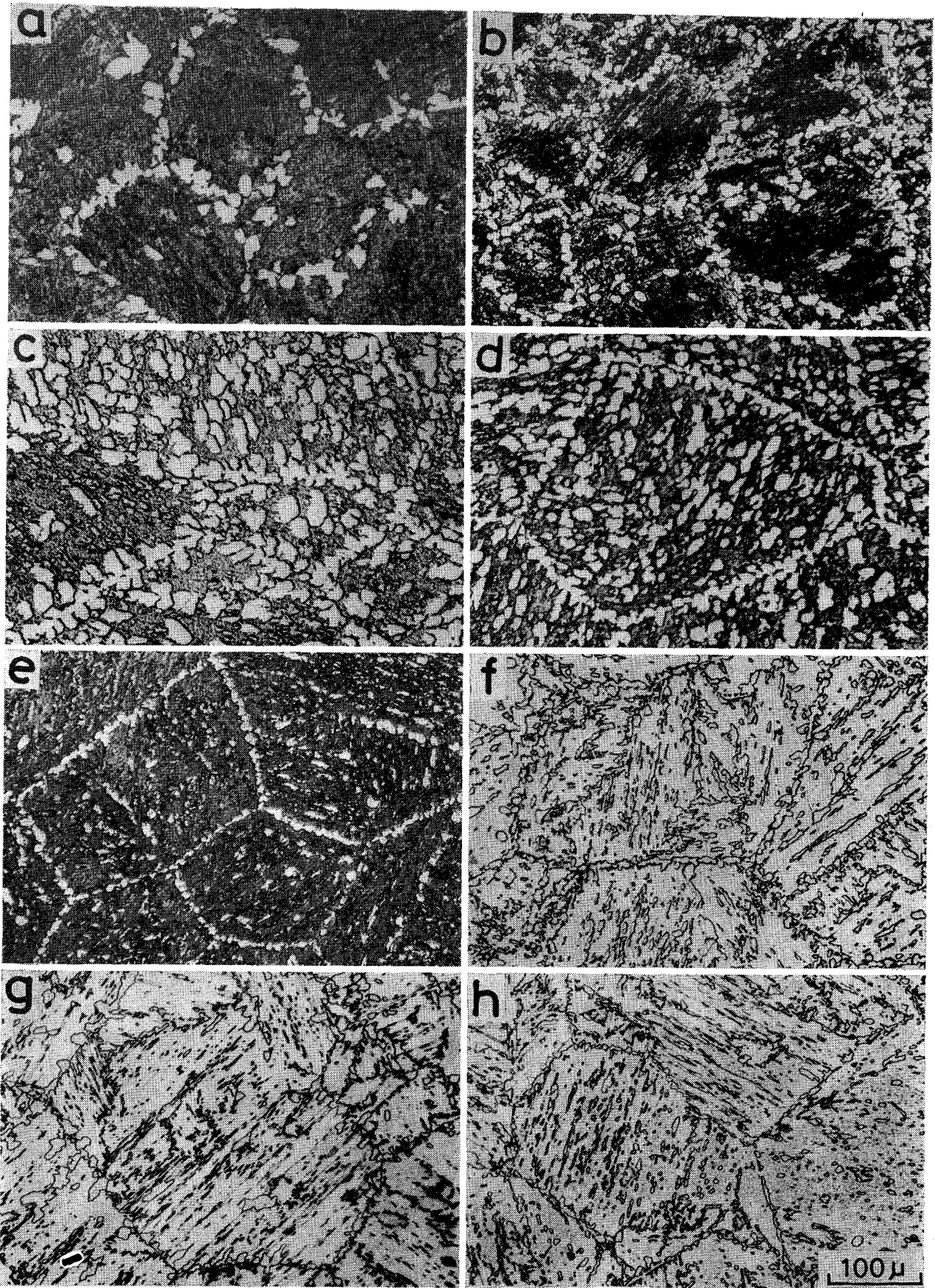


Photo. 3. Optical micrographs of the specimens of Fe-C-X alloys, showing the later stage of the austenite precipitation.

- (a) Fe-C-1%Mo alloy, up-quenched at 742°C for 200 s (etched by 2% nital)
- (b) Fe-C-0.2%Nb alloy, up-quenched at 740°C for 50 s (etched by 2% nital)
- (c) Fe-C-1%Cr alloy, up-quenched at 776°C for 20 s (etched by VILELLA's reagent)
- (d) Fe-C-2%Mn alloy, up-quenched at 724°C for 40 s (etched by 0.5% nital)
- (e) Fe-C-2%Cu alloy, up-quenched at 734°C for 50 s (etched by picral)
- (f) Fe-C-1%Co alloy, up-quenched at 755°C for 50 s (etched by 0.0% nital)
- (g) Fe-C-1%Si alloy, up-quenched at 762°C for 200 s (etched by 0.5% nital)
- (h) Fe-C-1%Ni alloy, up-quenched at 722°C for 50 s (etched by 0.5% nital)

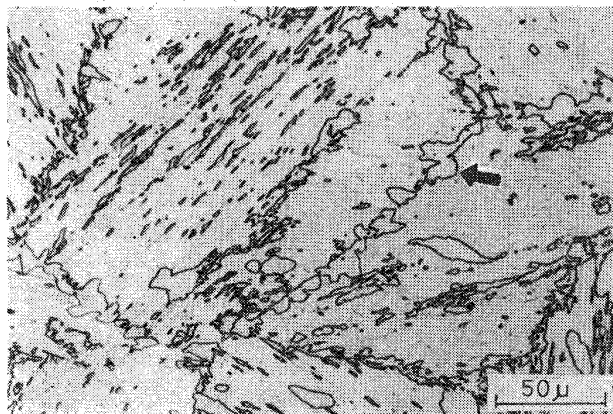


Photo. 4. Optical micrograph of the specimen of Fe-C-1%Si alloy, 762°C for 200 s, showing the austenite precipitated at block boundary. (etched by 0.5% nital)

3.5 旧オーステナイト粒径の影響

いままで示した合金は合金元素の影響のため、同じ 1200°C × 1 h のオーステナイト化処理を施しても、それぞれ旧オーステナイト粒径が多少異なっている。そこで逆変態オーステナイトの析出モードに及ぼす旧オーステナイト粒径の影響について観察した。

Photo. 1 (c) は Fe-C 合金 1200°C 1 h 加熱後焼入し 744°C 20 s 保持したもので、旧オーステナイト粒径は約 130 μm、粒内にもきわめて少数の核生成が認められるが、主として旧オーステナイト粒界にオーステナイトを核生成している。Photo. 8 は 1000°C で 1 h オーステナイト化したもので、それ以外の処理条件はほとんど同じである。オーステナイト核発生温度が 742°C で 2°C 低いが無視し得る程度である。旧オーステナイト粒径は約 40 μm である。細くなると判別がしにくい、核発生の主はやはり旧オーステナイト粒界のようである。

これらの組織から旧オーステナイト粒径が変化してもオーステナイトはほとんど旧オーステナイト粒界に析出しており、析出モードに変化はほとんど認められない。

同様な実験を Fe-C-1%Co 合金、Fe-C-7%Ni 合金でも行なつたが旧オーステナイト粒径が変つても、析出モードに変化は認められなかつた。

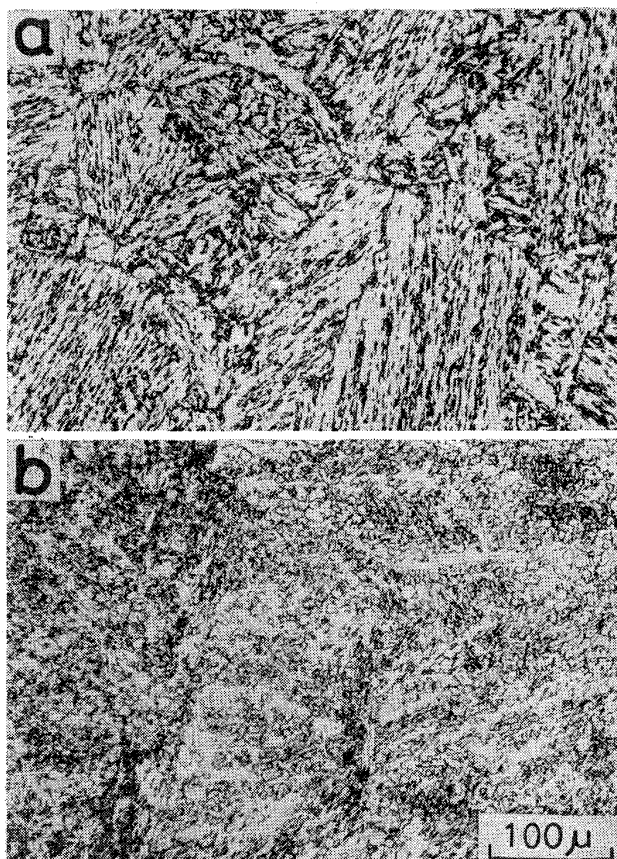


Photo. 5. Optical micrographs of the specimens of Fe-C-3%Si alloy, showing the nucleation and growth process of the austenite.

- (a) up-quenched at 856°C for 10 s
- (b) up-quenched at 856°C for 50 s (etched by 5% nital)

4. 考 察

低炭素低合金鋼のラスマルテンサイト組織からの逆変態オーステナイトの析出優先サイトは、合金元素により変化することが Photo. 1 ~ 6 により明らかになった。Table 2 は合金元素による析出優先サイトの変化を示したものである。Fe-C、それに 1%Mo, 0.2%Nb, 1%Cr を添加したものでは、析出初期に旧オーステナイト粒界に優先析出し、析出が進むと粒内にも析出する。また 1%Co を添加したものでは、初期析出時に旧オーステナ

Table 2. Preferential nucleation sites of austenite.

	Initial stage	Later stage
Fe-C 1%Mo 0.2%Nb 1%Cr	Prior austenite grain boundary	Boundary and inside of prior austenite grains
2%Mn 2%Cu 1%Co 1%Si 1%Ni	Prior austenite grain boundary and packet boundary	Prior austenite grain boundary, packet boundary and block boundary
3%Si	Prior austenite grain boundary, packet and block boundary	
7%Ni	Boundary and inside of prior austenite grains	Boundary and inside of prior austenite grains

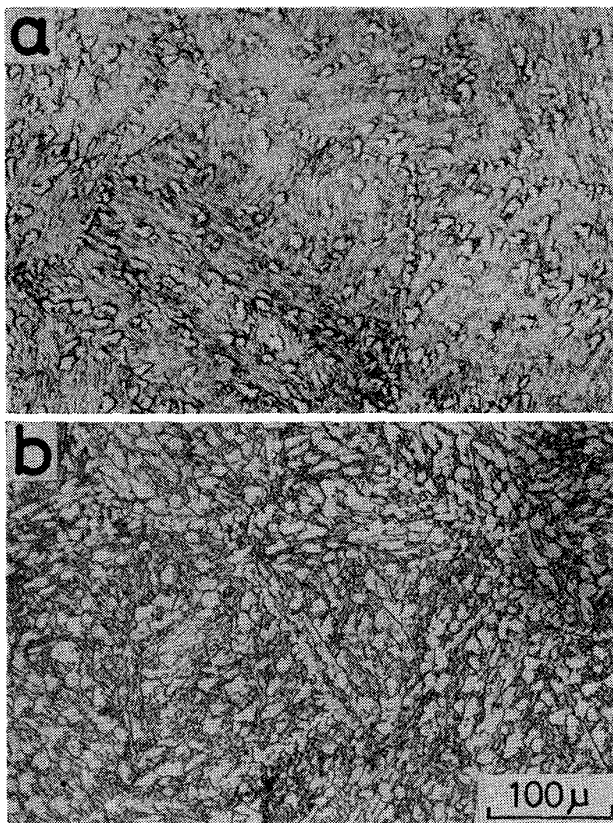


Photo. 6. Optical micrographs of the specimens of Fe-C-7%Ni alloy, showing the nucleation and growth process of the austenite.
(a) up-quenched at 664°C for 50 s
(b) up-quenched at 664°C for 100 s (etched by picral)

イト粒界および packet 境界に優先析出し、析出が進むと block 境界にも析出する。この傾向は 2%Mn, 2%Cu, 1%Si, 1%Ni を添加したものでも同様にみられる。合金元素量を増加し、3%Si を添加したものでは初期析出時から block 境界にも析出するが、7%Ni を添加した

ものでは、旧オーステナイト粒界、粒内一面に析出し、粒内のものはたぶん lath 境界に析出したものと考えられる。またこのような合金元素の影響は逆変態温度 (Photo. 7), 旧オーステナイト粒径 (Photo. 8) を変えても大きな変化が認められなかった。

このような合金元素の影響がその合金元素のどのような作用によるものかはよくわからない。しかし逆変態オーステナイトは旧オーステナイト粒界などの界面エネルギーの高い所に析出しやすいと考えられる¹⁷⁾最近 MARDER ら^{13)~15)}および松田ら¹⁶⁾によりラスマルテンサイト組織の構成 (packet, block, lath) と透過電顕による結晶学的特徴との対応が明らかにされており、境界の両側の結晶方位の傾き (傾角) は旧オーステナイト粒界がもつとも大きく、packet 境界, block 境界, lath 境界の順に小さくなって、lath 境界では隣接する結晶はほとんど同じ方位をもっている。それ故、旧オーステナイト粒界の界面エネルギーがもつとも大きく、傾角が小さくなるほど小さくなる。

それ故、旧オーステナイト粒界にはもつとも容易にオーステナイトの核を生成し、傾角の小さい境界になるほど核生成が困難となることが理解できる。ところが、今もし界面エネルギー γ_B の大きい旧オーステナイト粒界に、オーステナイト状態のときに合金元素が偏析して、 γ_B が低下して、packet 境界や block 境界あるいは lath 境界の界面エネルギーとそんなに差がないとなると、オーステナイト核発生場所としての旧オーステナイト粒界の優先性は低下してくる。そして粒内にも核を発生するようになるであろう。たとえば、Cu を含有する鋼はオーステナイト粒界に Cu が偏析して、熱間加工によつて粒界割をおこす (赤熱脆性) ことはよく知られている現象である。Mn, Cu, Co, Si, Ni はこのよ

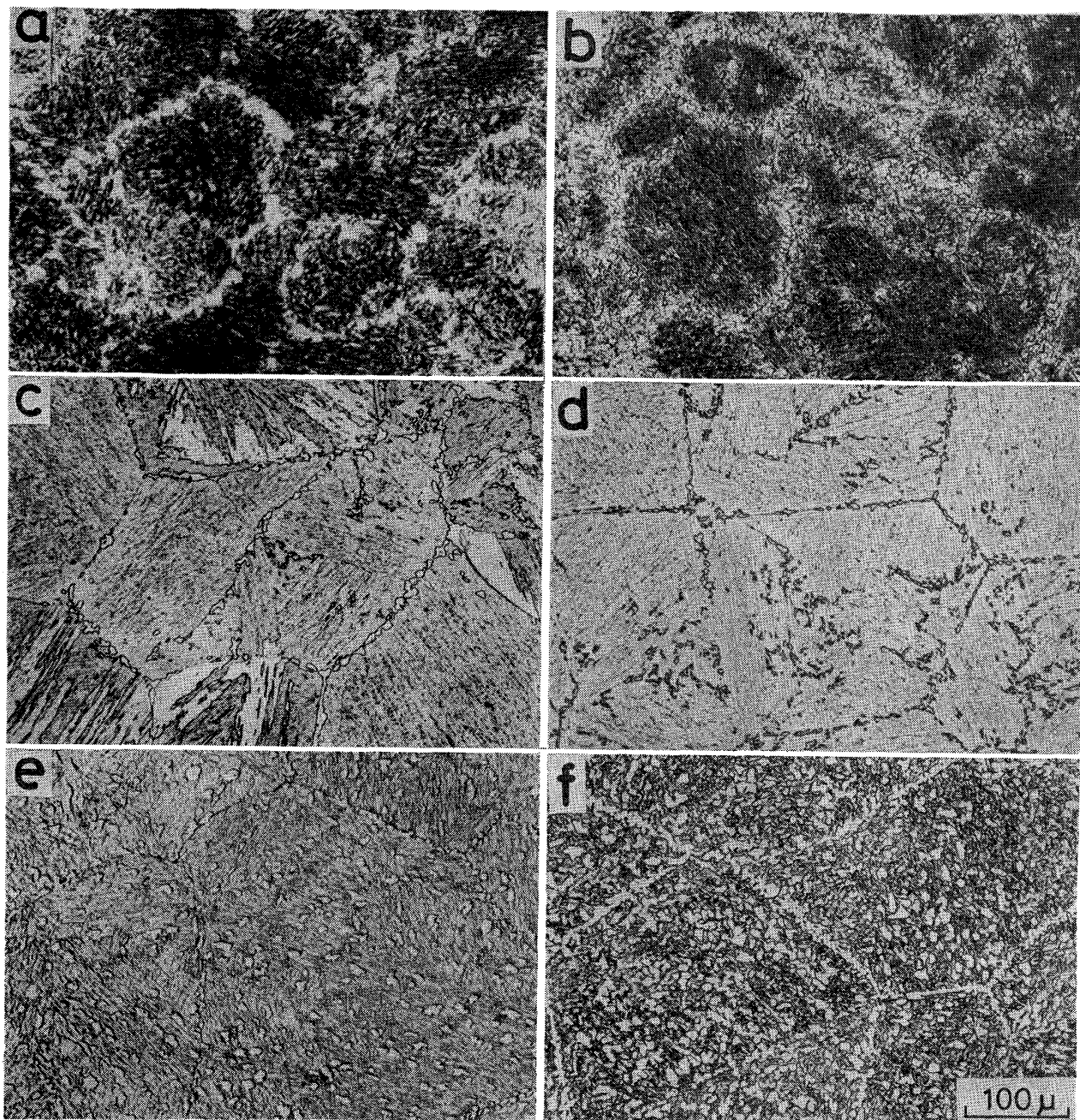


Photo. 7. Optical micrographs of the specimens of Fe-C-X alloys showing the influence of the up-quench temperature on preferential nucleation site of the austenite.

- (a) Fe-C alloy, up-quenched at 734°C for 200 s
- (b) Fe-C alloy, up-quenched at 755°C for 6 s (etched by picral)
- (c) Fe-C-1%Co alloy, up-quenched at 734°C for 50 s
- (d) Fe-C-1%Co alloy, up-quenched at 755°C for 10 s (etched by 0.5% nital)
- (e) Fe-C-7%Ni alloy, up-quenched at 664°C for 50 s
- (f) Fe-C-7%Ni alloy, up-quenched at 672°C for 10 s (etched by picral)

うなオーステナイト粒界偏析による粒界のエネルギー低下作用があるために前述のような結果が得られたものであろう。Si, Ni の挙動がとくに著しいようである。

また、Table 2 に示すように、逆変態オーステナイト析出初期の優先サイトが旧オーステナイト粒界である合金元素 Mo, Nb, Cr は鋼中で独自の炭化物を生成する

元素であり、析出初期に旧オーステナイト粒界ばかりではなく packet 境界にも析出する場合の合金元素 Mn, Cu, Co, Si, Ni は鋼中で独自の炭化物を生成しない元素である。非炭化物生成元素は容易にオーステナイト粒界に平衡偏析でき、界面エネルギーを下げる働きをするが、炭化物生成元素ではオーステナイト中で固溶してい

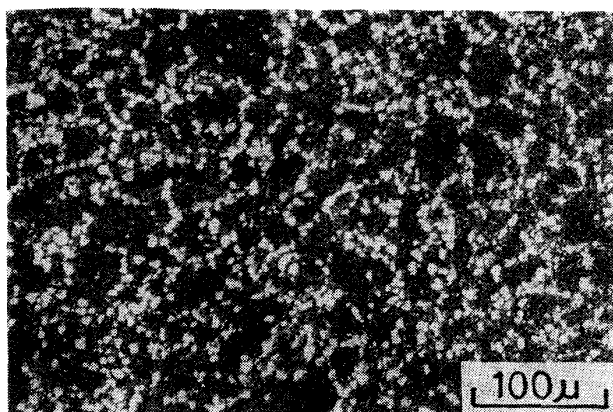


Photo. 8. Optical micrograph of the specimens of Fe-C alloy, austenitized at 1000°C for 1h, quenched and up-quenched at 742°C for 20 s (average prior austenite grain size is about 40μ).

る状態でも炭素との相互作用があり、粒界偏析はおこりにくいのであろう。もちろん、炭化物生成元素量と炭素量との化学量論的なバランスにも関係するが、本研究の場合、Table 1 からわかるようにむしろ炭素が過剰の場合である。このようなときは、旧オーステナイト粒界に偏析しにくいと、界面エネルギーのもつとも高い旧オーステナイト粒界に優先析出したものと思われる。

Photo. 1 (c), Photo. 3 (a)(b)(c), Photo. 6 に示した組織で、粒内に析出したオーステナイトは lath 境界、block 境界、packet 境界のいずれに析出したものか明りようではないが、粒内では packet 境界が優先的であろう。Photo. 6 の場合は lath 境界かも知れない。

さらに初めのラスマルテンサイト組織の構成(packet, block など)が合金元素によつて多少変わることも考えられるが、前掲の種々な組織写真を見てわかるように、それほど著しい相違はみられない。

5. 結 言

低炭素低合金鋼のラスマルテンサイト組織を A_{c1} 点以上の温度に加熱することにより、逆変態析出するオーステナイトの析出優先サイトが種々な合金元素によりどのように変化するかを観察し、次のことが明らかになった。

(1) Fe-C, および 1%Mo, 0.2%Nb, 1%Cr (炭

化物生成元素)を添加したものでは、逆変態オーステナイトは析出初期に旧オーステナイト粒界に優先析出し、析出が進むと粒内にも多少析出するようになる。

(2) 1%Co を添加したものでは初期析出時に旧オーステナイト粒界および packet 境界に優先析出し、析出が進むと block 境界にも析出する。この傾向は 2%Mn 2%Cu, 1%Si, 1%Ni (非炭化物生成元素)を添加したものでも同様である。とくに Ni, Si 添加鋼でこの傾向がもつとも顕著である。

(3) また合金元素量を増加し 3% Si を添加したものでは初期析出時から block 境界にも析出するが、7% Ni を添加したものでは、旧オーステナイトの粒界、粒内を問わずほとんど均一に析出し、粒内のものはたぶん lath 境界に析出したものと思われる。

(4) このような合金元素の影響は逆変態温度、旧オーステナイト粒径を変化させてもほとんど変らなかった。

文 献

- 1) M. BAERYENTZ: Trans. ASM, 30(1942), p. 485
- 2) A. E. NEHRERBERG: Trans. AIME, 188(1950), p. 162
- 3) E. KULA and M. COHEN: Trans. ASM, 46(1954), p. 727
- 4) D. WEBSTER and G. B. ALLEN: JISI, 200(1962), p. 520
- 5) S. S. D'YACHENKO and V. P. KOZIENITS: Phys. Metals Metallog., 18(1964) 2, p. 90
- 6) 本間亮介, 鈴木公明: 鉄と鋼, 53(1967), p. 897
- 7) 本間亮介: 鉄と鋼, 54(1968), p. 898
- 8) 本間亮介: 鉄と鋼, 58(1972), p. 119
- 9) 木下修司, 上田武司: 鉄と鋼, 59(1973), p. 1261
- 10) 松田昭一, 岡村義弘: 鉄と鋼, 60(1974), p. 226
- 11) 渡辺征一, 邦武立郎: 鉄と鋼, 61(1975), p. 96
- 12) M. R. PLICHTA and H. I. AARONSON: Met. Trans., 5(1974), p. 2611
- 13) A. R. MARDER and G. KRAUSS: Trans. ASM, 60(1967), p. 651
- 14) J. M. MARDER and A. R. MARDER: Trans. ASM, 62(1969), p. 1
- 15) A. R. MARDER and G. KRAUSS: Trans. ASM, 62(1969), p. 957
- 16) 松田昭一, 井上 泰, 三村 宏, 岡村義弘: Proc. of Int. Symposium on Toward Improved Ductility and Toughness, Kyoto (1971), p. 47
- 17) P. J. CLEMM and J. C. FISHER: Acta Met., 3(1955), p. 70