

論 文

UDC 669.112.227.346 : 669.112.227.3 : 548

マルテンサイト前組織からのオーステナイト粒形成過程について*

渡 辺 征 一**・邦 武 立 郎***

On the Formation of Austenite Grains from Prior Martensitic Structure

Seiichi WATANABE and Tatsuro KUNITAKE

Synopsis:

Electron microscopic studies have been made of austenite partially transformed from prior martensitic structure in the temperature range between A_{C1} and A_{C3} .

It has been found that each acicular austenite grain which has been formed from ferrite laths with same orientation has same crystallographic orientation and the austenite has the KURDJUMOV-SACHS orientation relationship with the ferrite. The both lath boundary and cementite play an important role in the formation of acicular austenite grains, with same orientation. When austenite is formed adjacent to precipitated cementite on the boundary, the austenite must have PITSCH orientation relationship with cementite and the KURDJUMOV-SACHS orientation relationship with ferrite. Consequently, the variant of formation of austenite is limited to only one, so that acicular austenite grains are identically oriented with each other. When the specimen is heated over A_{C3} after acicular austenite structure has sufficiently been developed, coarse austenite grain structure is formed from the prior coarse γ grain structure. It is observed that a coarse austenite grain does not consist of a single crystal grain but consists of several divided regions, each of which is corresponding to recovered ferrite regions which have been formed by the recovery of lath martensite during heating.

(Received Mar. 29, 1974)

1. 緒 言

マルテンサイトやベイナイトなどの前組織を有するフェライト(α)をオーステナイト(γ)化する際に観察される現象については、これまで多くの研究がなされている。それらの研究は以下のように要約される。

① γ 化の初期においては γ 粒の形態は前組織の影響を強く受け、前組織がマルテンサイトあるいはベイナイトの場合は初期に生ずる γ は針状で、かつ1つのマルテンサイトラス内に限定されているように見える^{1)~3)}。

② ラス状 α を γ 化するとき、 γ 化温度が低いにもかかわらず粗大な γ 粒が生じることがあるが、それは加熱速度が遅い場合にかぎられる⁴⁾。

③ このような粗大 γ 粒が生ずる条件を次のように推定している。

i) γ 化初期に生ずる針状 γ はほぼ等しい結晶方位を持つ^{1)~5)}。

ii) 初期に生じた針状 γ が高温まで安定であるためには炭化物が針状 γ 粒の粒界移動を阻止することが必要である^{1)3)~5)}。

④ D'YACHENKO ら⁶⁾は高温 X 線によつて γ 化過程を追跡し、加熱速度が小さい場合、 A_{C1} 点を越えて現われる回折像には明瞭な texture maxima が現われ、 α と γ の間に、 $\{111\}_{\gamma} // \{110\}_{\alpha}$ の KURDJUMOV-SACHS の関係が存在することを示した。温度が 880°C を越えるとこの texture maxima は消える。加熱速度が大きい場合にはこのような集合組織は生じない。またその針状 γ 生成中に Mn がその中に濃縮して完全に γ 化した後も、そのこん跡が残る現象や⁷⁾、針状 γ の方位が全て K-S 関係を満足していることから針状 γ ができる機構は無拡散変

* 昭和 47 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 49 年 3 月 29 日受付

** 住友金属工業(株)中央技術研究所 (Central Research Laboratory, Sumitomo Metal Industries, Ltd, Nishinagasu, Amagasaki 660)

*** 住友金属工業(株)中央技術研究所 理博 (Sumitomo Metal Industries, Ltd)

Table 1. Chemical composition of specimens (wt%).

Steel	Chemical composition										
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	N	Sol Al
A	0.13	0.25	0.76	0.004	0.008	0.19	0.98	0.55	0.51	0.007	0.056
B	0.40	0.12	—	0.004	0.007	—	9.16	—	—	—	—

100kg Air melts

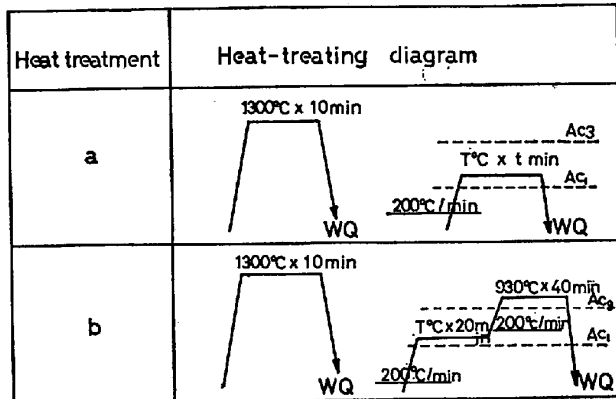


Fig. 1. Heat treatment.

態であるという考え⁸⁾⁹⁾, またラスの幅方向への成長を説明するために共鳴核生成の概念を導入した論文⁹⁾など, その他多くの研究(例えば 10))がなされている。

本論文は $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態の顕微鏡観察を行なうとともに, 針状組織を徐熱して γ 化した場合に粗大 γ 粒が生じる熱処理条件を求めた。そしてこの粗大 γ 粒が γ 化加熱温度が高い場合に生ずる通常の粗大 γ 粒と異なる点を指摘し, さらに粗大 γ 粒が生成する機構について考察を行なった。

2. 実験内容

供試材は Table 1 に示す化学組成を有する 100 kg 高周波大気溶解材で 1200~900°C の温度範囲で厚さ 13 mm の板に鍛造した後, 10 mm×10 mm×3 mm に切断加工して熱処理用試験片とした。供試材 A についてはラス状 α から γ 化のプロセスを観察する目的で Fig. 1 に示す熱処理(a)および(b)を行なった。熱処理(a)は A_{c1} 以上 A_{c3} 以下の温度に適当な時間保持してから水中に焼入れして γ 化したこん跡を調べるためであり, 熱処理(b)は A_{c1} 以上 A_{c3} 以下の温度に適当な時間保持してから, A_{c3} 以上の 930°C に加熱して完全に γ 化後焼入れして γ 粒の形状, 大きさを調べるためのものである。また供試材 B は(a)型の熱処理を行ない生じた γ 粒を室温まで安定にもちきたすためのものである。これらの昇温速度はいずれも 200°C/min である。変態温度

A_{c1} 点および A_{c3} 点は Leitz 社製熱膨張試験機によって測定した。

供試材 A: A_{c1} 点 = 720°C, A_{c3} 点 = 859°C

供試材 B: A_{c1} 点 = 600°C

組織の観察は光学顕微鏡および 200kV 電子顕微鏡による薄膜直接観察によって行なった。

3. 結 果

3.1 マルテンサイト前組織からの γ の析出および成長

供試材 A を 1300°C から塩水中に焼入れたときの顕微鏡組織を Photo. 1 に示す。部分的に異なる個所もあるが, 大部分は 1 つの γ 粒はただ 1 つの晶癖面でマルテンサイト変態し 1 つのバンドルを形成している。各バンドルは異なる 2 つの結晶方位から成り立っていて, エッチの濃淡で区別される¹¹⁾¹²⁾。旧 γ 粒界は非常に明確な線としてあらわれている。このようなマルテンサイト組織に熱処理(a)を行なったものの顕微鏡組織を Photo. 2 (a), (b), (c) に示す。730°C に保持したものでは点列状にセメントイトが見られ, 微細な析出物状の γ がマルテンサイトのラスに沿って生成している。これに対し 775°C に保持したものでは, 析出物状の γ は成長しラスに沿って細長く伸びて, 互に成長したものの同志が合体している。これらの合体して大きくなった γ には境界が見られずに 1 つの γ 粒となつている。830°C に保持したものでは α ラスのこん跡は見られずに等軸的な γ ができている。これらの結果をまとめて Table 2 に示す。Table 2 の結果は要するに, $A_{c1} \sim A_{c3}$ 間の低温側では細長い針状の γ ができるのに対し, 高温側では等軸的な γ 粒ができることを示している。低温側では α ラスが回復成長するが, Photo. 3 に回復成長したラス状 α を示す。これらの成長した粗大 α は複雑に入り組んだ境界で分けられていて, Photo. 1 の 1 つのバンドル内での 2 つの異なる結晶方位にそれぞれ対応していると考えられる。これらの成長した α 内部にさらに微細な下部組織があり, γ はそれらの境界からも生成してやはりマルテンサイトラスの方向に細長く伸びている。以上はマトリックスでの観察であるが, 旧 γ 粒界においても γ は生成しており,

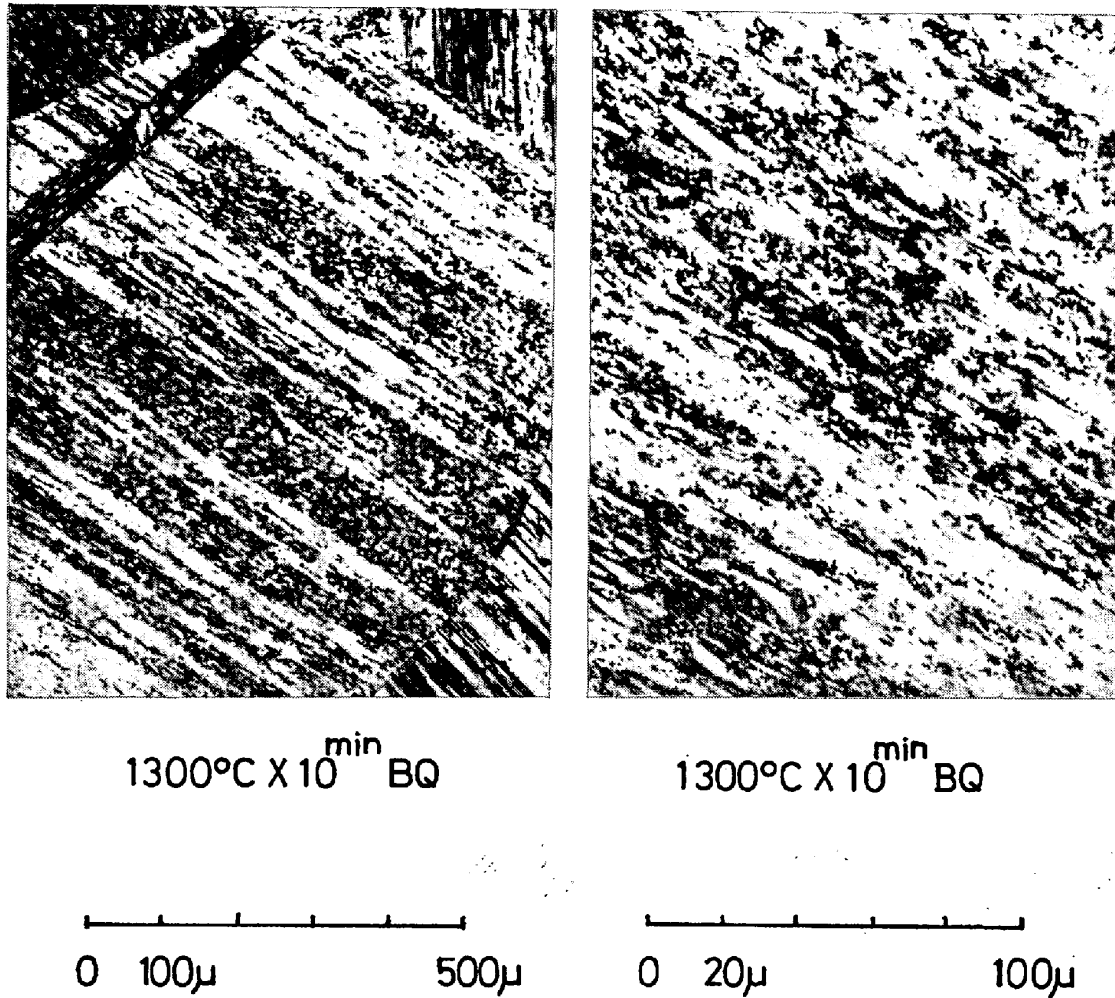


Photo. 1. Microstructure of steel A.

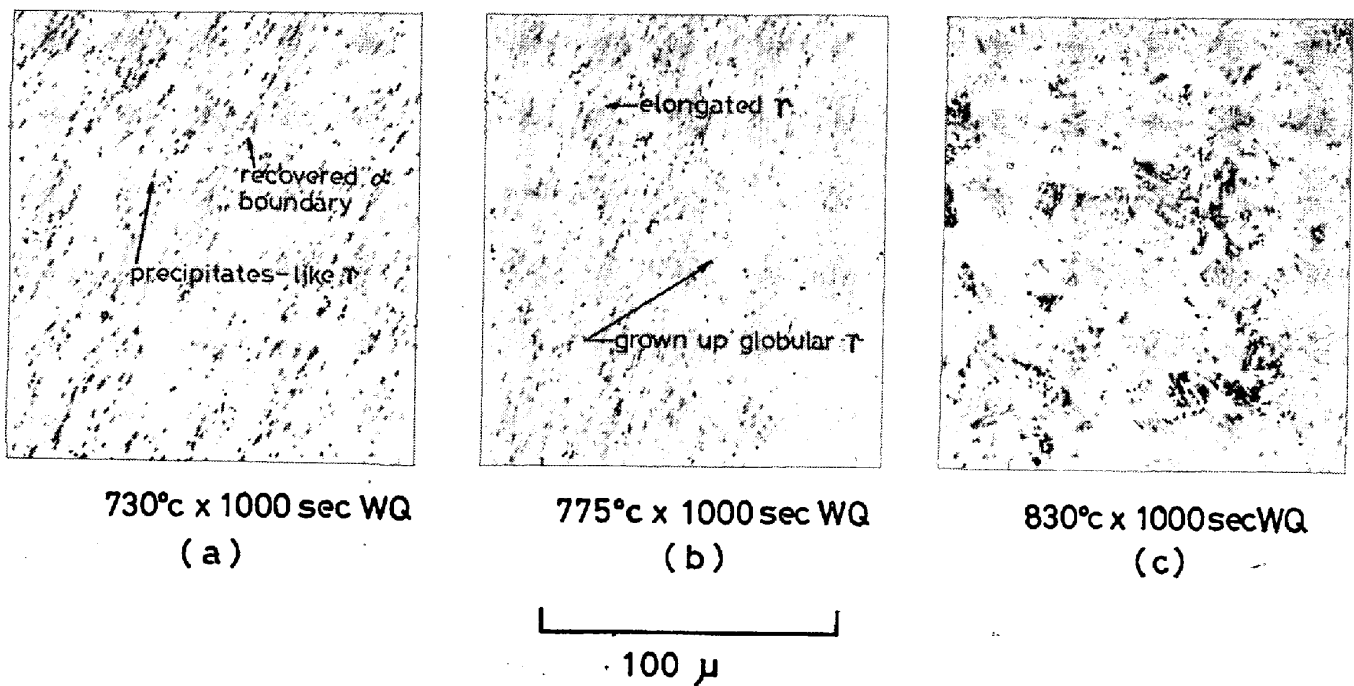
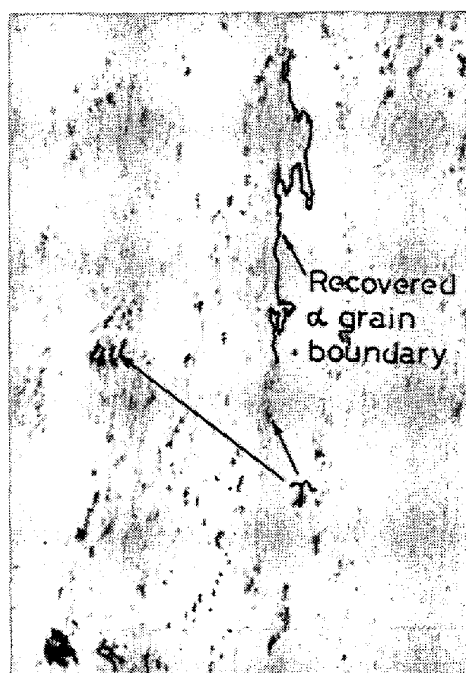


Photo. 2. Microstructure of steel A after heat treatment a.

Table 2. Microstructure of steel A.

Temperature (°C)	Microstructure
730	1 Precipitate-like austenite along α' lath boundaries 2 Cementite along α' lath boundaries 3 Recovered ferrite
775	1 Elongated austenite along α' lath 2 Grown up globular austenite. No boundary is observed in globular austenite.
830	1 Equiaxed austenite 2 No cementite is observed 3 Any traces of α' lath are not observed

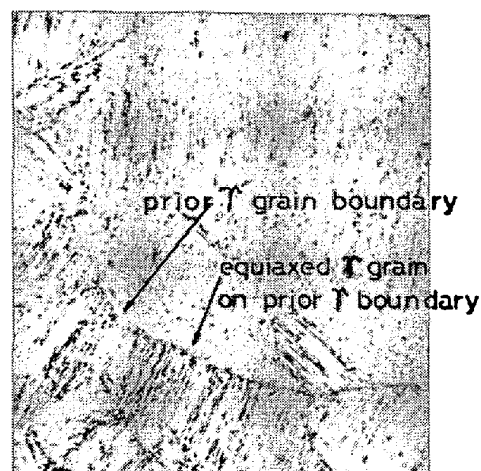
Ac₁=720°C Ac₃=859°C

750°C x 1000secWQ

100 μ Photo. 3. Recovered α .

Photo. 2 の 830°C 保持した顕微鏡組織と同様の等軸的 γ 粒ができている。Photo. 4 に旧 γ 粒界から γ が析出する様子を示す。旧 γ 粒内では微細な針状 γ がラスに沿って生じているのに対し粒界では等軸的な塊状の γ が析出している様子がわかる。

次にこれらの電子顕微鏡による観察結果を示す。Photo. 5 は鋼 A を 750°C に保持してから焼入れた組織である。セメンタイトの分解により生じた C 濃度の高い γ がその後の焼入れによつて変態しており、高炭素鋼特有の双晶マルテンサイトが生じている。この写真から



750°C x 1000 sec WQ

500 μ Photo. 4. γ formation at prior γ grain boundaries.

光学顕微鏡で見えていた伸びた針状の γ はもとのマルテンサイトラスに対応していることがわかる。ラス境界の転位密度から考えてこれらのラス境界は小傾角粒界で、隣接したラス同志の方位差は小さい。Photo. 3 に示す粗大フェライトはこれらのラスが回復して生成したものと考えられる。ラスの境界にはセメンタイトの溶け残りがあるが針状 γ はこのようなセメンタイトを核として生じていると思われる。針状 γ が生ずる条件では、必ずセメンタイトがラス境界に存在している。この点については考察で述べる。

鋼 B は Ni を 9% 含有しているので熱処理 (a) を行なうと室温まで γ が安定にもちたされる。Photo. 6 (a), (b) に鋼 B の電顕像を示す。ラス内に生じた γ は全て独立に生じたものであるが、暗視野像においてこれらが全て光っていることは生じた γ の方位が電顕像の範囲内でそろっていることを示している。Photo. 6 (b) に見るとおり生じた γ と α の間には $\{110\}_\alpha // \{111\}_\gamma$,

$\langle 111 \rangle_\alpha // \langle 110 \rangle_\gamma$ の KURDJUMOV-SACHS の関係¹³⁾が成立している。また α と セメンタイトの間には Photo. 7 (b) に示すように BAGARYATSKII の関係¹⁴⁾ $(100)_\theta // (211)_\alpha$ が成立している。焼もどしマルテンサイト中のセメンタイト- α の方位関係は BAGARYATSKII の関係になることはよく知られており、本実験の結果もそれに合致している。

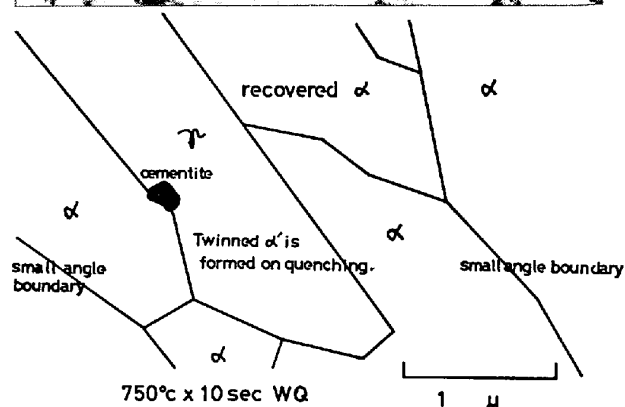
以上は $A_{C1} \sim A_{C3}$ 間の低温側に保持した結果であるが、高温側に保持した組織を Photo. 8 に示す。高温側では α ラスの再結晶が生じ、ラスの形が崩れ等軸的な形状になりつつある。低温側ではラス境界にセメンタイトが析出していたが、高温側ではセメンタイトは観察されず、生ずる γ もラス界面には沿うが、 α の再結晶成長速度がはやく、かつ α ラスが針状性を失うのでそこに生成される γ も等軸的になる。 α が再結晶した後 γ が追いかけていくプロセスとなる。



Bright field
1 μ
Dark field



Photo. 6. (a) Microstructure of steel B after 625°C x 1 000 sec



750°C x 10 sec WQ
1 μ
Photo. 5. γ formation in α' lath in steel A.



Photo. 6. (b) Diffraction pattern of (a), indicating K-S orientation relation.

3.2 粗大 γ 粒の生成する条件

熱処理(b)- A_{C1} 以上, A_{C3} 以下の温度に 適当な時間

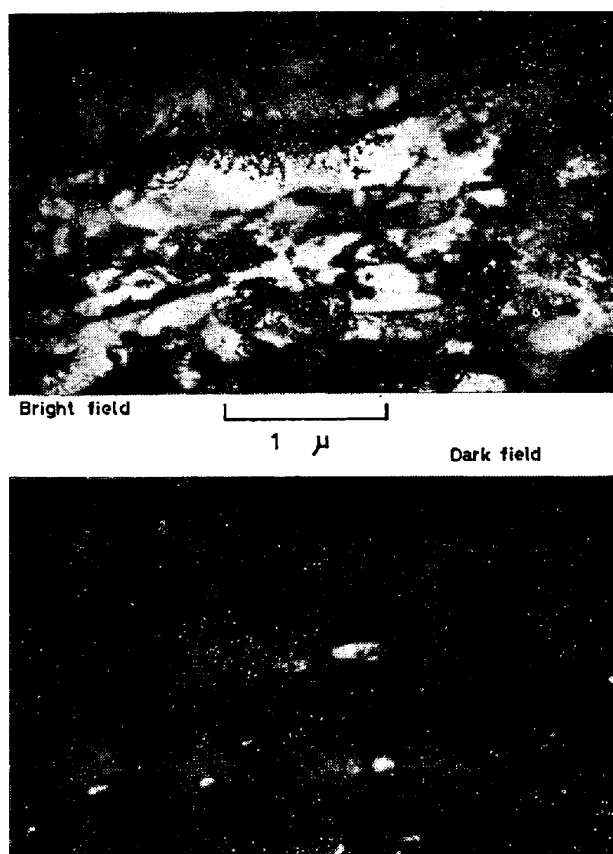


Photo. 7. (a) Microstructure of steel B after 625°C × 10 sec

保持してから A_{c_3} 以上の 930°C に加熱し、完全に γ 化する熱処理を鋼 A に施し、生じた γ 粒を調査した。Fig. 2 に中間保持温度と γ 粒度との関係を示す。中間保持温度を 750°C にとつたとき、 γ 粒は極めて粗大になり、1300°C から焼入れたときの γ 粒を引き継ぐくらい粗大化して、それ以下の温度から A_{c_3} 点以上に加熱したり、中間保持温度が高い場合には微細な γ 粒が生成することがわかる。Photo. 9 に中間保持温度がそれぞれ 650, 750, 850°C のミクロ組織を示す。750°C 保持したものの γ 粒が他に比べ粗大で 1300°C 保持したときの γ 粒をそのまま引き継いでいるかのように見える。しかしながら次の 3 点において 1300°C から焼入れたままの組織、すなわち Photo. 1 と異なっている。

① もとの粗大 γ 粒界に沿って微細な γ 粒が析出しており、 γ 粒界がはつきり識別できない。(Photo. 4 参照)

② 粒内に周囲と異なつた方位を持つ孤立した島状の部分がある。Photo. 10 の右上に孤立した γ 粒が観察される。(また Photo. 9 参照)

③ Photo. 10 に示すごとくマルテンサイト内でエッチの濃い部分と白い部分があり、その境界は Photo. 3 に示したのと同じようにマルテンサイトラスの幅を 1 単

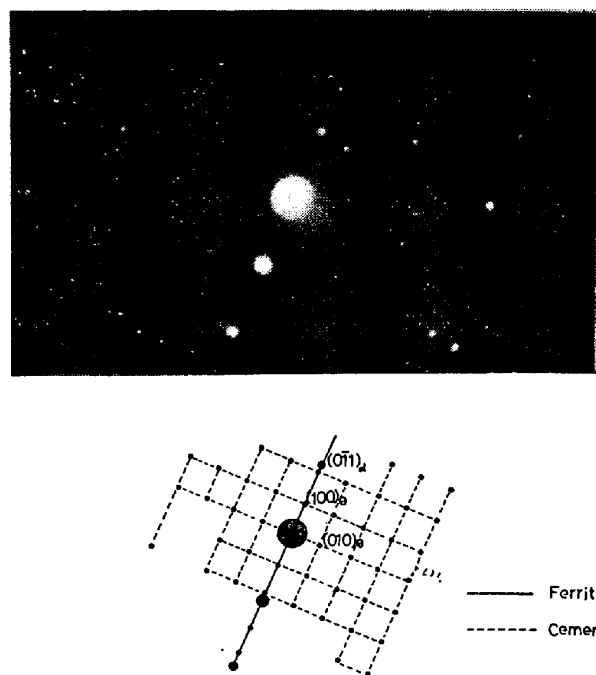


Photo. 7. (b) Diffraction pattern of (a), indicating BAGARYATSKII relation.

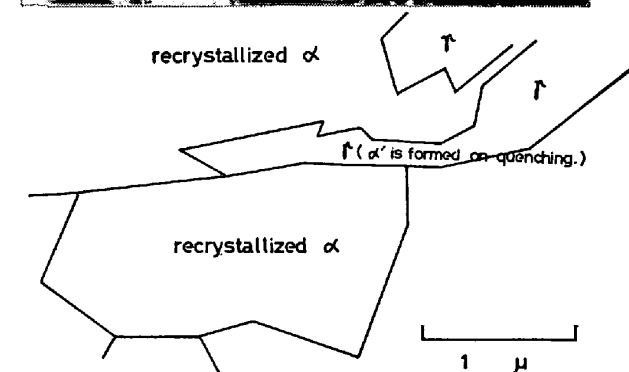
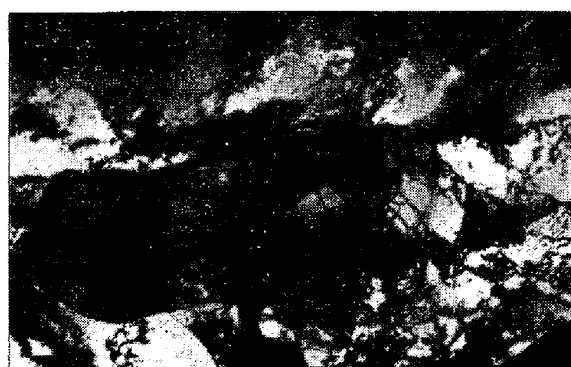


Photo. 8. γ formation at high temperature in the range of $A_{c_1} \sim A_{c_3}$, 850°C.

位とするような段状の入り組んだ曲線となつている。 γ 化の初期に生じる針状 γ の方位がそろっているのは回復成長した粗大 α を単位とする領域の内部のみであると推測される。しかしその後の焼入れの際、もとの共通の晶癖面を記憶しており、その晶癖面でマルテンサイト変態

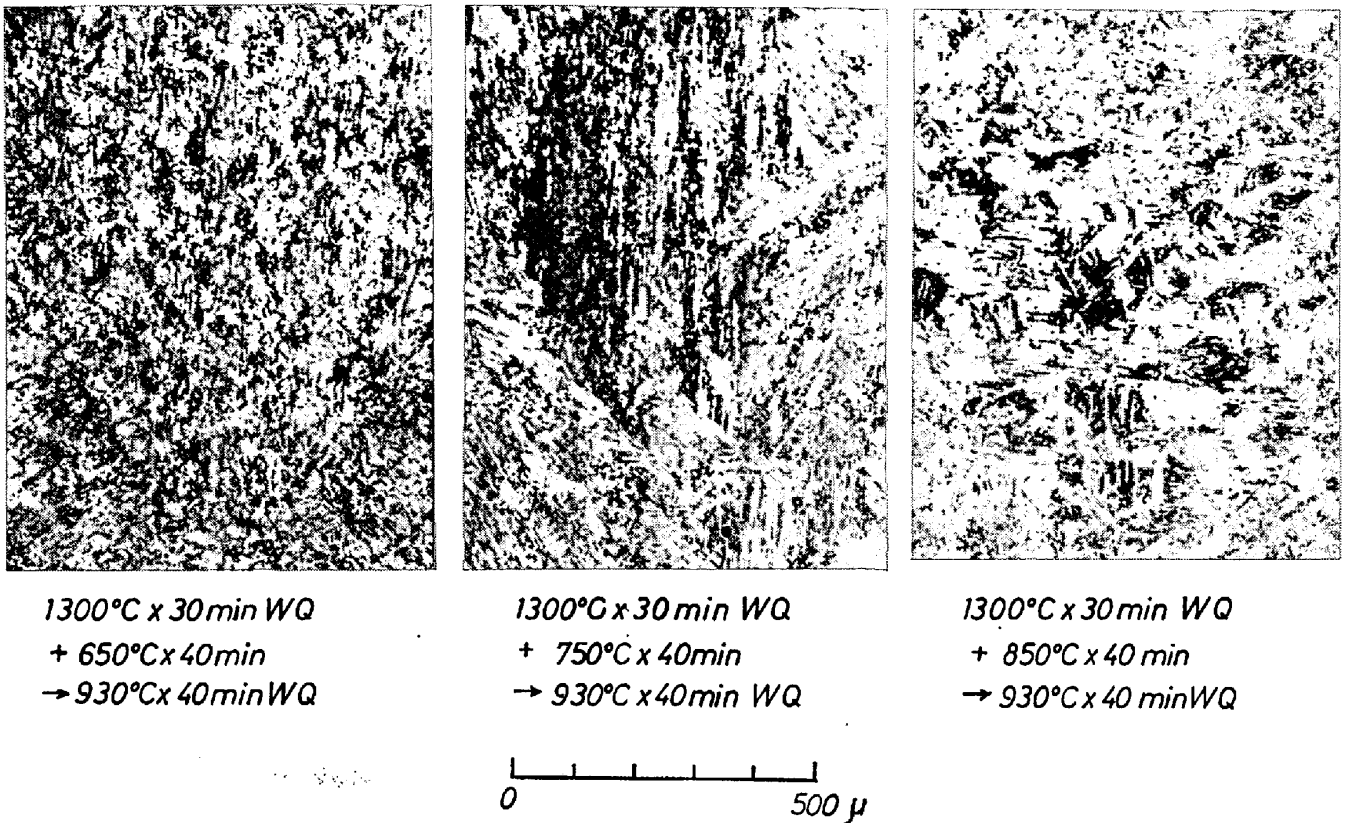
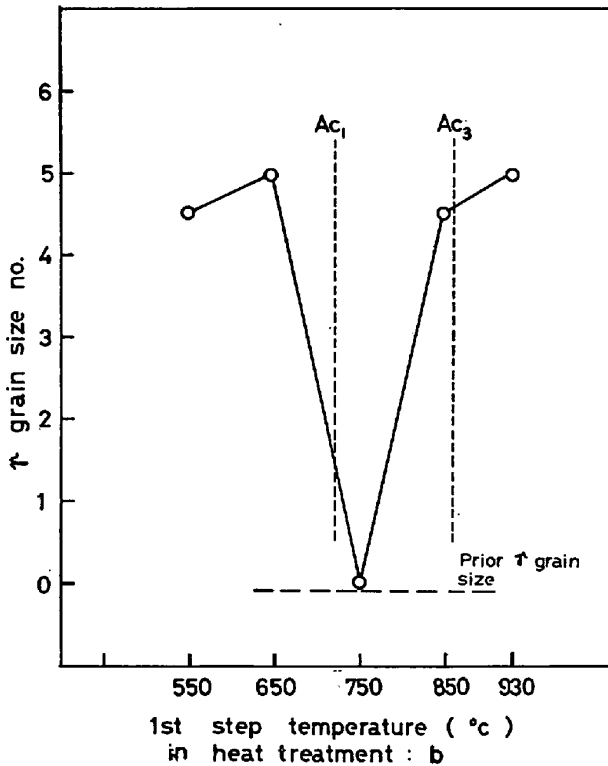


Photo. 9. Microstructure of steel A after heat treatment b.

Fig. 2. Effect of 1st step temperature on γ grain size no. in heat treatment b in steel A.

しているの、見掛け上もとの γ 粒と同じくらい粗大化

して見える。

上記において、1つの γ 粒は1つの晶癖面でマルテンサイト変態しているの、もとの γ 粒を引き継ぐくらい粗大化するのであり、もしもとの γ 粒が異なる2つの晶癖面で変態し、それにより γ 粒が分けられれば、それに応じて針状 γ から生成する粗大 γ も2つの部分になる。いいかえれば1つのバンドルと1つの粗大 γ が対応する。なお本実験では前処理として1300°Cから焼入れているので焼入時の γ 粒は粗大になり、したがってその後の γ 化時に生ずる針状 γ が合体すると“粗大”になるのであるが、前組織が微細であつてももとの γ 粒を引き継ぐ程度までは大きくなるということに変わりはないと思われる。

4. 考 察

4.1 針状 γ の方位

K-S variant は 24 種類あるので任意の変態の仕方をすれば、たとえばはじめのマルテンサイトが同一の結晶方位を有していたとしてもこれから生成する γ は異なつた 24 の結晶方位を持つことになる。したがって1種類のvariantで変態が生じるためには他の種類の変態が起こらない条件を考えなければならない。Fig. 3 にしたがってその条件を考える。 α 、 γ 、セメンタイトの共存する

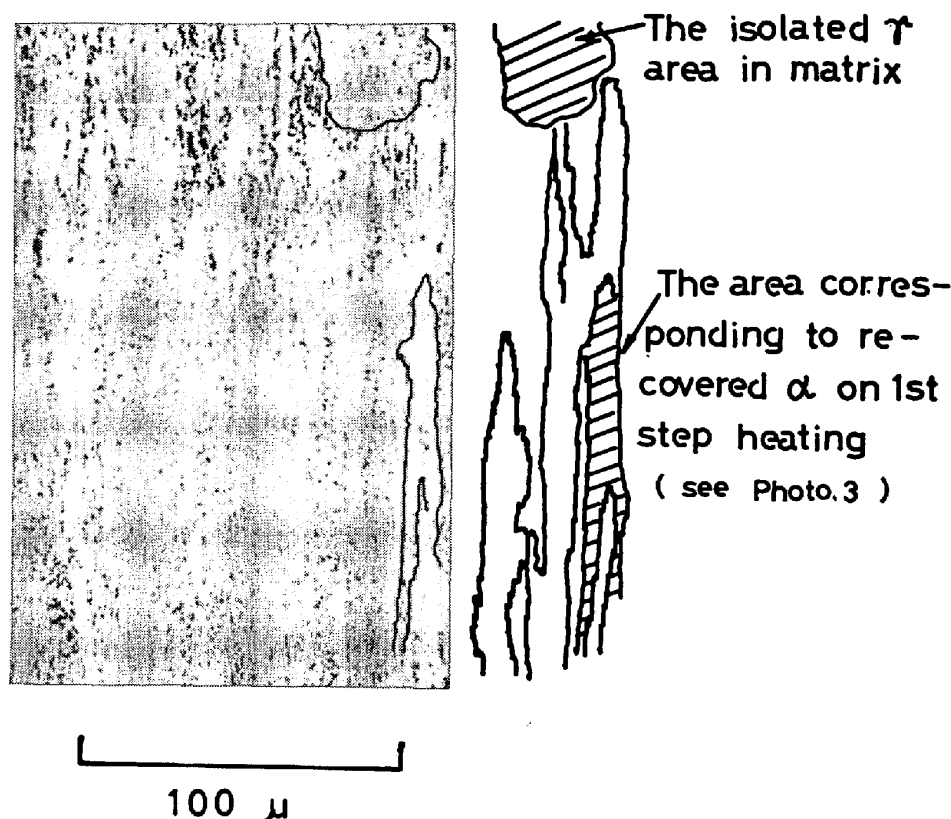


Photo. 10. Microstructure of steel A after 1 300°C × 30 min WQ
+ 750°C × 40 min, → 930°C × 40 min WQ.

系を考え、それらの間に一定の方位関係が存在すると仮定する。この仮定は電顕観察の結果と矛盾しない。Fig. 3において、 α , γ , セメントタイトの各々の相の方向 a , b , c を太線、一点鎖線、破線で示してあるが、これらは K-S の関係、BAGARYATSKII の関係および PITSCH の関係にもとづけば互に平行になるべきものである。

一般に新しい相が析出するとき化学的な変態エネルギーの他に界面のエネルギーも考慮する必要があるが、マルテンサイト組織から γ が析出するとき、晶癖面すなわちラス界面に沿って γ が生じる方が熱力学的に有利である。Photo. 1 に示されるように 1 300°C から焼入れた前組織は 1 つの晶癖面で変態したマルテンサイトである。この晶癖面をたとえば Fig. 3 において $(0\bar{1}1)_\alpha$ とする。一般に低炭素マルテンサイトの晶癖面は $\{011\}_\alpha$ 、成長方向は $\langle 1\bar{1}1 \rangle_\alpha$ ¹⁵⁾ である。Fig. 3 において α の四角錐の 1 つの稜に接しているのが晶癖面である。

この晶癖面に沿って K-S の関係を満足しながら γ が析出するということは、Fig. 3 の γ の a 軸が、晶癖面に垂直になつていないことに対応するが、このとき 4 とおりの互に区別できる方位の γ の析出が考えられる。すなわち α の晶癖面に垂直な太線の a 軸に γ の a 軸を合わせか

つ b 軸同志を合わせようとする a 軸の 1 方向につき 2 とおりの b 軸の合わせ方があり、 a 軸の逆方向も勘定に入れると合計 $2 \times 2 = 4$ とおりの合わせ方が生じる。さらにラスの成長方向を $[111]_\alpha$ とすれば、この方向に沿って γ が成長する方が界面エネルギーを低くでき、したがって γ の b 軸はこの方向に固定される。このとき 4 とおりあつた variant は 2 とおりに減少する。すなわちフェライトの $[111]_\alpha$ にオーステナイトの b 軸を平行にしてかつ晶癖面に垂直な a 軸の合わせ方が 2 とおりあるからである。マルテンサイトの晶癖面、成長方向は Photo. 3 に示すような下部組織として焼もどし加熱時にも残っているものと考えられる。

セメントタイトが α から析出する場合、BAGARYATSKII の関係で析出するが、BAGARYATSKII variant は合計 12 個存在する。しかし同じように界面エネルギーの関係からラス境界にセメントタイトが析出し $(011)_\alpha // (100)_\theta$ とすれば BAGARYATSKII variant は 2 個に減少する。その上さらにセメントタイトと γ との間に PITSCH の関係¹⁶⁾

$$(100)_\theta // (\bar{1}11)_\gamma \quad (010)_\theta // (110)_\gamma$$

$(001)_\theta // (1\bar{1}2)_\gamma$ が成立しているとすれば γ が生じる際の方位関係は 1 とおりに決まる。すなわち α - γ の関係は b 軸を固定して a 軸の合わせ方に正負 2 とおりあるの

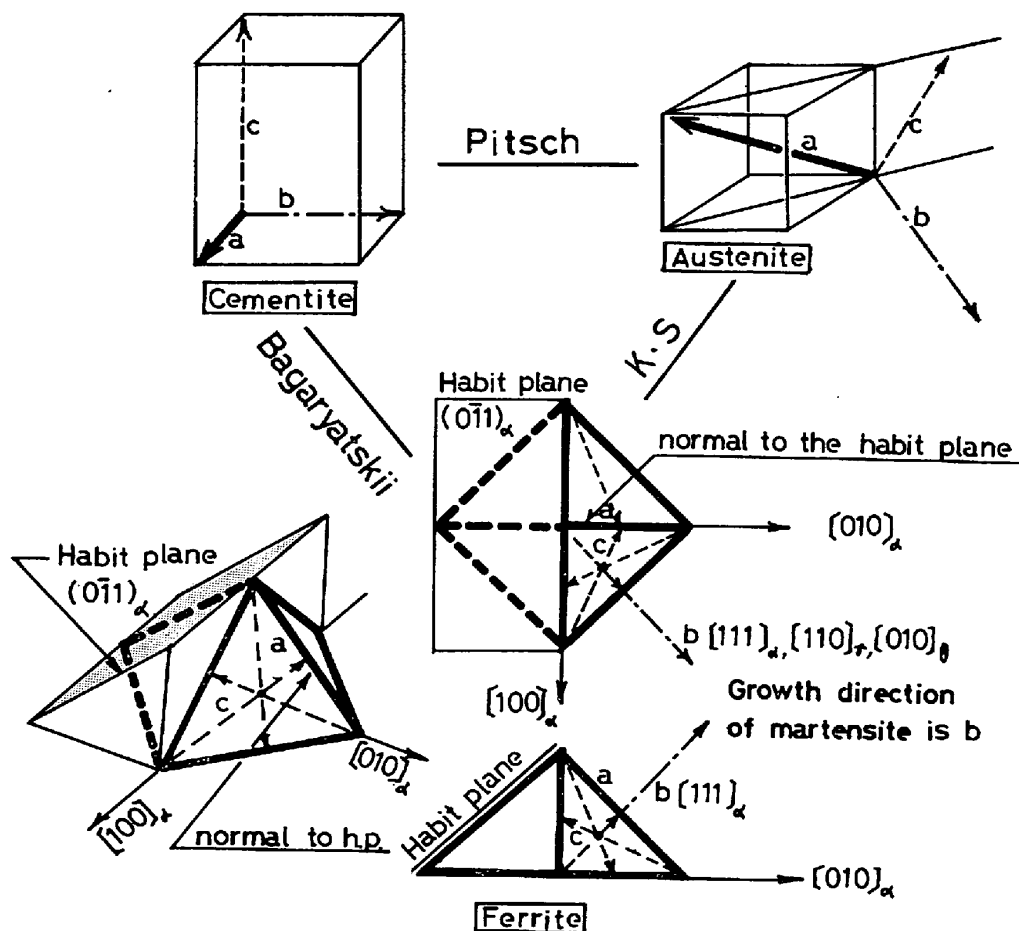


Fig. 3. Orientation relationship among ferrite, cementite, austenite and martensite habit planes.

に対し、 α - θ 関係は a 軸を合わせて他の軸の合わせ方に 2 とおりあり、さらに γ - θ 間に PITTSCH の関係を持ち込むと、これらのうち 1 とおりの共通のものだけが成立することになる。

このようにして変態中生成する γ はマルテンサイトラス界面とセメンタイトに接しているものと思われる。Photo. 5 からは 3 つの相がラス界面において同時に接していることが観察され、また Photo. 6 (b), Photo. 7 (b) からそれぞれ α - γ 間に K-S の関係、 α - θ 間に BAGARYATSKII の関係が成立していることがわかるので、これらの条件は満たされている。松田ら⁹⁾ はマルテンサイト組織の鋼を徐熱して $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態させた場合 α から無拡散変態で α が生成するとしているが、そのような現象が起こるとするとかなり大きな非平衡の過熱状態が存在しなければならず、セメンタイトが関与しなければ γ は A_{c1} 点よりかなり高い温度で生成すると考えられる。しかるに徐熱したとき A_{c1} 点直上で針状 γ の発達が著しいという結果は針状 γ の生成が拡散型の変態であることを示していると思われる。また JUDD ら¹⁷⁾ の研究によ

れば、セメンタイトを析出させた後冷間加工焼鈍し、セメンタイトから粒界あるいは亜粒界を引き離れたとき適当な加熱条件をとると、セメンタイトから板状の γ が晶癖面をもつて生成するが、界面上のセメンタイトからはそのような γ が生成しないとしており、本実験における針状 γ は拡散的に生成したことを暗示している。筆者らの考えるメカニズムによればラスの幅方向への成長は同一方位の針状 γ の合体あるいは、回復、成長する α を追いかけて幅方向に針状 γ が成長することによるが、木下ら⁹⁾ は幅方向への成長のメカニズムとして共鳴核生成の概念を導入して針状 γ の界面上に新たに γ が核発生し隣りの α 中に成長していくとしている。

上の理由の中でマルテンサイトラスが A_{c1} 点以上まで安定であることが不可欠の条件であるが $A_{c1} \sim A_{c3}$ 間の高温側に加熱するとセメンタイトが急激に溶解し、ラスの再結晶が生じ、ラスが崩れる。したがって同一の variant で γ が生成せず方位のそろった針状 γ は生じない。この場合でも生成する γ はセメンタイトを核としていることは同じであろう。

4.2 粗大 γ 粒生成機構

熱処理(b)において $A_{C1} \sim A_{C3}$ 間の低温側に加熱すると方位のそろった針状 γ が生成するが、これらをさらに A_{C3} 以上まで加熱したときには、新たに γ 粒が核発生するよりも方位のそろった針状 γ がそのまま連続して成長すると考えられる。なぜなら新たに核発生するには、核発生の活性化エネルギーを越えなければならず、それよりもすでに存在している針状 γ の成長によつて変態する方がエネルギー的に有利と考えられるからである。したがって方位のそろった針状 γ が成長して互に合体して全体としてもとの γ 粒の大きさを引きつづことになる。またもとの γ 粒界ではラス界面よりは旧 γ 粒界から γ が生成するためにマトリックス内の針状 γ と同じ variant で変態しないので方位関係のそろった γ 粒が発生しにくく旧 γ 粒界は等軸的な微細な γ 粒の集合でできることになる。またマトリックス中でも介在物などから核発生した γ 粒は周囲と同一の K-S バリエントで変態しないので、同じ方位を持たずに成長する結果孤立した粒を形成する。Fig. 4 にこれらのことを模式的に示す。Fig. 4 の温度 T_1 で γ 化に先行してマルテンサイトラスの回復成長が起きるがその成長した α 中でのみ方位関係は正確に一致し他の成長した α とは方位が異なつていと考えられる。Photo. 3 によつてそれらの回復した粗大 α の様子がわかる。これら回復した α 内部には A_{C1} 以上に加熱しても下部組織が残つており、前組織のマルテンサイトの共通した1つの晶癖面の影響が残つていと考えられ

る。 A_{C3} 点以上に加熱し完全に γ 化した後焼入れすると、この共通の晶癖面で変態する結果、見掛け上1つの粗大な γ 粒のように見えるが、実際は Photo. 10 に示すように回復した α に対応して分かれていと考えられる。

5. 結 言

(i) マルテンサイトの前組織を有する鋼を $A_{C1} \sim A_{C3}$ 間の低温域に加熱保持すると、方位のそろった針状 γ がラスに沿つてできる。このときマトリックスのフェライトと γ の方位関係は KURDJUMOV-SACHS の関係を示す。

(ii) 方位のそろった γ 粒が生じる理由は以下のとおりである。①セメンタイト- α 間、 γ - α 間、およびセメンタイト- γ 間にはそれぞれ、BAGARYATSKII の関係、KURDJUMOV-SACHS の関係および PITSCH の関係が成り立っている。②界面エネルギーを低くするためにマルテンサイトラス界面に沿つてセメンタイトおよび γ が析出する結果、BAGARYATSKII variant は2個、K-S variant は4個に限定される。さらにマルテンサイトのラスの成長方向に γ が拘束される条件を入れると K-S variant は2個に減少する。③上記の2個の K-S variant と2個の BAGARYATSKII variant に共通で PITSCH の関係を満足する γ の variant はただ1個となる。

このように1つの variant で針状 γ が生ずるので γ の結晶方位がそろつと推測される。上の説明からわかると

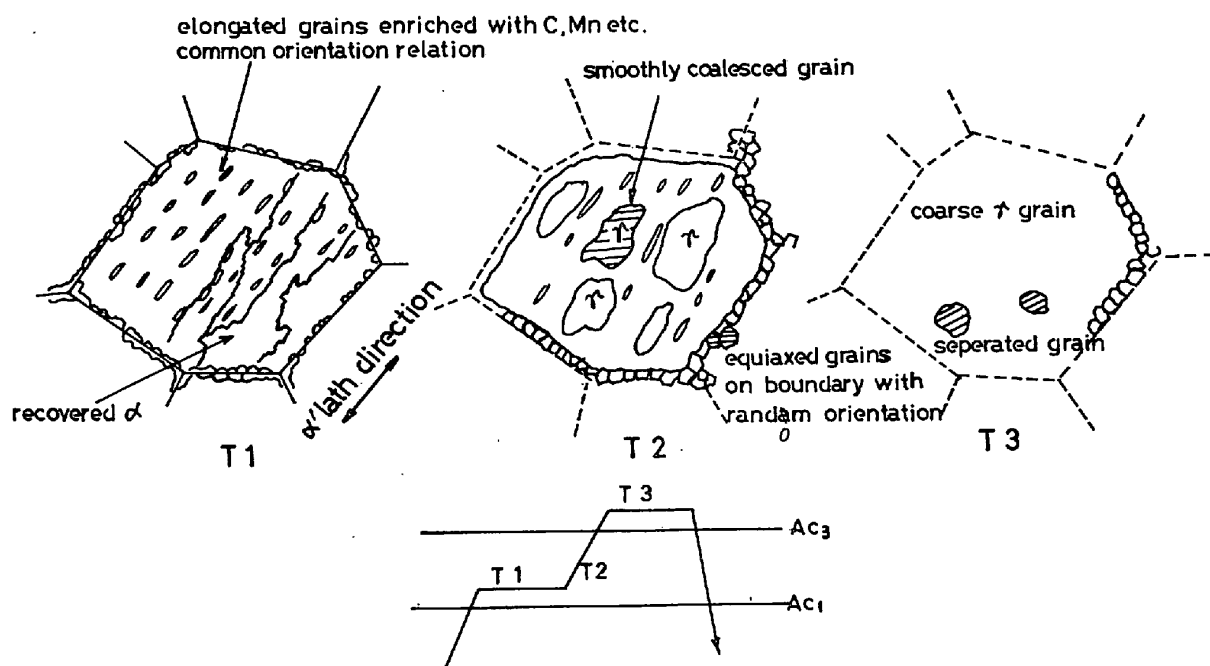


Fig. 4. Process of coarsening γ grain formation.

おり方位のそろつた針状 γ が生ずるためには①セメンタイトが存在すること、②前組織のマルテンサイトラスが A_{C1} 点以上まで安定であること、の 2 つが必要である。

(iii) $A_{C1} \sim A_{C3}$ 間の高温域に保持するとセメンタイトが溶けラスの再結晶が生じ、ラスが崩れ方位のそろつた針状 γ は生じない。

(iv) $A_{C1} \sim A_{C3}$ 間の低温側で針状 γ を析出させ、さらに A_{C3} 以上の温度に加熱すると、前組織が粗大 γ 粒の場合、これを受け継ぐような粗大 γ 粒が生ずる。この原因は低温域における保持によつて生じた方位のそろつた針状 γ が成長し合体する方が新たに方位の異なつた γ を析出させるより少ないエネルギーで変態できるからであると思われる。

(v) このようにして生じた粗大 γ 粒は次の 3 点で通常の粗大 γ 粒と異なる。

1) 旧 γ 粒界にはさらに等軸的な微細な γ 粒が存在する。

2) 粒内に周囲と異なつた方位を持つ孤立した島状の γ 粒がある。

3) γ 粒内はさらに、焼入加熱の際生じた回復成長した粗大単位に分けられるが、同一の晶癖面でマルテンサイト変態しているの、粗大 γ 粒が生じたように見えるものと思われる。

おわりに本論文の発表を許可された住友金属工業(株)専務取締役中央技術研究所長池島俊雄博士にあつく御礼申し上げます。またいろいろ有益な御助言を賜りました主任研究員大森靖也博士に感謝申し上げます。また本研究を熱心に推進された黒田健二氏に感謝申し上げます。

文 献

- 1) M. BAEYERTZ: Trans. ASM, 30(1942), p. 458
- 2) A. E. NEHRENBURG: 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) 本間: 鉄と鋼, 58(1972), p. 119
- 6) D'YACHENKO and V. P. KOZIENITS: The Physics of Metals and Metallography, 18(1964) 2, p. 90
- 7) 木下, 上田: 鉄と鋼, 59 (1973) 4, p. 206
- 8) 松田, 岡村: 鉄と鋼, 59 (1973) 11, p. 389, p. 390
- 9) 木下, 上田: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 1261
- 10) 徳田, 沢田: 鉄と鋼, 59 (1973) 4, p. 205
- 11) A. R. MARDER and G. KRAUSS: Trans. ASM, 26(1969), p. 957
- 12) S. MATSUDA, T. INOUE, H. MIMURA, and Y. OKAMURA: Toward Improved Ductility and Toughness (Kyoto International Conference), Climax Molybdenum Development Company (1971), p. 47
- 13) G. KURDJUMOV and G. SACHS: Z. Phys., 64 (1930), p. 325
- 14) Yu. A. BAGARYATSKII: Dokl. Akad. Nauk. SSSR, 73 (1950), p. 1161
- 15) T. KUNITAKE, F. TERASAKI, Y. OHMORI, and H. OHTANI: Toward Improved Ductility and Toughness (Kyoto International Conference), Climax Molybdenum Development Company (1971)
- 16) W. PITTSCH: Arch. Eisenhüttenw., 34 (1963), p. 381
- 17) R. R. JUDD and H. W. PAXTON: Trans. AIME, 242 (1968), p. 206