

低炭素鋼のオーステナイト粒界に生成する 初析フェライトの形態

飴山 恵*・皆川昌紀*²・牧 正志*³・田村今男*⁴

Morphology of Proeutectoid Ferrite at Austenite Grain Boundaries in Low Carbon Steels

Kei AMEYAMA, Masanori MINAGAWA, Tadashi MAKI and Imao TAMURA

Synopsis:

This paper describes morphologic features of proeutectoid ferrite (α) formed at austenite (γ) grain boundaries in three kinds of steel; a HSLA steel with 0.04%Nb and 0.04%V, a commercial 0.2%C steel and an Fe-0.1%C alloy. Shape of the proeutectoid α at γ grain boundaries strongly depended on the austenitizing temperature. At the higher temperature, the proeutectoid (α) grains precipitated in the shape of film along planar γ grain boundaries, and a coalescence of several α grains with the same orientation made the film-shaped α in which many subgrain boundaries were observed. At the lower austenitizing temperature, on the other hand, they precipitated in the shape of globe (allotriomorph) form along curved γ grain boundaries. Each α grain had a different orientation and led to allotriomorph. This trend was commonly observed in all the steels investigated.

Key words: proeutectoid ferrite; $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation; morphology of ferrite; low carbon steel.

1. 緒 言

低炭素鋼などにおけるオーステナイト (γ) から生成する初析フェライト (α) の形態については数多くの研究がなされており、その形態が変態温度の低下にともなうて粒界アロトリオモルフ、ウィドマンステッテン状のサイドプレート、粒内イデオモルフと変化することが知られている^{1)~5)}。これらのうち、過冷度の小さい比較的高温で γ 粒界に生成する粒界アロトリオモルフは、実際の熱処理や制御圧延などの加工熱処理において最も頻繁に現れる重要なものである。それゆえ、この γ 粒界に生成する初析 α の形態や結晶学的特徴を明らかにすることは、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の Kinetics, α 粒径制御, α 組織鋼の種々の力学的性質などを解明する上で重要であるが、詳細な研究は少なく不明な点が残されている。

γ 粒界に生成する初析 α は、通常のオーステナイト化処理材では一般に塊状を示すが、それ以外に γ 粒界に沿って薄くフィルム状を呈する場合がある。例えば、連続鍛造材において曲げ矯正点近傍で γ から生成する初析 α

はフィルム状を呈し、これらが著しい延性低下をひきおこすことが知られている⁶⁾。また、ABE ら⁷⁾ は V を 0.1% 添加した Fe-0.12%C 合金において、1073 K ~ 1143 K で γ 粒界に生成する初析 α は塊状およびフィルム状 (ABE らは "Snake" と称している) のものが同時に生成することを報告している。さらに、著者らの一部⁸⁾ は、Nb または B を添加した低炭素鋼において、同じ変態温度であつても γ 粒が細粒の場合には塊状 α が生成するが、粗粒になるとフィルム状になることを示した。稲垣⁹⁾ も Nb, V を含む制御圧延鋼で γ 粒が粗大になると初析 α は γ 粒界に沿ったフィルム状になる傾向があることを報告している。このように、 γ 粒界上のフィルム状 α は今までに Nb, V, Bなどを添加した鋼についていくつか報告されているが、その出現にこれらの合金元素の添加がどのような作用をしているのかは明らかではない。また、 γ 粒径が大きくなるほどフィルム状 α の生成傾向が強くなることは、従来の報告から明らかであるが、その理由についての詳細は不明である。一方、 γ 粒界に生成する初析 α の母相との結晶方位関係やそのヴァリア

昭和 61 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 62 年 10 月 1 日受付 (Received Oct. 1, 1987)

* 京都大学大学院 (現:立命館大学) 工博 (Graduate School, Kyoto University, Now Ritsumeikan University)

*² 京都大学大学院 (現:新日本製鉄(株)) (Graduate School, Kyoto University, Now Nippon Steel Corp.)

*³ 京都大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Kyoto University, Yoshidahonmachi Sakyo-ku Kyoto 606)

*⁴ 京都大学工学部 (現:京都大学名誉教授) 工博 (Faculty of Engineering, Kyoto University, Now Professor Emeritus)

Table 1. Chemical compositions of steels investigated (mass%).

	C	Si	Mn	P	S	Nb	V	N	Al	Fe
Nb steel	0.12	0.26	1.40	0.016	0.007	0.038	0.039	0.004	0.034	Bal.
0.2C steel	0.23	0.18	0.46	0.016	0.017	—	—	0.008	0.003	Bal.
Fe-0.1C	0.09	0.01	0.02	0.001	0.004	—	—	—	—	Bal.

ントの選択性などに関する研究も少なく^{9)~12)}, 初析 α の形態と結晶方位の関係も不明である。

本研究では, Nb, V 添加の制御圧延鋼, 市販の炭素鋼および実験的に溶製した Fe-C 合金を用い, γ 粒界に生成する初析 α の形態におよぼす合金元素の影響および γ 化温度の影響を検討することにより, フィルム状 α の出現条件, 生成機構を明確にすること, さらに塊状およびフィルム状 α の結晶方位の特徴を明らかにし, 初析 α の形態が変化する理由を検討することを目的として行った。

2. 実験方法

本研究に用いた試料は, 約 0.04% の Nb および V を含む制御圧延用鋼 (0.12% C) (以下 Nb 鋼), 市販の 0.2% 炭素鋼, および真空溶解により作製した Fe-0.1% C 合金であり, その化学組成を Table 1 に示す。均一化処理後, 熱間圧延, 伸線加工により直径約 6 mm の棒材としたものから組織観察用試片を切り出した。

これらの試験片を真空電気炉中にて 1273 K~1623 K の種々の温度で種々の時間 (60 s~1.8 ks) γ 化処理を施した後, A_3 点以下の 973 K~1073 K のソルトバス中に投入し, 60~300 s の種々の時間恒温保持し初析 α を生成させ, その後水冷した。

このような熱処理を施した試料について, 光学顕微鏡, 走査型電子顕微鏡 (SEM) および透過型電子顕微鏡 (TEM) により組織観察を行った。光顕観察用腐食液には 5% ナイタルを用いたが, 旧 γ 粒界を現出させる場合には, ラウリルベンゼンスルホン酸ナトリウムを添加した飽和ピクリン酸水溶液を用いた。TEM 観察用試片は試料を約 0.3 mm 厚に切り出した後, 化学研磨および電解研磨により作成した。初析 α の結晶方位は, TEM による菊池線解析および SEM による Electron Channelling Pattern (ECP) 解析により決定した。

3. 実験結果

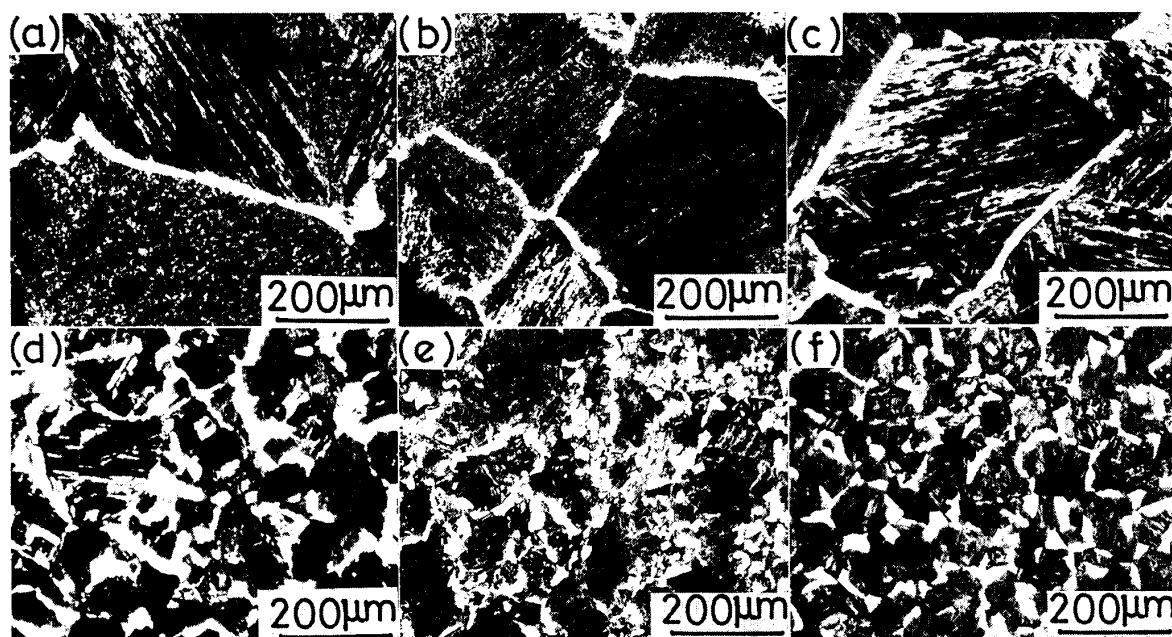
3.1 γ 粒界に生成する初析 α の形態

種々の温度での γ 化処理後 973 K~1073 K で恒温変態させたときの γ 粒界に生成する初析 α の形態を観察した。Photo. 1 に実験に使用した 3 鋼種の光顕組織の例を示す。写真中, 白い部分が初析 α であり, 黒く腐食さ

れている部分が恒温変態温度では未変態 γ であつた部分 (恒温変態後水冷しているため室温での観察時にはラスマルテンサイト組織になつている) である。Photo. 1 より明らかなように, いずれの鋼においても, γ 化温度が高く γ 粒が著しく粗粒 (約 400 μm 以上) の場合には, 初析 α は γ 粒界に沿つてフィルム状に生成する傾向が著しい (Photo. 1(a)~(c)) が, γ 化温度が低く γ 粒径が約 100 μm と比較的小さな場合には, 塊状 α が生成している (Photo. 1(d)~(f))。3 鋼種とも同様な傾向を示している。それゆえ, フィルム状 α の形成は合金元素の添加を必ずしも必要とせず, γ 化温度が高く γ 粒が粗大な場合の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態にみられる一般的現象であると結論できる。

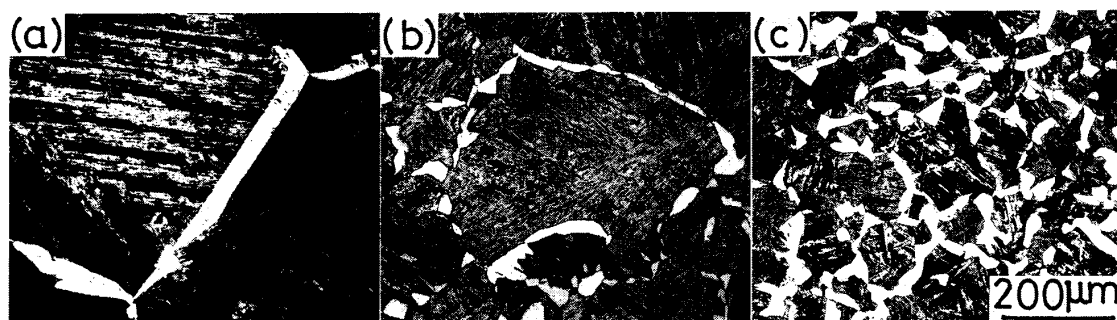
Photo. 2 は, 0.2% 炭素鋼を用い γ 化温度を 1573 K~1373 K と変化させた場合の初析 α 組織の例である。いずれの場合も恒温変態は 1033 K, 300 s で行つた。Photo. 2(a) に示した 1573 K γ 化材 (平均 γ 粒径 400 μm) の場合には, 初析 α はフィルム状を呈し, Photo. 2(c) に示した 1373 K γ 化材 (平均 γ 粒径約 110 μm) では塊状 α が生成している。一方, 1473 K で γ 化した場合には, 平均 γ 粒径 140 μm であるが混粒組織であつた。この場合には, Photo. 2(b) に示したように, γ 粒界上にフィルム状と塊状の両者が混在しているのが観察された。このように, 初析 α の形態の変化は γ 化温度の上昇にともなう γ 粒の粗大化と密接に関連しており, 本実験に関する限り γ 粒径がおおよそ 300 μm 程度以上になるとほとんどの粒界でフィルム状 α が観察されるようになった。このような傾向は Nb 鋼, Fe-C 合金においても同様に認められた。

Photo. 3 は, 0.2% 炭素鋼のフィルム状 α 生成の初期段階を示す光顕写真 (1623 K, 1.8 ks γ 化処理後 1033 K, 300 s 恒温変態) の一例である。このような高温での γ 化処理材では, $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が進行していくと最終的にはフィルム状を呈するようになる。Photo. 3 より明らかなように, ひとつの γ 粒界上に多くの初析 α が孤立して観察される。このことにより, フィルム状 α はひとつの α 粒が γ 粒界に沿つて長く成長し粒界面をおおいつくすことにより形成されるのではなく, 多くの α 粒が γ 粒界に核生成し, それらが成長・合体して最終的にフィルム状を呈することが明らかになつた。



(a) 1 573 K, 60 s → 973 K, 300 s → W.Q. (b) 1 573 K, 1.8 ks → 1 033 K, 300 s → W.Q. (c) 1 623 K, 300 s → 1 073 K, 300 s → W.Q.
 (d) 1 423 K, 60 s → 973 K, 300 s → W.Q. (e) 1 373 K, 1.8 ks → 1 073 K, 300 s → W.Q. (f) 1 373 K, 60 s → 1 073 K, 300 s → W.Q.

Photo. 1. Optical micrographs showing the change in morphology of proeutectoid α with austenitizing temperature in Nb steel ((a), (d)), 0.2% C steel ((b), (e)) and Fe-0.1% C alloy ((c), (f)).



Austenitizing condition : (a) 1 573 K, 1.8 ks (\bar{D}_γ : 400 μm) (b) 1 473 K, 1.8 ks (\bar{D}_γ : 140 μm) (c) 1 373 K, 1.8 ks (\bar{D}_γ : 110 μm)

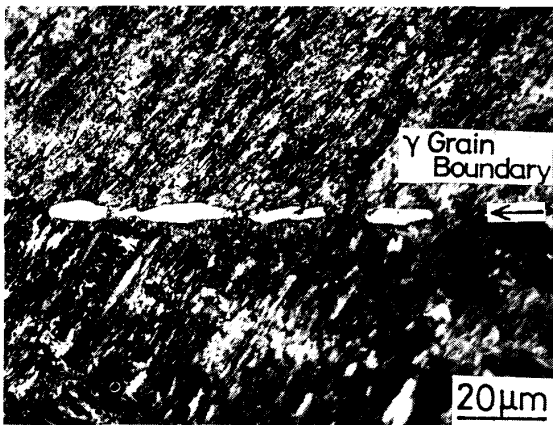
Photo. 2. Optical micrographs showing the effect of austenitizing temperature on the morphology of proeutectoid α formed at 1 033 K for 300 s in 0.2% C steel.

3.2 γ 粒界に生成する塊状 α およびフィルム状 α の結晶方位

Photo. 4 に γ 粒界に沿ったフィルム状 α の TEM 組織 (Nb 鋼) の一例を示す. 約 5 μm 幅のフィルム状 α の内部には, 矢印で示したようにいくつかの薄い境界が観察される. これらの境界で区切られた領域から得られた菊池線像を比較するとほぼ同一の結晶方位を示していた. このことは, フィルム状 α の内部に存在する境界は亜粒界であることを意味している. 同様な初析 α 中の亜粒界は稲垣によつても報告されている¹⁰⁾.

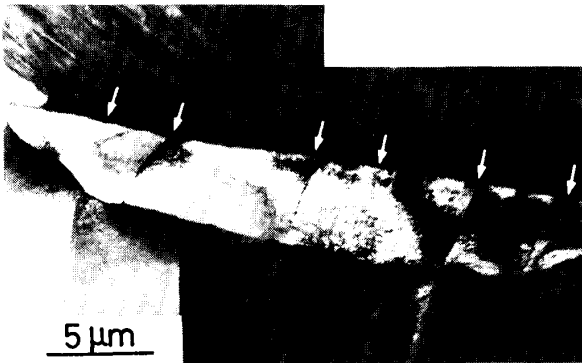
TEM では観察可能な視野が狭いので, 100 μm 以上の広範囲にわたる γ 粒界上の初析 α の結晶方位を解析する

ために SEM による ECP 解析を行った. 一例として 0.2% 炭素鋼での結果を示す. Photo. 5 は ECP 解析を行った初析 α の光顕組織である. Photo. 5(a) は初析 α がフィルム状の場合で α 粒内の矢印で示した部分に亜粒界が観察される. (b) は初析 α が塊状の場合である. ECP 解析は, (a) では亜粒界を含むフィルム状 α に沿つて約 200 μm の範囲で行い, (b) ではひとつの γ 粒界上に塊状に並んで生成した矢印で示した六つの α 粒について行った. Photo. 6 および Photo. 7 にそれぞれ Photo. 5(a), (b) に対応するフィルム状 α および塊状 α の SEM 像と, SEM 像中に番号を付けた \circ 印で示した部分から得られた ECP 像およびそれらから求めた各



Heat treatment : 1 623 K, 1.8 ks \rightarrow 1 033 K, 300 s \rightarrow W.Q.

Photo. 3. Optical micrograph showing the early stage of the formation of film-like α morphology in 0.2% C steel.



Heat treatment : 1 573 K, 1.8 ks \rightarrow 973 K, 540 s \rightarrow W.Q.

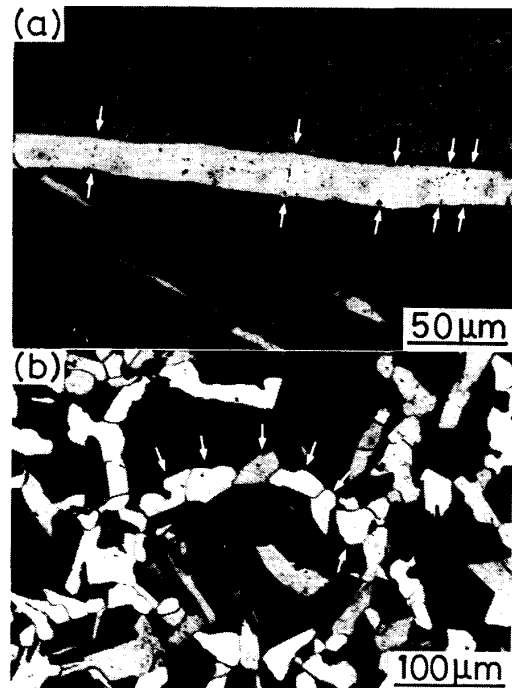
Photo. 4. Transmission electron micrograph of film-like α in Nb steel. Subgrain boundaries in film-like α are shown by arrows.

α 粒の方位を示す。フィルム状 α はPhoto. 5(a)に示したように内部に亜粒界が存在し、複数の α 粒から構成されるが、Photo. 6から分かるように、これらの α 粒は約200 μm の範囲にわたってほとんど同じ結晶方位を示している。一方、同一 γ 粒界に生成した塊状 α は、Photo. 7に示したようにそれぞれ異なる結晶方位を示している。以上の結果から、フィルム状 α はほぼ同一結晶方位の α 粒の集合より成り立っており、一方、塊状 α はそれぞれが単独のひとつの粒であり、隣接する α とはそれぞれ異なる結晶方位を持っていることが明らかになった。

4. 考 察

本研究により明らかになった点をまとめると次のようになる。

① γ 粒界に生成する初析 α の形態には塊状とフィルム



(a) 1 573 K, 1.8 ks \rightarrow 1 033 K, 300 s \rightarrow W.Q. (\bar{D}_γ : 400 μm)

(b) 1 373 K, 1.8 ks \rightarrow 1 033 K, 300 s \rightarrow W.Q. (D_γ : 110 μm)

Photo. 5. Optical micrographs of film-like α (a) and globular α (b) in 0.2% C steel.

状の2種類があり、同一変態温度でも γ 化温度が高くなるほど(γ 粒が大きくなるほど)フィルム状 α の生成傾向が強くなる。この現象は、ある特別な合金元素添加によつて出現するものではなく、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の一般的現象である。

②塊状 α はそれぞれ異なる結晶方位を持つているのに対し、フィルム状 α は全面にわたり同一結晶方位であり、内部に亜粒界が存在するのが特徴である。ひとつの γ 粒界上で異なる結晶方位の α 粒が核生成する場合には、それらが独自に成長し塊状 α になる。一方、同じ結晶方位を持つ α が核生成すればそれらが成長・合体して最終的にフィルム状を呈するようになり、各 α 粒の合体後の境界が亜粒界として観察される。このことは、 γ 粒界に生成する初析 α の形態は、粒界上で核生成する α の結晶方位のヴァリエーションの選択性と密接に関連していることを示唆している。

γ 化温度の変化にともなつて、同一変態温度でも初析 α の形態が変化していく。この変化の原因は、 γ 粒の粗大化と密接に関連すると推察される。しかし、 γ 化温度の変化により不純物元素の γ 粒界偏析量が変化したために出現した現象である可能性も考えられる。この点を明らかにするために次のような2段 γ 化処理による実験を行った。0.2%炭素鋼を用い、Photo. 2(a)と同様の

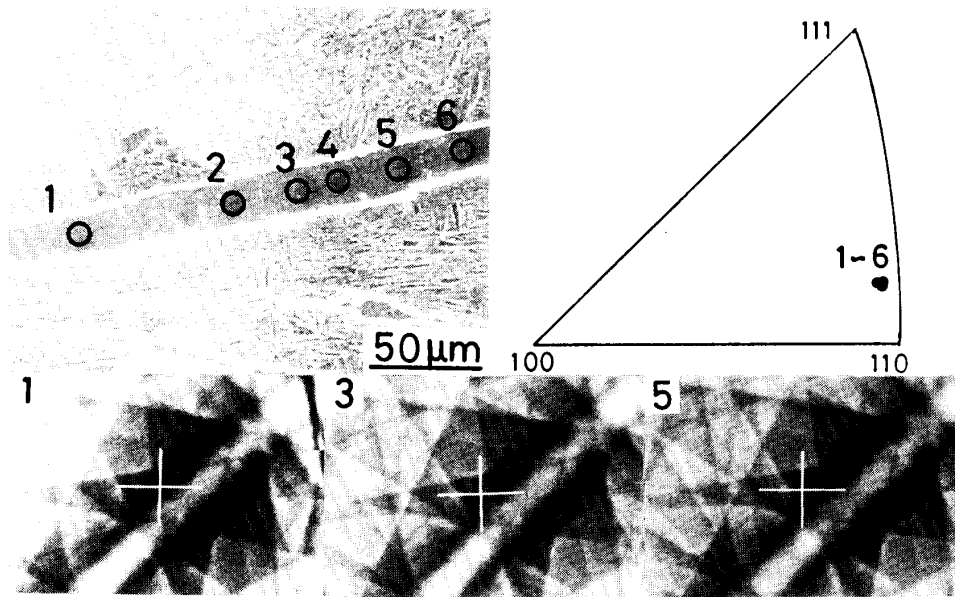


Photo. 6. Scanning electron micrograph (SEM) of film-like α shown in Photo. 5(a) and electron channeling patterns obtained from numbered circles indicated in SEM. Orientations of each numbered area of α are also shown in the unit triangle.

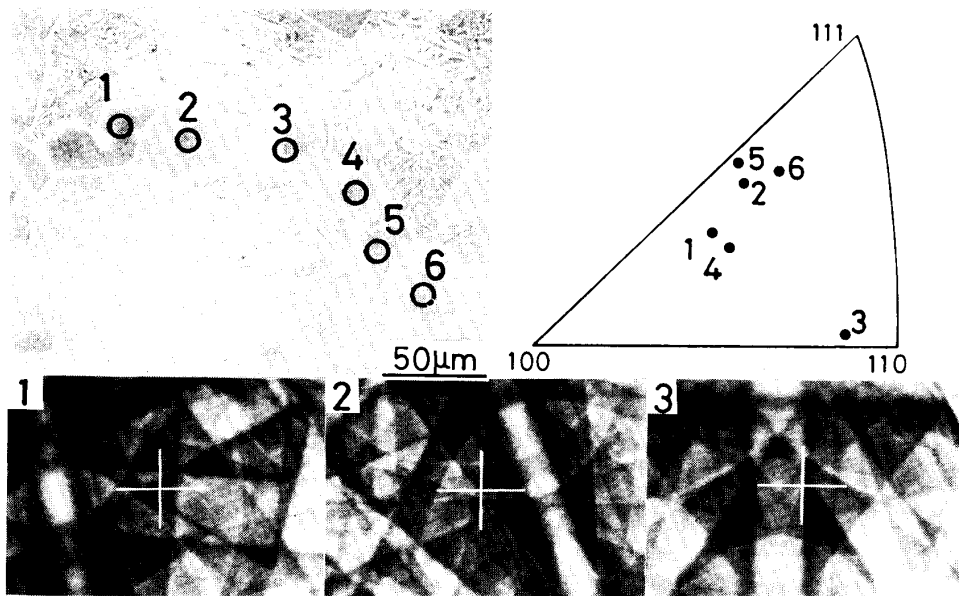
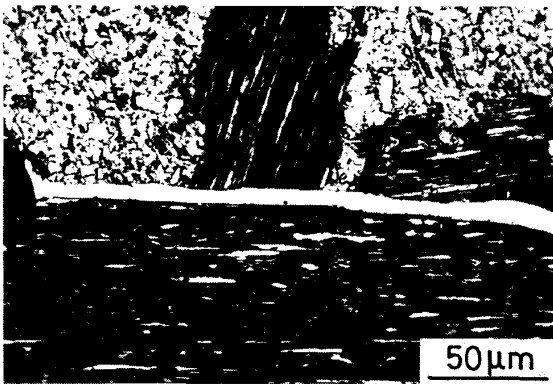


Photo. 7. Scanning electron micrograph (SEM) of globular α shown in Photo. 5(b) and electron channeling patterns obtained from numbered circles indicated in SEM. Orientations of each numbered area of α are also shown in the unit triangle.

1573 K で 1.8 ks の γ 化処理を行つた後、引き続き γ 域の 1373 K に降温し 1.8 ks 保持してから、1033 K、300 s の恒温変態により初析 α を生成させた。この場合の光顕組織を Photo. 8 に示すが、初析 α はフィルム状を呈している。Photo. 2(c) に示したように、1373 K で 1.8 ks の γ 化処理の場合には塊状 α が生成するのに

対し、一度 1573 K で γ 化処理後引き続き 1373 K で 1.8 ks 保持すると単なる 1573 K γ 化処理材 (Photo. 2(a)) と同様にフィルム状 α が生成した。つまり、初析 α の形態は 2 段目の低温での γ 化温度の影響を受けず、1 段目の最高加熱温度によつて決定される。この結果は、 γ 化処理中の不純物元素の粒界偏析が初析 α の形態変化



Heat treatment : 1 573 K, 1.8 ks \rightarrow 1 373 K, 1.8 ks \rightarrow 1 033 K, 300 s \rightarrow W.Q. (D_γ : 400 μ m)

Photo. 8. Optical micrograph of proeutectoid α formed at 1 033 K for 300 s after a step austenitization at 1 573 K and 1 373 K in 0.2% C steel.

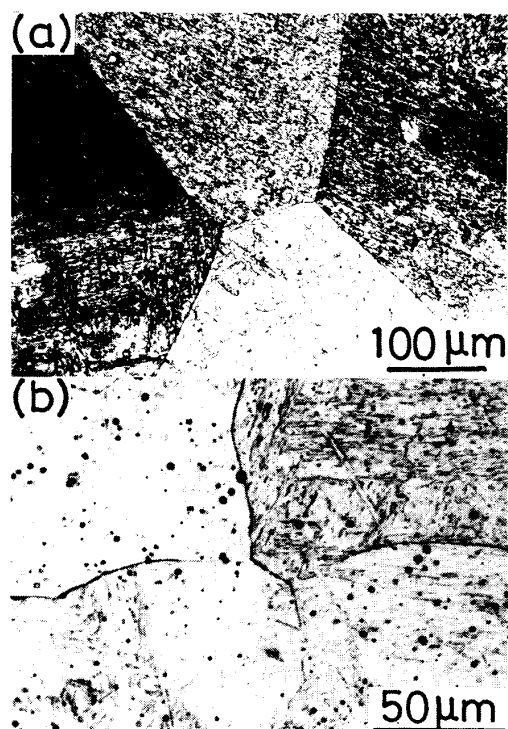
を支配しているのではなく、 γ 化処理時に決まる γ 粒組織、特に γ 粒径により初析 α の形態が決定されることを意味している。

塊状 α になるかフィルム状 α になるかは、 γ 粒界上で核生成する初析 α 粒の結晶方位のヴァリエントの相違によることはすでに述べた。そこで次に、 α 粒のヴァリエントの選択性と γ 粒組織(γ 粒径)の関係について考察する。炭素鋼の初析 α は母相 γ と Kurdjumov-Sachs (K-S) 関係を持つて生成することが知られている¹¹⁾¹²⁾。 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態時の K-S 関係のヴァリエントは 24 通りある。それゆえ、 γ 粒界上に α が核生成する場合には、両側の γ のどちらか一方と K-S 関係を持つて生成するならば 48 通りのヴァリエントになり、ひとつの γ 粒界上で最高 48 通りの異なった結晶方位の α 粒が生成することが可能である。しかし、著者らの一部¹³⁾は以前に、母相 α から γ 相が K-S 関係を持つて生成する($\alpha + \gamma$) 2相ステンレス鋼を用いて、 α 粒界に生成する γ 相の形態および結晶学的特徴について研究を行った結果、粒界上での析出相の取り得るヴァリエントの数が著しく制限されることを見出し、ヴァリエント選択の一般的規則性を明らかにした。これによると、一方側の母相と K-S 関係を持つて第 2 相が粒界上に生成する場合、何通りもある母相の最密面のうち粒界面に最も平行に近い最密面が常に K-S 関係の面平行関係の面になり、これに加えて結晶方位関係を持たない他方側の母相との整合性が最良になるような K-S 関係の方向関係を持つヴァリエントのものが優先的に形成される、という規則性がある。このようなヴァリエント選択の拘束性のために、2相ステンレス鋼では、平滑な α 粒界上で核生成する γ 相は、ほとんど単一ヴァリエントつまり同一結晶方位のものが

生成し、本研究での初析 α と同様にフィルム状を呈するものが非常に多く観察された。一方、ひとつの α 粒界面が湾曲している場合には、粒界の場所によって粒界面に最も平行に近い母相の最密面がそれぞれ変化し、しかも K-S 関係を持たない他方側の母相との整合性の良否も変化するため、同じ粒界上でも場所によってそれぞれ異なったヴァリエントをとり、結晶方位の異なる γ 相が生成することが認められた。

このような 2 相ステンレス鋼を用いた研究¹³⁾により得られた知見を本研究に適用してみると、同一 γ 粒界上に生成する初析 α のヴァリエントは、 γ 粒界面が平滑な場合には単一ヴァリエントのものが優先的に生成し(この結果、フィルム状 α になる)、 γ 粒界面が湾曲している場合には異なるヴァリエントのものが多く生成することになり(この場合には塊状 α になる)、観察された初析 α の形態変化は γ 粒界面の形状の変化と密接な関係があることが推測される。そこで、 γ 化温度の相違による γ 粒界の形状の変化について詳細に観察した。その結果の一例を Photo. 9 に示す。Photo. 9(a), (b) は 0.2% 炭素鋼においてそれぞれ 1 573 K および 1 373 K で 1.8 ks の γ 化後水冷したときの旧 γ 粒界を腐食により現出させた光顕組織である。1 573 K γ 化材では γ 粒界は直線的であり粒界面はきわめて平滑であるのに対し、1 373 K γ 化材では γ 粒界が湾曲しているのがわかる。Photo. 2(a), (c) に示したように、Photo. 9(a) の γ 粒組織からはフィルム状 α が生成し、Photo. 9(b) の γ 粒組織からは塊状 α が生成した。それゆえ、本研究での $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態における初析 α の場合も、前述の 2 相ステンレス鋼において見出された¹³⁾と同じ粒界析出物のヴァリエント選択の規則性が成り立ち、その結果として、 γ 粒界の形状が変化することによって初析 α のヴァリエントが変化し形態が変化したものと考えて、本研究結果を良く説明することができる。なお、 α/γ 界面の移動速度は、その界面構造に依存していると考えられる。したがって、同一結晶方位の α 粒が生成した場合には、各 α 粒における α/γ 界面の構造が同一であり、その移動速度がほぼ等しいために、成長・合体後の α/γ 界面はなめらかに連続したフィルム状を呈するようになるものと考えられる。

以上のことより、 γ 化温度が高くなるほどフィルム状 α の生成傾向が大きくなる原因は、高温 γ 化ほど γ 粒界面が平滑になるためであると考えられる。 γ 化温度が低い場合には、加熱時に $\alpha + P \rightarrow \gamma$ 変態により生じた微細 γ 粒は一般に混粒であり、粒成長が活発に起こっている段階にある。このような段階では粒界面は Photo. 9(b)



(a) 1573 K, 1.8 ks \rightarrow W.Q. (\bar{D}_γ : 400 μm)
 (b) 1373 K, 1.8 ks \rightarrow W.Q. (D_γ : 110 μm)

Photo. 9. Optical micrographs showing prior γ grain boundaries in 0.2% C steel.

のように不規則で湾曲した部分が多いのであろう。それに対し、 γ 化温度が高くなり、 γ 粒の整粒化、粗大化が進むと、粒界3重点での各粒界のなす角度が 120° に近くなり粒界面が平滑になつていく。本研究では現象的に γ 粒径が約300 μm 程度を境に、それ以上でフィルム状 α 、それ以下で塊状 α になる傾向が認められた。しかし、300 μm という値そのものに本質的な意味はない。本研究での実験に関する限り、 \bar{D}_γ が約300 μm 程度になると平滑な粒界が多くなつたものと考えられる。連続鍛造材では高温での $\delta \rightarrow \gamma$ 変態で生成した γ は極めて粗大であり、粒界面は極めて平滑である。このことが連続鍛造材でフィルム状 α が容易に生成する理由であらう。

5. 結 論

Nb および V を含む制御圧延鋼、市販の0.2%炭素鋼および実験室的に真空溶解により作製したFe-0.1%C合金を用い、 γ 粒界に生成する初析 α の形態および結晶方位について、 γ 化温度を種々変化させて得られた主な結果は次のとおりである。

(1) γ 粒界に生成する初析 α の形態には塊状とフィルム状の2種類があり、同一変態温度でも γ 化温度が低い場合には塊状 α が、 γ 化温度が高い場合にはフィルム状

α の生成する傾向が強い。この傾向は、実験に用いた3種の鋼で同様に認められた。それゆえ、 γ 化温度の相違による初析 α の形態が変化する現象は、特殊な合金元素の添加により生じるものではなく、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の一般的現象とみなせる。

(2) 塊状 α の場合は隣接する α 粒の結晶方位がそれぞれ異なる。一方、長く伸びたひとつのフィルム状 α は全面が同一方位であるが、内部には亜粒界が存在する。ひとつの γ 粒界上で同じ結晶方位(同一のK-Sヴァリエント)の α が核生成すると、それらが成長・合体してフィルム状になり、異なる結晶方位(異なるK-Sヴァリエント)の α が核生成すると、それらは個々に成長して塊状になる。つまり、 α の核生成のヴァリエントの選択性が初析 α の形態を決定する。

(3) γ 化温度が高くなるにつれ初析 α の形態が塊状からフィルム状に変化する現象は、高温 γ 化により γ 粒界が平滑になることと密接に関係していると推察される。つまり、平滑な粒界面では同一ヴァリエントの α が核生成しやすく、湾曲した粒界面では異なるヴァリエントの α が生成する傾向にある。この傾向は、著者らの一部¹³⁾が以前に明らかにした($\alpha + \gamma$)2相ステンレス鋼の α 粒界上の γ 相生成時のヴァリエント選択の規則性からよく説明することができる。

終わりに、ECP像の撮影に助力して下さいました日新製鋼株式会社周南研究所 植松美博氏および山崎浩一氏に謝意を表します。

文 献

- 1) C. A. DUBE, H. I. AARONSON and R. F. MEHL: Rev. Metall., **55** (1958), p. 201
- 2) H. B. AARON and H. I. AARONSON: Metall. Trans., **2** (1971), p. 23
- 3) H. I. AARONSON, C. LAIRD and K. R. KINSMAN: Phase Transformations, ed. by H. I. AARONSON (1970), p. 313 [ASM]
- 4) H. I. AARONSON: Decomposition of Austenite by Diffusion Process, ed. by V. E. ZACKAY and H. I. AARONSON (1962), p. 387 [Interscience New York]
- 5) 榎本正人: 鉄と鋼, **70** (1984), p. 1648
- 6) 鈴木洋夫, 西村 哲, 今村 淳, 中村 泰: 鉄と鋼, **67** (1981), p. 1180
- 7) T. ABE, H. I. AARONSON and G. J. SHIFLET: Metall. Trans. A, **16** (1985), p. 521
- 8) 牧 正志, 長道常昭, 阿部直樹, 田村今男: 鉄と鋼, **71** (1985), p. 1367
- 9) 稲垣祐輔: 鉄と鋼, **71** (1985), S 658
- 10) 稲垣祐輔: 鉄と鋼, **70** (1984), S 1490, **72** (1986), S 480
- 11) A. D. KING and T. BELL: Met. Sci., **8** (1974), p. 253
- 12) A. D. KING and T. BELL: Metall. Trans. A, **6** (1975), p. 1419
- 13) 飴山 恵, 牧 正志, 田村今男: 日本金属学会誌, **50** (1986), p. 602