

© 1988 ISIJ

論 文

0.18%炭素鋼の ($\alpha + \gamma$) 2相域からの加熱時における $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態挙動津崎兼彰*・山口健児*²・牧 正志*・田村今男*³ $\alpha \rightarrow \gamma$ Transformation Behavior during Heating from ($\alpha + \gamma$) Region in 0.18% Carbon Steel

Kaneaki TSUZAKI, Kenji YAMAGUCHI, Tadashi MAKI and Imao TAMURA

Synopsis :

$\alpha \rightarrow \gamma$ transformation behavior during continuous heating at a rate of 3 K/s from the ($\alpha + \gamma$) region in 0.18% carbon steel has been investigated by dilatometric measurement and metallography.

The transformation was delayed with increasing an initial amount of proeutectoid α before the heating. When the amount of proeutectoid α before the heating was same, the transformation kinetics was delayed with increases in initial γ grain size and in the $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation temperature in the ($\alpha + \gamma$) region. Microscopic observation showed that the $\alpha \rightarrow \gamma$ transformation proceeded only by the growth of pre-existing γ , namely the dissolution of proeutectoid α , without nucleation of new γ grains in the proeutectoid α particles. When the temperature ($T_{0.9}$) for 90% γ in the $\alpha \rightarrow \gamma$ transformation was plotted against the size of α particles before the heating, the experimental data lay on a straight line and $T_{0.9}$ increased with increasing the α particle size, regardless of various factors such as the initial γ grain size, the $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation temperature, and the amount of proeutectoid α . The effect of the various factors on the $\alpha \rightarrow \gamma$ transformation behavior could be well explained by considering the influence of those factors on the size of proeutectoid α particles.

Key words : phase transformation ; carbon steel ; transformation kinetics ; austenitization ; proeutectoid ferrite ; ($\alpha + \gamma$) region ; $\alpha \rightarrow \gamma$ transformation ; dissolution of ferrite ; metallography.

1. 緒 言

鋼の連続鋳造時には、曲げまたは矯正にともなう引張応力によつて種々の割れが発生する場合がある。これらの割れの内、曲げ矯正点で発生する表面横割れは、鋳片の温度がフェライト (α) + オーステナイト (γ) 2相域温度に低下することによつて、 γ 粒界に沿つて薄くフィルム状に析出する初析 α と密接に関連することが知られている^{1)~3)}。この表面横割れの発生を防ぐ方策の一つとして、2相域温度での矯正を避け、鋳片を復熱して γ 単相状態で曲げ矯正を行う方法がとられている。従つて、割れのない健全な鋳片を得るためには、この復熱時の初析 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態挙動を把握することが必要である。

萩林ら⁴⁾は、0.17% C-0.36% Si-1.4% Mn 鋼を用い

て ($\alpha + \gamma$) 2相域から種々の温度に加熱して 30 s 保持した試料の組織観察を行った。その結果 2相域からの加熱の場合、加熱保持温度が γ 単相域の 1173 K でも初析 α が残存するが、 A_{e1} 点以下からフェライト + パーライト ($\alpha + P$) 組織を同温度に加熱した場合には γ 化が完了しており、2相域からの γ 化は ($\alpha + P$) 組織の γ 化に比べて速度が遅いと報告している。しかし、従来の γ 変態挙動に関する研究は ($\alpha + P$) 組織^{5)~9)} およびマルテンサイト組織⁹⁾¹⁰⁾ など A_{e1} 点以下からのものが主であり、($\alpha + \gamma$) 2相域からの初析 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態については研究が少なく詳細は明らかでない。そこで本研究は 0.18% 炭素鋼を用いて、($\alpha + \gamma$) 2相域からの $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態挙動におよぼす初期 γ 粒径、2相域での初析 α 変態温度および初析 α 量など諸因子の影響を明らかにす

昭和 62 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 62 年 10 月 19 日受付 (Received Oct. 19, 1987)

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

*² 京都大学 工学部 (現:松下電器産業(株)) (Faculty of Engineering, Kyoto University, Now Matsushita Electric Industrial Co., LTD.)

*³ 京都大学 名誉教授 工博 (Professor Emeritus, Kyoto University)

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真空溶解により作成した0.18%炭素鋼で、その化学組成は、0.18 C, 0.05 Si, 0.02 Mn, 0.001 P, 0.004 S (wt%)である。Fe-C状態図より求めた本試料の A_{e3} 点および A_{e1} 点は、それぞれ1107 K および 996 Kである。試料は1473 K 72 ksの均一化処理を行った後、直径3 mm長さ10 mmの膨張計用試験片に切削加工して試験に供した。

試験片の熱処理および変態挙動の測定は、膨張測定機 (Formastor-F) を用いて真空中 (10^{-3} Pa) で行った。熱処理の手順を以下に示す。試験片を Formastor-F に取り付けた後、 γ 化処理として1173 K, 1273 K または1373 Kで0.6 ksの加熱を施した。この処理によって得られた γ 粒径 (初期 γ 粒径) は、1173 Kで36 μm , 1273 Kで167 μm および1373 Kで214 μm であった。 γ 化処理後 ($\alpha+\gamma$) 2相域である1003 K~1073 Kの種々の温度まで5 K/sで冷却し、所定の温度に達した後20 s~43 ksの種々の時間保持することによって初析 α 量を変化させた。この後、加熱速度3 K/sの等速加熱を行い $\alpha\rightarrow\gamma$ 変態挙動を膨張変化測定により観察した。ところで、最初の γ 化処理後の5 K/sでの冷却途中には初析 α 変態は起こらず、2相域での等温保持によってのみ変態が観察された。従って、以下2相域での保持温度を初析 α 変態温度と呼ぶ。

初析 $\alpha\rightarrow\gamma$ 変態過程の組織観察には、上で述べた熱処理の種々の段階から He ガスによって急冷した試験片を用いた。これらの試験片の中心縦断面を研磨後3%ナイトールにより腐食して光顕組織観察を行った。

3. 実験結果

3.1 初析 $\alpha\rightarrow\gamma$ 変態挙動

3.1.1 初析 α 量および初析 α 変態温度の影響

最初の γ 化処理を1373 Kで行い、初析 α 変態温度1023 Kで保持時間を変えて初析 α 量を10%から70%と変化させた後の加熱時の α 量と加熱温度の関係を Fig. 1 に示す。加熱直前の初析 α 量が50%以下の場合、 α 量は加熱初期に若干の増加を示した後温度の上昇にともない減少している。この加熱初期での α 量の増加は、1023 Kで析出した初析 α 量が加熱途中の各温度での平衡 α 量より少なかったために生じたものである。一方、1023 Kで初析 α 変態をほぼ完了させた保持時間2100 sの場合には、温度の上昇にともない α 量は単調に減少している。初析 $\alpha\rightarrow\gamma$ 変態が完了する温度は、加熱直

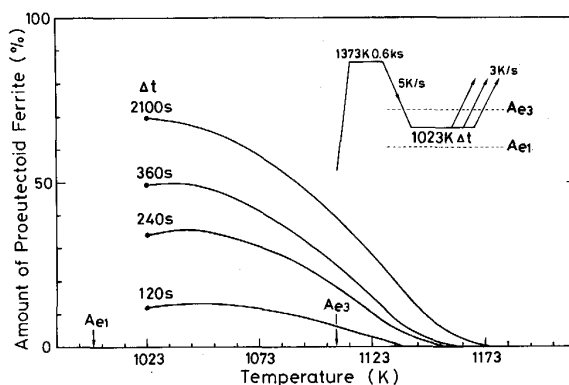


Fig. 1. Effect of initial amount of proeutectoid α on $\alpha\rightarrow\gamma$ transformation behavior during heating at 3 K/s from 1023 K in ($\alpha+\gamma$) region.

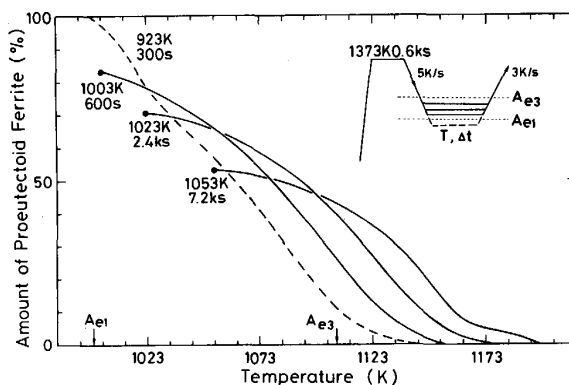


Fig. 2. Effect of $\gamma\rightarrow\alpha$ transformation temperature on $\alpha\rightarrow\gamma$ transformation behavior during heating at 3 K/s from ($\alpha+\gamma$) region.

前の α 量が多いほど上昇している。

Fig. 2 に初析 $\alpha\rightarrow\gamma$ 変態挙動におよぼす初析 α 変態温度の影響を示す。初期 γ 粒径は214 μm であり、各初析 α 変態温度での初析 α 変態はほぼ完了させてある。図中の破線は、比較のために示した A_{e1} 点以下の923 Kからのフェライト+パーライト ($\alpha+P$) 組織の γ 変態挙動である。この場合は縦軸の値として (100% - γ 量 (%)) をとっている。2相域からの γ 変態では、初析 α 変態温度が高いほど、加熱直前の初析 α 量が少ないにもかかわらず、 γ 変態完了温度が高くなっている。また、 A_{e1} 点以下からの ($\alpha+P$) 組織の γ 変態は、2相域からの γ 変態のいずれの場合と比較しても変態完了温度が低く γ 化が速い。この結果は、荻林ら⁴⁾の結果と一致している。

Fig. 3 は、種々の初析 α 変態温度 (T_α) からの初析 $\alpha\rightarrow\gamma$ 変態において γ 量が90%となった温度 $T_{0.9}$ を求め、加熱直前の初析 α 量に対して整理したものである。

初析 α 変態温度が一定の条件では、いずれの場合も初析 α 量が多いほど $T_{0.9}$ が上昇し γ 化が遅れている。この初析 α 量の増加にともなう $T_{0.9}$ の増加の度合いは、初析 α 変態温度が高いほど大きい。加熱前の初析 α 量が一定の条件で比較すると、初析 α 変態温度が高いほど $T_{0.9}$ が高く γ 化が遅れている。例えば初析 α 量が 30% の場合、初析 α 変態温度が 1003 K と 1073 K とでは $T_{0.9}$ に約 80 K もの差が生じている。

3.1.2 初期 γ 粒径の影響

Fig. 4 に初析 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態の $T_{0.9}$ におよぼす初期 γ 粒径の影響を示す。初析 α 変態温度は 1053 K で一定であり、加熱前の初析 α 量 (X_α) が 20%, 30% および 40% の場合の $T_{0.9}$ と初期 γ 粒径の関係を示している。加熱直前の初析 α 量にかかわらず、初期 γ 粒径が増加するほど $T_{0.9}$ はほぼ直線的に上昇している。すなわち、初

析 α 変態温度および初析 α 量が一定であっても、初期 γ 粒径が増加すると初析 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態が遅れることがわかる。

3.2 初析 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態過程の組織観察

Photo. 1 に ($\alpha + \gamma$) 2 相域からの初析 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態過程の顕微鏡観察結果を示す。これらは、1373 K で最初の γ 化処理を行い、2 相域温度の 1003 K で初析 α 変態をほぼ完了させた後、3 K/s での等速加熱途中の種々の温度から He ガスで急冷した試験片の顕微鏡組織である。a は加熱直前の 1003 K、b、c は加熱途中の 1088 K および 1173 K よりそれぞれ急冷した組織である。写真で白い部分が初析 α であり、黒く腐食された部分がガス冷却前に γ であったものが冷却によってラスマルテンサイトに変態したものである。加熱直前の a では、初析 α は γ 粒界だけでなく粒内にもウィドマン

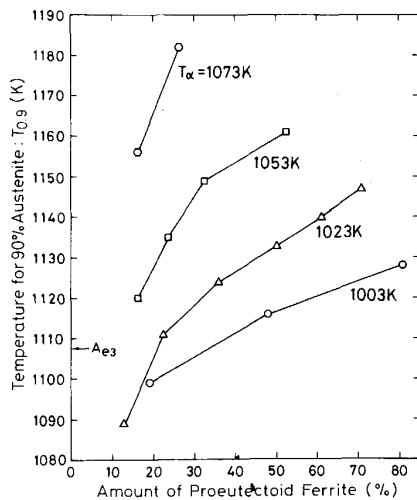


Fig. 3. Relation between temperature for 90% austenite ($T_{0.9}$) in $\alpha \rightarrow \gamma$ transformation during heating at 3 K/s from ($\alpha + \gamma$) region and initial amount of proeutectoid α just before the heating. T_α means $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation temperature.

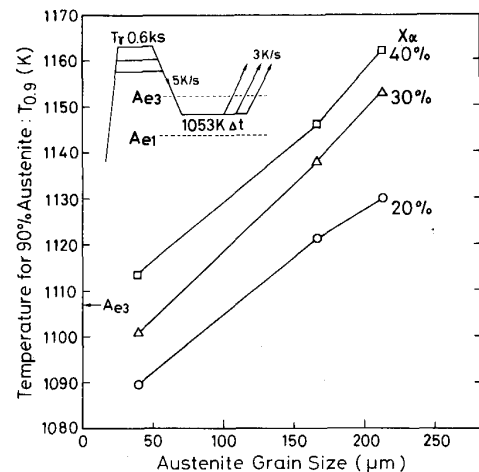


Fig. 4. Effect of initial austenite grain size on $T_{0.9}$ in $\alpha \rightarrow \gamma$ transformation during heating at 3 K/s from 1053 K. X_α means initial amount of proeutectoid α just before the heating.



a: 1003 K (Just before the heating) b: 1088 K c: 1173 K

Photo. 1. Optical micrographs showing $\alpha \rightarrow \gamma$ transformation process during heating at 3 K/s from 1003 K in ($\alpha + \gamma$) region.



a : 1053 K (Just before the heating) b : 1108 K c : 1213 K

Photo. 2. Optical micrographs showing $\alpha\rightarrow\gamma$ transformation process during heating at 3 K/s from 1053 K in ($\alpha+\gamma$) region.

ステッテン状に多く析出して γ を細かく分断している。温度上昇にともない、まず γ 粒内の薄いウイドマンステッテン α が消失して分断されていた γ が合体し (Photo. 1 b), 最後は γ 粒界に沿って析出していたフィルム状 α がやせて消失することによって γ 変態が完了している (Photo. 1 c). また c の γ 変態完了後の γ 粒径には初期 γ 粒径と比べて変化が認められない。

初析 α 変態温度 1053 K からの γ 化過程を Photo. 2 に示す。加熱直前の a では、初析 α が γ 粒界に塊状に析出しており、その組織は Photo. 1 a と大きく異なる。しかし、 γ 化の過程は Photo. 1 と同様で、加熱によって塊状 α がやせて消失することによって γ 変態が完了している (Photo. 2 b, c). この場合も、 γ 変態完了後の γ 粒の微細化は認められない。

以上のように ($\alpha+\gamma$) 2相域からの γ 化過程では、初析 α 中での新たな γ の核生成・成長は観察されず、 γ 変態は α/γ 界面の移動による既存の γ の成長、すなわち α の消失のみで進行することが明らかとなった。

3.3 初析 α サイズと $\alpha\rightarrow\gamma$ 変態挙動の関係

($\alpha+\gamma$) 2相域からの初析 $\alpha\rightarrow\gamma$ 変態は、初析 α がやせて消失することによって進行する。従って、その変態挙動は加熱直前の初析 α のサイズと密接に関係すると考えられる。そこで加熱前の初析 α 組織におよぼす初期 γ 粒径および初析 α 変態温度の影響を観察した。

Photo. 3 は、初期 γ 粒径を a 39 μm , b 214 μm と変化させた場合の初析 α の光顕組織である。初析 α 変態温度は 1053 K で α 量は約 35% である。初析 α の形態は両者とも塊状であるが、 γ 粒径の大きい b では α が著しく粗大となっている。

初期 γ 粒径を 214 μm と一定にして、初析 α 変態温度を a 1053 K, b 1023 K および c 1003 K と変化させた場合の初析 α 組織を Photo. 4 に示す。組織はいずれ

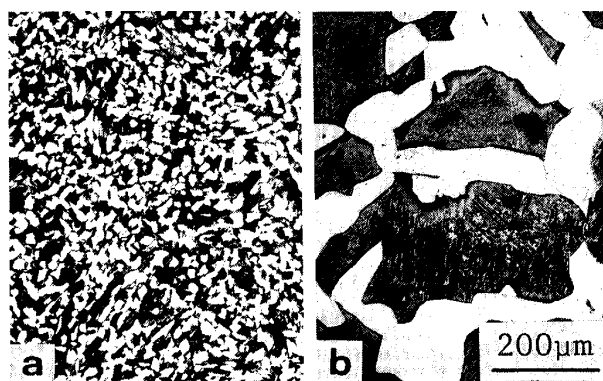
a : $D_\gamma = 39 \mu\text{m}$ b : $D_\gamma = 214 \mu\text{m}$

Photo. 3. Optical micrographs showing effect of initial γ grain size (D_γ) on proeutectoid α structure transformed at 1053 K. The amount of α was about 35%.

も初析 α 量が約 12% と少ない変態初期のものである。 α 変態温度が高い a では、 α は γ 粒界の三重点に優先的に析出しており、形態は塊状である。これに対して、変態温度が低い b および c では、 α は γ 粒界に沿って薄くフィルム状に析出している。初析 α の平均の厚さを求めると、塊状 α の a では 54 μm と大きい、フィルム状 α の b と c では、それぞれ 21 μm , 23 μm と同程度であった。

Photo. 5 に初析 α 変態がより進行した場合 (α 量が約 35%) の光顕組織を示す。初析 α 変態温度が 1053 K の a では、Photo. 4 a と比べて、塊状 α の数が増えると共に α 粒が大きく成長している。一方、変態温度が低い 1023 K の b と 1003 K の c では、 γ 粒内にウイドマンステッテン α が析出しており、その傾向はより低温の c で顕著である。初析 α のサイズに注目すると、初析 α 変態温度が低いほど小さくなっている。このよ



a: 1053 K b: 1023 K c: 1003 K

Photo. 4. Optical micrographs showing effect of $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation temperature on proeutectoid α structure ($X_\alpha = 12\%$).

a: 1053 K b: 1023 K c: 1003 K

Photo. 5. Optical micrographs showing effect of $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation temperature on proeutectoid α structure ($X_\alpha = 35\%$).

うな変態温度の低下にともなう初析 α の形態およびサイズの変化は、従来の研究結果¹¹⁾と一致している。

以上の組織観察から得られた加熱直前の初析 α サイズと、初析 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態において γ 量が 90% となる温度 $T_{0.9}$ の関係をまとめると Fig. 5 のようになる。ここで α サイズの測定にあたっては、塊状 α 組織では塊状 α の平均の厚さを、フィルム状 α (+ウイドマンステッテン α) 組織では、 γ 粒界に沿って析出したフィルム状 α が最後に消失し γ 変態完了を律速する (Photo. 1) ことから、その平均の厚さを α サイズとした。図中の黒印は塊状 α 組織、白印はフィルム状 α 組織を、○、△ および □ の印は、初期 γ 粒径がそれぞれ 214 μm 、167 μm および 39 μm であることを示している。また T_α は初析 α 変態温度である。Fig. 5 より、諸因子の違いによらずデータはほぼ直線につており、加熱直前の α サイズが大きいほど $T_{0.9}$ が高く γ 変態完了が遅れることがわかる。この結果より、($\alpha + \gamma$) 2 相域からの加熱時の初析 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態挙動は、初期 γ 粒径、初析 α 変態温度、初析 α 量さらに初析 α の形態の違いによらず、加熱直前の初析 α のサイズだけに支配され、 α サイズが

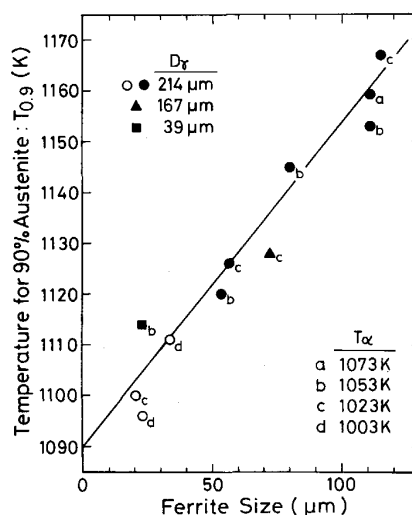


Fig. 5. Relation between $T_{0.9}$ in $\alpha \rightarrow \gamma$ transformation during heating at 3 K/s from ($\alpha + \gamma$) region and proeutectoid α size just before the heating. Solid and open marks mean globular α and film like α , respectively. D_γ and T_α mean initial austenite grain size and $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation temperature, respectively.

大きいほど γ 変態が遅れることが明らかとなった。従って、3・1で示した γ 変態挙動におよぼす初期 γ 粒径、初析 α 変態温度および初析 α 量の影響は、これら諸因子の初析 α サイズにおよぼす影響を通して現れたと結論できる。

4. 考 察

4・1 (α+γ) 2相域からの初析 α→γ 変態過程

(α+γ) 2相域からの等速加熱時の初析 α→γ 変態において、本研究で採用した加熱速度 3 K/s の場合には、初析 α 中における γ の核生成・成長は観察されず、既存の γ の成長のみで変態が進行した。この点について検討する。

初析 α 中に γ が核生成する場合、α/α 界面 (α 粒界) が優先サイトになると考えられるが、そのサイト数および界面エネルギーの評価が難しく、核生成速度についての詳しい議論はできない。そこで、初析 α 中での γ の核生成は加熱時に瞬時に起こるとして、α 中で核生成した γ の成長速度を既存の γ の成長速度と比較することによって、α 中での γ の核生成・成長の難易を検討する。

Fig. 6 の (a) に Fe-C 状態図の模式図を、また (b)、(c) に (α+γ) 2相域からの初析 α→γ 変態において、既存の γ の成長および α 中で核生成した γ の成長が起こる場合の炭素濃度プロファイルをそれぞれ模式的に示す。Fig. 6 (b)、(c) に示す破線は、炭素量 C₀ の試料において 2相域温度 T₁ で初析 α 変態が完了し、炭素量 C_α⁰ の α と C_γ⁰ の γ からなる平衡 2相状態となつた際の炭素濃度プロファイルである。また実線は、T₁ から γ 単相域の T₂ 温度に急速加熱保持したときの γ 変態途中

の濃度プロファイルである。(b) に示す既存の γ の成長では、α/γ 界面で α の炭素量が C_{αγ}、γ の炭素量が C_{γα} となる局部平衡が成り立ち、α および γ 両相からの α/γ 界面への炭素の拡散によつて γ が成長 (すなわち α が消失) する。一方 (c) に示す初析 α 中に核生成した γ は、α 中での炭素の拡散のみによつて成長する。ZENER の解析¹²⁾に従つて、α 中での炭素濃度勾配を直線と仮定し、α 中に核生成した γ の厚さ (δ) と温度 T₂ での保持時間 (t) の関係を求めると (1) 式となる。

$$\delta = \beta \sqrt{t}, \beta = \sqrt{\frac{D_{\alpha}^{\gamma}(C_{\alpha}^0 - C_{\alpha\gamma})^2}{(C_{\gamma\alpha} - C_{\alpha}^0)(C_{\gamma\alpha} - C_{\alpha\gamma})}} \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここで D_α^γ は α 中での炭素の拡散係数である。既存 γ の成長の場合、α および γ 両相から α/γ 界面へ炭素が流入する (Fig. 6(b)) が、ここでは γ 相からの炭素流入のみで変態が進行すると仮定する[†]。(1) 式の場合と同様に γ 中での炭素濃度勾配を直線と仮定し、さらに既存 γ 部からの流出炭素量と (τ₀-τ) 間の成長 γ 部への流入炭素量が等しい (Mass balance) とすると、初析 α の厚さ (τ) の時間変化は次式で表される。

$$\tau = \tau_0 - \lambda \sqrt{t}, \lambda = \sqrt{\frac{D_{\gamma}^{\alpha}(C_{\gamma}^0 - C_{\gamma\alpha})^2}{(C_{\alpha}^0 - C_{\alpha\gamma})(C_{\gamma\alpha} - C_{\alpha\gamma})}} \quad \dots\dots\dots (2)$$

ここで τ₀ は t=0 での α の厚さ、D_γ^α は γ 中での炭素の拡散係数である。この (2) 式は AARON ら¹³⁾が板状析出物の溶解の速度式として導出したものと同じ形となっている。

(1)、(2) 式における λ と β は、初析 α 変態において従来報告されている¹⁴⁾ α 成長の Parabolic rate constant と同じ意味を持つ係数であり、α/γ 界面の移動速度の大きさを表す。従つて種々の加熱保持温度 T₂ での λ と β の値を比較することによつて、既存の γ および初析 α 中に新たに生成した γ の成長速度の大きさを検討できる。T₁ として 1003 K をとり、この温度から 1173 K までの種々の温度 T₂ に加熱保持したときの λ と β の値、およびこれらの比 λ/β を Fig. 7 に示す^{†2}。λ/β の値に注目すると、1023 K では 6 以上と大きい、温度の上昇とともに減少して 1173 K では 1 以下となつている。炭素の拡散速度は γ 中よりも α 中の方が大きい。し

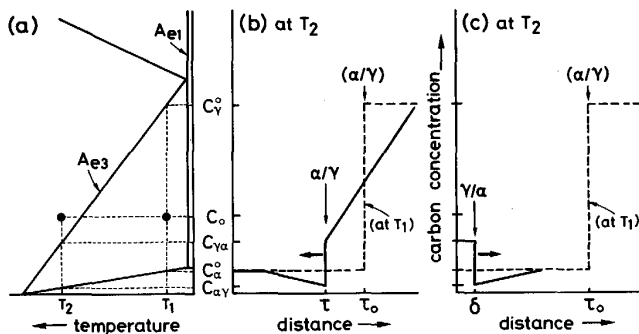


Fig. 6. Schematic illustrations of Fe-C phase diagram (a), and of carbon concentration profiles at T₂ during growth of pre-existed γ (b) and of newly nucleated γ in α (c) when specimen is up-quenched from T₁ in (α+γ) region to T₂ in γ region. Broken lines in (b) and (c) indicate carbon concentration profiles at T₁ in (α+γ) region.

† Fig. 7 で示すように既存 γ の成長の場合、α 相から界面への炭素流入速度 (図中の β で表される) と比べて γ 相からの炭素流入速度 (λ で表される) の方が大きく支配的である。

†2 計算にあたっては拡散係数として、D_α^γ [m²/s] = 6.2 × 10⁻⁷ exp(-Q₁/RT), Q₁ = 80.6 kJ/mol¹⁵⁾ および D_γ^α [m²/s] = 1.5 × 10⁻³ exp(-Q₂/RT), Q₂ = 143 kJ/mol¹⁵⁾ を用い、C_{αγ} および C_{γα} は状態図より求めた。

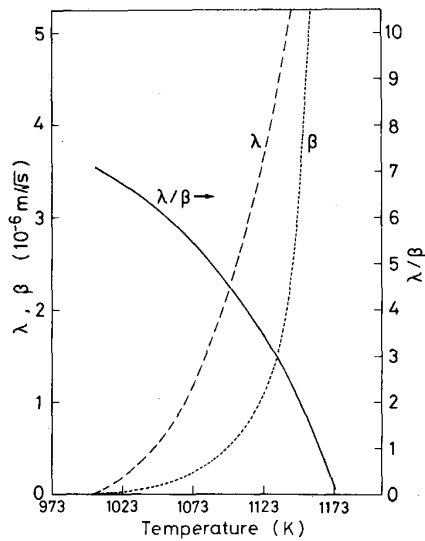


Fig. 7. Change in parabolic rate constants of λ and β , and λ/β with temperature to which specimen is up-quenched from 1003 K. λ and β were obtained from equations (1) and (2).

かし、 γ 中での炭素濃度勾配が α 中での勾配と比べて非常に大きい低温域では λ の方が β よりも大きくなる。Fig. 7の結果より、加熱保持温度が低いほど成長速度は既存の γ の方が大きく、 α 中での新たな γ の核生成・成長が起こりにくいといえる。さらに等速連続加熱の場合には、加熱速度が小さいほど α 中での新たな γ の生成が起こりにくいといえる。本研究の初析 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態では、Fig. 1で示したように、初析 α 量が少ない場合でも1073 K以下の温度から初析 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態の進行が観察された。Fig. 7からわかるように1073 K以下の温度では λ/β の値が5以上と大きいので、初析 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態は主に既存の γ の成長によって進行するであろう。このようにして温度が上昇し λ/β が小さくなる1173 Kに到達したとしても、この温度ではすでに α の炭素濃度が減少して過飽和度が小さくなっているために、 α 中での γ の核生成は起こりにくいと考えられる。

4.2 ($\alpha + \gamma$) 組織と ($\alpha + P$) 組織の γ 化挙動の比較

($\alpha + P$)組織の γ 化は、($\alpha + \gamma$) 2相域からの($\alpha + \gamma$)組織の γ 化と比べてより低温で変態が完了することをFig. 2に示した。この両組織の γ 変態挙動の違いについて検討する。

木下と上田⁹⁾は、0.21% C-1% Cr鋼を用いて($\alpha + P$)組織を加熱速度2 K/sで昇温したときの γ 化過程の組織観察を行った。その結果、温度上昇にともない、まず α/P 境界およびPコロニー境界において核生成した γ が周囲の α およびPを食って成長して最初にP部が消失

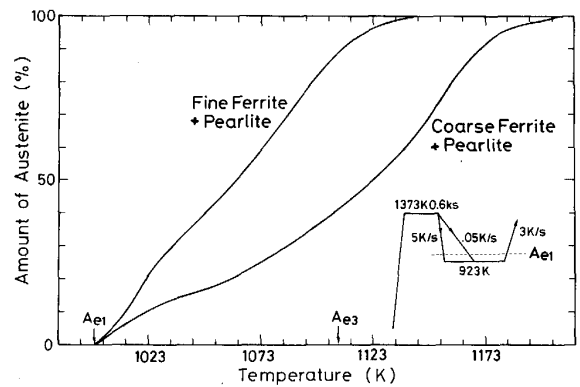


Fig. 8. Effect of α size on ($\alpha + P$) \rightarrow γ transformation behavior during heating at 3 K/s from 923 K.

し、さらに温度が上昇すると γ が残存した α を食って成長し、 α がやせて消失することによって γ 変態が完了すると報告している。また、 α 中での γ の核生成は確認されなかったと報告している。木下と上田⁹⁾が示したP消失後の γ 変態の進行過程は、本研究で示した($\alpha + \gamma$) 2相域からの γ 変態過程と全く同じである。従って、その γ 変態の完了は($\alpha + P$)組織の α のサイズが大きいほど遅れるはずであり、場合によっては2相域からの($\alpha + \gamma$)組織の γ 化より遅れることもあるはずである。

このことを確認するために次の実験を行った。まず最初の γ 化を1373 Kで行い、その後粗大な初析 α 組織を得るために0.05 K/sの速度で冷却してA_{e1}点以下の923 Kに保持してP変態させた。この場合、初析 α 変態は冷却途中の約1070 Kと高温より開始し、最終の($\alpha + P$)組織における初析 α サイズは125 μm と粗大であった。この(粗大 $\alpha + P$)組織を923 Kより3 K/sで等速加熱した時の γ 変態曲線をFig. 8に示す。図中には、5 K/sの冷却で得られた初析 α サイズ15 μm の(微細 $\alpha + P$)組織の γ 変態曲線を併せて示してある(これはFig. 2で破線で示した結果を書き直したものである)。 γ 変態開始温度は両者で同じであるが、変態完了温度は(粗大 $\alpha + P$)組織の方が高くなっており、同じ($\alpha + P$)組織であつても初析 α サイズが大きいと γ 化が遅れることがわかる。 γ 量が90%となる温度 $T_{0.9}$ を求めると、(微細 $\alpha + P$)組織では1110 K、(粗大 $\alpha + P$)組織では1172 Kである。この結果をFig. 5にプロットするならば、データはほぼ直線上に乗る。

以上の結果より、Fig. 2で示した($\alpha + P$)組織の γ 変態が($\alpha + \gamma$) 2相域からの γ 変態と比べて速いという結果は、($\alpha + P$)組織の一般的特徴ではなく変態温度が低いために(微細 $\alpha + P$)組織であつたことに起因

するもので、初析 α サイズが大きければ ($\alpha + P$) 組織の γ 変態もその完了が遅れることが明らかとなつた。すなわち、($\alpha + \gamma$) 組織および ($\alpha + P$) 組織の両者とも、その γ 変態完了温度は加熱前の α のサイズによつて支配されると結論できる。

本研究によつて、初期 γ 粒径、初析 α 変態温度および初析 α 量が増加するほど初析 α サイズが大きくなり、2相域からの初析 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態が遅れることが明らかとなつた。この結果より、連続鋳造の際に一度生成した初析 α は、復熱時に γ 化しにくいという傾向⁴⁾は、連鋳材では初期 γ 粒径が極めて大きいことが主な原因であると考えられる。つまり初期 γ 粒径が大きい場合、少量の α が生成しても個々の α サイズは大きくなるためである。例えば、初期 γ 粒径が 100 μm と 1 mm の試料で 30% の α が析出した場合で、 α がすべて γ 粒界に沿つてフィルム状に析出したとすると、その厚さは γ 粒径 100 μm で約 13 μm であるが、 γ 粒径 1 mm では約 130 μm と大きくなる。Fig. 5 の結果を用いるならば、両者の $T_{0.9}$ には約 80 K の相違があり、 γ 粒が粗大になると γ 化完了温度が著しく高温になることがわかる。

5. 結 言

0.18% 炭素鋼を用いて、($\alpha + \gamma$) 2相域からの等速加熱時の初析 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態挙動におよぼす初期 γ 粒径、2相域での初析 α 変態温度および初析 α 量などの諸因子の影響について検討した。さらに加熱前の初析 α 組織および加熱時の初析 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態過程を観察することによつて、2相域からの初析 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態の特徴および初析 α 組織と γ 変態挙動の関係を明らかにした。得られた主な結果は次のとおりである。

(1) 初期 γ 粒径および2相域での初析 α 変態温度を一定にして初析 α 量を変化させた場合、 α 量が多いほど γ 変態が完了する温度が高くなり γ 化が遅れる。加熱直前の初析 α 量が一定の条件では、初期 γ 粒径が大きいほど、また初析 α 変態温度が高いほど γ 化が遅れる。

(2) ($\alpha + \gamma$) 2相域からの初析 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態過程では、初析 α 中に新たな γ の核生成・成長は観察されず、既存

の γ の成長すなわち α の消失のみによつて変態が進行する。また、 γ 変態完了直後に γ 粒の微細化も観察されない。

(3) 初析 α のサイズは、 α 量が増加するほど大きくなる。一定の初析 α 量では、初期 γ 粒径が大きいほど、また初析 α 変態温度が高いほど、 α のサイズは大きくなる。

(4) 初析 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態において γ 量が 90% となる温度を、加熱前の初析 α のサイズで整理すると、初期 γ 粒径、初析 α 変態温度、初析 α 量さらに初析 α の形態の違いによらずデータは一つの直線にのり、初析 α のサイズが大きいほど γ 変態の完了が遅れる。このことは、 γ 変態が既存の γ/α 界面の移動による α の消失のみで進行することから説明できる。また、本研究で明らかになつた γ 変態挙動におよぼす諸因子の影響は、これら諸因子の初析 α サイズにおよぼす影響を考慮することで統一的に理解される。

文 献

- 1) 鈴木洋夫, 西村 哲, 山口重裕: 鉄と鋼, **65** (1979), p. 2038
- 2) Y. MAEHARA and Y. OHMORI: Mater. Sci. Eng., **62** (1984), p. 109
- 3) 牧 正志, 長道常昭, 阿部直樹, 田村今男: 鉄と鋼, **71** (1985), p. 1367
- 4) 荻林成章, 向井達夫, 辻野良二, 鈴木洋夫, 阿部義男, 内藤俊太: 連続鋳造における力学的挙動(日本鉄鋼協会編) (1985), p. 184
- 5) M. BAEYERTZ: Trans. ASM, **30** (1942), p. 755
- 6) T. G. DIGGS and S. J. ROSENBERG: Trans. ASM, **31** (1943), p. 753
- 7) G. A. ROBERTS and R. F. MEHL: Trans. ASM, **31** (1943), p. 613
- 8) A. E. NEHERBERG: Trans. AIME, **188** (1950), p. 162
- 9) 木下修司, 上田武司: 鉄と鋼, **59** (1973), p. 1261
- 10) 田村今男, 成吉幸雄, 下岡貞正, 中島雄二郎: 鉄と鋼, **64** (1978), p. 568
- 11) 例えば H. I. AARONSON: Decomposition of Austenite by Diffusional Process, ed. by V. F. ZACKAY and H. I. AARONSON (1962), p. 387 [John Wiley & Sons, New York]
- 12) C. ZENER: J. Appl. Phys., **20** (1949), p. 950
- 13) H. B. AARON, D. FAIRSTEIN and G. R. KOTLER: J. Appl. Phys., **41** (1970), p. 4404
- 14) 例えば 榎本正人: 鉄と鋼, **70** (1984), p. 1648
- 15) J. ASKILL: Tracer Diffusion Data for Metals, Alloys, and Simple Oxides (1970) [IFI/Plenum, New York]