

制御圧延後の加速冷却における 低炭素鋼のフェライト細粒化機構

論 文

阿部 隆*・東田幸四郎*²・小指 軍夫*³

Ferrite Grain Refinement through Accelerated Cooling after Controlled Rolling in Low Carbon Steels

Takashi ABE, Koshiro TSUKADA and Isao KOZASU

Synopsis:

To make clear the ferrite grain refinement behavior of low carbon steels through accelerated cooling after controlled rolling, study was focussed on the transformation behavior and the ferrite nucleation behavior in continuous and isothermal transformation. Combination of strain imposed in unrecrystallization region and increase in supercooling by accelerated cooling caused remarkable increase of intragranular nucleation which resulted in ferrite grain refinement. Even small strain which could not produce deformation band and deformed annealing twin caused intragranular ferrite nucleation. The number of intragranular nuclei decreased as recovery and recrystallization progressed before transformation. It was suggested that intragranular nucleation sites were dislocation, cell structure, sub-grain boundary and inclusions which could not act as nucleation site under condition of controlled rolling. It was concluded that accelerated cooling brought about ferrite grain refinement by promotion of intragranular nucleation on the proper sites and suppression of grain growth.

Key words: low carbon steel; grain refinement; accelerated cooling; controlled rolling; transformation.

1. 緒 言

厚鋼板における制御圧延後の加速冷却はフェライト細粒化および変態強化を通じて材質の改善をもたらす。特に強靱化に関しては細粒化の効果が大きい。このため近年、加速冷却設備開発が進む¹⁾とともに、その強靱化作用を利用した優れた特性を有する種々の鋼板が製造されるに至っている²⁾。

従来、加速冷却によるフェライト細粒化は①フェライト変態開始温度 A_{r3} の低下作用、②オーステナイト(γ)→フェライト(α)変態過程での粒成長の抑制効果とにより定性的に説明されてきた³⁾。また、核生成・成長の観点から検討が行われており、細粒化は制御圧延による有効界面積 S_v の増大と、加速冷却による過冷度の増加に伴う核生成の増大とによりもたらされることが指摘されている⁴⁾。

制御圧延を前段階とする加速冷却においては変態特性に対する未再結晶域での加工の影響を考慮する必要があ

る。これに関しては、 γ 域での加工量の増大により、その後の変態におけるフェライト核生成速度が増加することが示されている⁵⁾。さらに、その際の核生成サイトについても幾つかの検討が加えられており、粒界以外の粒内フェライト核生成サイトとして①変形帯②双晶境界が挙げられ³⁾⁶⁾、また、その他に③第二相(炭窒化物)④亜粒界が考えられることが指摘されている⁶⁾。さらに、これら以外にも粒内そのものからのフェライトの核生成サイトとして Deformation kink band が推察されている⁷⁾。また、未再結晶 γ 域での加工による効果として粒界における核生成速度そのものの増加が挙げられており、その影響が大きいことが示されている⁸⁾⁹⁾。

しかしながら、上述の核生成サイトに対する検討は制御圧延条件を前提としたものが多く、加速冷却による固有の効果を論じたものは少ない¹⁰⁾。また、特に粒内における核生成サイトに関しては必ずしも一致した結論が得られていないのが現状であり、また、不明確な点も多いように思われる。

昭和 59 年 10 月、昭和 60 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 62 年 1 月 21 日受付 (Received Jan. 21, 1987)

* 日本鋼管(株)鉄鋼研究所 (Steel Research Center, Nippon Kokan K. K., 1-1 Minamiatarida-cho Kawasaki-ku Kawasaki 210)

*2 日本鋼管(株)技術開発本部 (Engineering, Research & Development Division, Nippon Kokan K. K.)

*3 日本鋼管(株)鉄鋼研究所 工博 (Steel Research Center, Nippon Kokan K. K.)

そこで、本研究では加速冷却におけるフェライト細粒化機構の解明を目的として、(1)加工 γ からの連続冷却変態における変態特性と変態組織との関連、(2)等温変態による核生成の観点からの検討、を行った。さらには、核生成サイトの明確化を図る目的で、従来検討されることの少なかつた γ 加工後の回復・再結晶の変態挙動への影響⁶⁾¹¹⁾についても併せて検討した。

2. 実験方法

2.1 供試鋼

供試鋼の化学成分を Table 1 に示す。A1~A7 までは、加速冷却によつて製造される引張強さ 50 kgf/mm² 級低温用鋼の代表的成分である 0.09% C-1.45% Mn 鋼をベースとし、これに Ni, Nb をそれぞれ 0.8%, 0.015% まで変化させた系である。これらは、主に変態挙動におよぼす合金元素・微量元素の影響を加速冷却効果と対比させる目的で準備した。一方、B1, B2 は変態途中からの急冷処理による組織凍結を容易にするため C, Mn 量を高めたもので、変態過程あるいはフェライト核生成挙動の観察に用いた。これらの供試鋼は A1~A7 鋼については実験室真空溶解炉にて、また B1, B2 鋼については大気溶解炉にて溶製した。

2.2 試験条件および測定方法

熱間加工シミュレーター (容量 5 tf) により、直径 8

mm 長さ 12 mm の試験片を用い種々の条件のもとで熱間加工と冷却を組み合わせた試験を行った。加工・冷却条件を Fig. 1 に示す。(a)(b) は連続冷却変態、(c) は等温変態条件である。連続冷却条件においては、変態過程、変態後の組織観察ならびに変態点の測定を行った。冷却後の試験片縦断面中心部分の 1.5 mm 平方の視野において変態組織を観察し、フェライト粒径 d_a をリニアアナライザーにより測定した。また、変態点は非接触電子光学式に基づいた膨脹収縮量より検出した。この方法により検出した変態開始点は、冷却途中からの急冷組織の観察による変態点と良い一致を示した。一方、(c) に示される等温変態条件はフェライト核生成におよぼす加工量・変態温度・時間の影響を明確にする目的で行つたものである。種々の段階の等温変態組織を急冷凍結し断面観察して、画像処理装置によりフェライト粒の生成数と粒径とを測定した。なお、フェライト粒生成数の測定は旧 γ 粒内、粒界に分離して行つたが、粒界生成数は旧 γ 粒界に接していると判断される粒のみを測定した。

3. 結 果

3.1 変態開始温度と変態組織

フェライト変態開始温度 A_{r3} におよぼす Ni, Nb および冷却速度の影響を Fig. 2 に示す。Ni の添加は本実験の範囲においては冷却速度によらず A_{r3} を直線的に低下

Table 1. Chemical composition (wt%).

Steel	Variables	C	Si	Mn	P	S	Ni	Nb	Ti	Sol. Al	T. N
A1	Base	0.091	0.25	1.44	0.013	0.0016	tr.	tr.	0.005	0.056	0.0018
A2	Ni	0.089	0.25	1.47	0.011	0.0017	0.20	tr.	0.005	0.051	0.0018
A3		0.091	0.25	1.45	0.011	0.0014	0.50	tr.	0.005	0.052	0.0019
A4		0.091	0.25	1.46	0.011	0.0014	0.82	tr.	0.005	0.052	0.0020
A5	Nb	0.089	0.25	1.42	0.011	0.0020	tr.	0.006	0.005	0.055	0.0020
A6		0.088	0.25	1.44	0.012	0.0019	tr.	0.011	0.005	0.056	0.0023
A7		0.089	0.25	1.43	0.012	0.0020	tr.	0.015	0.005	0.058	0.0019
B1	—	0.317	0.25	0.78	0.007	0.0050	tr.	tr.	tr.	0.025	0.0060
B2	—	0.158	0.22	1.85	0.006	0.0038	tr.	tr.	tr.	0.026	0.0065

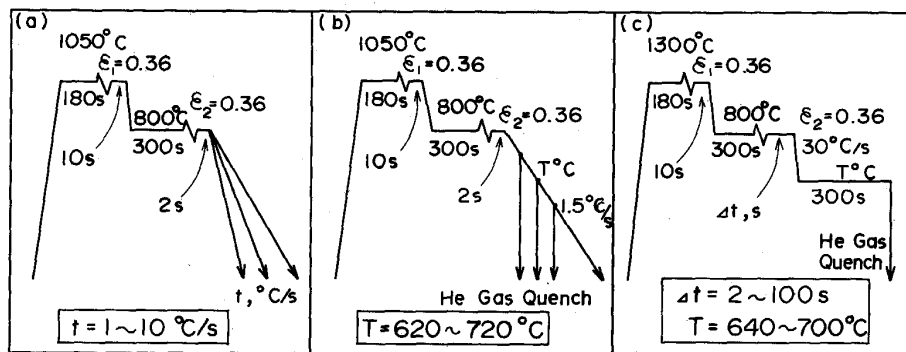


Fig. 1. Test conditions in hot working simulator in continuous cooling transformation (a) (b), and in isothermal transformation (c).

させ¹²⁾, 1%添加あたり50~60°Cの低下が認められる。同様に, Nbは微量の添加によつても空冷相当(1°C/s: 板厚15mm程度)を含むいずれの冷却速度においても A_{r3} の低下をもたらされることがわかる。このことは, 従来報告されているNbの焼入れ性向上効果⁶⁾¹³⁾と対応するものである。これは, 固溶状態のNbが作用しているものと考えられる。従つて, 低温 γ 域での加工が十分なされ, Nb(CN)のひずみ誘起析出が生じ固溶Nbが確保できないような場合には A_{r3} への影響は現われない¹²⁾。

一方, Fig. 2(c)に A_{r3} におよぼす冷却速度の影響を整理した。冷却速度の増加に伴い, いずれの鋼種においても A_{r3} の低下が認められ, その低下の傾向は冷却速度 V_c の対数 $\log V_c$ との関係で整理される。

Fig. 3に連続冷却変態後に得られるフェライト粒径におよぼす諸因子の影響を示す。Fig. 3(a)(b)にNi, Nbを添加した場合, (c)に冷却速度を変えた場合の変化がそれぞれ示されている。同図から, 冷却速度の増加に伴つてフェライト粒の著しい細粒化が生ずることが特徴として認められる。冷却速度が1°C/sから10°C/sへ

と増すことによつて30~40%の著しい粒径減少が生ずるが, この値は0.82%Ni添加によつて生ずる3~4%の軽微な細粒化と対照的である。すなわち, 元素添加の影響よりも冷却速度を変えた方が変態組織, 特にフェライトの細粒化に対し大きな影響を有することが示されている。

以上の結果に基づいて, A_{r3} を基準とした場合にフェライト粒径の変化がどのように表されるかをFig. 4に整理した。同図から元素添加, 加速冷却ともに A_{r3} を低下させ, かつフェライトを細粒化させることがわかるが, 両者の傾向には非常に大きな差異が認められる。成分添加は A_{r3} を大きく低下させるが, その割合に比してフェライト細粒化にはそれほど寄与しない。一方, 加速冷却は A_{r3} の低下よりもむしろ細粒化への影響が大きい。このことは, 加速冷却による細粒化効果が単に A_{r3} 低下作用によつてのみ説明されるものではなく, 他の因子により大きく支配されることを示すものであるといえる。

3.2 変態過程の観察

加速冷却によりもたらされる細粒化が何に起因してい

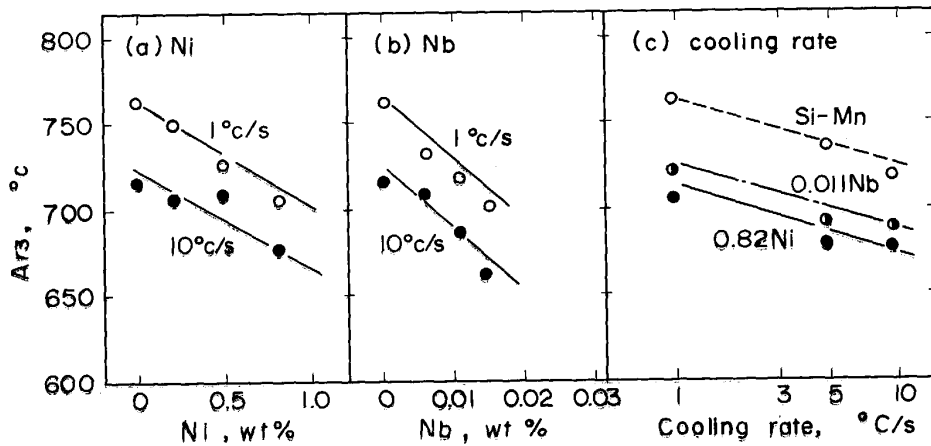


Fig. 2. The effect of Ni, Nb and cooling rate on ferrite transformation temperature A_{r3} .

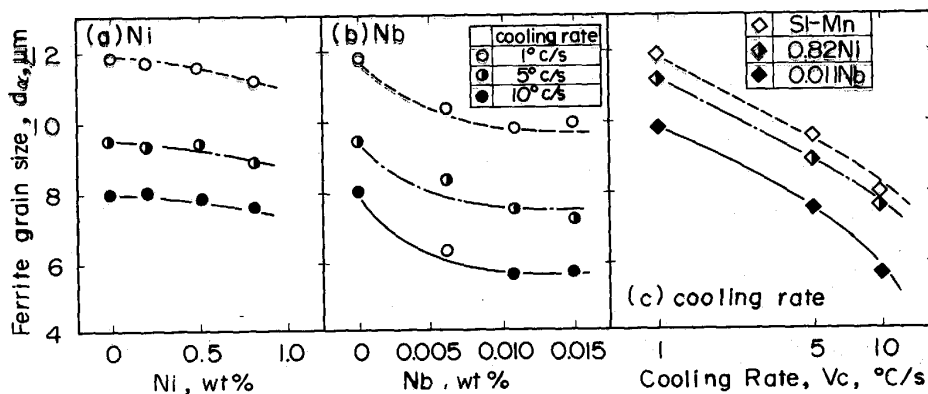


Fig. 3. The effect of Ni, Nb and cooling rate on transformed microstructure.

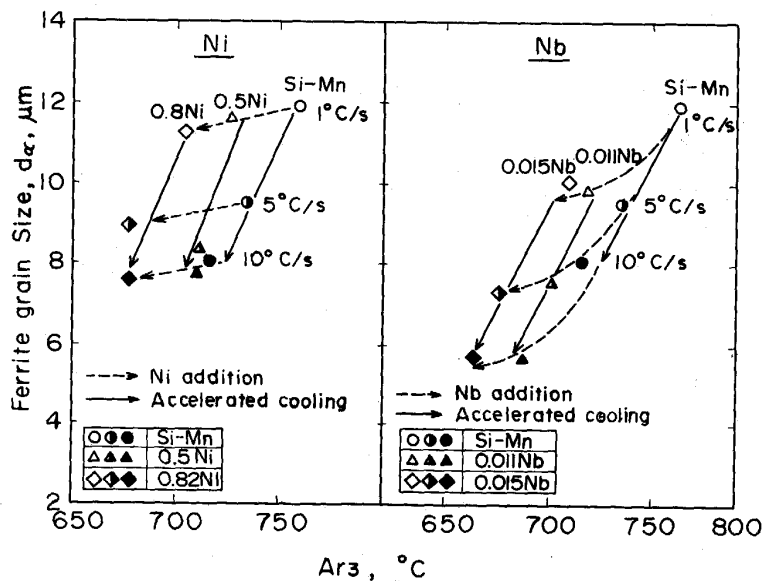


Fig. 4. Change of ferrite grain size with variation of Ni, Nb amount and cooling rate.

るのかを明確にするためには、変態がどのように進行しているのかを検討する必要がある。ここでは連続冷却変態過程の観察を行うことにより現象の把握を試みた。

Fig. 5はB1鋼(0.317% C-0.78% Mn)を1°C/sおよび5°C/sで連続冷却した場合のフェライト変態の進行過程を示すものである。フェライト変態率の測定は連続冷却途中からの急冷による組織凍結後、フェライト体積率を測定することにより求めた。

同図より空冷相当(1°C/s)と加速冷却条件(5°C/s)とを比較すると、加速冷却により①変態温度域の低温側への移行②変態温度域の拡大、がもたらされることがわかる。すなわち、1°C/sの条件下では $Ar_3=706^\circ\text{C}$ から変態が開始し680°Cでフェライト変態がほぼ完了しているのに対し、加速冷却条件では Ar_3 が690°Cに低下するとともに、変態完了温度が620°Cへと大きく拡大している。冷却速度が増加するにつれて変態温度域はいつそう拡大すると考えられる。この変態温度域の低温側への拡大が加速冷却の影響の大きな特徴といえる。

次に変態過程におけるフェライト粒成長の観察を行った。まず、1°C/sでの空冷条件においては、 Ar_3 のわずか6°C下の700°Cで既に50%のフェライトが生じているが、Fig. 5中に示されるようにその粒径は最終的に得られる粒径の90%にも達している。その後、20°Cの温度低下による変態進行で、ほぼ最終的に得られる粒径を持つフェライトが形成される。すなわち、空冷条件においては生成したフェライトの粒成長が著しく大きい。これに対し5°C/sでの加速冷却条件では、空冷条件の特徴である Ar_3 直下での急激な変態の進行と粒成長とが認められず、フェライトの粒成長が抑制されていること

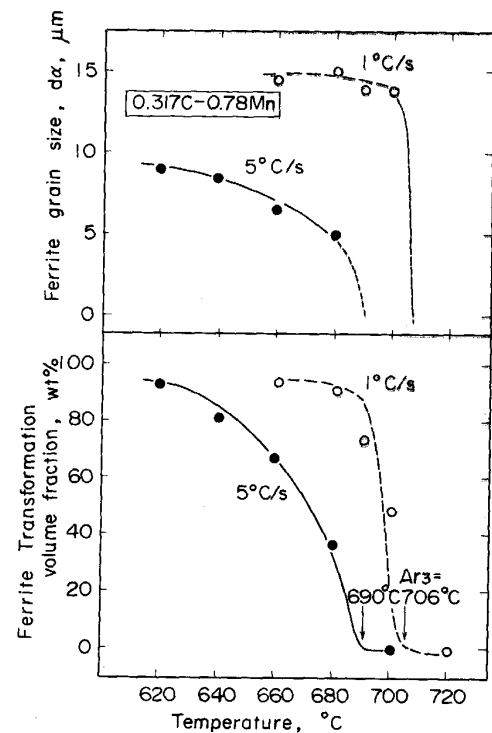


Fig. 5. Effect of cooling rate on transformation process.

が示されている。すなわち、加速冷却によるフェライト細粒化効果の一つとして、変態過程における粒成長の抑制が指摘できる。これは従来得られている定性的な傾向と一致する³⁾。

3.3 フェライト核生成挙動

前節では粒成長について若干の検討を加えたが、ここではフェライト核生成挙動の観点からの検討を行う。加

速冷却によつてもたらされる変態温度域の低温側への拡大が核生成挙動に対して大きな影響をおよぼすことが十分考えられるからである。

初めに、核生成挙動に対する変態温度の影響を明らかにするため未再結晶域で加工を与えた後、直ちに ($\Delta t = 2s$) $700 \sim 640^\circ\text{C}$ の範囲の種々の温度で等温変態させ各温度における変態の進行を観察した。この場合、観察を容易にするために Fig. 1(c) に示されるように初期加熱温度を 1300°C と高温に設定しており、さらに等温変態後の急冷による組織凍結を完全にするため供試鋼は 1.85% Mn まで Mn 量を高めた B2 鋼を用いた。

Photo. 1 に等温変態温度を $700, 680^\circ\text{C}$ とし $t = 300s$ 保持して等温変態させた場合の変態組織を示す。 $T = 700^\circ\text{C}$ の比較的高温域の結果をみると主に旧 γ 粒界に沿つてフェライトが生成していることがわかる。この場合、生成サイトのほとんどが粒界である。これに対し $T = 680^\circ\text{C}$ と変態温度が低下するとフェライト生成量が増加するとともに生成サイトが旧 γ 粒界のほかにも粒内にも散在するようになる。さらに等温変態温度が低温になると旧 γ 粒界の識別が容易に判断できなくなる程度に全面からほぼ均一に多数のフェライトが生ずるようになった。これらの条件では等温変態温度の最も高い 700°C の場合でも Photo. 1 に示されるように未再結晶状態であり、等温保持中に再結晶が進行するようなことは認められな

かつた。

このような観察結果に基づきフェライト核生成数を旧 γ 粒界上および粒内に分類して画像処理装置により測定した。その結果を単位面積あたりの核生成数 N_c として Fig. 6 に示す。同図より①等温変態温度が低温になるに従い核生成数が著しく増加すること②粒界核生成数は変態温度によりほとんど変化しないが、粒内からの核生成は変態温度の低下に伴い著しく増加すること③その結果、高温域 ($T = 690 \sim 700^\circ\text{C}$) では粒界のみが優先析出サイトであるのに対し低温域 ($T \leq 680^\circ\text{C}$) では逆に粒界よりもむしろ粒内からの核生成が優位になること、などが示される。

以上の結果から、加速冷却によるフェライト細粒化効果は変態温度域の低温側への拡大によりもたらされるものであり、前節で述べたフェライトの成長抑制効果とともに、未変態 γ 粒内をサイトとした粒内核生成の著しい促進効果、とにより説明されるものであることがわかる。

4. 考 察

4.1 粒内フェライト核生成サイト

従来、加工 γ の粒内フェライト核生成サイトとしては、前述したように①変形帯②双晶境界③第二相④亜粒界、あるいは⑤変形を受けた焼鈍双晶¹⁴⁾、が考えられている³⁾⁶⁾。これらの核生成サイトの多くは未再結晶 γ 域で

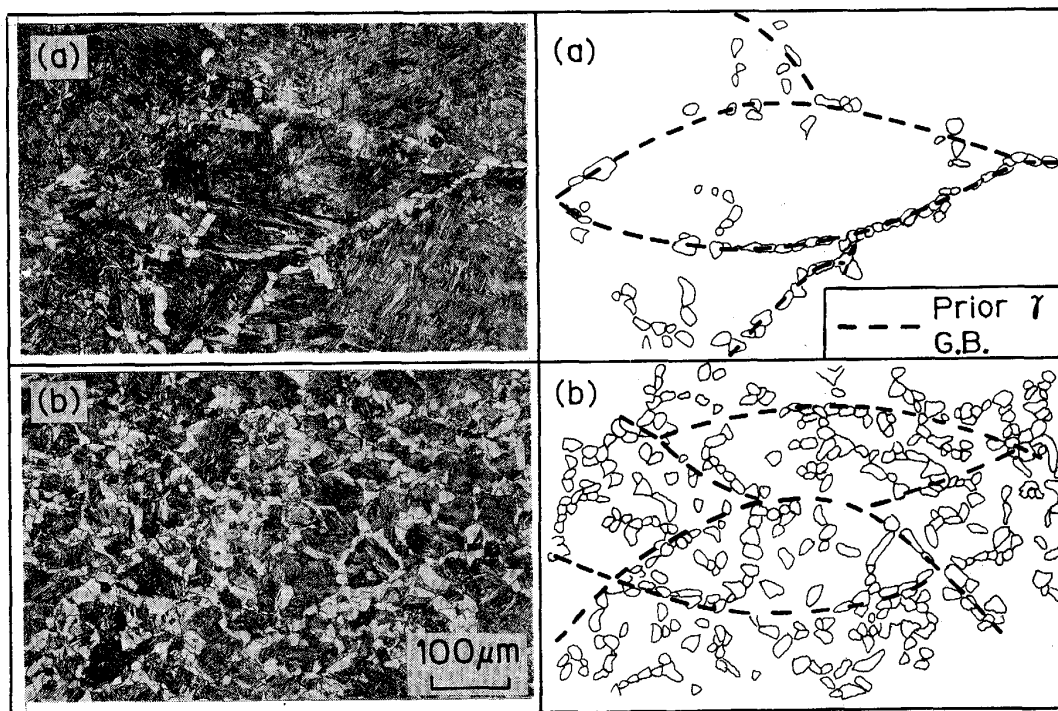


Photo. 1. Ferrite nucleation behavior in isothermal transformation, (a) $T = 700^\circ\text{C}$, (b) $T = 680^\circ\text{C}$ (steel B2: 0.158% C-1.85% Mn, $\epsilon = 0.36$, $\Delta t = 2s$, $t = 300s$)

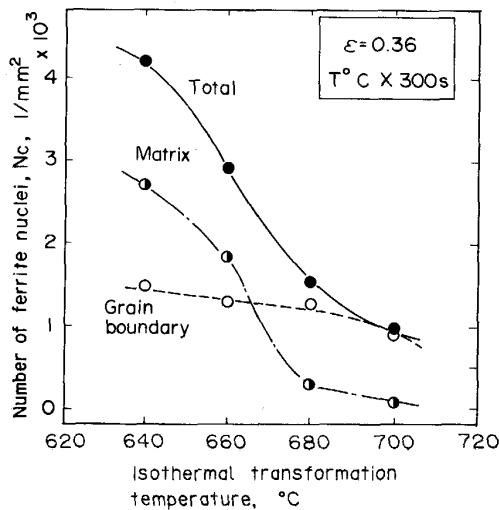


Fig. 6. Effect of isothermal transformation temperature on ferrite nucleation behavior (steel B2: 0.158%C-1.85%Mn, $\epsilon = 0.36$, $\Delta t = 2\text{s}$, $t = 300\text{s}$).

の加工により初めて生ずるもので制御圧延鋼のマイクロ組織の細粒化に寄与する。ここでは、加速冷却鋼の細粒化を考えるために、加速冷却過程で促進される粒内核生成が何をサイトとして生ずるのかについて考察する。

まず、変形帯等の生成と密接な関係のある未再結晶域でのひずみ量を変化させ、核生成挙動への影響を調べた。Fig. 7に等温変態温度を高温 (700°C)、低温 (640°C)とした場合のひずみ量 ϵ と核生成数 N_c との関係を示す。 $T = 700^\circ\text{C}$ は変態が比較的高温で完了する制御圧延まま材 (空冷) の条件を、一方 640°C は低温域での変態が促進される加速冷却条件をそれぞれ代表させている。

640°C 等温変態の結果をみると、加工ひずみの増大に伴いフェライト核生成数 N_c が著しく増加することが示されている。この場合、粒内からの核生成の増大が著しい。また、大きな特徴として $\epsilon < 0.1$ といった極めて小さなひずみの付与によっても粒内核生成による著しい生成促進がなされていることが挙げられる。通常、このような小さなひずみのもとでは核生成に有効に作用するような変形帯あるいは加工された焼鈍双晶が数多く生成するとは考えにくい。従つて、加速冷却によつて生ずる粒内核生成サイトは変形帯、加工焼鈍双晶以外のものを含むことが示唆される。

一方、空冷相当条件を代表する 700°C 等温変態ではひずみの付与による核生成の増加はごくわずかである。このことは、ひずみの付与により導入される核生成サイトは潜在的なものであり、過冷度が小さい場合には実質

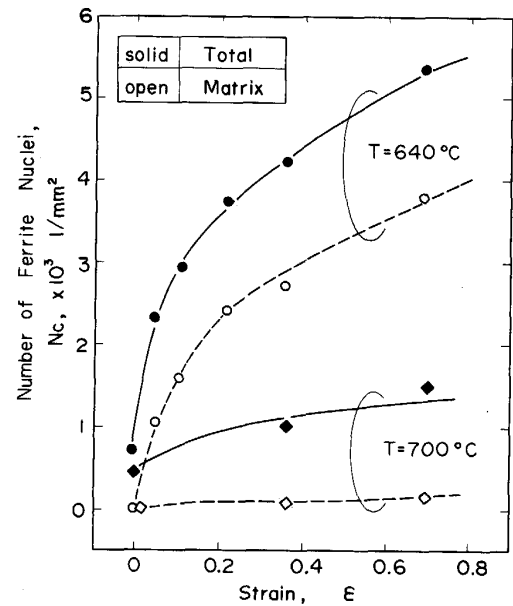


Fig. 7. Effect of imposed strain in unrecrystallization region on ferrite nucleation behavior (steel B2: 0.158%C-1.85%Mn, $\epsilon = 0.36$, $\Delta t = 2\text{s}$, $t = 300\text{s}$).

的は生成サイトになり得ないことを示す。逆に、過冷度の大きい $T = 640^\circ\text{C}$ という低温での変態においても $\epsilon = 0$ のもとでは粒内からの核生成は全く生じない。すなわち、加速冷却による粒内核生成の増大は未再結晶域加工による潜在的なサイトの導入と、そのサイトからの核生成を促進させる過冷度の増大との両者の共存により初めてもたらされるものである。

次に粒内に存在する核生成サイトについて検討を加える。粒内において $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態に対し局所的に自由エネルギーの高い場としては、転位、セル構造、亜粒界、第二相である析出物・介在物とマトリックスとの界面などが考えられる⁶⁾。ここでは粒内核生成サイトの明確化を図る目的で未再結晶域加工を施した後、回復あるいは再結晶を進行させ、その後の等温変態における核生成挙動の変化を検討した。回復・再結晶の進行により転位の再配列・消滅、亜粒界の減少が生ずるが、これらの変化と核生成挙動との関係を見ることで生成サイトに関する知見を得ることを試みた。

Fig. 8に加工後の保持時間を変化させた場合の軟化度 X と核生成数 N_c の変化を示す。軟化度 X は回復・再結晶の程度を示す指標である¹⁵⁾が、保持時間の増大とともに X が1に近づき回復・再結晶が進行することがわかる。本実験条件では、組織観察とも対応させた結果、10 s保持で一部再結晶、100 s保持でほぼ完全に再結晶が生じた。一方、核生成挙動に着目すると温度保持に伴

う回復・再結晶の進行によりフェライト核生成数の低下がもたらされることが示されている。この場合、粒内核生成率の減少が著しいことがわかる。

以上のことから、加速冷却により促進される粒内核生成は加速冷却前の回復・再結晶の進行により減少することが示された。すなわち、加速冷却時の粒内核生成サイトは回復・再結晶により変化を受けやすい部位であり、①転位そのもの②転位の集積であるセル③亜粒界④ Al_2O_3 などの介在物近傍の局所的ひずみ集中域、などが

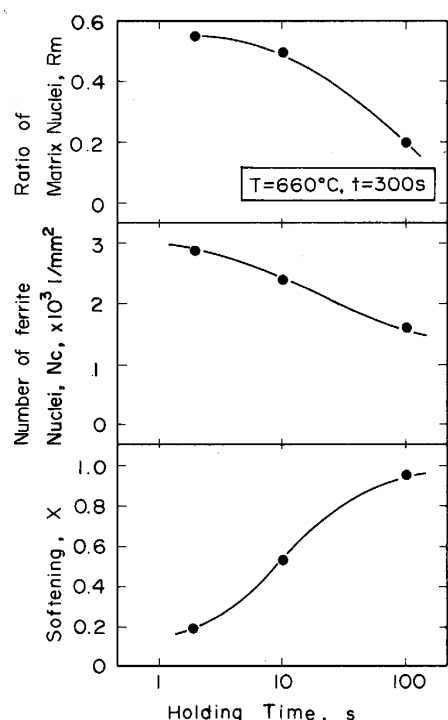


Fig. 8. Change of ferrite nucleation behavior with progress of recovery and recrystallization.

考えられる。梅本は自由エネルギーの変化の観点から、界面の性質を持たない転位そのものが過冷度の大きい場合には核生成サイトとなり得ることを指摘している¹⁶⁾。

Fig. 9に、フェライトの核生成挙動に対するひずみと過冷度の影響、および核生成サイトを模式的に示した。ひずみの付与と過冷度の増大（加速冷却）により γ 粒内からの著しいフェライト核生成が生ずること、生成サイトとしては、転位・セル・亜粒界・介在物近傍のひずみ集中域が挙げられること、を表している。

4.2 オーステナイト粒径の影響

等温変態挙動の検討にあたっては、変態途中の組織凍結および粒界・粒内に分離したフェライト核生成数の測定を行う必要性から、Photo. 1に示されるように変態前の γ 粒径を250 μm 程度の粗大なものとした。実用鋼の γ 粒径は15~30 μm 程度であり、この点で本実験条件と大きな相違がある。 γ 粒径が異なる場合の生成サイトへの影響に関しては既に幾つかの検討がなされており、特に粒内・粒界生成サイトの影響度が異なってくる事が報告されている⁸⁾⁹⁾¹⁷⁾。 γ 粒径が大きい場合は粒内核生成サイトの影響が比較的大きく現れるが、 γ 粒径が小さくなると同じ条件のもとでも粒界からの生成が支配的となり粒内核生成サイトの役割が無視し得る程度になることが示されている。この考えは、粒界生成サイトの方が粒内サイトに比べ優先的生成サイトとなることから、 γ 粒径が小さい場合には粒界からの生成で変態すべき領域が飽和し粒内核生成の余裕が与えられない、とするものである。

本研究でも γ 粒径を実用鋼程度にまで小さくし生成挙動への影響の明確化を試みたが、この場合変態途中からの急冷による組織凍結が不完全となり急冷過程で未変態

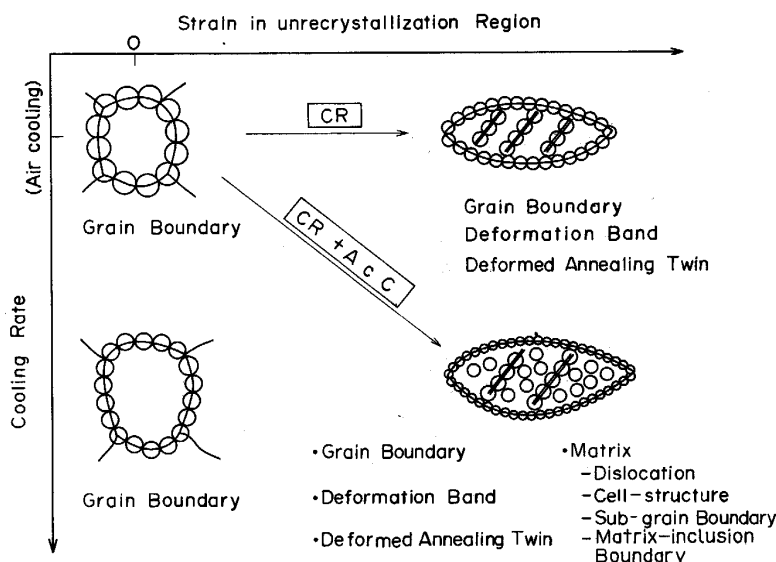


Fig. 9. Schematic diagram of ferrite nucleation behavior in various conditions.

γ から生成するフェライトを分離することが困難であった。そのため、実用鋼レベルでの核生成挙動に関する正確な議論は難しいが、 γ 粒径の影響に関しては次の点を考慮すべき必要がある。

第一点は、稲垣が指摘しているように粒界近傍で生じたフェライト粒は結晶方位関係から互いに合体しやすいという点である¹⁷⁾。過冷度の増大は粒界でのフェライト生成速度を確かに増大させる。しかしながら、粒界近傍で生成したフェライト粒は容易に合体し粗粒化しやすいため、粒界核生成の増大が細粒化に有効に作用しないことも考えられる。

第二点は、加速冷却条件では成長速度が小さいため、ただちに粒内には成長せず、粒内のサイトが残ることが期待される点である。ただし、粗粒の条件に比べ、粒内サイトの役割は減少するものと考えられる。しかしながら、その寄与が失われるということは考えにくい。

以上の点から、実用鋼程度の γ 粒径を有する場合においても、加速冷却によるフェライト細粒化に対しては粒界核生成速度の増加のみならず粒内のサイトを起点とした粒内核生成の増大が寄与しているものと推察される。

5. 結 論

制御圧延後の加速冷却におけるフェライト細粒化機構を明確化することを目的として、連続冷却、等温変態による変態挙動の解析と、フェライト核生成の観点からの検討を行った。

(1) 冷却速度 V_c ($^{\circ}\text{C}/\text{s}$) とすると加速冷却は A_{r_3} を $-40 \log(V_c/0.8)$ で示されるごとく低下させる。しかしながら、加速冷却によるフェライト細粒化は、上述の A_{r_3} 低下作用のみでは説明されず変態過程への影響を通じて生ずる。

(2) 加速冷却は変態温度域の低温側への著しい拡大をもたらす。フェライト細粒化には制御圧延による未再結晶域でのひずみと加速冷却による過冷度の増大の双方が重要であり、両者の共存によつて未変態 γ 粒内からのフェライト核生成の著しい増加がもたらされる。

(3) 粒内核生成は、変形帯・加工された焼鈍双晶をほ

とんど生じさせないような極わずかなひずみによつてももたらされる。さらに、回復・再結晶の進行に伴いその生成は減少することから、粒内核生成サイトとして、転位・セル・亜粒界・第二相としての介在物が考えられる。これらは制御圧延材では寄与が小さい加速冷却特有のサイトである。

(4) γ 未再結晶域加工後の加速冷却は γ 粒内のサイトからの生成を含むフェライト核生成の著しい増加を通じてフェライト細粒化に寄与すると結論される。

文 献

- 1) 例えば, K. TSUKADA, K. MATSUMOTO, K. HIRABE and K. TAKESHIGE: Pro. 23 rd Mech. Working & Steel Processing Conf. (1982), p. 347
- 2) 例えば, I. KOZASU: Accelerated Cooling of Steel, TMS-AIME (1985), p. 15
- 3) 大内千秋, 大北智良, 山本定弘: 鉄と鋼, **67** (1981), p. 969
- 4) A. J. DEARDO: Pro. Int. Conf. on HSLA Steels, Wollongong (1984), p.70
- 5) W. ROBERTS, H. LIDEFELT and A. SANDBERG: Hot Working and Forming Processes, TMS, London (1980), p. 38
- 6) R. K. AMIN and F. B. PICKERING: Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite, TMS-AIME (1982), p. 343
- 7) M. UMEMOTO, H. OHTSUKA, H. KATO and I. TAMURA: Pro. Int. Conf. on HSLA Steels, Wollongong (1984), p. 70
- 8) 梅本 実, 大塚秀幸, 田村今男: 鉄と鋼, **70** (1984), p. 85
- 9) M. UMEMOTO, H. OHTSUKA and I. TAMURA: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **23** (1983), p. 775
- 10) K. AMANO, T. HATOMURA, M. KODA, C. SHIGA and T. TANAKA: Accelerated Cooling of Steel, TMS-AIME, (1985), p. 349
- 11) 合田 進, 渡辺國男, 橋本嘉雄: 鉄と鋼, **65** (1979), p. 1400
- 12) 大内千秋, 三瓶哲也, 小指軍夫: 鉄と鋼, **67** (1981), p. 143
- 13) 田中智夫, 田畑綽久: 鉄と鋼, **64** (1978), p. 1353
- 14) H. INAGAKI: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **23** (1983), p. 1059
- 15) R. A. DJAIC and J. J. JONAS: J. Iron Steel Inst., **210** (1972), p. 204
- 16) 梅本 実: 熱間加工のシミュレーションとオーステナイトの変態, (1985), p. 17 [日本鉄鋼協会]
- 17) 稲垣裕輔: 鉄と鋼, **72** (1986), S480