

論 文

極低炭素鋼の熱延組織に影響を及ぼす
冶金的要因

© 1984 ISIJ

大北 智良*・富田 邦和*・中岡 一秀*²Metallurgical Factors Influencing Microstructure of
Hot Rolled Ultra Low C Steel

Tomoyoshi OKITA, Kunikazu TOMITA and Kazuhide NAKAOKA

Synopsis :

Influence of processing variables on microstructure of hot-rolled ultra low C Al-killed steel containing 30 ppm C was investigated by comparing with the results for 0.006% C and 0.02% C steels. In this study, a 150 t TMT (Thermomechanical treatment) simulator capable of multi step working at high strain rate was used.

Ferrite grain diameter increased remarkably as the amount of C decreased from 0.006% to 0.003%, while dependence of α grain size on the final working temperature changed little with C content. Cooling rate after the hot working had great effect on the grain size, especially in the range from 10 to 30°C/s in 0.003% C steel. The effect of reduction percent in final hot working on the grain size was small. Grain growth of ferrite hardly occurred even under the isothermal holding condition of 800°C × 1h. It was observed in 0.003% C steel that large columnar grains elongated in the direction of thickness were formed near under the surface, it depending on the cooling rate.

Metallurgical factors controlling these characteristic microstructures in ultra low C steel were discussed in terms of as heated γ grain size, γ grain growth, γ grain refinement through recrystallization, γ/α grain size change in transformation and α grain growth at higher temperature.

1. 結 言

鋼の純化, とりわけ極低C化により冷延鋼板の深絞り性が向上, 軟質高延性化する¹⁾²⁾ことから, 近年の製鋼技術の進歩とあいまつて, C 30 ppm 以下の極低C鋼のAlキルド化が実機ベースで試みられている。しかしNb等の微量元素を含まない単純系の極低C-Mn鋼では, 一般に熱延組織が粗大化し³⁾⁴⁾, しかもコイル間やコイル内で大きな組織変化が経験されている⁴⁾。この熱延粒粗大化は深絞り性の劣化や面内異方性の増大をもたらすため⁵⁾⁶⁾, 極低C鋼の高品質材への適用実用化に際し, 熱延粒微細化が重要な課題になつている。

ところで熱延組織に及ぼすプロセス因子の影響や組織形成に関する研究は高張力鋼の分野では数多いが, 極低C鋼はもちろん低C鋼ではほとんど見当たらない。これはオーステナイトでの再結晶や粒成長, また γ/α 変態が速やかに起こる低C鋼において, 熱延特有の仕上げ圧延での高速多段加工や連続するランナウト冷却条件を的確に再現する手段のなかつたことが最大の理由と考えられる。本研究では熱延に対応する加工, 熱履歴のみなら

ずさらに広範囲の条件が可能な大型の加工熱処理シミュレータを用いて, 極低C-Alキルド鋼の熱延組織に及ぼすプロセス因子の影響を従来C鋼と比較しながら検討し, いくつかの極低C鋼の熱延組織の特徴とそれを支配する冶金的因子を明らかにした。

2. 実験方法

2.1 供試鋼

Table 1 に供試鋼の化学成分を示した。0.0028% CのAlキルド鋼を中心に比較鋼として0.006%及び0.02% C鋼も準備した。Mn量はその影響を少なくするため, 0.05%前後に統一した。0.003% C及び0.006% C鋼は現場材, 0.02% C鋼は実験室溶解材である。いつたん実験室分塊圧延を経て, 45厚×55幅×180長の試験鋼

Table 1. Chemical composition of steels used.
(wt%)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Sol.Al	N
0.003C	0.0028	0.01	0.04	0.018	0.004	0.041	0.0027
0.006C	0.0058	0.01	0.04	0.015	0.008	0.059	0.0029
0.02C	0.0223	0.01	0.05	0.013	0.008	0.036	0.0027

昭和 59 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 59 年 3 月 16 日受付 (Received Mar. 16, 1984)

* 日本鋼管(株)中央研究所 (Technical Research Center, Nippon Kokan K. K., 1-1 Minamiwatarida-cho Kawasaki-ku Kawasaki 210)

*² 日本鋼管(株)中央研究所 工博 (Technical Research Center, Nippon Kokan K. K.)

片を準備した。

2.2 試験装置と方法

用いた試験装置は著者らの熱間圧縮試験機での経験と PAWELSKI らによる試験装置⁷⁾を参考にし、独自の機構を導入して開発された最大荷重 150 t の油圧サーボによるプレス式の加工熱処理シミュレータである。この詳細は別に示す⁸⁾が、最高ラム速度 1300 mm/s で最小 0.1 s 間隔の断続的圧下をストローク 240 mm 以内で最多 10 段可能であり、また試験片の近接位置にセットしたミスト冷却ノズル及び高周波加熱コイルにより任意の熱サイクルが採れるようになってきている。

試験片は平面寸法 40 mm × 200 mm の、試験片と交差するように配された上下の金型で自由鍛造的に圧下されるが、適切なガラス潤滑剤を用いることにより加工部の板厚方向の歪み分布はほぼ均一である。Photo. 1 に鋼と Ni シートとのクラッド材により歪み分布を調査した例を示した。40 mm から 8 mm まで 3 段で圧下しているが、試験片の圧下肩部と幅拡がり部を除き板厚方向の歪みはほぼ均一になっていることがわかる。

熱延実験は実際の加工熱サイクルを単純化して行つた。その基本スケジュールを Fig. 1 に示した。試験片を 1150°C 加熱後、1020°C 及び 980°C で粗圧延対応の γ 粒度調整用圧下を加えた後、続いて 980~900°C 範囲の所定温度において仕上げ圧延対応の 0.5 s 間隔の 3 段断続圧下により 7 mm に仕上げた。仕上げ後ランナウト冷却に対応して約 20°C/s の冷却速度で直ちに加速冷却した。一部はそのまま空冷 (2°C/s) した。加熱温度

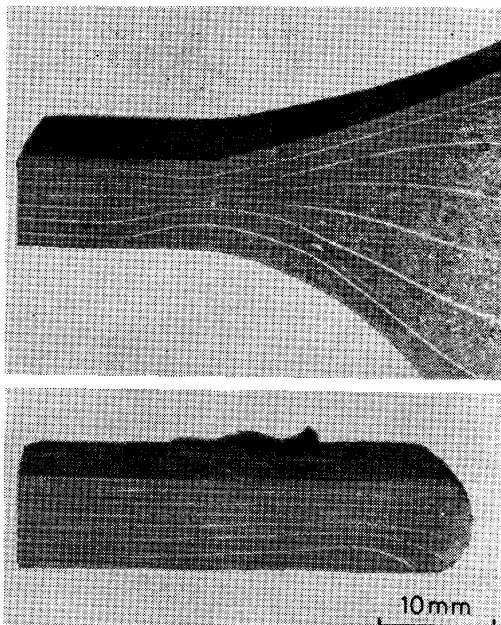


Photo. 1. Cross section of deformed sample showing distribution of strain, upper: longitudinal direction, lower: transverse direction. Steel-Ni sheet clad.

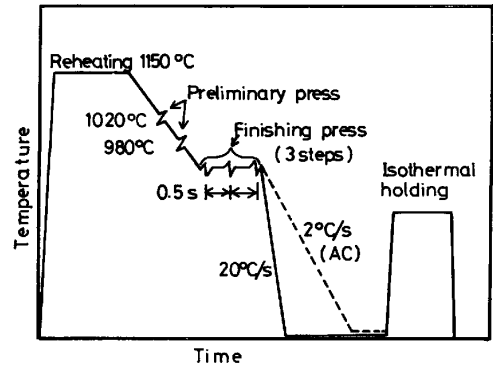


Fig. 1. Schematic representation of experimental schedule.

はほぼ AIN を溶解させ、しかも総圧下比を現場なみに大きく採れないことから加熱 γ 粒度ができるだけ細粒となる低温を採用している。各段の圧下率は約 30% ずつ、平均歪み速度は前 2 段圧下で約 10 s^{-1} 後 3 段圧下で約 20 s^{-1} とした。測温は鋼片の中央に挿入した CA シース熱電対により行い、本装置の加工熱サイクルスケジュール管理に使用している。加熱炉抽出から 3 段目圧下までの圧下間は空冷であるが、後半 3 段の断続圧下では各圧下での発熱と圧下間での降温が相殺され、各圧下温度は $\pm 5^\circ\text{C}$ 内でほぼ同じになっている。

これらに加え最終段の圧下率を 0~50% 範囲で変化した実験や約 90°C/s までの冷却速度、また冷却開始温度の各影響を調べる実験も行つた。巻取温度の影響については上記の室温まで冷却した試験材から α 粒度や混粒度の異なるいくつかのサンプルを採取し、ソルトバスを用いて 650~800°C 範囲で 1 h までの恒温保持実験を行つた。フェライトの平均粒径は板厚中心付近についてインタセプト法により求めた。

3. 実験結果

3.1 平均 α 粒度に及ぼす熱延条件の影響

まず Fig. 2 に室温まで冷却した試験材の α 平均粒度に及ぼす最終圧下温度の影響を示す。本図には 0.003% C の極低 C 鋼の空冷及び 20°C/s の加速冷却材に加え、0.006% 及び 0.02% C 鋼の加速冷却材も示した。加速冷却材の同一仕上げ温度でみると、低 C 化により α 粒径は増大するがとくに C 量が 0.006% から 0.003% と低下した時の粗粒化が著しい。0.003% C 鋼の α 粒径は低温オーステナイトから 940°C まで仕上げ温度の上昇にともない直線的に増大、さらに高温仕上げでは粗粒化傾向がより増すのに対し、C 量の多い比較鋼での仕上げ温度による粒径変化はとくに γ 低温域で小さく、極低 C 化することにより α 粒径の仕上げ温度依存性は

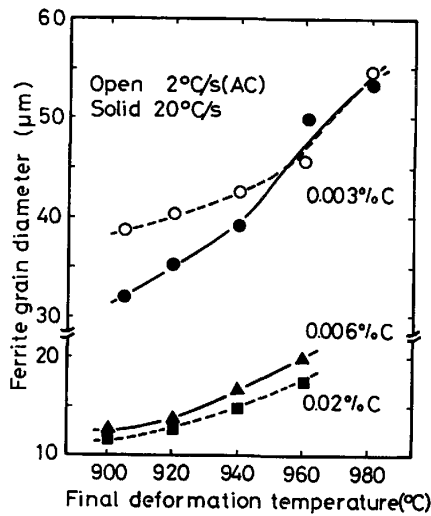


Fig. 2. Effects of final deformation temperature and C content on ferrite grain diameter.

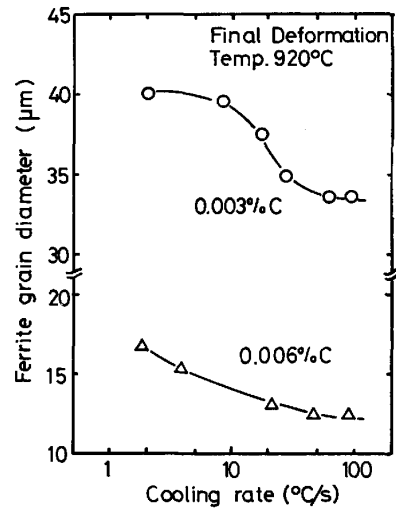


Fig. 4. Effect of cooling rate after deformation on ferrite grain size in 0.003% C and 0.006% C steels.

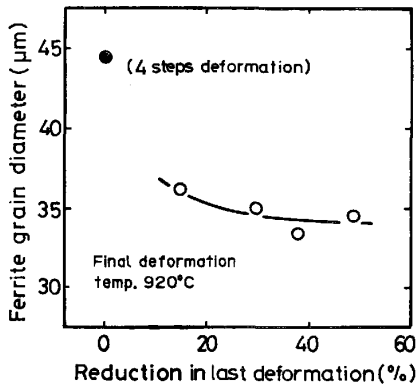


Fig. 3. Effect of reduction in last deformation on ferrite grain size, 0.003% C steel, cooling rate 20°C/s.

やや大きくなっている。

ところで極低C鋼において、空冷での α 粒度の仕上げ温度依存性は加速冷却の場合よりも小さく、両者の粒径差は高温仕上げほど小さくなり960°C以上ではほぼ同等の平均粒径になっている。本結果は変態前のオーステナイト粒を微細化しておくほど加速冷却によりフェライトをいつそう細粒化できること、変態時の $\gamma \rightarrow \alpha$ 粒度変換比、 d_γ/d_α に対する冷却速度の影響が d_γ に依存することを示唆している。

Fig. 3には0.003% C鋼の α 粒径に及ぼす最終圧下率の影響を示す。全圧下5段の内4段までは同一条件とし、最終圧下率は仕上げ厚により変化させた。仕上げ温度は最終圧下率が変化してもほぼ一定の920°Cであった。本図には4段圧下のみデータも示しているが、これから15%の1圧下が加わることにより、 α 粒径は約45 μm から35 μm と細くなる。この際のオーステナイトの再結晶について、例えば軟鋼で6%歪みでも再結

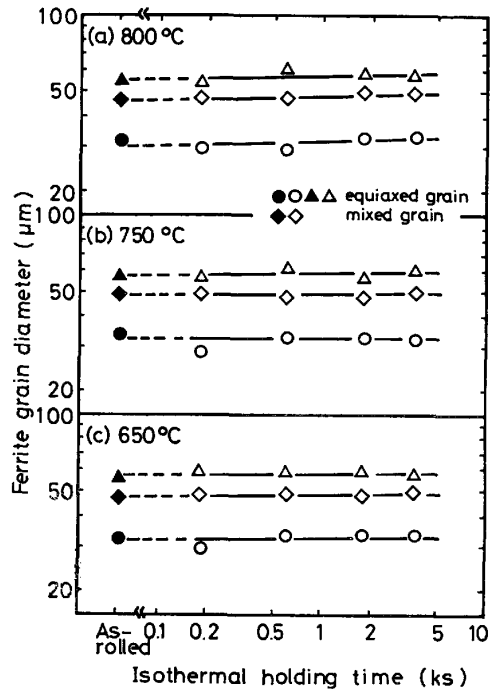


Fig. 5. Ferrite grain growth during isothermal holding at 650°C, 750°C and 800°C, 0.003% C steel.

晶は生じている W. M. MORRISON の結果⁹⁾からみて今回の極低C鋼の15%歪みでは再結晶は十分に起こり、しかも圧下後冷却までの極短時間の内に完了していると考えられる。さらに圧下率を増した時の α 粒径変化は比較的小さく、30%以上ではほぼ一定の粒度である。

圧下後の冷却速度の影響を Fig. 4 に示す。0.003% C 及び 0.006% C 鋼について 920°C 仕上げ後空冷から約 90°C/s までの所定速度で冷却した。0.006% C 鋼の α 粒は冷却速度の上昇で細粒化するが、高冷却速度域で細粒化の飽和傾向がある。これに対し0.003% C

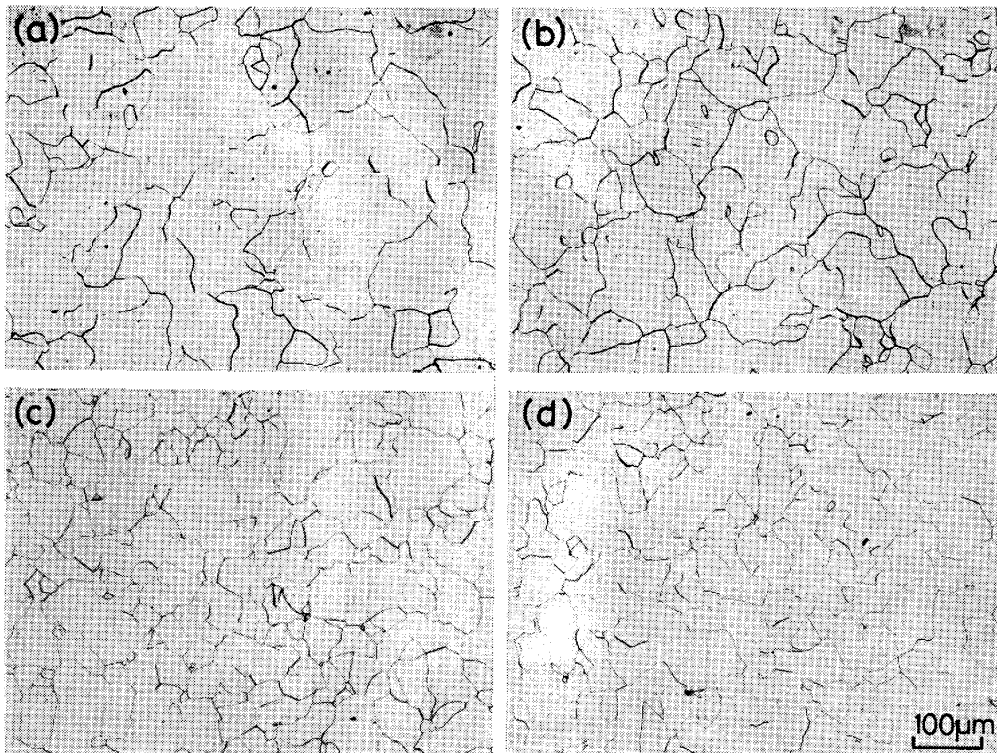


Photo. 2. Microstructural change with final deformation temperature in 0.003%C steel, cooled at 20°C/s, temperature (a) 960°C, (b) 940°C, (c) 920°C and (d) 905°C.

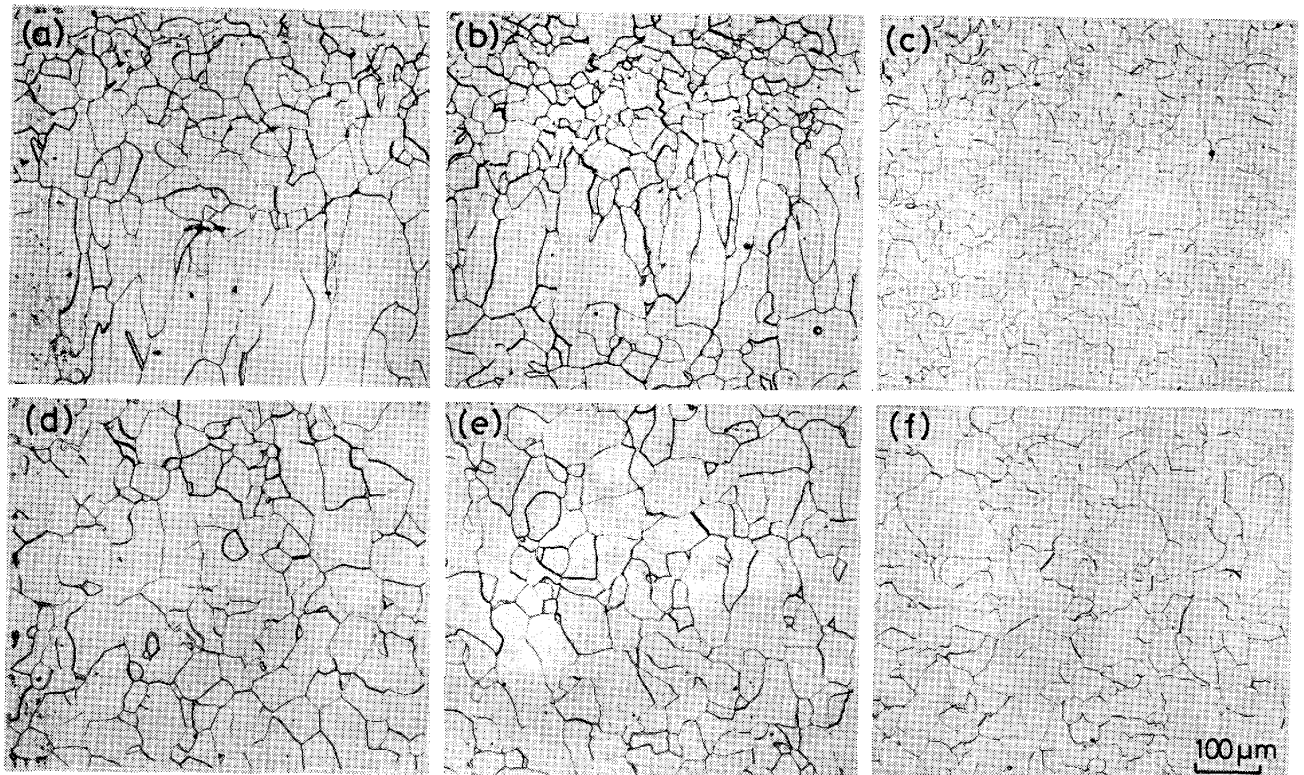


Photo. 3. Effect of cooling rate on microstructure of 0.003%C steel, (a)~(c) surface, (d)~(f) center of thickness, cooling rate : (a) (d) 2°C/s, (b) (e) 8°C/s and (c) (f) 60°C/s.

鋼では 10~30°C/s にかけての冷却速度域で顕著な細粒化がみられる。

熱延粒度に影響を及ぼすプロセス因子として巻取温度

が挙げられる。Fig. 5 に 0.003%C 鋼で初期 α 粒度と整粒度の異なるサンプルについて行つた恒温粒成長実験の結果を示す。いずれのサンプルも 800°C で 1h 保

持してもほとんど粒成長せず、このことはC量の多い比較鋼でも同様であった。

本実験では実際の熱延プロセスの熱サイクルに比べ再加熱過程が加わることから、とくにAIN析出がより早期に開始、完了し、また析出粒子サイズも相違する可能性がある。このAINの析出挙動の相違に基づき実際の熱延サイクルと粒成長挙動が異なる恐れはある。しかし今回の恒温保持条件下でAINは量、サイズ及び析出開始時期はかなり変化していると考えられるにもかかわらずいずれの条件でも粒成長は小さい結果からみると、仮に実際の熱延においても本実験とやや異なるAINの析出挙動を示しても、それが巻取過程の α 粒成長に支配的な影響を及ぼすとは考えられない。

3.2 熱延組織

極低C鋼では高温仕上げ後の加速冷却材は混粒組織になる傾向がみられた。Photo. 2に0.003%C鋼の20°C/s冷却材について、最終圧下温度によるマイクロ組織変化を示す。920°C以下の低温仕上げ材に比べ高温仕上げ材の組織は混粒程度が著しい。空冷材ではいずれの仕上げ温度でもほぼ整粒であり、また比較鋼では今回の実験内では整粒に近い組織であった。

極低C鋼にみられる組織的特徴に表層近傍の柱状結晶粒の形成が挙げられる。Photo. 3に0.003%C鋼の920°C仕上げ材について、表層近傍及び板厚中心組織の冷却速度による変化を示す。空冷及び8°C/s冷却材の表層近傍には板厚方向に展伸した粗大な柱状粒が観察される。この柱状粒は60°C/sの高冷却速度ではみられず、またその伸展度は低冷却速度ほど一般的に大きいなど、柱状粒の形成は冷却速度に強く依存していることがわかった。以上のような極低C鋼の混粒や柱状粒の形成傾向は0.006%C鋼と比較してもかなり異なり、しかも冷却速度依存性の大きい事実は、極低C化により変態挙動が大きく変化することを示唆していると考えられる。

4. 考 察

4.1 極低C鋼の熱延粒度支配因子

ここでは極低C化にともなう顕著な熱延粒粗大化の支配的因子について、熱延粒度に主に影響を及ぼすと考えられる以下の各因子から検討してみる。①加熱時の γ 粒度、②再結晶による γ 細粒化、③再結晶 γ 粒の加工間の粒成長、④ γ/α 変態における粒度変換、⑤巻取りでの α 粒成長。

まず加熱時の γ 粒度に関し、供試鋼を1150°C及び1200°Cに1h加熱後1°C/sで冷却して、得られた α 粒度から間接的にその影響を評価してみた。各鋼で得ら

Table 2. Ferrite grain diameter of sample heated for 1h and cooled at cooling rate of 1°C/s.

	(μm)		
	0.003%C	0.006%C	0.02%C
1200°C	780~900	300~440	210~360
1150°C	240~360	200~340	170~320

れた α 直径範囲をTable 2に示す。1150°C加熱の場合平均的 α 粒径はC量の低下により単調に増すが、その粗粒化傾向は小さい。これから γ 粒度を推定するには変態での粒度変換を考慮する必要があるが、後述の実験結果で極低C鋼の d_{γ}/d_{α} 比は比較鋼よりも小さいことからみて、極低C化による熱延粒粗大化に対する加熱 γ 粒度の寄与は本研究で採用した1150°C加熱の場合比較的小さいものと推察される。なお1200°C加熱になるととくに0.003%C鋼の α 粗粒化が著しく、加熱 γ 粒度の最終組織への影響の増大が予想される。

オーステナイトでの再結晶による細粒化に及ぼすC量の影響について、本研究のような低成分鋼での報告はこれまで見当たらないが、ANTONIONEらによる高純度Fe及びFe-微量C系のフェライトでの再結晶に関する実験結果¹⁰⁾が一つの手掛かりになろう。彼らは再結晶時の核生成頻度を調べ、高純度Feの単位体積当たりの再結晶核数は5ppm C材よりも1割程度多いが、5~20数ppmのC範囲での差は小さいという結果を得ている。約90ppmのC含有材になると高純度Feよりも高頻度に核生成しているが、これはこの再結晶温度においてCの固溶限を超えて炭化物が存在することに基づいており、Cの本質的な影響ではないとしている。このフェライトでの再結晶核生成頻度に対するC量の小さな効果が、そのままオーステナイトの場合に適用できるか否かは問題があろう。それはフェライトでの冷間加工後の再結晶と動的回復組織から出発するオーステナイトの再結晶とでは相違する点も多いからである。しかしながら今回のCは γ に十分固溶していること、前原らの報告¹¹⁾において、Cは0.002%~0.07%範囲で γ 再結晶にほとんど本質的な影響を及ぼさないとしていること、また再結晶核生成の駆動力としての目安になる加工時のflow stressに対するC量の影響は、P. J. WRAYの報告¹²⁾をはじめ一般に軽微であることなどからみて、オーステナイトの再結晶粒微細化に今回のC量が決定的な影響を及ぼすとは考えられない。

オーステナイトの粒成長に関して以下の実験を行った。すなわち後半の3段断続圧下の圧下間時間を0.2~1s範囲で変化させ、直ちに20°C/sで加速冷却した。Fig. 6に0.003%C鋼での920°C~960°C圧下の場

合、また 0.006% C 鋼での 960°C 圧下の場合の結果を示した。0.003% C 鋼では 940°C 以上の圧下温度において、圧下間が 1 s (合計で 2 s) という短時間でも α 粒径は変化し、再結晶 γ の粒成長が起こっていると推測される。一方 0.006% C 鋼では 960°C でこの間の粒成長は小さいことがわかる。この結果から極低 C 化するとパス間時間の長い高温領域での粗圧延、粗一仕上げ間あるいは仕上げ圧延前段においてオーステナイトの粒成長がとくに顕著になり、この γ 粒成長は最終組織の微細化にかなり大きな影響を及ぼすと推察される。

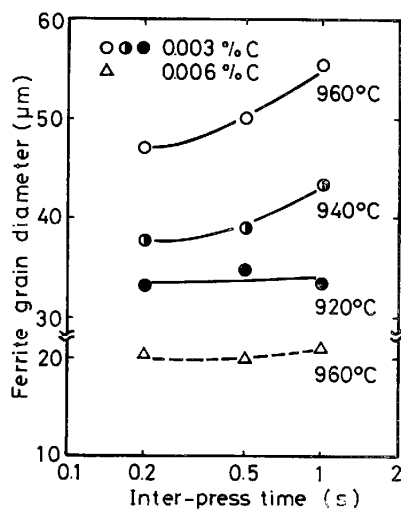


Fig. 6. Change in ferrite grain size with inter-press time.

つぎに今回の実験結果から極低 C 化により変態挙動、とくに d_γ/d_α 比の大きな変化が予想された。そこで電子ビーム加熱式の高倍顕微鏡を用いて γ/α 変態での組織変化を直接観察した。0.003% C 及び 0.006% C 鋼を約 0.5°C/s の昇温速度で A_{c3} 点直上まで加熱し、再び同じ速度で冷却した。Photo. 4 に各鋼の γ 化直後の組織 (a, b) とその冷却材の断面組織 (c, d) の例を示した。なお 0.003% C 及び 0.006% C 鋼のこのときの A_{c3} 点はそれぞれ 925°C 及び 908°C であった。高温顕微鏡による組織は干渉コントラストを用いて観察しており、粒界面のレリーフにより新しく生成した γ 粒界と変態前の α 粒界の痕跡を区別できる。0.003% C 及び 0.006% C 鋼の平均的 γ 直径は各々約 200 μm 及び 80 μm であり、旧 α 直径の 5~7 倍の大きさになっている。これから $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態したサンプルの干渉像では新しい α 粒界を判別しにくいいためサンプル断面の最表層 α 直径を測定し d_γ/d_α を求めてみた。実験は 4 回、20 視野以上にわたりサンプル表面の γ および α 粒度を測定した。

Fig. 7 にその結果を示す。粒度変換比 d_γ/d_α は 0.003% C 及び 0.006% C 鋼でそれぞれ約 1.0 及び 1.5 と極低 C 鋼で小さい値であった。これらの値は視野が制限されることから生じる誤差や表面効果、またとくに変態前の γ 粒径の影響を考慮する必要がある。この変態前の γ 粒径の影響については、一般的に γ 粒径が増大

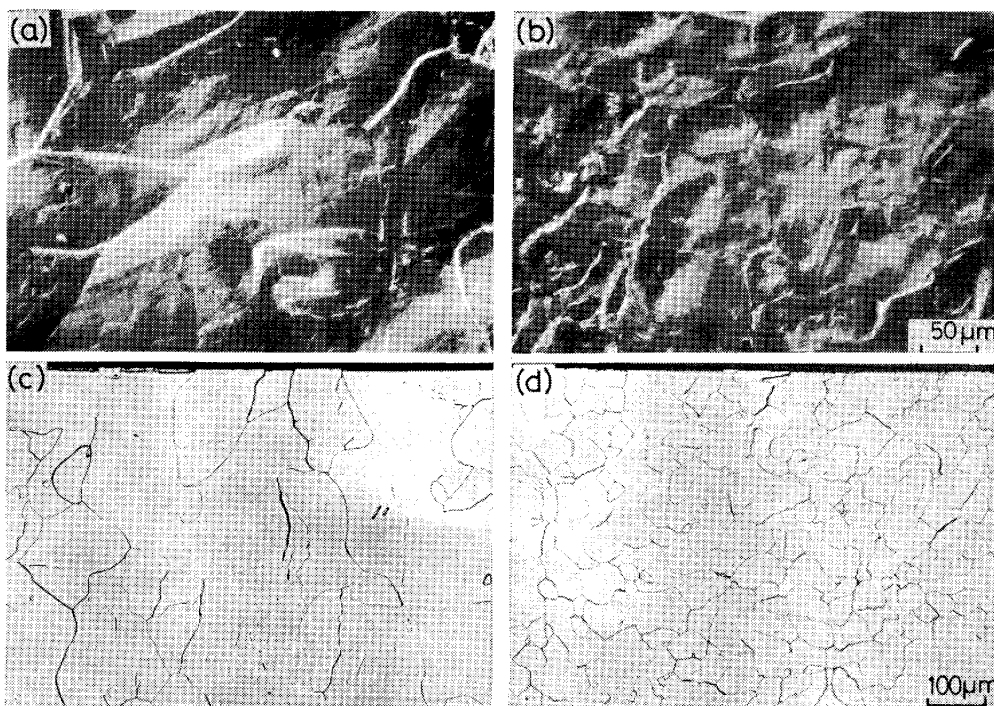


Photo. 4. Austenite structure observed by high temperature microscopy (a, b) and transformed microstructure (c, d) in 0.003% C and 0.006% C steels, heated at just above A_{c3} point and cooled at 0.5°C/s.

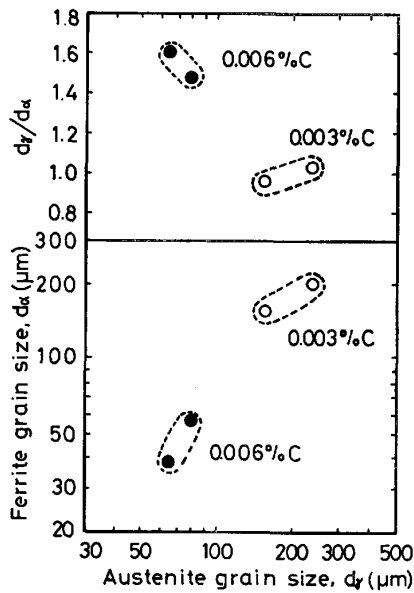


Fig. 7. Relation between γ grain size and transformed α grain size in 0.003%C and 0.06%C steels.

すると d_γ/d_α 比は大きくなる傾向[†]がある^{13)~15)}。このことから今回の粒度変換比に及ぼす C 量の影響は Fig. 7 の結果よりもさらに大きいことになる。実際の熱延多パス下で γ 粒が細粒化している場合や加速冷却条件下では、ここで得られた d_γ/d_α 比は当然変化することになるが、極低 C 鋼の従来 C 鋼に比べての小さな変態核生成傾向は基本的に変わらないと考えられる。そしてこのことは上述の γ 粒成長よりも極低 C 鋼の熱延組織形成のより支配的な因子と考えられる。

巻取過程での α 粒成長は Fig. 5 の結果から実際の熱延においても小さいと推察された。実機では一般に高温巻取りで粗粒化する傾向もみられるが、この点については後述する。

以上まとめると極低 C 鋼でのフェライト粒粗大化を支配している冶金的要因は、まず変態における低い α 核生成、つぎに γ 高温での粒成長と推察される。

4.2 現場熱延での細粒化条件

極低 C 鋼の現場熱延材では 890°C 付近のほぼ一定の仕上げ温度にもかかわらず、20 数 μm から 45 μm 程度までの熱延 α 粒度が高温巻取材ほど粗粒化する傾向をもつて経験されている⁴⁾。この大きな α 粒度変動も極低 C 鋼で γ/α 変態が支配的な役割をはたしていることを示唆している。つまり現場では上述した冷却速度の影響は、ライン構成上の仕上げ圧延機とランナウト設備間の通板による鋼板の温度降下を考慮して加速冷却の開始温度との関連で捉える必要がある。

† 単位粒界面積当たりの変態核数が γ 粒径によらず一定として単純計算すると、 d_γ/d_α 比は $d_\gamma^{2/3}$ に比例することになる。関根らの結果¹³⁾はほぼその傾向を示している。

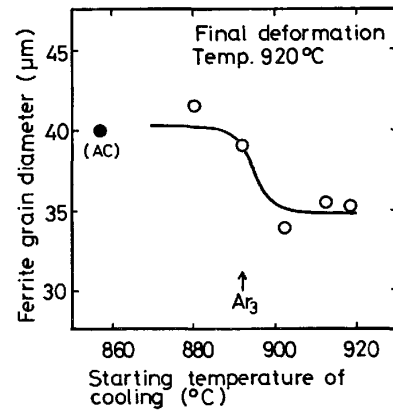


Fig. 8. Effect of starting temperature of accelerated cooling on ferrite grain size, 0.003%C steel.

Fig. 8 はこの加速冷却の開始温度の影響を調べた結果であり、920°C で仕上げ所定温度まで空冷、以下 20°C/s で加速冷却している。冷却開始が Ar_3 点とそれより 10°C 高温の間で α 粒径は遷移的に変化し、それより低温及び高温側ではほぼ一定の粒度を示す。すなわちその加速冷却速度での 100% の細粒化効果を得るためには Ar_3 点よりも約 10°C 高温から加速冷却する必要がある。

巻取温度とランナウト冷却の関連でみると、高温巻取りほど一般に弱冷化傾向（低冷却速度や冷却バンクの後段使用）があり、熱延組織の粗粒化を生じやすいと考えられる。

以上の検討から、極低 C 鋼の熱延粒微細化には仕上げ温度の Ar_3 点近傍よりも若干の高温設定、仕上げ後の加速冷却の早期開始またその高冷却速度化といった変態制御が極めて重要と理解される。

4.3 柱状フェライト粒の生成機構

極低 C 鋼でみられた表層近傍の柱状粒の発達は冷却速度に強く依存すること、その発達傾向は熱流方向に一致するなどの特徴があり、4.1 項で検討した低い変態核生成傾向を考慮するとその生成機構はつぎのように考えられる。まず微量 C であるため変態での $\gamma+\alpha$ 二相状態となることはほとんどなく、従つて変態界面は鋼板表層から平面的に板厚方向の温度勾配にしたがつて鋼板内部へ移動するであろう。この時の界面移動速度すなわち変態速度は、板厚方向の温度勾配の時間変化に律速される。この変態界面の移動が新しい変態核の生成よりも速ければ柱状粒として発達することになる。極低 C 鋼の核生成頻度は小さく、このようなプロセスは十分起こりうると思われる。板厚方向の温度勾配は一般に表層近傍で大きく、鋼板内部の温度分布はほぼ均一である。このため鋼板内部では変態界面の平面的移動はなく柱状粒は形成

しない。また高冷却速度になると全体的に核生成傾向が強まり、表面近傍の温度分布もより不均一化するため変態核の成長よりも核生成が支配的となつて柱状粒は形成されなくなると考えられる。

5. 結 言

C量 0.003% の極低 C-Al キルド鋼の熱延組織に及ぼすプロセス因子の影響を 0.006% C 及び 0.02% C 鋼と比較しながら、高範囲の加工熱サイクル条件が可能な加工熱処理シミュレータを用いて調べ、その組織形成を支配する冶金的因子を検討した。

(1) 0.003% C 鋼の γ 低温仕上げ材の α 粒径は 30 数 μm と両比較鋼の 10 数 μm に比べ著しく粗粒となつた。しかし α 粒度の仕上げ温度依存性に及ぼす C 量の影響は小さかつた。最終圧下の圧下率の α 粒度に及ぼす影響は今回の 15~50% 範囲で小さく、30% 以上では無視しうる程度であつた。

(2) 極低 C 鋼での仕上げ後の加速冷却による α 粒微細化は 10~30°C/s の冷却速度において著しく、高冷却速度側で飽和傾向があつた。これは 0.006% C 鋼での比較的単調な α 粒度の冷却速度による変化とは対照的であつた。

(3) 極低 C 鋼のオーステナイト再結晶粒は 940°C の 1s 以内にも粒成長することが明らかになつた。一方フェライト高温での粒成長は、800°C×1h の恒温保持でもほとんど起こらず、巻取過程での α 粒粗大化は小さいと理解された。

(4) 高温顕微鏡による γ 組織の直接観察から変態での γ/α 粒度変換比を調べた。0.5°C/s の冷却速度のもとで 0.003% C 鋼及び 0.006% C 鋼の d_γ/d_α 比はそれぞれ約 1.0 及び 1.5 であつた。この時の γ 粒径はそれぞれ 200 μm 及び 80 μm 前後であり、 d_γ/d_α 比は d_γ が大きいほど大きくなる一般的傾向を考慮すると、極低 C 化により変態核生成傾向は顕著に低下することが推

察された。

(5) 以上のことから極低 C 鋼の粗粒熱延組織形成は主に γ/α 変態での低い核生成能に支配され、つぎに γ 高温での再結晶粒の粒成長に支配されていると考えられた。

(6) 極低 C 鋼で仕上げ後冷却速度が低い場合、表層近傍に板厚方向に伸展した粗大な柱状結晶粒が形成した。これも極低 C 化による変態挙動の特異性に関連すると考えられた。

文 献

- 1) K. MATSUDO, T. SHIMOMURA, K. OSAWA, M. SAKOH and S. ONO: Proc. 6th Int. Conf. on Textures of Materials, Tokyo (1981), p. 759
- 2) T. OHTAKE: Proc. 7th Int. Conf. on Vacuum Metallurgy, Tokyo (1982), p. 821
- 3) 佐藤 進, 小原隆史, 西田 稔: 鉄と鋼, 69 (1983), A301
- 4) 細谷佳弘, 鈴木輝男, 木下正行, 大沢紘一, 下村隆良, 塩月正宏: 日本金属学会講演概要 (1983・10月), p. 199
- 5) M. MATSUO, S. HAYAMI and S. NAGASHIMA: Proc. Int. Conf. on Science and Technology of Iron and Steel, Suppl. Trans. ISIJ, 11 (1971), p. 867
- 6) K. MATSUDO and T. SHIMOMURA: Trans. ISIJ, 10 (1970), p. 448
- 7) O. PAWELSKI, U. RÜDIGER and R. KASPAR: Stahl Eisen, 97 (1977), p. 533
- 8) 大北智良, 新倉正和: 日本鋼管技報 (1984) 101, p. 117
- 9) W. M. MORRISON: JISI, 210 (1972), p. 618
- 10) G. VENTURELLO, C. ANTONIONE and F. BONACCORSO: Trans. Metall. Soc. AIME, 227 (1963), p. 1433
- 11) 前原泰裕, 邦武立郎, 藤野允克: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 362
- 12) P. J. WRAY: Metall. Trans., 13A (1982), p. 125
- 13) 関根 寛, 丸山忠克: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 1424
- 14) 関野昌蔵, 森 直道, 田向 陵: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 1044
- 15) R. A. P. DJAJIC and J. J. JONAS: Metall. Trans., 4 (1973), p. 621