

© 1989 ISIJ

論 文

中炭素鋼の球状化挙動に及ぼす制御圧延、 制御冷却の効果

金築 裕*・勝亦 正昭*・澤田 裕治*²

Effect of Controlled Rolling and Cooling on the Spheroidization Behavior of Medium Carbon Steel

Yutaka KANETSUKI, Masaaki KATSUMATA and Hiroharu SAWADA

Synopsis:

The medium carbon steels have been used for structural parts. In process to make these parts, spheroidization treatment has been applied to obtain good cold forgeability. In this study, the effect of controlled rolling and cooling process on the spheroidization behavior of medium carbon steel has investigated using hot deformation simulator and actual rolling process. Following results were obtained.

(1) By controlling the cooling rate immediately after controlled rolling to be 10°C/s, the dynamically recrystallized fine austenite grains did not show further grain growth and transformed to fine ferrite-pearlite microstructure. This microstructure revealed high volume fraction of ferrite compared with coarse austenite grains.

(2) During the spheroidization treatment, fine ferrite-pearlite microstructure showed rapid spheroidization.

(3) The bars controlled rolled and cooled by actual rolling process showed good upsetting limit.

It has been discussed that rapid spheroidization is caused by enhanced reaustenitization occurred at ferrite-pearlite interphase boundary and increased carbon content in pearlite phase due to the increasing of ferrite volume fraction.

Key words: medium carbon steel; pearlite; controlled rolling; controlled cooling; spheroidization; forgeability.

1. 緒 言

中炭素鋼はこれまで機械構造用の材料として多く用いられてきている。機械構造用の部品は最終的には強度、靱性が重要であるが、一方、種々の複雑な形状に加工する必要がある、そのために前段階として加工性が重要な特性として求められている。機械部品の加工法としては熱間、冷間での鍛造、または切削が行われている。特に冷間鍛造は加工精度、生産性の両面ですぐれており、現在、広く用いられてきている。しかしながら、冷間鍛造は工具、被加工材いずれにも過酷な加工法であるために、被加工材においては軟化と加工性を付与するために、球状化焼鈍が施されている。球状化処理はフェライト中に球状化したセメントサイトを分散する処理であり、前組織

がフェライト・パーライト組織の中炭素鋼の場合通常は、 A_{c1} 点直上の温度で数時間保持し、その後約 10°C/h という非常にゆるやかな冷却速度で冷却する処理によって行われている。このために多大なエネルギーを要することから、従来より簡略化が望まれている。しかし、従来球状化処理される鋼材は圧延ままの鋼材が用いられており特に積極的な組織の調整は行われていない。

一方、熱間圧延工程において最近、制御圧延、制御冷却法が鋼板の分野で種々試みられてきており、組織の微細化が可能となり高強度化、高靱性化に大きく寄与してきている¹⁾。条鋼圧延の分野ではこれまで直接パテニング²⁾³⁾に代表されるような制御冷却が主体で開発が進められてきた。最近では、このような急冷以外に徐冷による軟質化⁴⁾も試みられている。しかし、条鋼の圧

昭和 63 年 4 月 本会講演大会にて発表 昭和 63 年 8 月 24 日受付 (Received Aug. 24, 1988)

* (株)神戸製鋼所鉄鋼技術研究所 (Iron and Steel Research Laboratories, Kobe Steel, Ltd., 1-3-18 Wakinohama-cho Chuo-ku Kobe 651)

*2 (株)神戸製鋼所神戸製鉄所 (Kobe Works, Kobe Steel, Ltd.)

延では, その速い圧延速度のため仕上げ圧延工程で急激な温度上昇を伴い, これまでは制御圧延は積極的には検討されていない. しかし圧延途中の冷却法の進歩⁵⁾によりこのような検討が可能となつてきている. 著者らはこのような観点より中炭素鋼の熱間変形挙動に注目した研究を既に報告⁶⁾しているが, 本研究はさらに制御圧延に制御冷却を組み合わせた場合の球状化挙動に及ぼす効果について, 変態組織との関係に注目し検討することを目的とした.

2. 実験方法

用いた供試鋼は JIS S45C 相当鋼で, Table 1 に示す化学成分の商用ビレット (155 mm 中) を用いた. Steel A は加工フォーマスター試験機及び実験用圧延機での組織調査のために, また Steel B, C はそれぞれ実機圧延を行い, 冷間圧縮試験に供した. そのため, 冷間鍛造特性に大きく影響を及ぼす S 量を同一レベルとした.

制御圧延後の冷却による組織変化を, 加工フォーマスターを用い検討した. 試料はビレットを熱間鍛造, 機械加工により 8 mm ϕ × 12 mm l に成形した. 制御圧延条件について既報⁶⁾の結果にもとづいて, Fig. 1 に示す条件を用いた. 制御圧延は 950°C で 10 min 加熱保持後, 850°C に冷却し, 歪み量 70%, 歪み速度 10/s の単軸圧縮でシミュレートした. 比較のための通常の圧延をシミュレートするために用いた条件は 1100°C で 10 min

Table 1. Chemical compositions (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr
A	0.45	0.21	0.71	0.020	0.013	0.12
B	0.47	0.17	0.73	0.021	0.021	0.11
C	0.47	0.19	0.71	0.015	0.019	0.13

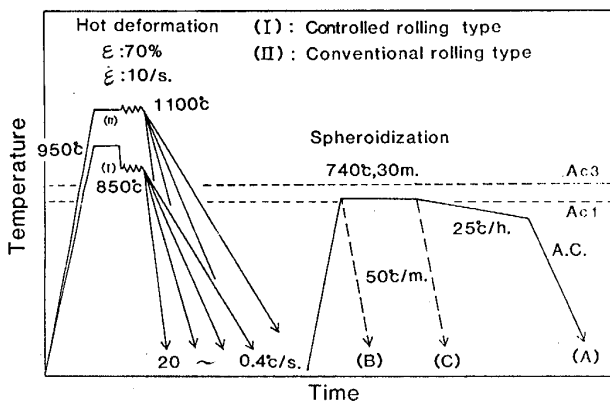
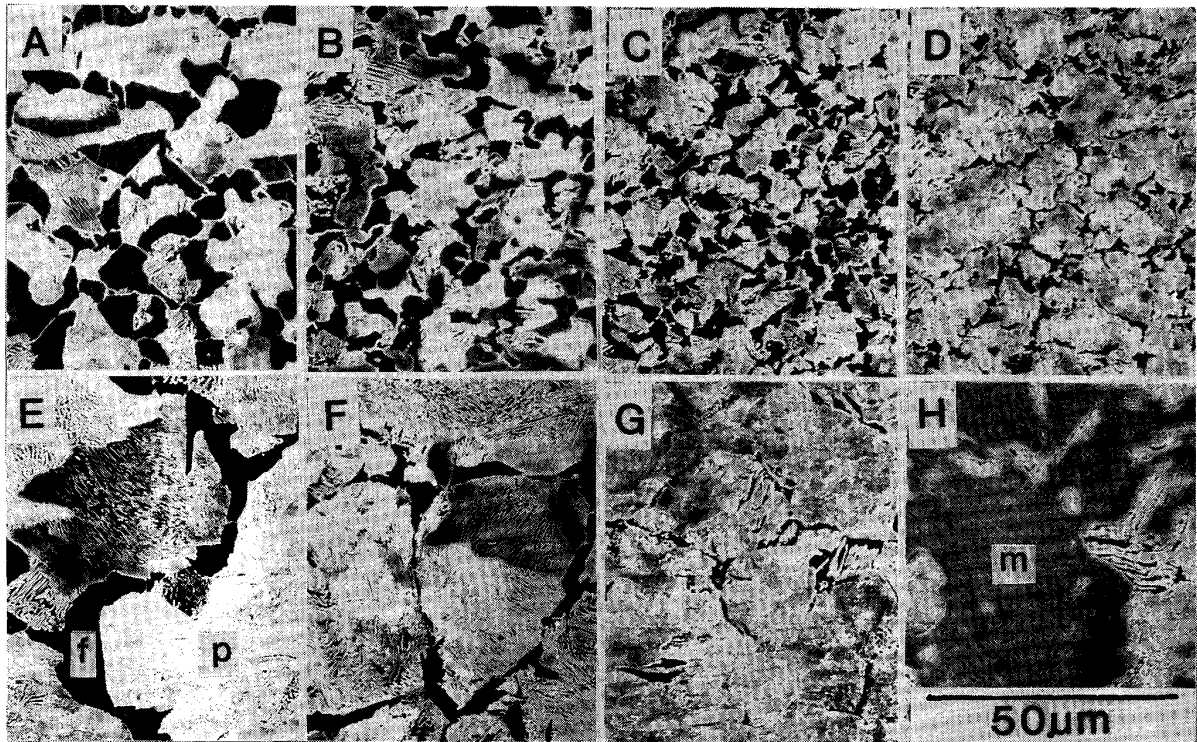


Fig. 1. Schematic illustration of experimental conditions.

加熱保持後同一温度で歪み量 70%, 歪み速度 10/s で行つた. 中炭素鋼のオーステナイトの変形挙動については既報に述べているが, オーステナイト粒度 12 番程度の微細でかつ等軸再結晶粒を得るためには $\log Z \approx 13$ (Z : Zener-Hollomon パラメーター) でかつ変形前のオーステナイト粒度を 9 番程度に微細にしておく必要があり, Fig. 1 の制御圧延をシミュレートしたものはこれらの条件を満たしたものである. 熱間加工後の冷却速度の変態組織に対する影響については, 冷却速度を 0.4~20°C/s の間で変化させ, その組織を走査型電子顕微鏡 (SEM) で観察することによつて調査した. また, 熱間圧延機を用いて同様の制御圧延の効果の検討を行つた. すなわち, 板厚 10 mm の試料を用い 950°C 加熱後 850°C にて圧下率 70%, 平均圧延歪み速度 10/s で 3 mm 厚に圧延し, 冷却速度の調整はスプレー水により行つた. 本実験は組織と機械的性質の測定のために行つたが, 後者についての詳細は既報に示している⁶⁾. 球状化熱処理条件は Fig. 1 に示している簡略化した方法によつて行つた. すなわち, A_{c1} 点直上 (740°C) での保持時間を通常 1 h 以上で行われているが, 本実験では, 30 min とし, 冷却速度についても通常約 10°C/h で行われているのを 25°C/h とし 650°C まで冷却した. Fig. 1 の破線で示した (B)(C) の冷却パターンは球状化焼鈍途中の組織変化の調査のために用いたパターンで, パターン (B)(C) は A_{c1} 点直上までの加熱直後, および 30 min の保持時間後 50°C/min で急冷する場合をそれぞれ示している. 急冷はオーステナイト化した部分を再度パーライト変態させオーステナイト化した場所とその程度を前組織と比較検討するために用いた.

実機を用いた圧延では Fig. 1 の熱延条件をシミュレートした圧延を次の要領で行つた. すなわち, 制御圧延の場合 950°C に加熱した 155 mm 中ビレットを仕上げ圧延時の歪み速度を 10/s, 仕上げ圧延温度を 850°C に温度調整し, 34 mm ϕ の丸棒に圧延した. さらに圧延後の冷却速度については約 500°C までの表面の冷却速度を約 10°C/s に水冷によつて調整した. 比較材として Fig. 1 中 (II) の加工パターンに対応する通常圧延材を用いた. この場合の冷却は自然空冷である. これら二条件について, 圧延後の組織観察, さらに Fig. 1 の (A) の球状化焼鈍, および冷間圧縮試験を行い, それぞれについて制御圧延, 制御冷却の効果を検討した. 冷間圧縮試験の試料は機械加工により 33 mm ϕ × 47.5 mm l とし, 完全拘束圧縮とした. 割れの発生は目視により, 各圧縮率で 10 個の試験片を用いて判定した.



Upper : Controlled rolling A ; 0.4°C/s B ; 3.3°C/s C ; 10°C/s D ; 20°C/s
 Lower : Conventional rolling E ; 0.4°C/s F ; 3.3°C/s G ; 10°C/s H ; 20°C/s
 f : ferrite p : pearlite m : martensite

Photo. 1. SEM micrographs showing the effect of cooling rate on the ferrite-pearlite microstructure.

3. 実験結果

3.1 フェライト・パーライト変態組織に及ぼす制御圧延, 制御冷却の効果

Photo. 1 は加工フェーマスターにより変形した制御圧延タイプ (I), および通常圧延タイプ (II) の冷却後の変態組織を 0.4~20°C/s の範囲の冷却速度で検討した結果を示している。冷却後のフェライト・パーライト組織はタイプ (I), タイプ (II) いずれも冷却速度が遅くなるにつれて, 粗くなる傾向が認められた。すなわち, タイプ (I), タイプ (II) のフェライト・パーライト組織の粒度の差は圧延直後のオーステナイト粒度に依存していると考えられる。さらにそれぞれのタイプにおいて冷却速度にも依存して大きく変化している。そこで, Fig. 2 において熱間圧延機で圧延後直ちに水冷し測定したオーステナイト粒径 (Gh No.) と 10°C/s および 4°C/s で冷却しフェライト・パーライト変態後測定したオーステナイト粒径に対応する粒度 (Gf No.) との関係を検討した。(Gh No. は歪み速度及び温度を変えることにより log Z を最大 15.2 までに变化させることにより 10~12 番の範囲で検討した。Z パラメーターとオー

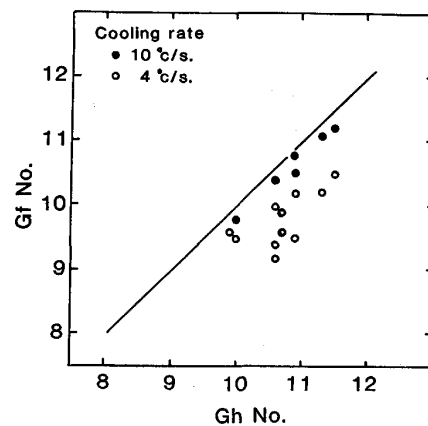


Fig. 2. Effect of cooling rate on the relation between Gh No. and Gf No. of controlled rolled medium carbon steel.

ステナイト粒度については動的再結晶状態ではほぼ直線関係が認められた。これについては既報に述べている⁶⁾。冷却速度が 10°C/s ではほぼ Gh No. と Gf No. は等しかつた。しかし, 4°C/s では Gf No. の方が粗く, したがって Photo. 1 の冷却速度の変化による組織の変化は変形後のオーステナイト粒が冷却中のポスト動的再

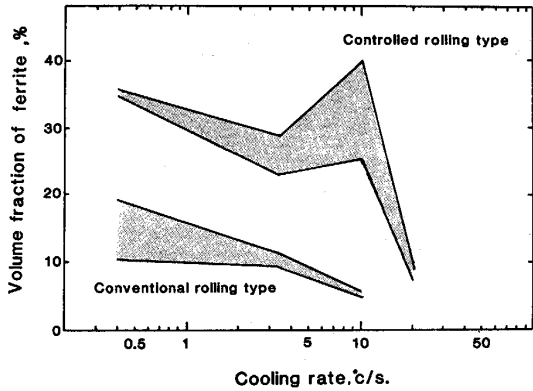


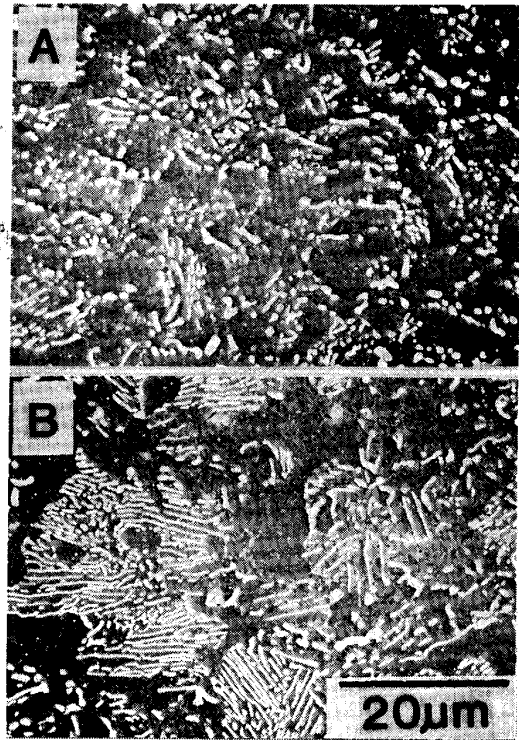
Fig. 3. Effect of cooling rate on the volume fraction of ferrite of conventional rolling type and controlled rolling type.

結晶または静的再結晶により冷却速度に応じて成長しているためと考えられる。また 10°C/s はオーステナイト粒成長は抑制される冷却速度と考えられる。

さらに, Photo. 1 において, フェライト・パーライト組織中のフェライト粒の形状, および体積率に注目すると, いずれも加工条件によつて異なっていることが認められる。すなわち通常圧延タイプではフェライトは網目状に析出しているのに対して, 制御圧延タイプでは塊状であり, 体積率も大きい傾向が認められる。Fig. 3 はフェライトの体積率の測定結果を熱間加工条件および冷却条件でまとめたもので, 制御圧延タイプの方がフェライトの体積率が通常圧延タイプに比べ大きく, また両者ともに体積率は冷却速度の増加とともに減少する傾向が認められた。しかし, オーステナイト粒成長の認められなかった 10°C/s の冷却速度において, 制御圧延タイプでフェライト体積率はばらつきは大きいが増加する傾向が認められた。また通常圧延タイプの 20°C/s の結果は一部マルテンサイト変態していることから, 制御圧延タイプでは焼入性も低下しており, 変態が促進されていることを示している。したがって, 変態温度は実測していないが, 制御圧延タイプの方が通常圧延タイプよりも高いものと考えられる。

3.2 球状化挙動に及ぼすフェライト・パーライト変態組織の影響

Photo. 2 は制御圧延, 制御冷却 (冷却速度 10°C/s) による微細粒, および通常圧延-空冷による粗粒タイプの試験材について Fig. 1 のパターン (A) で示した簡略型の球状化焼鈍を行った場合の組織を示している。通常圧延タイプでは再生パーライト組織が認められるのに対して微細粒の場合, 良好な球状化状態が得られ, 制御圧延, 制御冷却によつて得られる組織変化が大きな効果を



A : Controlled rolling and cooling
B : Conventional rolling and air cooling

Photo. 2. SEM micrographs showing the effect of controlled rolling and cooling on the spheroidization behavior.

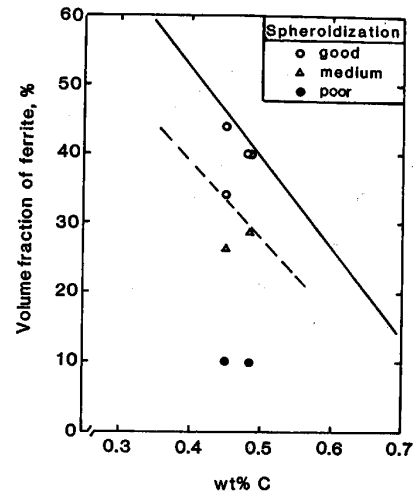
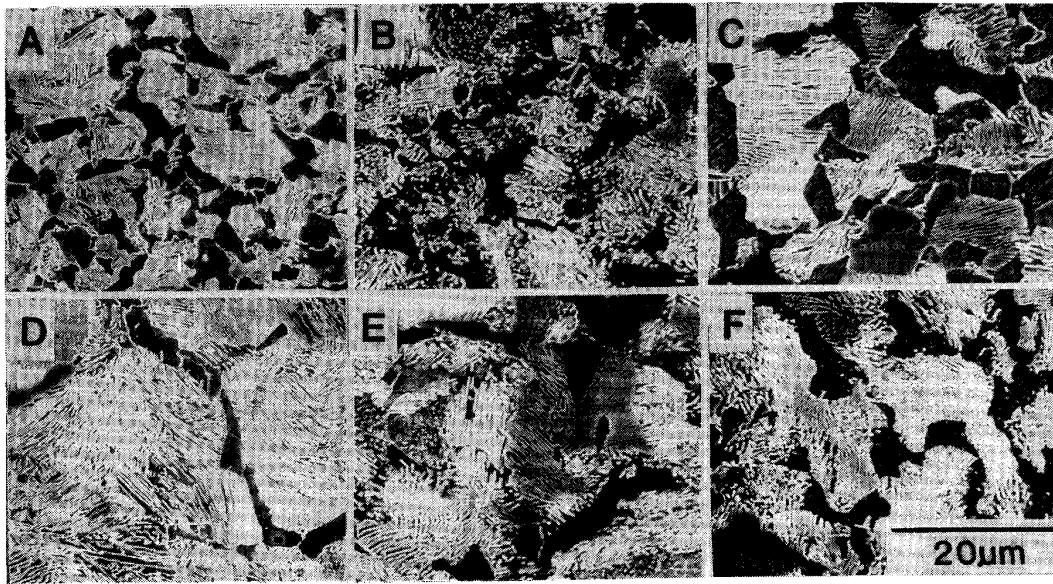


Fig. 4. Relation between the degree of spheroidization and volume fraction of ferrite.

示していることがわかる。

次に, フェライトの体積率と球状化処理後の球状化状態との関係を検討した結果を Fig. 4 に示す。図中の実線は徐冷によつて得られる平衡状態でのフェライトの体積率と炭素量の関係を示している。一方, 冷却条件によ



Upper : Controlled rolling A; As cooled (10°C/s) B; Pattern B C; Pattern C
Lower : Conventional rolling D; As cooled (10°C/s) E; Pattern B F; Pattern C

Photo. 3. SEM micrographs showing the microstructure change during spheroidization treatment of fine and coarse ferrite-pearlite microstructure.

つてフェライト体積率は大きく変化することは既に述べたが、球状化状態はフェライト体積率によって変化することを Fig. 4 は示しており、平衡状態に近いほど、すなわち図中の実線と破線の間で球状化は良好である。

そこで、加工フォーマスターを用い Fig. 1 (B) (C) のパターンにより球状化焼鈍途中の状態変化を詳細に検討した。Photo. 3 はその結果を示すもので A_{c1} 点直上に加熱直後急冷した場合、制御圧延、制御冷却タイプではパーライト中のセメンタイトの分断がフェライト・パーライト界面より既に進行しており、30 min 保持後急冷した場合連続したラメラ組織に変化していることを示している。30 min 保持で認められる連続したラメラパーライトは冷却中に再生したことを示しており、したがって、パーライト組織内でオーステナイト化が短時間で終了することを示している。一方通常圧延タイプの場合、30 min 保持後もパーライト中のセメンタイトは分断したままの場合と、再生パーライトの場所が混在し、オーステナイト化は不均一に起こっていることを示している。またフェライト相が増加しているその組織変化の場所はフェライト・パーライト界面の数に比べ多く、パーライト中のコロニー境界と考えられる場所から徐々に進行しており、制御圧延・制御冷却タイプがフェライト・パーライト界面から進行しているのと比較すると大きな相違点である。

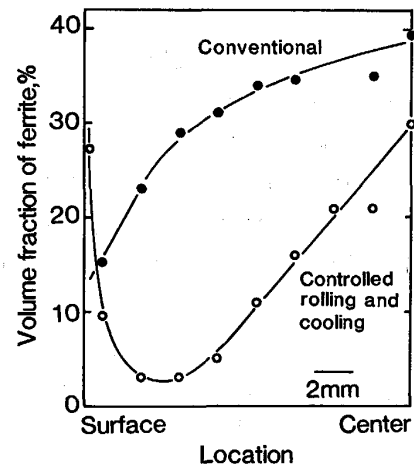
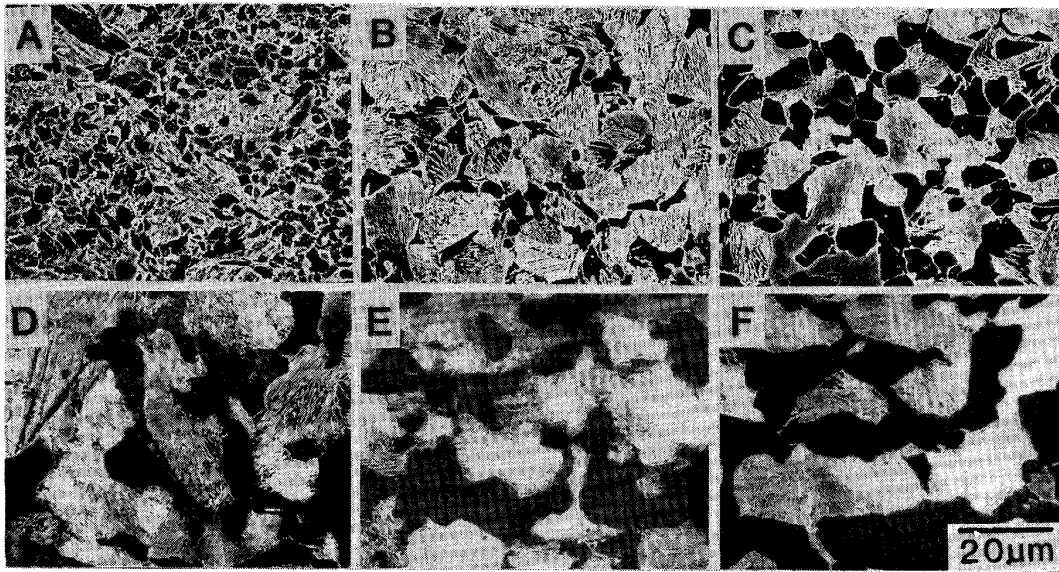


Fig. 5. Change in volume fraction of ferrite in the cross-section of the conventional and controlled rolling type bars.

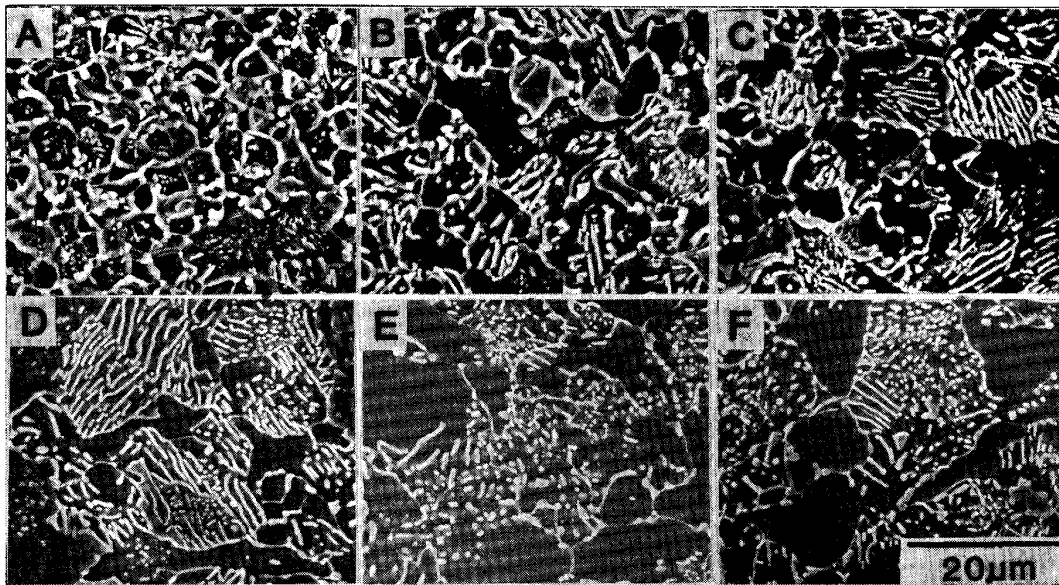
3.3 実機圧延した丸棒の組織および冷鍛性に及ぼす制御圧延、制御冷却の影響

Photo. 4 に通常圧延材および制御圧延、制御冷却材の組織を丸棒の表面部、中心、 $D/4$ (D :直径)で示している。通常圧延材では表面から中心にわたってほぼ等しい粒度のフェライト・パーライト組織を示している。一方、制御圧延材の組織は通常圧延材に比べ相対的に微細である。しかし急冷のため質量効果の影響が大きく、表面から中心へ組織は大きく変化しており、表面部で微



Upper : Controlled rolling and cooling A ; Surface B ; D/4 C ; Center
 Lower : Conventional rolling D ; Surface E ; D/4 F ; Center

Photo. 4. SEM micrographs of the rolled bars of controlled rolling and cooling type compared with conventional type.



Upper : Controlled rolling and cooling A ; Surface B ; D/4 C ; Center
 Lower : Conventional rolling D ; Surface E ; D/4 F ; Center

Photo. 5. SEM micrographs showing spheroidized structure of controlled rolling type bar compared with conventional type bar.

細組織が得られたが中心部では粗大化している。Fig. 5は、両者のフェライト体積率を直径方向で測定した結果を示しているが、通常圧延材のフェライト体積率は中心から表面に行くにつれて単純に減少している。これは主として冷却速度の影響と考えられる。一方、制御圧延、制御冷却材のフェライト体積率は表面近傍で急激に増大している。このような制御圧延、制御冷却材の径方向の

変化は Fig. 3 で認められたオーステナイト粒度および冷却速度との関係が質量効果によって現れたためと考えられる。

Photo. 5 は、制御圧延、制御冷却材および通常圧延材を Fig. 1 (A) の球状化焼鈍パターンで処理した後の SEM 写真を示している。球状化状態は制御圧延、制御冷却材では微細組織でかつフェライト量の多い表面部で

良好である。一方、通常圧延材では中心部で球状セメントタイトの分布は不均一であるが、セメントタイトの形状は良好である。球状化状態に対しては Fig. 4 に示したように、フェライトの体積率が大きく影響を及ぼしていると考えられる。Fig. 4 から認められる良好な球状化が得られるフェライト体積率は約 30% 以上であり、このような組織は制御圧延、制御冷却材では表面部と中心部、また通常圧延材では中心部であり、球状化組織観察結果とほぼ対応している。制御圧延、制御冷却材の中心部も表面部とほぼ同程度のフェライト体積率ではあるが、表面部に比べ組織が粗大化しておりこのために球状化が不均一になつているものと考えられる。

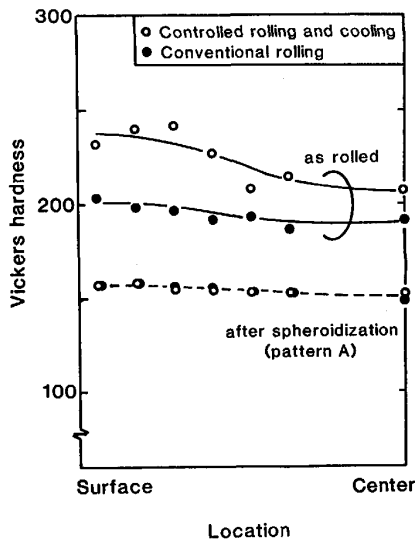


Fig. 6. Hardness distribution in the cross-section of the bars of controlled rolling and conventional rolling type.

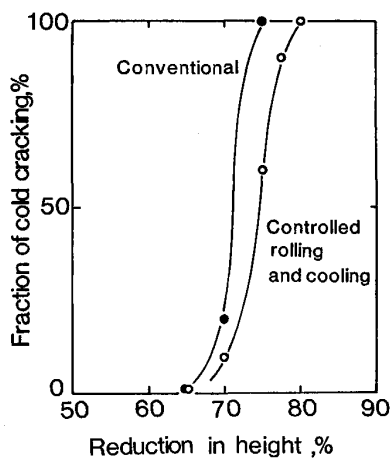


Fig. 7. Effect of controlled rolling and cooling on the upsetting limit.

次に圧延後の丸棒の硬度分布およびパターン A での球状化後の硬度分布を Fig. 6 に、また冷間圧縮試験結果を Fig. 7 に示す。制御圧延、制御冷却材が通常圧延材に比べ良好な加工性を示している。一方、球状化後の硬度分布は両者ほとんど同一であることから、制御圧延・制御冷却材の加工性の改善は通常圧延材に比べ表面の球状化状態の改善によるためと考えられる。

4. 考 察

球状化処理の方法として、これまで大きく分けて二つの方法がとられている。一つは焼もどしマルテンサイト組織にした後に A_{c1} 直下で保持する方法であるが、この方法では均一な球状化組織が得られる。しかし、処理時間が長く、現在多く採用されている方法は、本実験で用いたフェライト・パーライト組織を A_{c1} 直上に加熱保持する方法である。この方法はフェライト・オーステナイト二相域加熱でパーライトを部分的にオーステナイト化することにより炭素をオーステナイト中へ固溶させ、その後の徐冷中に残存したセメントタイトを核にしてセメントタイトを球状に析出させる方法である。この方法で問題となるのはセメントタイトが球状化せず再びパーライト変態が起こる場合である。球状化処理時間を簡略化する際にこの再生パーライトの出現を阻止することは重要である。

本研究結果では、制御圧延・制御冷却材の組織とその後の球状化挙動との関係を検討したが、その結果、フェライト・パーライト組織の微細化とその結果としてのフェライトの体積率の増加が球状化熱処理の簡略化に大きな効果があることがわかった。したがって、以下にこれらの関係について考察する。

Photo. 3 において二相域に加熱保持している間に起こる組織変化を検討した。Photo. 3 の結果を模式的に示したのが Fig. 8 である。また、Fig. 8 の右図はフェライト・パーライトおよびオーステナイトの構成比の変化を模式的に示している。オーステナイト量については急冷により再生したパーライト量から判定した。

まずマクロな変化として制御圧延・制御冷却による微細粒組織の場合、フェライトの体積率は標準組織の体積率に近いために 30 min の保持後もフェライトの体積率はほとんど変化していない。しかし、通常圧延による粗粒組織の場合、Photo. 3 F に示すように、フェライト相（黒く見える部分）が増加しており組織変化はより複雑である。共析鋼のパーライトのオーステナイト化の過程は SPEICH ら⁷⁾ によつて、また中炭素鋼のフェライト・パーライト組織のオーステナイト化の過程については

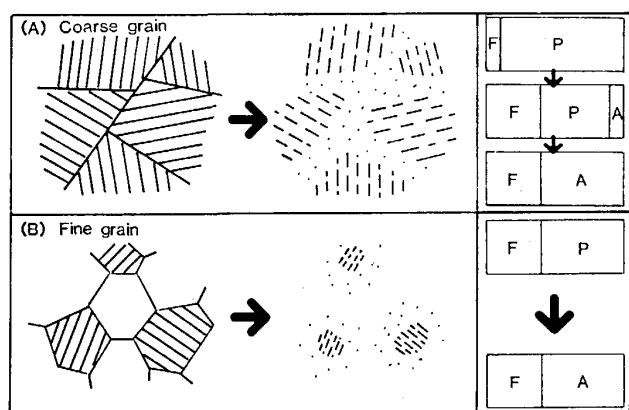


Fig. 8. Schematic illustration of the pearlite dissolution behavior of fine and coarse ferrite-pearlite microstructure and the change of volume fraction of ferrite, pearlite, and austenite during intercritical annealing.

JEONG ら⁸⁾ によつて明らかにされているが、彼らの結果によれば、オーステナイト化はフェライト・パーライト界面およびパーライト中のコロニー界面より起こり、続いてコロニー中のセメントライトが分解により薄くなりさらに分断しながらオーステナイトが成長することを示している。Fig. 8 の左図は Photo. 3 の結果を基にオーステナイト化過程を模式的に示しているが、微細粒組織ではフェライト・パーライト界面より順次オーステナイト化し、Photo. 3 C に示すように急冷した場合連続したラメラに変化していることから、極めて急速にかつ均一にオーステナイト化が終了したものと考えられる。一方、粗粒組織の場合、Photo. 3 D, E, F の変化は少ないフェライト・パーライト界面に加えてコロニー界面からも多く核生成しているものと考えられる。Photo. 3 C, F を比較するとラメラの変化は粗粒組織の場合、不均一でありオーステナイト化の程度は各コロニー間で異なっている。徐冷後の組織は Photo. 2 で示しているが、粗粒組織は不均一であり部分的に再生パーライトが認められるのはこのためと考えられる。また、徐冷中に球状セメントライトを析出するためにはオーステナイト化の後にも微小セメントライトが残留していることが重要である。したがって、二相域でのオーステナイト相の平均炭素濃度よりもパーライトの炭素濃度が低い場合には全セメントライトが固溶してしまうためできるだけ共析組成に近づけることが重要である。微細粒組織ではフェライトの体積率が大きいことによりパーライト中の炭素濃度が共析組成に近くなっている。このことが 25°C/h で冷却した場合にも十分な球状化が起こる理由と考えられる。粗粒

組織の場合、上記の理由により全セメントライトが固溶した場所が存在し、冷却中にパーライトが生成したものと考えられる。徐冷中の変化については水焼入れにより組織を凍結しさらに詳細な観察が必要である。

球状化処理する場合の前組織として制御圧延・制御冷却した特に 10°C/s で冷却した組織が非常に有効であることがわかった。これは通常圧延の場合に比べ、組成が微細であるとともにフェライトが形状、体積率ともに変化したことによるもので、この点については今後さらに検討する必要がある。

5. 結 言

中炭素鋼を用いて、制御圧延、制御冷却を行った場合のフェライト・パーライト変態組織およびその後の球状化挙動、冷鍛性に及ぼす効果を検討し、次の結果を得た。

(1) 制御圧延によりオーステナイト粒を微細化し、さらに制御冷却を組み合わせることによりフェライト・パーライト組織の微細化が可能であり、このことによりフェライトの体積率が 10°C/s の冷却速度で著しく増加することが認められた。

(2) 微細フェライト・パーライト組織の簡略球状化熱処理後の球状化状態は良好であり、冷鍛性にもすぐれている。

(3) 球状化速度に対する組織の効果を検討した結果、組織の微細化とフェライトの体積率の増加が、二相域でのオーステナイトの生成速度と残留セメントライトの形成に寄与し、上記(2)の結果が得られたものと考えられる。

文 献

- 1) I. KOZASU: Accelerated Cooling Steels, ed. by P. D. SOUTHWICK, The Metallurgical Society of AIME, New York (1986), p. 15
- 2) H. YADA, J. TOMINAGA, K. WAKIMOTO and N. MATSUZU: 同上, p. 65
- 3) K. TAKATSUKA, T. INOUE, S. AKITA, Y. YAMAGUCHI and K. TSUJI: Proc. 2nd Int. Conf. Steel Rolling, Düsseldorf (1984), p. F10
- 4) 中島浩衛: 第 98・99 回西山記念技術講座 (日本鉄鋼協会編) (1984), p. 57
- 5) H. SAWADA, J. KOARAI, M. UEMURA and T. OHSHIRO: Accelerated Cooling of Steels, ed. by P. D. SOUTHWICK, The Metallurgical Society of AIME, New York (1986), p. 589
- 6) M. KATSUMATA, Y. KANETSUKI, M. SATO, F. LI and K. HOSOMI: Proc. Int. Conf. THERMEC 88, The Iron and Steel Institute of Japan, Tokyo (1988), p. 216
- 7) G. R. SPEICH and A. SGIRMAE: Trans. Metall. Soc. AIME, 245 (1969), p. 1063
- 8) W. C. JEONG and C. H. KIM: J. Mater. Sci., 20 (1985), p. 4392