

討29 制御圧延後の冷却速度および冷却停止温度が材質特性に及ぼす影響

川崎製鉄(株) 技術研究所 志賀千晃 波戸村太根生
天野虔一 榎並禎一

1. 諸言

制御圧延-加速冷却プロセスを利用する対象鋼は広く、目的とする製品によって最適の圧延法と冷却条件を選ばねばならない。そのため冷却条件による材質変化を正しく把握することが重要である。これまでに加速冷却に関していくつかの研究がなされている^{1)~7)}。本報では炭素当量(Ceq)の異なるSi-Mn, Nb鋼について、フェライトが主組織となるよう制御圧延をし、その後の冷却速度, 冷却停止温度を変えて材質特性を調べた。これに基づき、ベイナイト等の第2相組織と強度および靱性の関係, そして第2相組織の生成機構, について考察した。

2. 実験方法

供試鋼はLD-CCで溶製したCeq 0.28~0.36%のSi-MnおよびCeq 0.33~0.38%のNb鋼で、これらの主成分を個々の図中に示す。実験用圧延機を用いて、Si-Mn鋼には1000°Cの加熱後86%の圧下, またNb鋼には1150°Cの加熱後900°C以下で65%の圧下を与えた。仕上げ温度はAr3+20°Cに統一した。圧延後直ちに冷却槽に入れ加速冷却をし所定の温度になると引出し空冷した。冷却速度を5~60°C/s, 冷却停止温度を600°C~R.T.まで変えた。最終板厚は16mmで、C方向から2mm Vノッチ・フルサイズ・シャルピー衝撃試験片および引張試験片を採取し試験を行った。

3. 結果

0.12%C-1.4%Mn鋼について仕上げ温度を変えて圧延し、その後空冷したときと加速冷却したときの材質特性の比較をFig. 1に示す。仕上げ温度が900°Cと790°C(Ar3+20°C)の場合の光学顕微鏡組織をPhoto 1に示す。前者は粗大なフェライトと粗大なベイナイト組織であるのに対し、後者は細粒のフェライトが主組織となっている。加速冷却によっては靱性の向上はなく、靱性を得ようとする

と仕上げ温度を低下する必要がある。加速冷却による材質特性の変化は冷却停止温度の影響を受けるものと受けないものとに大別できる。前者



(a) 900°C (b) 790°C
Photo 1 仕上げ温度の影響(冷却材)

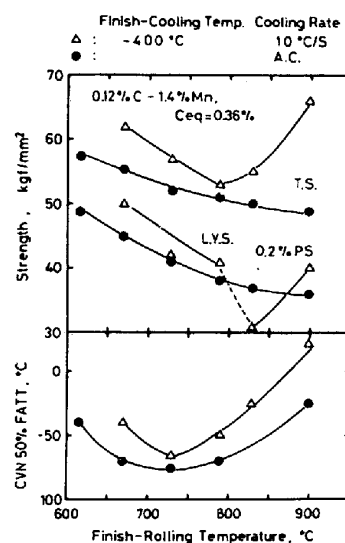


Fig. 1 仕上げ温度が空冷材と冷却材に及ぼす影響

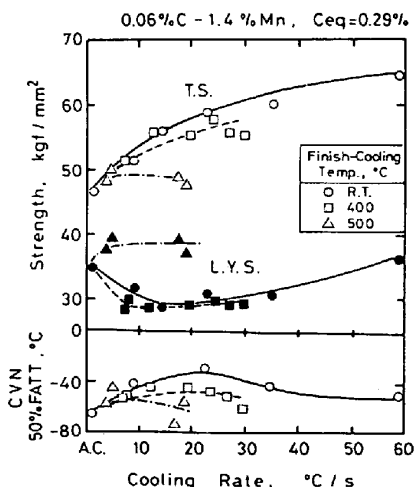


Fig. 2 低C鋼の強度と靱性に及ぼす冷却速度の影響

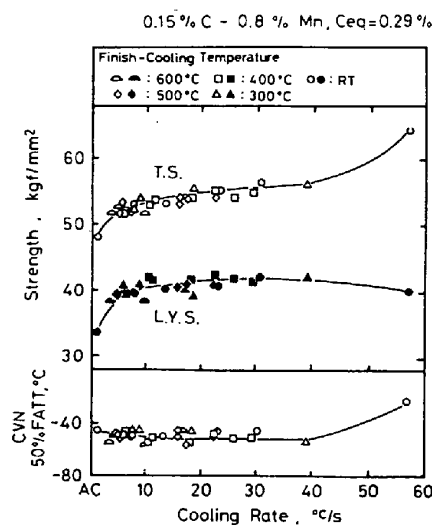


Fig. 3 高C鋼の強度と靱性に及ぼす冷却速度の影響

の例を Fig. 2, また後者の例を Fig. 3 に示す。Fig. 2 では冷却速度の増加とともに T.S. は単調に増加するが, Y.S. は冷却停止温度が低いと, 一旦低下してから増加する。50% FATT は冷却速度を増すと上昇するが, その上昇量は小さく ~60 °C/s でも低い値を示す。50% FATT は冷却速度よりむしろ冷却停止温度の影響を受ける。このような挙動は Nb の有無にかかわらず低 C 鋼に共通しており, また高 C 鋼でも Mn 等の合金量が高くなると観察される。Fig. 3 では, 冷却速度を増すと Y.S. も T.S. も単調に増加するが, 10 °C/s 以上になるとこの上昇度は非常にゆるやかになる。一方 50% FATT は 40 °C/s までほとんど変わらない。Fig. 2 と Fig. 3 の鋼は同じ Ceq であるにもかかわらず 5 ~40 °C/s の冷却速度範囲では低 C 鋼の方が T.S. が高い。しかしフェライトが主組織でなくなる冷却速度 ~60 °C/s になると両者の T.S. は同じになる。

0.15% C-0.8% Mn 鋼について, 10 °C/s の冷却速度で停止温度依存性をより詳細に調べた結果を Fig. 4 に示す。この鋼では冷却停止温度を変えても材質特性はほとんど変わらない。フェライト (図中 F) 粒径は加速冷却により小さくなるが, 停止温度によって変化しない。第 2 相組織も同じパーライト (図中 P) を呈し, またその体積率も停止温度によって変わらない。Fig. 5 は 0.06% C-1.4% Mn および 0.12% C-1.4% Mn 鋼の冷却停止温度依存性を示す。停止温度を下げると T.S. は二段構えで上昇する。高温側の上昇はベイナイト (図中 B) の生成, また低温側の上昇はマルテンサイト (図中 M) の生成に対応している。両鋼ともマルテンサイトの生成に対応して降伏現象が消失し, その結果 Y.S. が低下する。この低下の割合は高 C 鋼の方が少ない。フェライト粒径は加速冷却によって小さくなるが, 冷却

停止温度の影響はない。両鋼ともマルテンサイトの生成は 50% FATT を上昇させる。一方ベイナイトの生成は, 高 C 鋼では 50% FATT を上昇させるが, 低 C 鋼では変わらない。Fig. 6 は 2 種の Nb 含有鋼の結果である。特性値の挙動は Fig. 5 の Si-Mn 鋼と同じである。但し Nb 含有鋼の方が Si-Mn 鋼より加速冷却による T.S. の上昇割合が大きい。つまり加速冷却した Nb 含有鋼の第 2 相体積率が高い。また Nb 含有鋼は冷却停止温度降下による 50% FATT の上昇割合が少なく, 絶対値も低い。

4. 考 察

4.1 第 2 相組織の生成機構

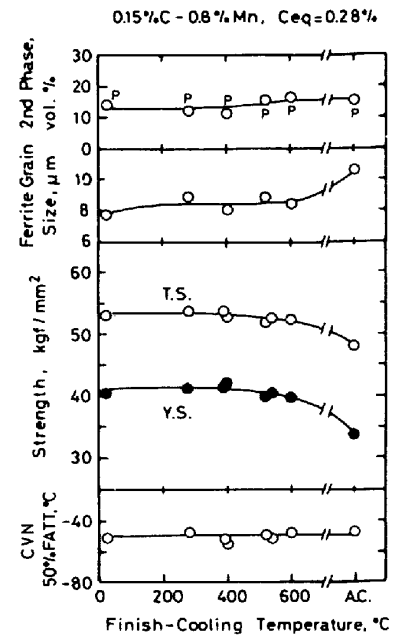


Fig. 4 冷却停止温度を変えたときの材質特性と組織の変化

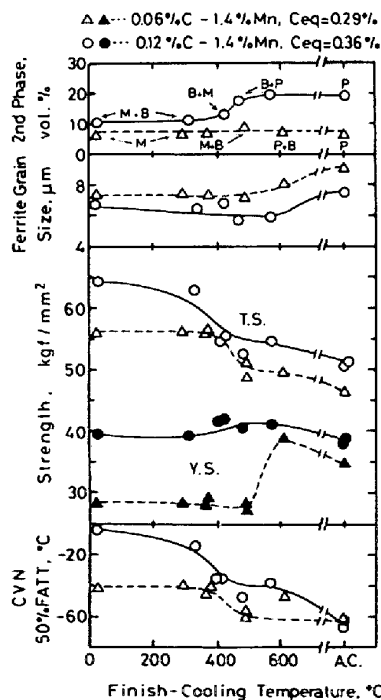


Fig. 5 冷却停止温度を変えたときの材質特性と組織の変化

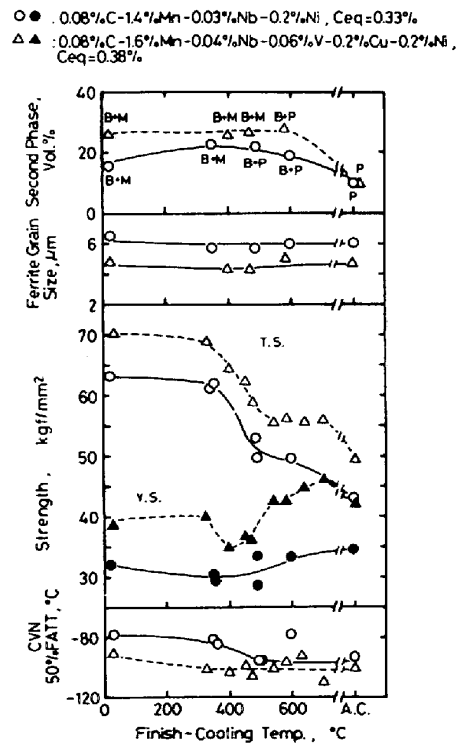


Fig. 6 冷却停止温度を変えたときの材質特性と組織の変化

材質特性が冷却停止温度によって変わるものと変わらないものがある。この差は第2相組織の種類が変化するか否かによることがわかった。冷却停止温度によって第2相組織が変化する機構は Fig. 7 で示した3種のタイプの模式図で説明できる。タイプAとBは冷却停止温度によって第2相組織が変わる例、一方タイプCは変わらない例である。オーステナイトからパーライトへ変態するにはオーステナイト中のC濃度がパーライト生成臨界濃度 C_p になることが必須条件となる。圧延直後から空冷し、即ち冷却速度が遅いとフェライトが多く生成されるので、その結果、残留オーステナイト中のCが濃縮され、パーライト生成温度域内で C_p に達する。即ちパーライトが生成される。加速冷却すると、パーライト生成温度域までにフェライトが多く生成されないので、残留オーステナイト中のC濃度が C_p に達しない場合が生ずる。このまま室温まで強制冷却を続けると、残留オーステナイトはベイナイト (C濃度が低いとき) やマルテンサイト (C濃度が高いとき) へ変態することになる。ところで加速冷却を 500°C 以上で停めて空冷すると、フェライト生成量が増すので残留オーステナイト中のCの濃化も顕著になり、その結果、パーライト生成温度域内で C_p に達したところはパーライトに、また達しないところはベイナイトに変態することになる。

残留オーステナイト中のC濃度がパーライト生成温度域で C_p に達しにくいのは、a) C含有量が低い場合 (タイプB)、b) フェライトの生成量が少ない場合 (タイプA) である。このフェライト生成量が少なくなる理由に制御圧延の度合いが弱い場合がある。このような考え方に基くと、タイプCの $0.15\% \text{C} - 0.8\% \text{Mn}$ 鋼はC含有量が高いうえに低Mnのため A_{r3} 点もタイプAの鋼より約 50°C 高く、そのうえ十分な制御圧延を与えているのでフェライト生成条件は十分である。即ち残留オーステナイトのCは容易に C_p 濃度に達する。その結果 $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ は勿論のこと $40^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の冷却速度でも残留オーステナイトはパーライト化するので、材質特性の冷却停止温度依存性はなくなる。

4.2 第2相組織と強度の関係

$C_{eq} 0.28 \sim 0.38\%$ の Si-Mn 鋼および Nb 鋼を制御圧延し、その後加速冷却によって細粒フェライト中の第2相組織を変えたときの、第2相体積率と強度上昇量 $\Delta T.S.$ (空冷材との差) の関係を Fig. 8 に示す。第2相組織がマルテンサイトかベイナイトかによって、その強度上昇の勾配は明瞭に分かれる。それぞれのフェライト中での体積率を V_V^M および V_V^B で表わすと、強度の増加 $\Delta T.S.$ とそれらの間には、 $\Delta T.S. \propto 1.32 V_V^M (\text{kgf}/\text{mm}^2) \dots\dots 1$ 、 $\Delta T.S. \propto 0.25 V_V^B (\text{kgf}/\text{mm}^2) \dots\dots 2$ の関係が得られる。そしてベイナイトとマルテンサイトの混合している場合は1), 2) 式の勾配の中間にある。すなわち第2相組織の強度への寄与はその種類と体積で一義的に決まる。ここで得られたマル

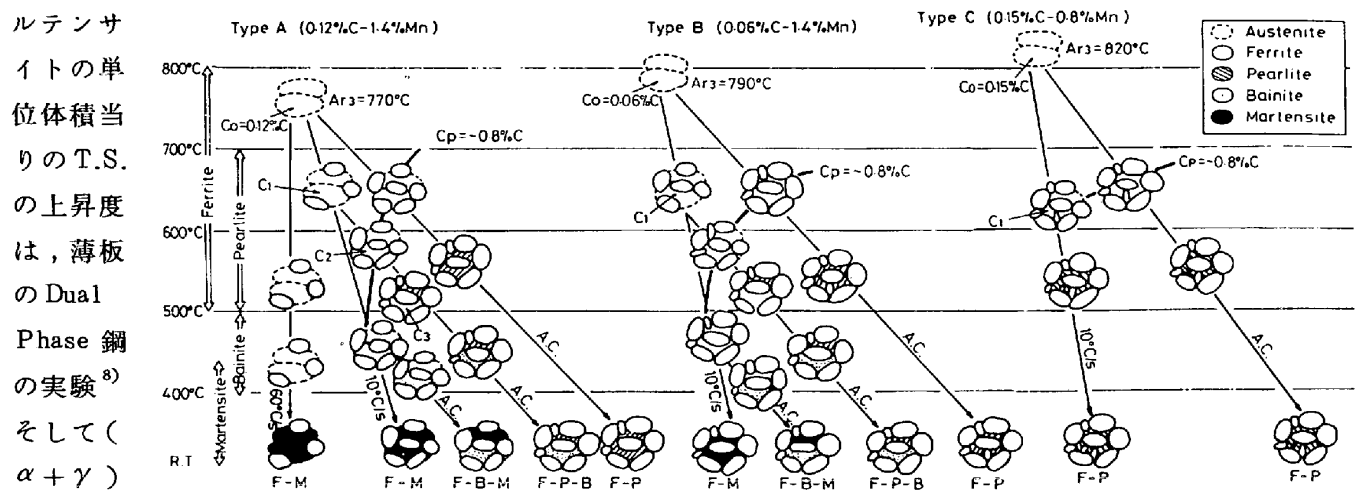


Fig. 7 冷却速度を変えたときの第2相組織の生成機構

での圧延後の加速冷却実験^{4),7)}およびNi, Mn等の合金成分を増加した実験^{5),7)}から得られた値とほぼ一致する。

4.3 第2相組織が靱性に及ぼす影響

第2相組織の種類によって靱性がどのように変わるか、また第2相が同じでも主組織のフェライト粒径によってどのような影響を受けるかを調べた。Fig. 9はフェライト粒径と50%FATTの関係をプロットし、第2相の種類をマークで区別したものである。第2相の種類によらずフェライト粒径が小さくなると50%FATTは低くなる。50%FATTのフェライト粒径依存性は第2相の種類によって大きく変わり、パーライト、低Cの(ベイナイト+マルテンサイト)、高Cの(ベイナイト+マルテンサイト)の順に大きくなる。つまりベイナイトやマルテンサイトの場合、パーライトとして存在するより靱性は劣化し、その劣化量はフェライト粒径が大きいほど大きい。また低Cのベイナイトの場合、フェライト粒径が約5μm以下になるとほぼパーライトと同等の靱性を示す。制御圧延によってフェライト粒を微細化し、続いて加速冷却によってベイナイトやマルテンサイトを導入させると、低Cの場合靱性をあまり損なわず高張力化させることが可能である。

5. 結 言

- 1) 材質特性は一般には冷却速度ばかりか冷却停止温度によっても大きく変わる。低C鋼は冷却停止温度依存性が大きく高C-低Mn鋼では小さい。
- 2) 冷却停止温度依存性が生じるのは第2相組織の種類がパーライト→ベイナイト→マルテンサイトへ変化することによる。
- 3) 第2相組織の強度への寄与は種類と占める体積率で説明できる。マルテンサイトおよびベイナイトの単位体積の増加は強度をそれぞれ132kgf/mm²および0.25kgf/mm²上昇させる。
- 4) 第2相組織の50%FATTへの寄与は主組織であるフェライト粒径によって変わる。フェライト粒径が細かいほど、ベイナイトとマルテンサイトの靱性への悪影響は小さくなる。
- 5) 同じベイナイトでも高Cの方が低Cに比べ靱性を劣化させる。

参考文献

1) 天野, 鎌田: 鉄と鋼, 65(1979), A177 2) 天野, 鎌田: 鉄と鋼, 66(1980), S1040 3) 東田, 大北, 大内, 長嶺, 平部, 八子: 日本鋼管技報, No.89(1981), 1
 4) 志賀, 天野, 波戸村, 鎌田: 鉄と鋼, 67(1981), S637 5) 天野, 志賀, 波戸村: 鉄と鋼, 67(1981), S1210 6) 田向, 尾上, 中島, 梅野, 岩永, 笹治: 鉄と鋼, 67(1981), S1334 7) C.Shiga, K.Amano, T.Hatomura, Y.Saito, K.Hirose, and T.Choji: Int. Conf.on Steels for Linepipe and Pipeline Fittings, London, 1981 8) R.G.Davies: Met. Trans. A, (1978), 9A, 671

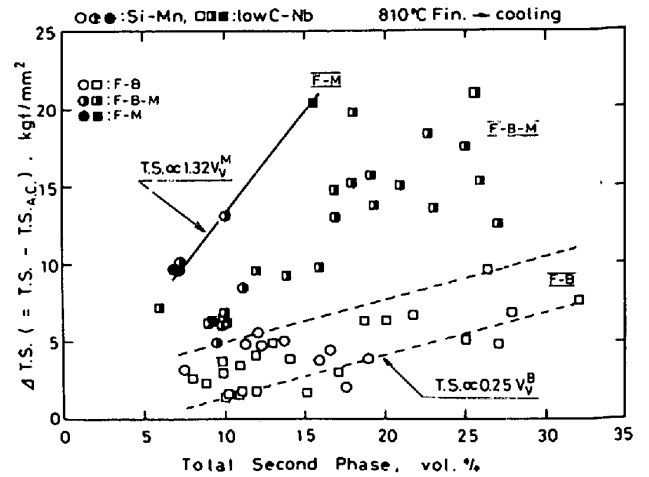


Fig.8 Si-Mn鋼, Nb鋼について得られた第2相体積率と強度の関係

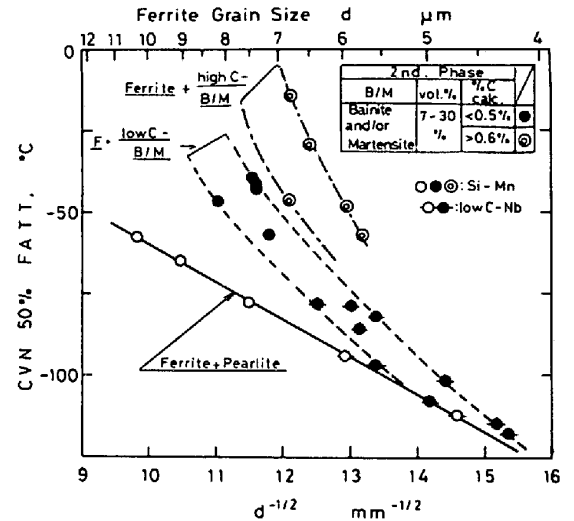


Fig.9 第2相の種類が違った鋼の50%FATTとフェライト粒径の関係