

討18 Controlled Rolling 後の加速冷却効果

日本鋼管(株) 技術研究所 松本和明 大北智良
○大内千秋

1. はじめに

低合金鋼を強靱化する厚鋼板の加工熱処理法として、Controlled Rolling (以降、制御圧延と呼ぶ)、熱間圧延後の直接焼入れ、あるいはControlled Coolingや加速冷却が知られている。中でも制御圧延は広く研究され、また工業化されている技術⁽¹⁾⁻⁽³⁾であるが、熱間圧延後の制御冷却や加速冷却に関しては従来、余り系統的な研究は報告されていない。加速冷却法の中でも圧延仕上後、特定温度領域のみを加速冷却する、いわゆるInterrupted Cooling法⁽⁴⁾⁽⁵⁾は、直接焼入れ法⁽⁶⁾⁽⁷⁾のように焼戻し処理を必要とせず、広く一般の非調質高張力鋼への適用が可能である。制御冷却とこのInterrupted Coolingの組合せは、制御圧延により達成される高靱性を維持しつつ、より一層高張力化が可能である。すなわち熱間圧延ライン上での加速冷却法の適用は、圧延ままで使用に供せられる非調質鋼の高張力範囲を拡大でき、また低合金高張力鋼の低炭素量化(ないしは低炭素当量化)が可能となり、材質諸特性の向上と省合金化が同時に達成できる。以下では高靱性ラインパイプ原板の製造技術としての制御圧延後の加速冷却の効果について、その材質上および変態組織上の特徴や強靱化の機構について、実験室研究結果をもとに報告する。

2. 実験方法

本研究で用いた供試鋼は、圧延ままでフェライト・パーライト組織を示すSi-Mn, Nb, Nb+V系とアシキュラーフェライト組織を示すlow C-high Mn-Mo-Nb系の各々数鋼種である。表1に各々の供試鋼の化学成分範囲を示す。熱間圧延後の加速冷却は試験圧延機の後面に設置した冷却装置を用いて行った。圧延中および冷却中の温度は鋼片中心部に挿入した熱電対により測定、制御した。制御圧延条件としてスラブ加熱温度、900℃以下の累積圧下率、圧延仕上温度などを種々変化させた。また加速冷却は冷却速度を最大20℃/s以下の範囲で変化させ、かつ加速冷却の冷却開始温度を760~700℃、また冷却停止温度を550~700℃の範囲で変化させた。基本的な加速冷却の条件は760~600℃間を10℃/sで冷却し、その後空冷する方法である。板厚は20mmが主体で、一部12~25mmの範囲で変えている。板厚中心部、圧延直角方向から各種試験片を採取し、機械試験、組織観察を行った。

3. 結果

3.1 冷却速度に伴う強度、靱性の変化

加速冷却材の機械的性質は制御圧延条件と加速冷却条件の両方の影響を受けるが、前者は主に靱性を、後者は強度を支配する。図1(a)(b)には圧延ままでフェライト・パーライト組織を示す鋼種の冷却速度に伴う強度と靱性の変化を示す。加速冷却の温度範囲はいずれも750~600℃である。冷却速度に伴う強度の上昇は、Si-Mn鋼が最も小さく、Nb鋼、Nb+V鋼の順に大きくなっている。いずれの場合とも圧延条件は900℃以下で67%の圧下率を採っており、実質的にオーステナイトが微細化しているために、

表1. 供試鋼の化学成分範囲(wt%)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Nb	V	Ni	Mo
Ferrite-Pearlite	0.11/0.15	0.20/0.35	1.25/1.50	0.009/0.015	0.004/0.007	0/0.04	0/0.10	—	—
Acicular Ferrite	0.05/0.08	0.20/0.30	1.50/2.00	0.007/0.013	0.006/0.009	0.045	—	0/0.25	0/0.50

Si-Mn鋼では加速冷却による組織変化を示し難い。一方、Nb鋼ではオーステナイト中に固溶している微量Nbが焼入性向上の機能を果たし、より大きな加速冷却効果を示すものと考えられる。本図より圧延ままでX-60グレードの鋼は10°C/sの加速冷却でX-70グレードに近い強度水準に、またX-70グレードの鋼はX-80までに強度水準の向上が可能に分る。

一方図2にはアシキュラーライト鋼での加速冷却による機械的性質の変化を示す。Mo添加量を0.16~0.40%の範囲で変化させているが、いずれの鋼とも冷却速度に伴う強度の上昇はNb+V鋼と同等の変化を示している。10°C/sの冷却速度で6~9 kg/mm²の引張強さの上昇であり、これは圧延ままでMo添加量の増大による強度上昇に比較して著しく大きい。すなわち加速冷却は特定強度グレードの鋼を得る場合に合金元素の大幅な節減が可能であることを裏付けている。

加速冷却に伴う靱性の変化は、いずれの場合とも圧延ままで得られるvTrsの水準と同等ないしはやや向上する傾向を示している。加速冷却により強度と靱性を同時に向上させる上で、特に適正な圧延条件の選定が重要である。図1-(b)に示されるように、スラブ加熱温度によりvTrsは大きく変化している。特に板厚が厚くなるにしたがい、スラブ加熱温度を低下させ、かつ未再結晶オーステナイト域で十分な累積圧下率を採用して、オーステナイト組織を微細化し、かつひずみエネルギーを十分蓄えた状態から加速冷却することが必須の条件になる。なお制御圧延後の加速冷却の効果の一つとして、強度の制御圧延材に特有のseparationの発生が大幅に抑制されることが挙げられる。図1および図2に示した供試鋼の場合でも、10°C/s前後の冷却速度で加速冷却した場合には、ほとんどseparationの発生は認められていない。これは適正な圧延条件の選定と加速冷却による組織変化に起因していると考えられる。

3.2 冷却開始温度と停止温度の影響

Interrupted Cooling法では冷却速度のほかに、加速冷却の冷却開始温度と停止温度が得られる諸特性に強く影響を及ぼす。冷却開始温度は基本的にはAr₃変態点以上、つまりオーステナイト域から加速冷却を開始することが重要である。冷却開始温度が低下すると後述する加速冷却材のベイナイト体積率の低減など変態組織の変化に基づいて、加速冷却効果は小さくなる。一方、separationの発生を積極的に活用することにより強靱性を向上させる二相域圧延法⁽³⁾では、必然的に圧延仕上り温度はAr₃点よりもかなり低くなる。この場合にも加速冷却により一層の強化が得られるが、このときの強化機構は加エフェライトの静的回復、再結晶の抑制に基づいている。

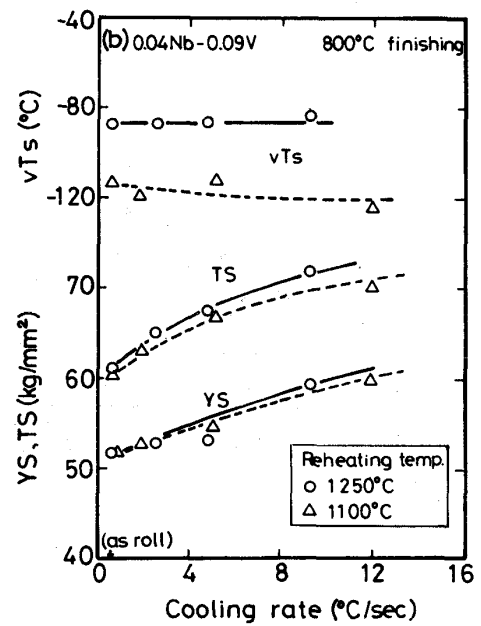
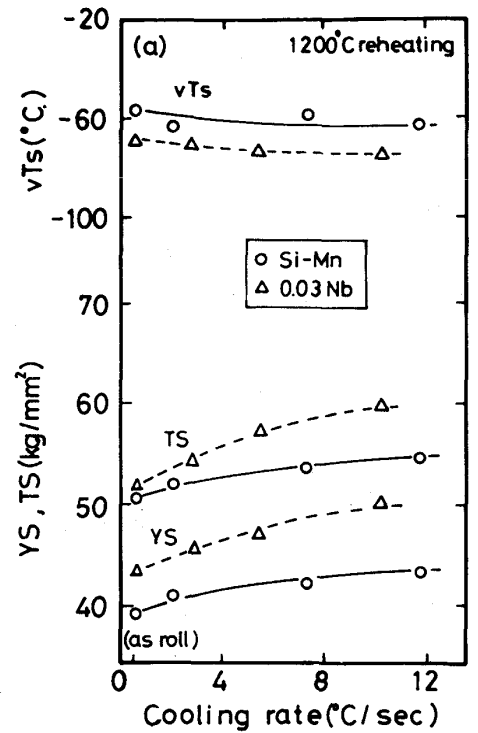


図1. 冷却速度に伴う強度、靱性の変化、(a) Si-Mn, Nb鋼 (b) Nb+V鋼

冷却停止温度の機械的性質への影響は、鋼の成分系や冷却速度により異なる。NbやVを含む鋼種を10°C/s前後で加速冷却した場合には、550~600°Cの冷却停止温度で最大の強度上昇が得られる。すなわち冷却停止温度から空冷の間に生じる self tempering 効果は、析出強化と変態組織の均一化の両面から材質特性に影響している。

適正な圧延条件と加速冷却条件の設定により、板厚方向の機械的性質や硬度分布は非常に均一になる。10°C/s前後の冷却速度で板厚25mm板を加速冷却した場合も板厚方向の硬度分布は、圧延まま板のそれとほとんど同一である。一般に非調質高張力鋼では板厚が増大するにしたがい、所定の強度を得るためには成分系を高くしていく必要があるが、加速冷却法では板厚のいかんによらず同一の冷却条件に設定することにより、同一鋼種で広い範囲の板厚にわたっての運用が可能となる。

4. 加速冷却材の変態組織と強靱化の機構

制御圧延後の加速冷却により得られる変態組織は、冷却速度、鋼の化学成分、変態前のオーステナイト組織などにより変化する。圧延ままでフェライト・パーライト組織を示す鋼の場合の冷却速度に伴う組織変化は、まず低冷却速度でフェライト粒の細粒化とパーライトのバンド組織の消滅が生じる。より高冷却速度ではパーライトにかわりベイナイトが生成し、冷却速度の上昇に伴いベイナイトの体積率は増加していく。写真1にその例を示すが、生成するベイナイトは極めて微細であり、これが制御圧延後の加速冷却材の組織上の特徴である。板厚の厚い制御圧延材では、特にNb添加鋼で混粒組織となり易いが、加速冷却により均一、微細な組織に変化している。一方圧延ままでアシキュラーフェライト組織を示す鋼種では、加速冷却によりその低炭素ベイナイト組織の体積率が増加していく。すなわち加速冷却処理と圧延まま材でのMnやMo添加量の増加に伴う組織変化とが、いずれも変態点を低下させ、acicularity(低炭素ベイナイト量)を増加させることに关して等価性のあることを示す。アシキュラーフェライト鋼の強度はacicularityの増大に比例して上昇することから、加速冷却はMnやMo量など合金元素の節減効果を有することが理解される。

Nb+V鋼での加速冷却の冷却速度に伴うフェライト粒径とベイナイト体積率の変化の実測例を図3に示す。2°C/s前後の冷却速度でパーライトが消滅し、ベイナイトが生成し始める。フェライト粒径は制御圧延で達成される以上に細粒化し、かつ整粒化する。10°C/s前後ではベイナイト体積率は約40%に達している。

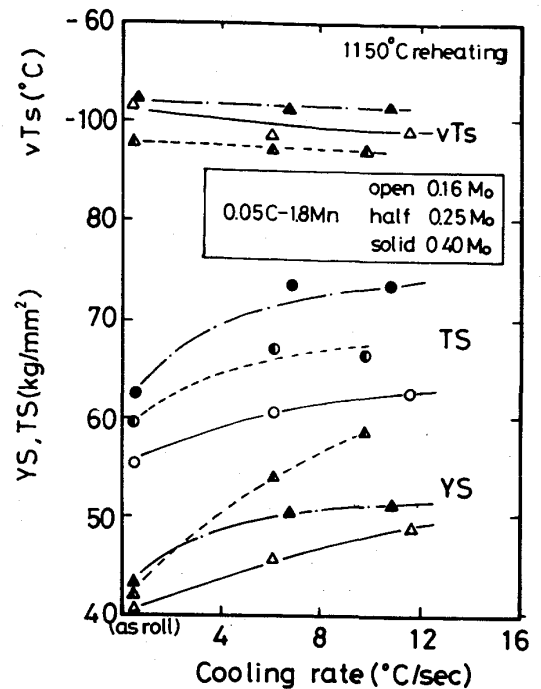


図2. 冷却速度に伴う強度、靱性の変化、アシキュラーフェライト鋼

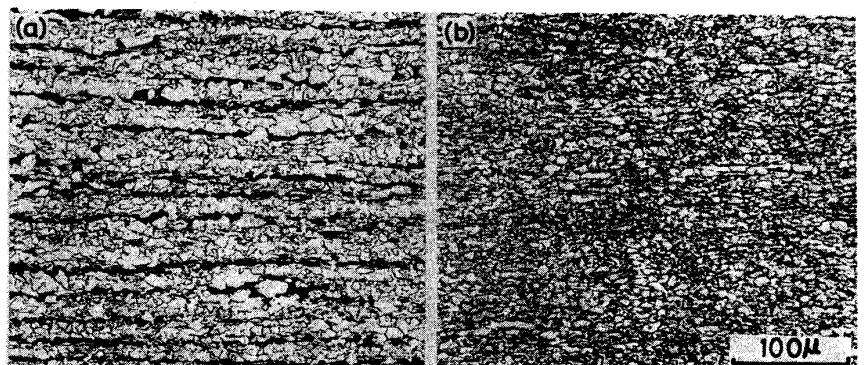


写真1. 制御圧延後の加速冷却によるマイクロ組織の変化 Nb+V鋼, (a) 圧延まま, (b) 10°C/s

加速冷却による高張力化(ΔTS)は、このベイナイトに基づく強化の外に細粒化($K \cdot d^{1/2}$)と析出強化度の増分($\Delta \sigma_{ppt}$)が含まれる。NbC(N)など炭窒化物は γ - α 変態過程でかなり析出し易いが、加速冷却ではこの際の析出が抑制され、析出強化に最も有効なフェライト地への析出量を増大させる。すなわち加速冷却による高張力化は次式で示される。

$$\Delta YS \text{ or } \Delta TS = K \cdot \Delta(d^{1/2}) + (K_B \cdot f_B - K_P \cdot f_P) + \Delta \sigma_{ppt} \quad (1)$$

f_B , f_P はベイナイト, パーライトの体積率, K_B , K_P はそれらの強化係数である。 f_B は冷却速度との関係で次式で示される。

$$f_B = K' (V - V_0) \quad (2)$$

ここで V_0 はベイナイトが生成し始める冷却速度である。(1),(2)式に基づく各因子の解析から、加速冷却による強度上昇の内60~70%が微細に生成するベイナイトの寄与に基づくことが明らかになった。

一方加速冷却による著しい高張力化にもかかわらず靱性が劣化しない機構は、基本的にフェライトのより細粒化と非常に微細に生成するベイナイトによる。特にフェライト・パーライト鋼では加速冷却により延、靱性に有害なパーライトが消滅し、実質的に“Pearlite free steel”化する効果大きい。このことは丸棒引張での絞り値やシャルピー・シエルフエネルギー値など延性値の変化から明らかである。すなわち図4では圧延ままでフェライト・パーライト組織の鋼の高張力化に伴う延性値の変化に対し、フェライト・ベイナイト組織を有する加速冷却材のそれは、同一強度水準でより高い延性を示している。このことはself-temperingされた微細ベイナイトの延性はパーライトに比較して優れていることを示している。

5. まとめ

制御圧延と Interrupted Cooling を適正に組合せることにより得られる変態組織は、フェライト・ベイナイトから成る新しい“dual phase steel”であり、鋼を極めて合理的に強靱化できる。ここでは詳細に触れえないが、この加工熱処理法により鋼の溶接性の向上、耐サワーガス特性の向上、バンド組織の消滅、Separationの低減など、高張力ラインパイプ原板として必要とされる諸特性を多面的に向上させることができる。さらに一般の各種溶接用高張力鋼への適用も可能であり、その効果は多方向にわたると考えられる。

参考文献

(1) V. F. Zackay; Materials Science Engineering, 25(1976), 247 (2) I. Kojasu et al; Proc of Microalloying 75, 1976, 120 (3) T. Tanaka et al; 同上(2), 107 (4) D. M. Fegrede; Metals Technology, sept., 1977, 417 (5) P. Repas Paper presented in 105th AIME Annual Meeting, 1976 (6) G. Tither et al; JISI, 208(1970), 686 (7) C. Parrini et al; 同上(2), 288

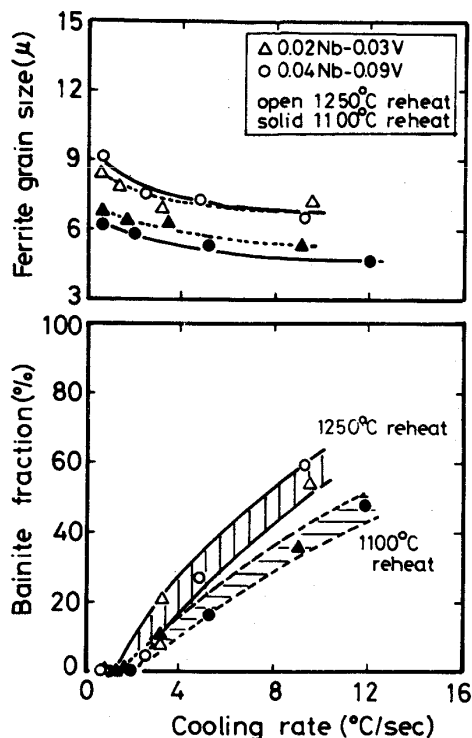


図3. フェライト粒径, ベイナイト体積率の冷却速度による変化

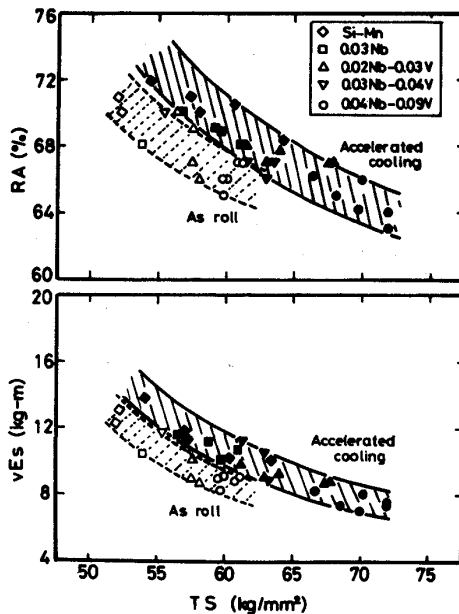


図4. 絞り, シャルピーシエルフエネルギーと強度との関係