

な部分がついてまわつたために、恐らく純粋な確率論の専門家には「よくわからない」ものであつたと思うが、それはむしろこのシムホジウムの健全性を意味するものと考えている。

## V. 制御圧延・制御冷却をめぐる諸問題

座長 川崎製鉄技術研究所

田中 智夫

ラインハイク用厚板や 50 kgf/mm<sup>2</sup> 級高張力鋼を製造する技術として、制御圧延が適用されていることは周知の事実である。制御圧延による鋼材の強靱化をさらに有効たらしめる方法として、制御圧延に引き続き加速冷却を鋼材に付加する方法が制御圧延・制御冷却である。制御冷却の研究は 1960 年代に BISRA (英国) で本格的に開始され、実用化研究が日本を中心に勢力的に進められ、1970 年代末には完成した。すなわち他の多くの技術同様に、制御圧延も外来技術である。それに対して制御圧延に制御冷却を重畳させる方法は日本で研究が開始され、日本で開発した独自技術として誇るに足る技術である。この新しい技術に対する研究・開発はソフトとハードを含めて鉄鋼各社で強力に進められている。本討論会はこのような背景のもとに開催されたものであり、特に 50 kgf/mm<sup>2</sup> 級高張力厚鋼板の品質向上を中心課題にすえて、制御圧延・制御冷却の主要工程因子、冶金学的因子を明確化すること、また制御圧延・制御冷却材の材質上の特質を製造者側および使用者側の双方から評価することを目的とした。

討論論文の発表は以下の 9 件である。

- 討25 制御冷却による強靱性変化とその応用法  
住友金属工業(株)中央技術研究所 橋本 保
- 討26 制御圧延・制御冷却鋼の強度靱性と微細組織  
日本鋼管(株)技術研究所 稲垣 裕輔
- 討27 制御圧延-制御冷却したフェライト・マルテンサイト鋼の強度と延性・靱性  
(株)神戸製鋼所浅田研究所 柚島 登明
- 討28 制御冷却材の機械的性質とマイクロ組織  
(株)神戸製鋼所中央研究所 町田 正弘
- 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
- 討30 厚板製造における制御圧延および制御冷却の冶金学的特性におよぼす影響  
新日本製鉄(株)生産技術研究所 尾上 泰光
- 討31 オンライン加速冷却材の機械的性質と適用効果  
日本鋼管(株)技術研究所福山研究所  
東田幸四郎
- 討32 使用者側から見た制御圧延材・制御冷却材の評価

石川島播磨重工業(株)技術研究所 河野 武亮  
討33 制御圧延・制御冷却型 50 kgf/mm<sup>2</sup> 級高張力鋼の諸強度特性

三菱重工業(株)長崎研究所 矢島 浩

上記諸討論のうち、討 25, 26, 27 は制御圧延・制御冷却の基礎編とも言うべき内容であり、制御冷却により得られるマイクロ組織、およびマイクロ組織と強度・靱性との関係等の冶金学的な内容を討じたものである。討 28~31 は応用編であり、制御圧延・冷却を支配する工程要因を主に取り扱っている。特に討 30, 31 は生産ラインで製造した制御冷却材の諸特性を概説したものである。討 32, 33 は制御圧延・冷却材を使用者として評価したものであり、前者は溶接性の観点から、また後者は破壊靱性の立場から、それぞれ材料特性を論じている。

主な討論点はつぎのごとき諸項目にまとめられる。

- 1) 制御圧延と制御冷却の役割
  - 2) 制御圧延・制御冷却の工程要因
  - 3) 制御圧延・制御冷却材の冶金学的特性
  - 4) 制御圧延・制御冷却材の材料特性
  - 5) 制御圧延・制御冷却材の使用性能
- 1) 制御圧延と制御冷却の役割

制御圧延は未再結晶オーステナイト域で多大の圧下を付加することを中核にした技術であるが、このことが圧延機に過度の負担をかけ、また生産能率を阻害する要因ともなっている。したがって、制御冷却の採用によつて制御圧延の大幅な緩和が期待されたわけであるが、この期待は各討論者により明確に否定された。すなわち制御圧延と制御冷却はそれぞれ別個の役割を有しており前者は靱性向上を、また後者は強度上昇を分担している。さらに敷衍するならば制御圧延による結晶粒の微細化が靱性を支配し、加速冷却によるマイクロ組織の変化(マルテンサイトおよびベイナイト組織の混入)が強度を支配する(討 25, 27, 28, 29)。

### 2) 制御圧延・制御冷却の工程要因

最終製品のマイクロ組織、強度、靱性を支配する因子が明確化された。圧延仕上げ温度(≒冷却開始温度)は強度と靱性に大きな影響を与える。 $\Delta r_1$  点近傍の温度で強度と遷移温度は最低値を示すが、細粒化の観点から仕上げ温度(≒焼入温度)は $\approx 800^\circ\text{C}$  が望ましい(討 28, 29, 31)。冷却停止温度によつても強度、靱性は大きく変化する。すなわち停止温度の低下とともに強度は上昇するが、遷移温度は $\approx 500^\circ\text{C}$  まではほぼ一定値を維持し、 $\approx 500^\circ\text{C}$  以下になると温度低下とともに急激に上昇する。したがって冷却停止温度は $\approx 500^\circ\text{C}$  とすることが望ましい(討 28, 29, 30, 31)。制御冷却における冷却速度はマイクロ組織、強度、靱性のいずれにも大きな影響を与える。冷却速度の増加によつて強度は単調に増大する。他方遷移温度は $15^\circ\text{C/s}$  まではほぼ一定値を維持するが、それ以上の冷却速度では急激に上昇する。したが

つて制御冷却としては $\sim 20^{\circ}\text{C/s}$ 以下が望ましい(討 30, 31). なお討 29 は強度・靱性変化が冷却速度に敏感な成分(マイクロ組織はフェライトとマルテンサイトの混合組織)と鈍感な成分(マイクロ組織はフェライトとパーライト)のあることを示した.

### 3) 制御圧延・制御冷却材の冶金学的特性

制御圧延により強度-靱性バランスの優れた鋼板を得るためには、マイクロ組織的には次の二つのアプローチがある. i) フェライト・パーライト組織の範囲内での加速冷却を活用して、フェライト粒の微細化とそれによる若干の強度増加をはかる. ii) フェライトとマルテンサイトの微細混合組織にして大幅な強度増加をはかる(討 25, 27, 28, 29, 31). 実用材では後者が多い. 混合組織においては、マルテンサイト量の増加につれて、強度、遷移温度はともに上昇する. しかし後者の上昇率はフェライト・パーライト組織に比べると少ない(討 28, 29). またフェライト粒径が細かいほどマルテンサイトの靱性への悪影響は小さくなる(討 29). マイクロ組織のこのような特徴のために制御圧延・冷却材では強度-靱性バランスのよい材質が得られる. 制御冷却は制御圧延と組み合わせ、その効力を発揮することは先に述べた. しかし、 $50\text{ kgf/mm}^2$  級高張力鋼を得る場合にはオーステナイトの未再結晶域での強圧延で事足りる. したがって2相域圧延に由来するセパレーションの発生を大幅に防止することができる(討 31).

### 4) 制御圧延・制御冷却材の材質特性

加速冷却により強度上昇をはかることができるため、その分炭素当量( $C_{eq}$ )を低下することができる.  $50\text{ kgf/mm}^2$  級高張力鋼の場合、従来の空冷材では  $C_{eq}$  は約 0.40 であるが制御圧延・冷却材では $\sim 0.30$ に低下する. しかし溶接熱影響部の軟化を考慮すれば $\geq 0.32$ が目標値となる(討 30, 31). 低  $C_{eq}$  であることは溶接熱影響部の性質改善に効果を発揮する. 溶接硬化性は低下し低温割れ感受性も低減する(討 30, 31). いずれにしても制御圧延・冷却材は材質特性の面からはSRとか熱間加工のように冷却の効果を消失させる用途には不適當であるが、溶接継手部の軟化のような局所の軟化に対しては対応でき、総合的にみて従来鋼の使い難さを解消し、構造物の安全性を高められるものと言える.

### 5) 制御圧延・制御冷却材の使用性能

上記材料の使用性能については溶接性の立場からの使用性能(討 32)と破壊靱性の立場からの使用性能が論じられた. 溶接性を要約すれば大入熱溶接部における靱性確保と小入熱溶接部における溶接割れ防止の二点になる. 後者について言えば制御冷却材では  $C_{eq}$  や  $P_{CM}$  から推定した予熱温度よりも割れ発生の限界値は高温側であり、これは連铸スラブの中心偏析と関係があるものと思われる(討 32).  $400\sim 600\text{ kJ/cm}$  程度の大入熱溶接を適用してもボンド部の遷移温度は  $20^{\circ}\text{C}$  以下であり、かなり良好であるがさらに一層の改善が望まれる(討 32, 33). 破壊靱性について言えば、板厚方向の特性は非常に良好であり、脆性破壊発生限界温度は非常に低温である. 破壊靱性におよぼす溶接入熱の影響は従来鋼と同等、あるいは従来鋼よりも優れている. 従来鋼と比較して制御圧延・制御冷却鋼はシャルピー衝撃試験では良い値を示しても、大型試験による破壊靱性値はシャルピー衝撃試験ほど良い値を示さない. 従来鋼と比較して脆性亀裂伝播特性は非常に優れている(討 33).

### 6) その他

変形帯について討 26 は実に斬新な報告をしている. よく知られているように、制御圧延の基本は未再結晶オーステナイト域での強圧下による粒内への変形帯の導入にある. この“変形帯”は2本の平行な直線として観察されるものであるが、討 26 は実はこれは変形帯ではなく、スラブの加熱時にオーステナイト粒内に生成した焼鈍双晶であることを実証している. 焼鈍双晶が強圧下を受けた場合、歪みの蓄積がその近傍におこり、それがフェライト核の生成サイトとなる、と著者は主張している.

本討論を通じての全体印象を述べるならば、制御圧延・制御冷却の技術はすでに高度の水準に達している. ただし、溶接の大入熱化は更に一般化すること、また高靱性化への要求が高まることを思えば、大入熱溶接性を具備した制御圧延・制御冷却材の開発が望まれる. また板厚方向の成分の不均一性は冷却速度の増加につれて悪影響を強めることを思えば、連铸スラブの中心偏析低減のごとき周辺技術の整備が望まれる.