

© 1988 ISIJ

展 望

## 連 鑄 - 熱 間 圧 延 直 結 時 の 金 属 学 的 問 題 点

田 村 今 男\*

## Metallurgical Problems on Hot Direct Rolling from Continuous Casting

Imao TAMURA

## 1. は じ め に

昭和 61 年 10 月 21 日(火), 日本鉄鋼協会の名古屋における秋季大会中に行われた「連鑄-熱間圧延の直結化」討論会において, 私が番外で, その材料関係の一般的なまとめの講演を行った。そのときの私の考えとしては, この直結化の問題点や, 利害損失については聴衆の方が私よりもよく知っているはずであるので, 私は単にそれをまとめるだけで, 主として, その周辺について話をすることにした。

それを文章に書くとするあまり勝手なことを書くわけにはゆかないので, 誰でも知っているとと思われることであるが, とにかく私の流儀に従って一応まとめてみることにする。

## 2. 日本の鉄鋼事情

1960 年頃より日本の鉄鋼産業は成長に成長を重ね, 世界第一の鉄鋼生産国になった。そのお陰で私も無事停年退官することができたわけであるが, この成長にはいろいろな理由があつたと思う。技術的な面からみると, 酸素製鋼, 転炉, 連鑄化の進歩がきわめて大きな寄与をしてきたように思う。しかし, 1980 年すぎから少し旗色が悪くなつてきた。国際競争力が低下してきたからであると言われている。

高炉-転炉-連鑄-熱延-冷延の大きな製鋼プロセスの流れの大動脈をどこかでひっくり返さなければ, この国際競争力を回復することはむつかしいように思う。

すでに溶融還元法とか半凝固成形法などが考えられているようである。また本稿の主題となつている連鑄-熱間圧延直結技術もその一つであると信じている。

そもそも連鑄そのものがインゴット鑄造から置き換わつた技術であつて, これが更に次の技術に置き換わつていつてもよいわけである。本稿における主題は, 凝固と

加工と変態を同時に制御しようとする技術である。それは成形と性質を一つのプロセスで一挙に目的とするものに仕上げようとするもので, 下工程における最も画期的な技術であると私は思っている。

私はこの技術を「凝固・加工熱処理」と呼びたいと思う。これによつて上記大動脈の下工程の技術革新が行われて, 国際的な優位性も生まれてくると思う。そして溶融還元法, 半凝固法と凝固・加工熱処理法によつて従来の大動脈はほとんど完全に新しい流れに変わりうるわけである。もちろん, 使用可能な高炉を崩して溶融還元法に切り替えることは不合理であるが, しだいに変化し得るだけの研究を積み重ねておく必要がある。

連鑄-熱延直結法は, 上記のような特色があるばかりではなくて, マイクロ・アロイの作用と, それをたくみに応用した加工熱処理によつて, いつそう強靱な鋼の生産が, 現在よりもいつそう進歩するであろうと同時に, コンピューター制御によつて材質制御, 材質予測まで可能になる目途がきつ々ある。もちろん現在でもある程度実現しており, いつそう付加価値の高い鋼の生産に向かつている。

このような新しい技術の開発によつて, 常に生産性の高い新しいプロセスと付加価値の高い優れた鋼を生産するように努力して, 諸外国よりも技術的, 品質的に先んじなければならない。そのためには研究投資が必要である。そして, 研究投資額を上乗せした正しい原価計算によつて算出した適正な価格で販売するようにしなければならない。研究は単なるユーザーに対するサービスであつてはならない。

私達は十分な研究投資の上に立つて, 付加価値の高い鋼を合理的に生産し, 適正な価格で販売し, 適正な利潤を上げる。ユーザーにおいては, 必要に応じて鋼を一部分輸入して使つていただく。そして, 日本も外国も, それぞれそのところを得て共存共栄の実をあげてゆかねば

昭和 61 年 10 月本会講演大会にて一部発表 昭和 62 年 9 月 24 日受付 (Received Sep. 24, 1987) (依頼展望)

\* 京都大学 名誉教授 住友金属工業(株)顧問 (Professor Emeritus, Kyoto University, Technical Advisor, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-3 Nishinagahondori Amagasaki 660)

Key words : hot direct charge rolling ; continuation ; process control ; computer application ; productivity ; cost reduction ; energy saving ; phase transformation ; dynamic recrystallization ; microstructure.

ならない。このようなユートピアを作りたいと願っている。

### 3. 連鑄冷却途中からの再加熱

Fig. 1 は、1例として、熱延コイル生産の場合の連鑄から再加熱、熱延、加速冷却を経てコイルリングまでの工程を模式的に示したものである。連鑄-熱延直結時に特に問題となるのは連鑄ビレットの冷却から再加熱、熱延開始までであろう。この場合、Fig. 1 に示したように、path 1 から path 5 までが特徴ある path として考えることができる。

path 1 は省エネルギーの面からは理想的と言えるもので、連鑄ビレットを炉で再加熱する必要がなく、Edge heater などの簡単な補助加熱を行うだけで、直接圧延することができるので、直送圧延 (HDR) と呼んでいる。

path 2 では、連鑄ビレットは少し温度が下がるので、これを炉に入れて圧延温度になるまで再加熱する。しかし、変態点以下に下がらないから、 $\gamma \rightarrow \alpha$  変態はおこらず、変態によるオーステナイト粒の微細化は期待できない<sup>1)</sup>。このあとの熱延時の再結晶によつてオーステナイト粒の微細化をはからなければならぬ<sup>2)~5)</sup>。これを Direct charge または Hot charge (HCR) という。path 2 の場合は  $\gamma \rightarrow \alpha$  変態をおこしていないが、Direct charge と言つても  $\gamma \rightarrow \alpha$  の変態をおこしている場合もあるようで、はつきりした定義はないようである。

ここで path 2 においては  $\gamma \rightarrow \alpha$  変態がおこっていないけれども、普通、鋼ではオーステナイト範囲内での冷却速度とか保持温度などによつて、MnS, AlN などの析出及び成長がおこり、組成や保持温度などの条件によつて、析出物の分布、形態、大きさが変わる。そればかりではなく、Nb, Ti などのマイクロ・アロイが添加されている鋼では、Nb, Ti などの炭窒化物の析出もおこる。

その上、再加熱時に、それらの析出物がオーステナイト中に一部または全部固溶し、オーステナイト化温度で平衡する量だけ、最終的に残ることになるが、これらの残留析出物が、Ostwald ripening をおこす。この現象は平衡状態に達していなくてもかまわないから、析出物はオーステナイト中に溶けながら、その中の大きいものは大きく成長し、小さいものは消えてゆくという奇妙な現象も可能である。これらの析出物はオーステナイト粒の成長を抑制する作用 (Pinning 作用) がある<sup>1)</sup>。析出物の体積率が多いほど、また、粒の大きさが小さいほど作用が大きい。このように金属学的にはかなり複雑な現象がおこる。

このように、HDR または HCR では連鑄ビレット中で、凝固直後から冷却されるに従つて種々な析出がオーステナイト中でおこる可能性があり、しかも凝固直後はかなり大きなオーステナイト粒径であるので、まず、再結晶域の高温側で、圧延して、動的または静的再結晶によつてオーステナイト粒を細かくすることが重要であろうと思われる。しかる後、普通の制御圧延に入ることが望ましい。

さらに、このような完全固溶状態から、圧延し、析出させた場合と、従来のように、冷却して析出していたものを再加熱によつて溶解し、圧延して再び析出した場合とで、機械的性質が何となく違うと感じられる。一般に前者の方が強度が高いのが普通である。また、マイクロ・アロイの効果も大きいと言われている<sup>6)</sup>。

Fig. 1 に示す  $A_3$ ,  $A_1$  は平衡変態点を示したつもりであるが、冷却のときはそれぞれ  $A_{r3}$ ,  $A_{r1}$  となり、 $A_3$ ,  $A_1$  よりもそれぞれ低温となる。また、再加熱のときは  $A_{c3}$ ,  $A_{c1}$  となり、それぞれ  $A_3$ ,  $A_1$  より高温となる。

鋼材の表面部が中心部より低温になり、Edge が中心部より冷えやすい。特に圧延のときは Edge が冷えやすいので、Edge heater を用いることがある。そして鋼材

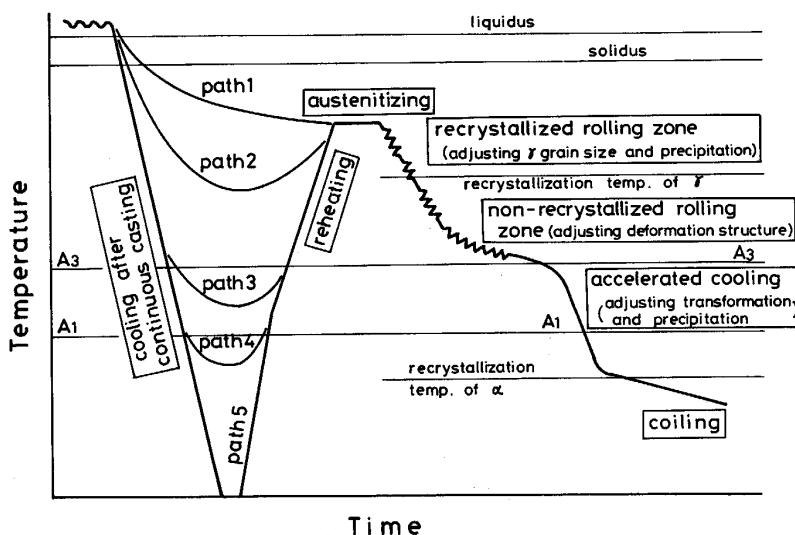


Fig. 1. Schematic schedule of controlled rolling of steels from continuous casting through reheating, rolling and accelerated cooling to coiling.

全体ができるだけ均一の温度を保つように努力する。

Fig. 1 の path 3 では温度が  $A_3$  以下となるので、一部のオーステナイトがフェライトに変態し、 $(\alpha+\gamma)$  域に入る。これを再加熱すると、既存のオーステナイト粒が成長して  $\alpha$  粒が消えてゆくことが多く<sup>7)</sup>、新しくオーステナイト核を生成することは少ない。それ故オーステナイト粒は、この変態によつて微細化されることはほとんどない<sup>6)</sup>。もちろん、MnS, AlN, NbC などはオーステナイト中でも析出し、また、フェライト中ではいつそう溶解度が小さくなるので、たくさん析出し、これらがオーステナイト粒の成長をある程度おさえていることも確かである。

path 4 では全部のオーステナイトがフェライト及びパーライトまたはベイナイトに拡散変態し、再加熱によつてオーステナイトの核が新たに発生し、成長して、オーステナイト化してゆく。連铸冷却時の冷却速度が早いほどフェライト粒径は小さく、再加熱のときの加熱速度が大きいほど、はじめのフェライト粒が小さいほど、生成するオーステナイト粒は細くなる。前者は核生成速度を大きくし、後者は核生成場所を多くする作用である(粒界核生成と考える)。また、前と同様に析出物はオーステナイト粒の成長を抑制する。これらの析出物はもちろんオーステナイト中で、温度が上昇するほどオーステナイトに溶け込み、あるいは一部の粒は Ostwald ripening によつて粒成長をおこす。

析出物粒子が細かく、密に分散し、析出物の全体に対する体積率が大きいほど、結晶粒の成長を抑制する。すなわち、オーステナイト中で析出物は溶けながら成長するものもあり、それらがオーステナイト粒の成長を抑制する作用がある<sup>1)</sup>。次の熱間圧延の段階になるとこれらの事情は塑性変形も加わつてよりいつそう複雑になつてくる。しかし、これらの種々な過程における基礎的な速度式がほぼわかっている<sup>1)</sup>、コンピューターでそれらの過程の間の関係を予測し制御することもしだいに可能になつてきた。

このような変態、析出、塑性変形、再結晶というような二つ以上の種々な過程 (Kinetics) が、時間的または温度的に重畳して、競合しておこるところに加工熱処理の面白さと醍醐味がある。そしてまた有効性がある。もちろん、そのそれぞれの過程が人為的にある程度制御することができて、その制御によつて、千差万別の性質を得ることができる。そのためには、マイクロ・アロイの作用も忘れてはならない。

Fig. 1 の path 3 及び path 4 のような道順を通る直結圧延も Hot charge または Direct charge と呼ばれているように思うが、あまりはつきり定義されていないようである。

path 5 は従来の方法で、連铸ビレットを完全に室温まで冷却してしまい、放置しておき、必要に応じて再加

熱、熱延をしてゆくものである。これを Cold charge (CCR) という。

#### 4. 連铸-熱延直結の金属学的効用

連続凝固直後では、低Cの鋼では  $\delta$ -フェライトとなるかも知れないが、 $1400^\circ\text{C}$  くらいまで下げれば、オーステナイトとなるであろう。凝固直後の高温オーステナイト中では、MnS, AlN, NbC, TiC などはまだ析出していないであろう。このような未析出オーステナイトの時期から熱延開始までの間の熱履歴によつて、ある程度、析出物の体積率、種類や大きさ、分布などを人為的に制御することが可能である。この意味で、連铸から熱延まで直結することは、技術的にむづかしいかも知れないが、省プロセス、省エネルギー以外に金属学的にも制御可能な種の自由度を与えてくれると見ることができる。

たとえば<sup>8)</sup>、冷延-連続焼鈍用(深しほり用アルミキルド)鋼板においては、Nが固溶していると連続焼鈍時の  $\{111\}$  再結晶集合組織の発達を抑制されるので、従来、その前の熱延ではNが AlN として析出するように、できるだけ低温で加熱し圧延して、 $650^\circ\text{C}$  以上の高温巻取りを行い、AlN を  $\alpha$  地中に粗大析出するようにした。このような AlN の析出を連铸-熱延直結によつて制御するとすれば、連铸凝固後  $A_{r3}$  以下の温度までビレットを下げて(約  $700^\circ\text{C}$ ) 保持し、AlN を  $\alpha$  地中に粗大に析出させた後、AlN ができるだけ残存するような比較的低温 ( $1100^\circ\text{C}$  程度) でオーステナイト化し、熱延して、 $A_{r3}$  点以上で短時間に熱延を完了して、 $680\sim 750^\circ\text{C}$  の高温で巻取りをする。このような処理によつてNは AlN となつてフェライト中に粗大に析出し、フェライト地は軟らかくなり、次の冷延も容易で、連続焼鈍時  $\{111\}$  集合組織が発達しやすくなる。すなわち  $r$  値の比較的高い薄板となる。これは Fig. 1 の path 4 を採用することによつて、AlN の形態、分布、析出率などを制御したことになり、しかも従来法と同程度またはより優れた結果となつている。

次に、Nb 添加高強度熱延鋼板 (HSLA 鋼) では、従来法によると、普通  $1200^\circ\text{C}$  以上にも加熱して Nb(CN) の全部または大部分をオーステナイト中に固溶させ、熱間圧延時に動的析出をおこして Nb(CN) が非常に微細に、絞り出されるように析出し、それによつて、オーステナイトの再結晶温度を上げ、再結晶をおこりにくくして、オーステナイトを加工硬化し、加速冷却とあいまつて、きわめて微細なフェライト粒とすると同時に一部ベイナイト変態をおこさせたり、V(CN) や Nb(CN) のフェライト中での析出強化によつて、強靱としている。この種の鋼を連铸から熱延に直結する場合、Fig. 1 の path 1 または path 2 において、できるだけビレットの温度の低下を防いで、Nb, C, N が固溶したままで熱延を行い、動的析出をおこさせるようにする。前にも述べ

たように、このような直接圧延をした方が機械的性質も優れているようである。

以上、二つの例を示したが、いずれも現状では必ずしも連鑄-熱延直結による析出物の制御は容易ではないが、はつきり言えることは、このような直結することによつて析出物を制御することができる可能性があり、我々は従来よりもグレードの高い自由度を保有しているということである。

## 5. 関連重要事項

連鑄-熱延直結技術はきわめて平凡な炭素鋼 (Si-Mn 鋼) の省エネルギー、省プロセス及び合理化の目的ではじめられたものと思つている。しかし今や、HSLA 鋼や深しぼり用鋼板などの高級鋼に至るまで、この技術を発展させつつある。そして我々は、前述のように、連鑄-熱延直結技術の中に、析出物制御の自由度を発見した。

しかし、この自由度の中には場合によつては、path 4 や path 5 を使用せねばならない。これは析出物制御を目的とするために省エネルギーを犠牲にすることである。我々の技術は更にいつそう発展しなければならない。析出物の制御ができて、しかも HDR のような省エネルギーが果たせるように展開してゆく必要がある。その上、作りやすくなければならない。

このためには、マイクロ・アロイの巧妙な利用の開発が必要であろう。従来、マイクロ・アロイとしては、Nb, V, Ti, Mo, B などの域を脱していなかつたが、もつと広く、マイクロ・アロイグ・エレメントとしての REM などの作用も早急に研究する必要があると思われる。

上記のような連鑄-熱延直結の利点を改めて別の角度から強調すると、

- (1) 省エネルギー
- (2) プロセスの合理化
- (3) 生産の急速な対応 (Speedy production) とそれによる納期の短縮
- (4) Schedule free の生産への指向 (圧延技術の向上も必要)
- (5) 析出物の制御、粒径の制御による材質の向上などがあげられる。今後のいつその研究発展が望まれる。

## 6. む す び

連鑄から熱延への直結技術は凝固-加工熱処理と読みかえることによつて、非常に大きな進歩が期待される分野である。鉄鋼生産プロセスをひっくり返す大きな技術である。そして、マイクロ・アロイとコンピューターの助けによつて、大きく展開してゆくであろうと思う。

我々の技術開発はとどまるところを知らず、一見非常に優れた技術であるようにみえても、何か犠牲にしていることが多いので、常に犠牲のない理想郷に進んでゆかねばならない。

## 文 献

- 1) 田村今男: 第 104・105 回西山記念技術講座 (日本鉄鋼協会編) (1985), p. 3
- 2) 牧 正志, 田村今男: 材料, **30** (1981), p. 211, 日本金属学会会報, **19** (1980), p. 59
- 3) T. MAKI, K. AKASAKA and I. TAMURA: Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite (1981), p. 217
- 4) 田村今男: 日本金属学会会報, **21** (1982), p. 523
- 5) 田村今男: 熱処理, **22** (1982), p. 119, p. 192
- 6) 国重和俊, 長尾典昭: 鉄と鋼, **72** (1986), A227
- 7) 津崎兼彰, 山口健児, 牧 正志, 田村今男: 鉄と鋼, **74** (1988), p. 1430
- 8) 中澤 吉: 京都大学学位論文 (1987)