

討 8 連続鋳造スラブの凝固組織と偏析について

川和(日本鋼管)は、当初鋳造温度を低くするとスラブ断面内の等軸晶範囲が拡大し、中央偏析は軽減、あるいは消失することが見いだされるようになってきたが、さらに調査してみるとスラブ断面中央が等軸晶でも、また粒状でも中央偏析が発生する場合と、中央偏析が存在しない場合もあつた。この偏析線はデンドライト樹間において濃縮された溶鋼が、凝固収縮、あるいは溶鋼静圧による鑄片のバルジングによつて生じた空隙へ吸引されて生じたものであることが明らかになり、中央偏析には冶金的な原因と機械的な原因とがあるとのべた。これに対し垣生(川崎製鉄)は低温注入に偏析が少ない理由の一つとして凝固シェル厚みが大きく、バルジングが生じにくいことも考えられるがと質したのに対し、川和はほかの鋳造条件が同じ場合に高温鋳造に比較して、低温鋳造の凝固シェルが厚くなることは理論的に証明できない。一例としてタンデッシュ内の温度が 30°C の温度差によつてどの程度凝固界面における放熱量が異なるかを計算してみると、3.8% しか放熱量が増加していない。このことから鑄込温度によつては凝固速度はほとんど変化しないことと、また実際高速鋳打込法によつても明らかになったとしている。また丸川(住友金属)は中央偏析の生成機構として、クレーター内の凝固前面での溶鋼の移動により、凝固前面の濃化溶鋼が洗われて負偏析が生じ、そこで洗いだされた濃化溶鋼が中心で濃厚偏析となると考えるがどうかと質したのに対し、川和は鋳造末期の鑄片、全長に対して約 25% の部分には中央偏析は認められない。この事実を確認すれば上方から下方への残溶鋼の移動は説明がつくとした。中央偏析帯近傍で負偏析が発生しているのは事実であるが、鑄片断面内で水平な中央線方向への移動については、その Driving force が考えにくく、中央偏析が発生する場合には鋳造方向の断面に V 状組織が認められることから、残溶鋼の移動も V 状組織に沿っていると考えられる。よつて V 状組織の方向をベクトルの的に分ければ横方向の移動が存在するといつてもよい。しかし上記の通り鋳造方向と直角なスラブ断面内における水平方向の溶鋼移動はほとんど存在しない。さらに附言するならば鋳造末期鑄片では、等軸晶が中央線をはさんで存在している部分には負偏析が認められても、中心線に偏析が存在していない場合が多い。よつてマクロ的に見た場合には、鋳造方向へ残溶鋼は移動すると考えると回答した。

総 括

討論会における主たる問題点を要約するとつぎのようになる。

1. 連続鋳造凝固過程における溶鋼の流動強度およびその流動パターンは鋼塊の組織、介在物および偏析現象に影響をおよぼすことを考えれば、注入条件による定性的および定量的な検討を一層進めなければならない。とくに今後は自然対流も加味されたノズル注入流の影響を検討することが望まれる。

2. 表面欠陥などに重要な影響をもつパウダーの物性については、鋼種および鋳造条件により適合したものが選択できるように、その検討を一層進める必要がある。

3. バルジング量の操業過程での把握が充分なされて

いないのはなぜか、たとえ困難でも常時把握できる方途を見出すことは重要なことである。それはロール管理を含め鋳造管理の上で大切であり、所要の位置でのバルジング量が認知できればクレーター先端位置での把握にもつながるし、中心偏析の生成現象の理解および防止対策上有効なデータをあたえることになると考えられる。

4. 柱状晶から等軸晶への遷移機構を検討する場合に平面凝固を仮定した界面前方の組成過冷概念では実際鋼塊凝固現象に適用しがたいと考えられる。何故ならば凝固は、その初期よりデンドリチックな形態をもつた結晶が不連続的に生成し、その集合体として進行するからである。したがつてデンドライト個々の成長性と新たな生成要因とを同時的に考慮し、検討すべきである。

非調質高張力鋼の制御圧延冷却により得られる性質*
座長 荒木 透**

本討論会の主題は、現在非調質系高張力鋼の新しい発展をもたらしつつある controlled rolling (制御圧延ならびに冷却) に関連する技術研究上の諸問題である。焦点を制御圧延冷却の技術的な諸条件と鋼の組成、微視組織ひいては強度、靱性など機械的性質との関係に絞つて 4 つの講演発表が行なわれ専門的な討論が活発に行なわれた。以下講演の順を追つてその状況を簡単に記載することとする。

討 12 「再結晶によるオーステナイトの細粒化とコントロールローリング」は新日鉄、関根寛氏によつて述べられた。氏は controlled rolling 技術の要諦を、再結晶オーステナイト粒の微細調整にありと理解し、 $C=0.1\%$, $Mn=1.4\%$, $Si=0.25\%$ のベース鋼および 0.05% Nb 添加鋼について、連続圧下時のオーステナイト (γ) の主として動的な再結晶挙動の追究実験を行なつた。再結晶は圧下温度、圧下率に大きく依存し、Nb はこれを抑制するが、いずれの鋼にも、圧延の終期の圧下に再結晶微細化の収れんがみられた。ここで高温定常変形の考え方を導入し、Zener Hollomon の変数 $Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT)$ をパラメータとして用いることによつて γ 再結晶粒との関係を整理し諸現象をかなりよく説明した。また「動的再結晶」の可能下限圧下率は $\dot{\epsilon}$, T のみならず圧下前粒度にも依存することなどを述べた。

討論としては、まず住友金属福田実氏が、Nb に比し V が講演者の結果の示すような低温でも未再結晶粒を残す可能性が少なく使いやすい可能性を述べた。また本講演の圧下時の変形速度を下げた実験結果については、変形応力についても考慮すべき点を指摘し、またパス間の静的回後、再結晶を抑制する対策などに触れ、実用上板厚の増加による制御の困難点などについての討論があつた。

つぎに、日本鋼管小指軍夫氏が立ち、予備的再結晶の重要性を述べ、静的再結晶の役割、圧延機の圧下能力や変形速度と実験との相違点などについて討論がなされた。さらに神戸製鋼の福田正彦氏がソ連の最近の研究についての紹介をするともに Mb の適量は C, N の量

* 昭和48年4月本会講演大会討論会

** 東京大学工学部 工博

に依存し、また実用上 1/2 in. 厚以上の板では制御困難などの意見を述べた。本講演については動的再結晶を現象論的に制御圧延組織に関連づけ解析解釈に役立てた意義が認められる。

討 13 「制御圧延した非調管高調力鋼の集合組織」は日本鋼管小指軍夫氏により述べられた。比較的低温で圧延される制御圧延鋼の集合組織の様相は靱性とも関連して重要である。三次元解析法で極点図を数理解析し、集合組織を明らかにし、これと 1.2~2.4% の Mn 量との関係、Nb 量や圧延温度による影響などを調べ、圧延時の γ の集合組織についての考察を行なった。また東京大学阿部秀夫提出の準備討論について紹介し、講演者の γ についての推論は {110}〈112〉方位のつよい brass 型としているが、Cu 型に近いとみられるという指摘について同意し修正を行なった。

新日鉄長島晋一は集合組織に及ぼす Mn の影響についてコメントを述べ、Mn の添加による γ の積層欠陥エネルギーの変化では解釈できず、Mn による変態点の低下による圧延集合組織の発展により合金型に近い方位から Cu 型に近い方位へ移るものとの考えを紹介した。また住友、福田氏は effective grain size で靱性を考えるとき、集合組織により劣下すると考えるか、などの問題について靱性と破壊機構の見地から討論した。

討 14 「非調質高張力鋼のミクロ組織に及ぼす合金元素、冷却速度の影響」を川崎製鉄田中智夫氏が講演した。C=0.17%の鋼について、圧延時の γ 粒の再結晶現象、 γ 粒度などへの加工条件、合金成分の影響などについての実験結果、および C=0.02~0.18% の各種鋼の変態組織についての急速冷却の効果と靱性について述べた。

神鋼梶晴男氏は、本講演の γ 再結晶挙動に関するデータを内外各研究者のデータと比較し、とくに含 Nb 鋼の再結晶の大約完了する時間が短い点を指摘し、またフェライト粒が 10 μ m 辺に加工による微細化に限界があるとする講演者の所見に対する疑問を GRANGE などの実験を例にして表明した。これらに関して γ 再結晶速度については 1250°C 10 min という加熱条件による細粒がきいている可能性および加工方法の差も考えられることまたフェライト粒の微細化限界については、鋼種による差があり Grange のように高い炭素量では 10 μ m 以下かなり細かくなりうるのは変態機構の差も考えられることが討論された。講演で acicular フェライト生成に C%や Ms 計算値が水冷の場合よく対応する結果を示されたことは、実用上有用な知見であることが認められた。

新日鉄関根氏は、ボロンは γ 結晶粒界に偏析することが周知であるが、講演では再結晶に及ぼす効果がとくに認められぬ点に関して質問し、N 含量、加熱条件、冷却速度に関連して再確認が望まれた。

討 15 “Observation on the Versatility at Mn-Mo-Nb Controlled-Transformation steels” は米国 Amax 社の Dr. H. N. LANDERS によつて英語で講演された。同社の開発しつつある Mn-Mo-Nb 系の極低炭素鋼について、仕上圧延温度を 950~650°C に変化させた現場制

御圧延鋼の各種の特性について、さらに実験規模で加熱温度を 1200°C 以下に低めたり、パス間に水冷処理を施して静的再結晶を防いだりした効果について述べ、一般構造用、ラインパイプ用、極低温用などの用途に対する圧延、変態の制御による適応と技術上の問題についても触れた。

新日鉄中島明氏は、現場的に行なつた制御圧延と実験室規模のものとはひずみ速度やひずみ全量について違いがあると考えられ、それが結果にどのような影響があるか、また U-D 法パイプ製造の expansion 工程での強度増はこの制御圧延鋼の特長であるが、ひずみ時効による靱性劣下の問題、サブマージアークの溶接継手の強度靱性などについて質問した。また川鉄田中氏は圧延温度 1000°C 以上でならびに 950°C 以下での圧下量の両者の圧下の配分が重要であり、圧下量を含めた rolling schedule の提示が必要であると意見を述べた。またアシキュラフェライトのみならず上部ベイナイトの組織は、0.04%程度の極炭素量でいちじるしく靱性を高めることを自身のデータにより提示し、さらに溶接性については、本鋼種の制御圧延組織の熱的不安定性に関連して靱性の変動の可能性について例示して意見を述べた。

これらの質問および意見について講演者はつぎのように応じた。現場圧延のパススケジュールの詳細は公表しがたいが実験規模の方はすべて発表できる。圧延比は前者で 10:1 あるいは 12:1 であるが、後者は 6:1 であつて、このていどでは経験的に得られる靱性値にたいして差が認められていない。ほかに厚みの差からくる冷却速度の差やパス間の delay time の差も重要であるし各種の因子が考えられるが、一般に実験規模のものより工場に移した方が強度と靱性の総合で優れており、実験結果より得られる推定は当を得たものとなるようである。また、ひずみ時効については若干の靱性低下を供なうことをデータで説明した。溶接部の靱性に関しては、調質高張力鋼も含めて重要な問題であり熱的不安定性の問題が考えられるが、現実的には解釈され実用されている。HAZ 局部靱性のパラッキが、構造物としての靱性にいかに影響するかという問題についてはまだ知られていないところが多く残されており、局部採取試験片のノッチの入れ方、評価の仕方など検討を要する。またアシキュラフェライトと低炭素ベイナイトとの関係については、用語上の問題点もあり、一般にいう中間段階変態組織には、非常に広い範囲の微視組織の形態のものが含まれている。本鋼の針状フェライトが旧オーステナイト粒界をあまり現出しないことは高い靱性に重要である。炭素量が低いことが靱性セルフ値を上げる大きな要因であることは事実であり、急冷処理で著しい効果が得られるが、他の加工効果も重要であるなどである。

最後に日本製鋼島崎氏らも、低温加熱による細粒圧延鋼について討論を用意したが時間の都合で詳細を割愛した。厚板への適用性などについて若干の質問と応答があつた。