

複合組織高強度熱延鋼板の機械的性質に およぼす凝固時冷却速度およびホット チャージ条件の影響

© 1988 ISIJ

論 文

塚谷一郎*・薬師寺輝敏*・勝亦正昭*
細見広次*²・須藤正俊*³

Effects of Cooling Rate during Solidification and Charging Temperature Prior to Hot-rolling on Mechanical Properties of Multi-phase Hot-rolled Sheet Steels

Ichiro TSUKATANI, Terutoshi YAKUSHIJI, Masaaki KATSUMATA,
Koji HOSOMI and Masatoshi SUDO

Synopsis :

A study has been made of the effects of the cooling rate during solidification and the charging temperature prior to hot-rolling on the mechanical properties of multi-phase high strength hot-rolled sheet steels. The strength of B-bearing multi-phase sheet is independent on the cooling rate during solidification and decreases with dropping the charging temperature prior to hot-rolling. That may be due to the decrease in solute boron content segregated to austenite grain boundary to improve hardenability, because of the precipitation of BN during cooling the ingots below 1 000°C.

The strength of Nb-bearing multi-phase sheet steel decreases with dropping hot-charging temperature. The decrement occurs at lower temperature in the hot-rolled sheet produced from the ingot solidified in cast-iron mold to simulate the solidification condition of thin-slab casting than in sand mold sample to simulate conventional continuous casting, an effect which is explained in terms of effective suppression of NbC precipitation during cooling in the cast-iron mold ingot.

Key words : hot-rolled sheet steels ; multi-phase ; Nb ; B ; mechanical properties ; cooling rate during solidification ; hot-direct-rolling ; hot-charge-rolling ; continuous casting ; thin-slab casting.

1. 緒 言

我が国の鋼の連続铸造(連铸)比率が90%をこえた今日、薄板用スラブ連铸技術の今後の課題は、連铸片を高温のまま加熱炉に装入する Hot Charge Rolling (以下、HCR と略す) 技術の普及や、いつそうの省エネルギー、省工程をはかるため、連铸後の熱铸片をただちに圧延する Hot Direct Rolling (以下、HDR と略す) 技術の開発であろうと考えられる^{1)~3)}。いつぼう、鋼の連铸法における省エネルギーの極限を追求するため、Near net shape 連铸法の開発が盛んである⁴⁾⁵⁾。例えば、薄スラブ連铸法は粗圧延工程の省略ばかりでなく、プラネタ

リ・ミルと直結することにより熱延工場をさらにコンパクトにできるなど、次世代連铸法として積極的に研究されている⁵⁾。

これらの直結化プロセスでは通常の連铸材と比べ炭窒化物の析出挙動に特徴が見られるほか⁶⁾、HDR 法では As-cast 铸片がオーステナイト(γ)/フェライト(α)変態を経ず圧延され、また薄スラブ連铸法ではデンドライトの二次アーム間隔やマイクロ偏析などの凝固組織が従来のそれと異なるため、製品材質が異なる可能性が大きい⁶⁾。このことは逆に材質制御の手段となり得、これらのプロセスによつて従来プロセスによるものよりも優れた特性の薄鋼板を開発できることが期待されている。

昭和 61 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 62 年 11 月 4 日受付 (Received Nov. 4, 1987)

- * (株)神戸製鋼所 材料研究所 (Materials Research Laboratories, Kobe Steel, Ltd., 1-3-18 Wakino-hama-cho Chuo-ku Kobe 651)
- *² (株)神戸製鋼所 材料研究所 工博 (現:(株)神戸製鋼所技術情報企画部) (Materials Research Laboratories, Now Technical Information & Planning Department, Kobe Steel, Ltd.)
- *³ (株)神戸製鋼所 技術情報企画部 (現:(株)神戸製鋼所加古川製鉄所) (Technical Information & Planning Department, Now Kakogawa Works, Kobe Steel, Ltd.)

従来、HDR 法などの適用は低級の構造用材料が主体であつたため、材質上、問題となることは少なかつた。しかしながら、適用率の増加に伴い高度なプレス成形性が要求される鋼種にも HDR 法などの適用が広がり、これに伴い添加元素の効果を最大限に発揮させるため、直結化プロセスにおける最適条件の検討の要求が高まつてきた。直結化プロセスにおける高強度熱延鋼板の材質に関する検討はすでに Ti 添加鋼⁷⁾⁸⁾、Nb 添加鋼⁶⁾⁹⁾で行われている。例えば、Ti 添加鋼の HDR 材の強度 (TS) は再加熱圧延材より約 5 kgf/mm² 高くなるなどの結果が得られているが、直結化プロセスにおける材質の挙動が十分に解明されているとはいえない。とくに強度が高いわりに全伸びが大きく、成形性が優れているため、ホイールリム、ディスクへの適用が進んでいる Dual phase 鋼板のような複合組織高強度熱延鋼板については全く検討されていない。

そこで、薄スラブ連铸を含む、連铸と圧延の直結化プロセス技術を確認するため、添加元素の析出挙動に注目して、伸びフランジ性及びフラッシュバット溶接性の良好な Nb 添加鋼¹⁰⁾、及び Nb, Cr 低減によるコストダウンを計るための B 添加鋼について、複合組織高強度熱延鋼板の材質に及ぼす凝固時冷却速度及びホットチャージ (以下、HC と略す) 条件などの影響を検討した。

2. 実験方法

2.1 供試材および製造方法

あらかじめ溶製しておいた成分調整済の母材を別報¹¹⁾と同様、30 kg 高周波溶解炉にてできるだけ短時間で溶解後、タンディッシュを用いて砂型 (以下、砂型铸鋼片もしくは砂型材と称す) および金型 (以下、金型铸鋼片もしくは金型材と称す) に分注し、厚さ 50 mm × 幅 150 mm × 高さ 250 mm の铸鋼片を製造した。溶解-凝固条件については別報で詳しく述べているので省略する。得られた铸鋼片の化学組成を Table 1 に示す。Steel A は Nb 添加鋼、また Steel B は B 添加鋼である。

得られた铸鋼片は必要な温度で型抜きし、HDR, HCR および冷塊-再加熱圧延 (CCR) のシミュレーションを行った。HDR をシミュレートするため铸鋼片が 1150°C まで冷却した時点で型抜きし、その温度に 30

min 保持したのち、板厚 5 mm まで 4 パス、仕上温度約 850°C で圧延した。HCR をシミュレートするため 600 ~ 1000°C まで冷却した铸鋼片を 1150°C に再加熱し、30 min 保持後、HDR 材と同様な条件で圧延した。圧延前の再加熱温度を通常より低くしたのは HC-低温加熱圧延による燃料原単位の低下をより効果的なものとするためである。また比較のため、CCR も合わせて行った。なお、再加熱温度の影響を調べるため、再加熱温度が 1050 および 1250°C のものも準備した。

上記のような条件で圧延を終了し、Steel A については 550°C まで、Steel B については 600°C まで空冷後、50°C/s で 250°C までシャワーによる制御冷却を施したのち、250°C に保持されている炉に装入、1 h 保持後炉冷した。

また、Steel A とほぼ同一成分の実機の連铸スラブの中心および表層 (それぞれ、中心偏析部および最表層部は除く) から厚さ 20 mm の凝固組織の異なる供試材を採取し、機械的性質を調査した。供試材は 1250°C × 1 h ソーキング後、直ちに 2 パスで圧延 (以下、通常圧延材)、もしくは 1250°C × 1 h ソーキング後、約 5°C/min の冷却速度で 600 ~ 1000°C まで炉冷したのち 1100°C 再加熱の HCR を行い、3 mm の熱延鋼板を得た。急冷開始温度は 500°C、急冷速度は 50°C/s、巻取り条件は 250°C × 1 h 炉冷である。本報告では、この実験を熱処理シミュレート法と称す。これに対して、溶解により供試材を得た実験を実験室的溶解シミュレート法と称す。

2.2 確性試験

引張試験は、実験室的溶解シミュレート法ではスケールかみ込みなどによる表面の影響を除去するために鋼板の両面より 3 mm 厚に研削後、また熱処理シミュレート法では酸洗後、JIS 13 号 B 引張試験片 (標点間距離: 50 mm) を採取し、インストロン型万能試験機にて引張速度 10 mm/min で行った。伸びフランジ性の評価は穴拡げ試験によつた。穴拡げ率 (λ) は引張試験片と同様に平面研削した 3 mm 厚鋼板から 60 mm ϕ の円板を加工し、中央にあけた 10 mm ϕ の打抜き穴 (d_0) を頂角 30° の円錐ポンチで押し広げ、割れが板厚を貫通した時点での穴径 (d_f) から次式によつて求めた。

$$\lambda(\%) = (d_f - d_0) / d_0 \times 100$$

Table 1. Chemical compositions of steels used (wt%).

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	Nb	Ti	B	O	N
Steel A	0.070 ~0.074	0.17 ~0.18	1.56 ~1.65	0.020	0.003	0.21	0.041 ~0.060	0.022 ~0.025	—	—	0.0028 ~0.0049	0.0051 ~0.0062
Steel B	0.075 ~0.083	0.55 ~0.59	1.58 ~1.62	0.015	0.001	—	0.027 ~0.054	—	0.01	0.0032 ~0.0039	0.0037 ~0.0040	0.0045 ~0.0059

ミクロ組織観察は圧延方向断面において、3% ナイタルにて腐食後、光学顕微鏡および走査型電子顕微鏡にて行った。透過型電顕観察は機械研磨によつて 100~150 μm 厚にした試料をジェット法により 5% 過塩素酸+氷酢酸溶液で電解研磨して作製した薄膜を 200 kV 電顕にて行った。

3. 実験結果

3.1 Nb 添加鋼

種々の直結化プロセスを経て圧延した Steel A を 550°C まで空冷し、その後 50°C/s で 250°C まで制御冷却して得た Nb 添加複合組織高強度熱延鋼板の機械的性質を Fig. 1 に示す。CCR では凝固時冷却速度の相違による引張強さ (TS) および降伏応力 (YS) の差は小さい。薄スラブ連続相当の金型材の TS は HC 温度の上昇に伴い急激に増加し、1000°C HCR では CCR に比べ約 6 kgf/mm² 高い TS を示す。これに対して、現行の連続相当の砂型材の TS は HC 温度が 600°C 以下では CCR 材と変わらない。このため、600°C HCR では砂型材の TS は金型材に比べ約 5 kgf/mm² 低くなる。HC 温度を 1000°C まで上昇すると砂型材の TS も増加する。HDR 材の TS は砂型材の結果のみを記したが、1000°C HCR 材のそれより高い。また、金型材の YS は TS と同様な挙動を示す。ただし、HC 温度の上昇に伴う YS の増加量は TS の場合よりも大きい。一方、砂型材の YS は HC 温度が上昇してもほとんど変化しない。従つ

て、砂型材の降伏比 YR (YS/TS) は HC 温度の上昇に伴い単調に低下し、金型材のそれより小さくなる。なお、図示しないが、600°C HCR 材において認められた砂型材と金型材との TS、及び YS の相違は再加熱温度を低下すると小さくなる。

降伏伸び (YPEI) はきわめて小さく、一部の供試材でしか認められなかったが、その変化挙動は YS のそれとほぼ一致する。砂型材の CCR では約 0.5% の YPEI が認められたが、HC 温度の上昇に伴い連続降伏化する。これに対し、金型材では 600~1000°C HCR 時に YPEI が認められる。

金型材の全伸び (EI) は HC 温度によらずほぼ一定値を示すが、TS が HC 温度の上昇とともに増加するため、強度-延性バランス (TS×EI) は増加する傾向を示す。また、砂型材では 600°C HCR 時に高い EI および TS×EI を示す。

Steel A の穴拡げ率 (λ) については図示しないが、HC 温度の上昇の伴う λ の変化は TS 変化にほぼ対応している。砂型材の λ は 600°C までの HC 温度を上昇させてもほとんど変化せず、さらに HC 温度を上昇すると急激に劣化する。金型材は 600~1000°C HCR 時、低い λ を示すが、1000°C HCR 時の低下の程度は砂型材に比べて小さい。Fig. 2 に Steel A の λ を TS で整理した結果を示す。上記のように砂型および金型材の λ はそれぞれ TS と良い相関関係を有し、TS の増加に伴い劣化する。ところが、同一 TS で比較すると金型材の λ は砂型材より良好な値を示す。

HCR-制御冷却後の組織の構成は Photo. 1 に示すように体積率が約 25% の第二相と α 相からなる。第二相はベイナイトおよびマルテンサイト (α') で、ベイナイトがやや多い。第二相の体積率、および主としてベイナイト相の硬さは Fig. 3 に示すように低温では HC 温度の上昇とともに増大する傾向を示すが、凝固時冷却速度

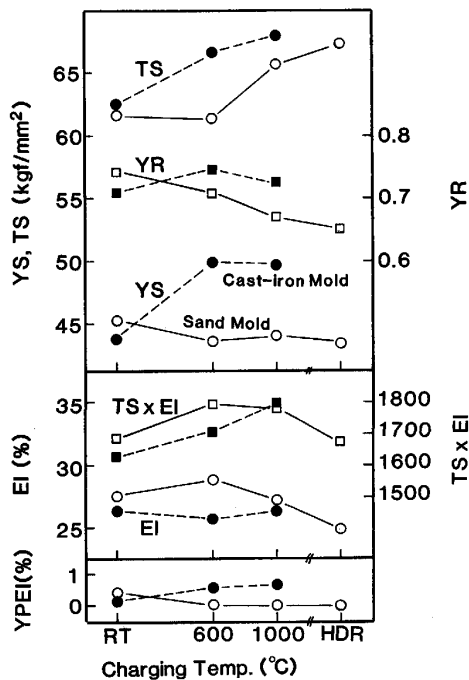


Fig. 1. Effects of charging temperature and casting condition on mechanical properties of steel A.

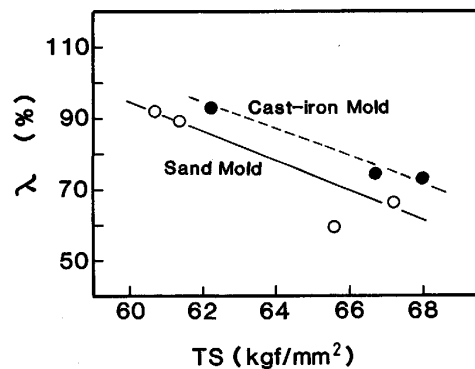
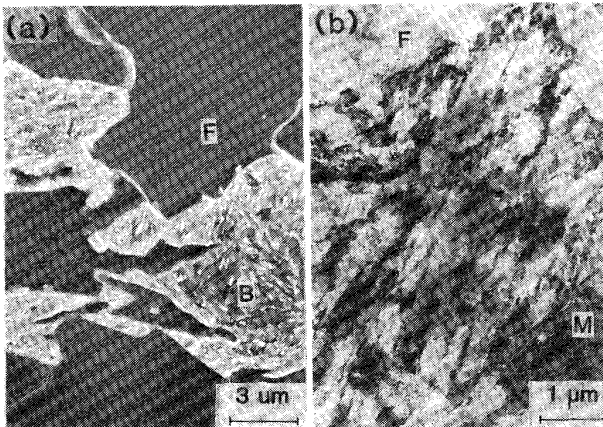


Fig. 2. Relationship between tensile strength and hole expanding limit of steel A.



F: Ferrite B: Bainite M: Martensite

Photo. 1. Typical scanning (a) and transmission (b) electron micrographs of controlled-cooled sheets of steel A charged from ingot temperature of 600°C (Sand mold).

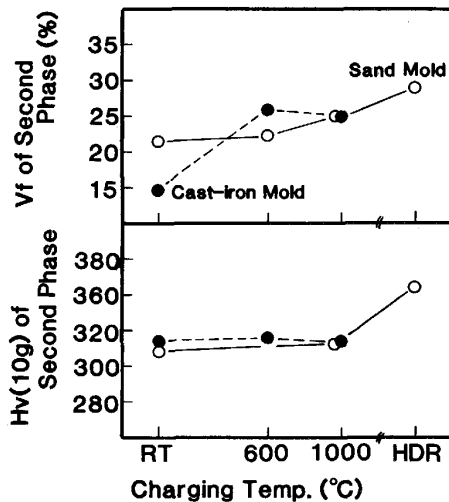


Fig. 3. Changes in volume fraction and hardness of second phase of steel A as a function of charging temperature.

の影響はほとんど認められなかった。

つぎに、凝固組織のみの影響を調査するため、実機の連铸スラブの中心層および表面層から供試材を切り出し、同一熱履歴を与えて機械的性質を調査した。供試材の採取位置での1400~1200°C間の推定凝固時冷却速度は中心層材で5~15°C/min、表面層材で40~70°C/minである。これらの供試材では上記のように凝固時冷却速度が異なるため、デンドライトの二次アーム間隔やマイクロ偏析の程度が異なるが、900°C以下の冷却速度はほとんど変わらないため、連铸スラブの段階におけるNb(C, N)などの析出物形態の差は少ない。また同一熱履歴を与えて圧延したため、圧延後のNb(C, N)などの析出物形態にも差が少なくと推定され、ほぼ凝固組織の影響を

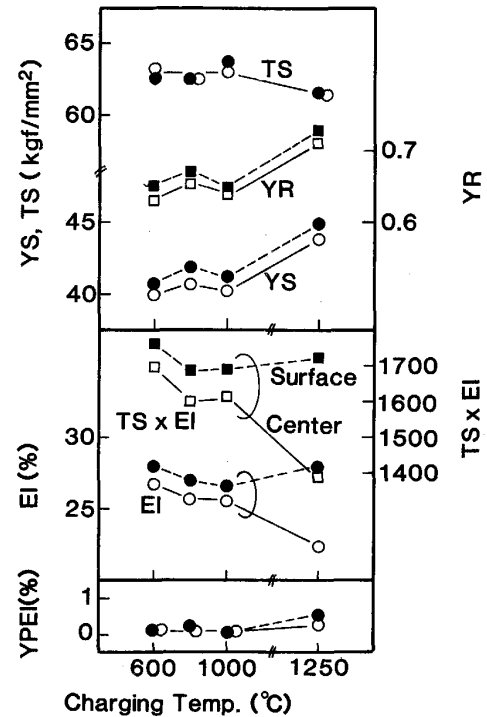


Fig. 4. Relationship between charging temperature and mechanical properties of steel A made from conventional continuous-casting slab.

抽出していると考えられる。Fig. 4に示すように、中心層材と表面層材とのTSおよびYSの差は小さい。このことは強度におよぼす凝固組織に由来する第二相形態変化の影響が小さいことを示唆している。なお、HCR材に比べて、1250°C加熱の通常圧延材のYSが増大している。この理由については、第二相、とくに α' 体積率の差が認められないこと、およびYPEIが出現することから、以下のような理由によると推定される。 α' 相を含む、いわゆるDual phase鋼板の特徴の一つである低降伏比は α' 変態によって導入された可動転位の存在などによるものであり¹²⁾、YSは α' 体積率に依存する¹³⁾。しかしながら、可動転位の運動に対する摩擦力にも支配される¹⁴⁾。従つて、固溶Cや析出物量が増加するとYSが増大する¹⁴⁾¹⁵⁾。通常圧延材は1250°Cで溶体化されており、他の供試材に比べ圧延後、Nb(C, N)が微細に析出するためYSが増大すると推定される。

また、中心層材のEIおよびTS×EIは表面層材のそれより低い。1250°C加熱の通常圧延材でその差が大きい。これは中心層材では凝固時のMnなどの偏析（これはEPMA観察で確認された）に起因して、群落状の第二相（主に、ベイナイト）が生成するためと推定される。

3.2 B添加鋼

種々の直結化プロセスを経て圧延したSteel Bを600°Cまで空冷し、その後50°C/sで250°Cまで制御冷

却して得たB添加複合組織高強度熱延鋼板の機械的性質を Fig. 5 に示す。Steel B では機械的性質におよぼす凝固時冷却速度の影響は小さい。900°C までの HC 温度の上昇に伴う（砂型の 900°C HCR 材を除く）TS, YS および EI 変化はほとんど認められない。しかしながら、HDR すると TS および YS は 7~8 kgf/mm² 上昇し、EI は若干減少する。900°C HCR から HDR にかけての YS の増加は TS より大きい。このため、HCR 材では約 0.58 であった YS が HDR 材では 0.63 に上昇する。この傾向は YPEI 変化と一致し、900°C HCR から HDR にかけて増加する。

つぎに、Steel B の 600°C HCR-制御冷却後の機械的性質におよぼす圧延前再加熱温度の影響を Fig. 6 に示す。砂型の 1050°C 再加熱材を除くと、再加熱温度の変化に伴う TS の変化は少ない。ところが、YS は 1150°C 再加熱圧延時にもつとも低く、再加熱温度を上昇および低下させると増加する。また、再加熱温度の低下に伴い EI および TS×EI が増加するとともに、1050°C 再加熱圧延材では YPEI が認められた。なお、EI および TS×EI は砂型材に比べて金型材の方が良好なようである。

種々の直結化プロセスを経て圧延した Steel B の制御冷却後の第二相の体積率および硬化変化を Fig. 7 に示す。組織の構成はポリゴナルフェライトと約 15% の第二相である。HC 温度が上昇すると第二相の体積率が

増加する傾向を示した。また、第二相の種類は透過型電顕および走査型電顕観察にて判別した結果、大部分が α' 相で、少量のベイナイトも観察された。Photo. 2 に示すように、α' 相は 600°C HCR ではラスタイプであったが、HDR では双晶タイプのもも観察された。この形態変化は第二相の硬度変化と一致しており、高温での HCR や HDR により第二相の硬度が増大している。

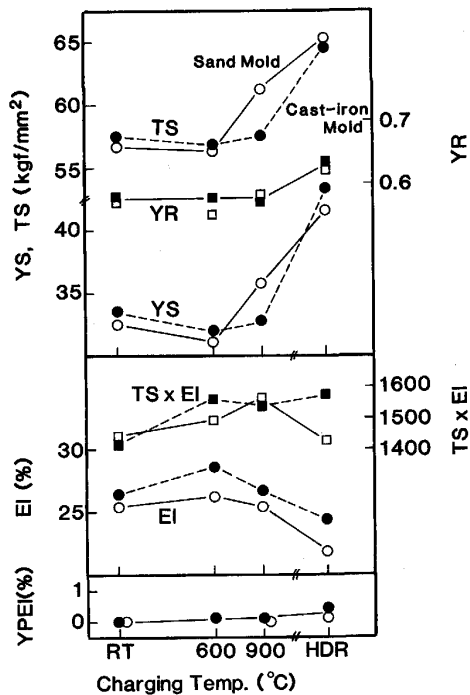


Fig. 5. Effects of charging temperature and casting condition on mechanical properties of steel B.

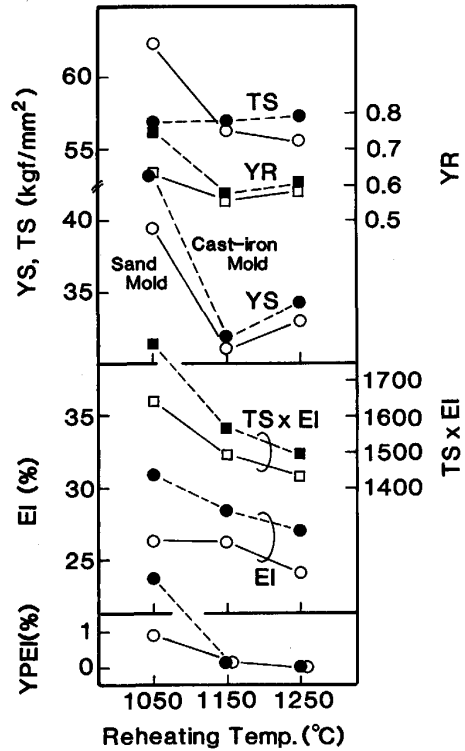


Fig. 6. Effects of reheating temperature and casting condition on mechanical properties of steel B charged from ingot temperature of 600°C.

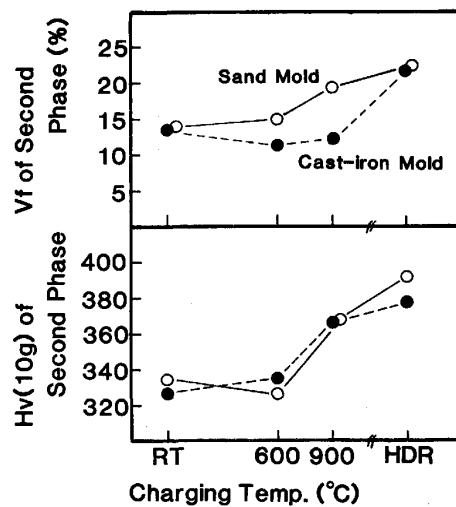
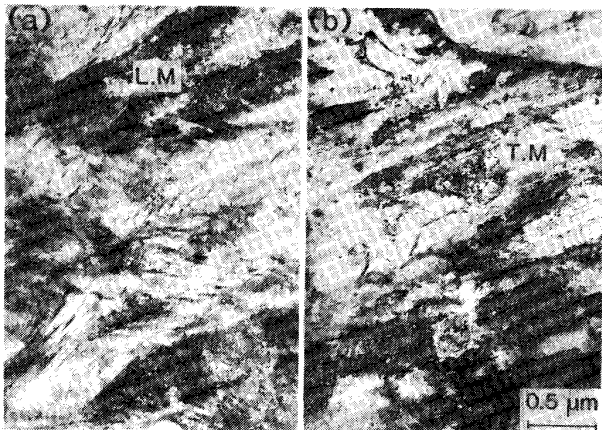


Fig. 7. Changes in volume fraction and hardness of second phase of steel B as a function of charging temperature.



L.M : Lath Martensite T.M : Twin Martensite

Photo. 2. Transmission electron micrographs of controlled-cooled sheets of sand mold ingot of steel B hot-rolled after charging from 600°C (a) and hot-rolled directly (b).

第二相の形態及び硬度変化に及ぼす凝固時冷却速度の影響はほとんど認められない。HC 温度の上昇に伴い第二相体積率が增大するにもかかわらず、 α' 相がラスタイプから双晶タイプへ変化する理由は以下のように考える。HDR 材や高温の HCR 材では圧延前に γ/α 変態を経ないため γ 粒径がやや大きく、また凝固時のマイクロ偏析が残存する。従つて局所的に Mn などの濃度の高い箇所では双晶タイプの α' 相が生成すると推定される。

Photo. 3 に金型の HDR 材および 900°C HCR 材の抽出レプリカ電顕観察結果を示す。金型材と砂型材とはほとんど差が認められなかつたので、金型材の結果を代表して示す。HDR 材では微量添加した Ti による TiN が粒界に無関係に多数認められ、B 系の析出物は認められなかつた。これに対して、900°C HCR 材では少量の TiN とともに単独で存在する BN (Photo. 3 (b)) と棒状析出物を伴つた BN (Photo. 3 (c)) が認められた。この棒状析出物は EDX 分析では Ti と微量の Fe が検出され、電子線回折では TiN と同定されたが、ここでは Ti 系析出物とする。

4. 考 察

以上のように、連铸-圧延直結化プロセス後の複合組織高強度熱延鋼板の機械的性質を調査した結果、Nb 添加鋼および B 添加鋼とも HDR や高温の HCR 時に高い TS を示す (挙動①)。また、Nb 添加鋼の 600~1000°C HCR において、現行の連铸をシミュレートした砂型材に比べ、薄スラブ連铸をシミュレートした金型材の TS および YS が高い (挙動②)。以下、この理由について考察する。

4.1 Nb 添加複合組織鋼板

Nb 添加鋼板の凝固時冷却速度及び HC 条件の変化に伴う機械的性質の変化挙動は上述のように、①及び②に分離して考えると都合が良いので個々に考察を進める。

まず、挙動①について考える。HC 温度の上昇に伴う金型および砂型両材の TS の増大の原因として、(a) 第二相の形態およびその体積率、(b) Nb(C, N) 析出物形態およびその量などの相違が挙げられる。Fig. 3 に示すように、第二相の体積率は HC 温度の上昇に伴いやや増加する。一方、 α' 相の大きさが小さく、 α' 相のみの硬度測定が困難であつたため、ベイナイトとの平均硬度しか測定できなかつた。このため、第二相の硬度は HC 温度の上昇とともにやや増大する傾向を示す程度である。しかしながら、HDR 材や高温の HCR 材では圧延前に γ/α 変態を経っていないため、凝固時のマイクロ偏析が残存する傾向にあること、および圧延後も凝固時の γ 粒径差 (金型材で約 1 mm, 砂型材で約 3 mm) が維持される傾向にあることに起因して、 α' 体積率は増大していると考えられるべきである。 α' 体積率の増加は砂型材での YR の低下からも支持される¹³⁾。すなわち、 α' 相を含む、いわゆる Dual phase 鋼板の特徴である低降伏比や連続降伏は α' 変態によつて、周囲の α 相中に発生した低い負荷応力のもとで動き得る高密度の可動転位の存在や、その転位の動きを助ける内部応力の助けによると考えられており¹²⁾、ある α' 体積率までは YR (YS も

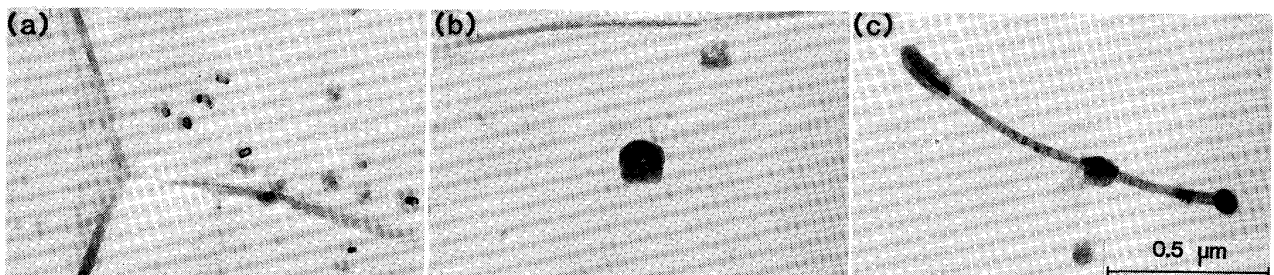


Photo. 3. Typical electron micrographs of controlled-cooled sheets of cast-iron mold ingot of steel B hot-rolled directly (a) and hot-rolled after charging from 900°C ((b) and (c)).

同様な挙動を示す)は α' 体積率の増加とともに低下する¹³⁾。したがって、HC温度の上昇に伴う低下(とくに砂型材でその傾向が顕著)は α' 体積率の増加を意味する。以上のように、HC温度の上昇に伴い α' 体積率が増加し、その結果TSが上昇したと推定される。

なお、HC温度の変化はNb(C, N)析出状態にも相違をもたらすと考えられる。これは挙動⑩に対する考察において詳述するが、HC温度が低下した場合に、鑄鋼片段階でより多くのNb(C, N)が析出する砂型材では、熱間圧延後に析出するNb(C, N)が減少し、TS低下の一因をなすと推定される。

つぎに、挙動⑩について考察する。挙動⑩の原因に対する因子として、挙動①で挙げた因子および α 粒径が挙げられる。そこで、これらについて考える。まず、鑄鋼片の γ/α 変態前では前述のように金型材と砂型材の γ 粒径が大幅に異なるため、 α 粒径も異なると推定されたが、金型材と砂型材のTSの差がもつとも大きい600°C HCR材でも α 粒径差はほとんど認められなかつた。これは γ/α 変態を経ているためと推定される。

また、もし第二相の形態や体積率が異なる場合には凝固時のデンドライトの二次アーム間隔(ひいては γ 粒径)やマイクロ偏析の相違によつて第二相の形態などの変化がもたらされると推定される。しかしながら、連鑄スラブを用いたFig. 4の実験結果からも明らかなように、 γ/α 変態を経た場合(1000°C HCR材では γ/α 変態していないので、別の要因を考慮する必要はあるが)、金型材も砂型材間の γ 粒径やマイクロ偏析程度の差は縮小し、このため、600°C HCR材での金型材と砂型材間の第二相形態などの相違は小さいと考えられる。したがって、金型材と砂型材のTSおよびYSの差に対して、Nb(C, N)析出物の影響を考慮する必要があると考えられる。Photo. 4に凝固後の冷却過程において600°Cから水冷した鑄鋼片の抽出レプリカによる析出物形態観察結果を示す。砂型材では比較的大きな析出物Nb(C, N)が多数、均一に分布しているのに対して、金型材ではそのような析出物はほとんど認められない。

IRVINEら¹⁶⁾の溶解度積の式に従えば、1150°Cに再加熱すると、Nb(C, N)は計算上はほぼ完全に溶解するが、粗大な析出物は溶解が遅れるばかりか、凝集したり、また圧延過程での再析出を容易にすると推定される。したがって、砂型材では鑄鋼片の冷却過程でNb(C, N)が析出するため、圧延後に析出して強度上昇などに寄与できる分が少なくなる。これに対して、金型材では鑄鋼片の段階でNb(C, N)がほとんど析出しないか、析出している場合でもきわめて微細なため、再加熱時容易に固溶す

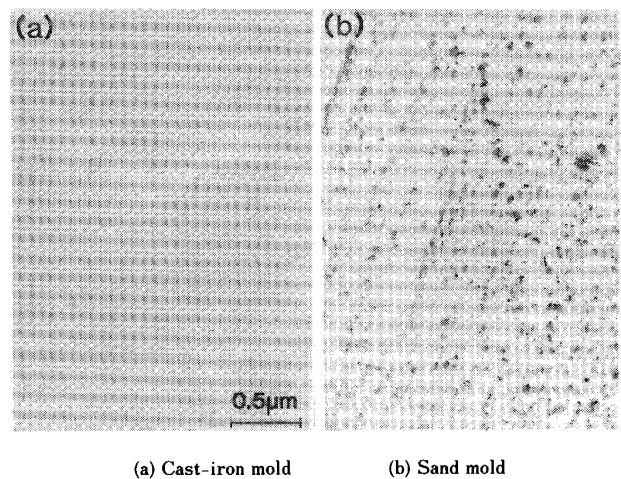


Photo. 4. Typical electron micrographs of water-quenched ingots from 600°C of steel A.

るため、圧延後微細に析出すると推定される。したがって、金型材ではNb(C, N)析出物が α 地を硬化して、TSを上昇させる¹⁷⁾とともに、可動転位の運動を妨げるため降伏点が出現し、YSが砂型材より高くなると推定される。なお、これらのNb(C, N)は圧延後の空冷過程で析出すると推察される。

また、1000°C HCRにおける金型材と砂型材のTSなどの相違に対しては十分な証拠が得られていないが、砂型材においては、鑄鋼片段階での冷却がきわめて徐冷であるため、1000°CでもNb(C, N)が析出し、600°C HCR材での挙動と類似な状態を生じていると考えることにより説明される。さらに、この説明は砂型材において、HDR材のTSが1000°C HCR材よりさらに高いことに対する証明をも可能にする。すなわち、HDR材では(1150°C×30 min保持しているものの)鑄鋼片の冷却過程でのNb(C, N)析出量がさらに少なくなるため、(第二相形態などの寄与とともに)TSを増大させると推定される。

最後に、600~1000°C HCRにおいて認められた金型と砂型両材のYSEIの相違もおもにNb(C, N)析出状態によると考えられる。一般に、いわゆるDual phase鋼板のYPEIの消失はおもに α' 体積率に依存すると考えられているが、連続降伏比に必要な最少の体積率は α' 変態に伴う体積膨張によつて α' 相周囲を変態誘起降伏させる時の α 相の降伏応力に依存する¹⁸⁾。本実験材はこれまで述べてきたように、 α +ベイナイト+ α' 相より構成されるが、600°C HCRでは金型材と砂型材の α' 体積率に大きな相違は認められない。しかしながら、前述のように金型材では α 粒内に微細Nb(C, N)が存在するため、連続降伏に必要な最少 α' 体積率が増大する。このため、金型材ではYPEIが現出したと推定される。

4.2 B添加複合組織鋼板

B添加鋼板では金型材と砂型材のTSおよびYSの差は大きくない。そこで、HC温度の上昇に伴う変化、すなわち、挙動①のみと考え、考察を進める。なお、B添加鋼板ではFig. 5と6の比較から明らかなように、HDR材のTSおよびYSは1250°C再加熱圧延材に比べても7~8 kgf/mm²高い。

Fig. 7に示したように、HC温度の上昇、さらにHDRによつて第二相の硬化および体積率が増加しており、細部では一致しない点もあるが、ほぼ混合則¹⁹⁾で説明できる。そこでHDRによる第二相の硬度および体積率の増加の理由について考える。これはHDR材では、固溶Bが多く存在し、かつ、圧延前に γ/α 変態を経ないため凝固時のマイクロ偏析が残存する傾向にあるためと考えられる。すなわち、HDR材(高温でのHCR材を含む)ではマイクロ偏析が残存し、また γ 粒径がやや大きい。このため、局所的に濃度の高い箇所では、双晶タイプの α' 相を生成する(Photo. 2)。さらに、固溶Bはこの変態を増長する。Photo. 3に示したように、900°C HCR材では鋳鋼片が冷却される過程で少量のTiNが析出するものの、BがBNとして固着されるため、固溶Bによる焼入効果が得られない。これに対して、HDR材では1150°C保熱時、BNに先立つてTiNが析出するため、Bは固溶状態で存在して低温変態生成物の生成を増長すると考えられる。以上の結果、900°C HCR材よりHDR材の第二相体積率およびその硬度が増大し、そのためTSが増大すると推定される。

1150°C以下に再加熱温度を低下すると、TSおよびYSが増加するが、再加熱温度の低下は固溶B量を減少させるため、固溶Bによる焼入性の向上は考えられず、むしろ低温加熱(仕上温度も低下)による α 粒径の微細化およびバンド状の低温変態生成物の生成に起因すると推定される。

5. 結 言

薄スラブ連铸を含む、連铸と圧延の直結化プロセスを実験室的に再現し、Nb添加およびB添加複合組織高強度熱延鋼板の材質におよぼす凝固時冷却速度およびホットチャージ条件の影響について検討し、以下のような結果を得た。

(1)複合組織高強度熱延鋼板の連铸-圧延プロセスでは、Nb添加鋼、B添加鋼ともHot Direct Rolling (HDR)時および高温のHot Charge Rolling (HCR)時に高いTSを示す。

(2)B添加鋼ではTSおよびYSは凝固時冷却速度に

ほとんど依存しないが、Nb添加鋼では600°C HCR時、現行の連铸の凝固時冷却速度をシミュレートした砂型材に比べ、薄スラブ連铸をシミュレートした金型材のTSおよびYSが高い。

(3)Nb添加複合組織高強度熱延鋼板において、HDR材や高温のHCR材で認められた高いTSはマイクロ偏析の残存により第二相形態が変化すること、および鋳鋼片段階での未析出により圧延後Nb(C, N)が微細に析出することに起因すると推定される。金型材と砂型材とのTSおよびYSの相違に対して、デンドライトの二次アーム間隔などの凝固組織に由来する第二相の形態などの影響は小さく、おもに冷却速度の相違に伴う炭窒化物の析出挙動に起因すると推定される。

(4)B添加複合組織高強度熱延鋼板(微量のTiを含む)において、HCR材では1000°C以下への鋳鋼片冷却時にBNが析出してTS向上に寄与できる固溶B量が減少するのに対して、HDR材ではほぼ全Bが固溶状態で存在し、マイクロ偏析の残存による α' 相形態変化を増長するため、高いTSが得られるものと推定される。

文 献

- 1) 竹村洋三, 溝口庄三, 椿原 治, 桑原達郎, 斉藤 実: 製鉄研究(1982) 310, p. 251
- 2) 松永 久, 吉井正孝, 貞広真二, 斉藤 実, 福田武幸: 製鉄研究(1984) 313, p. 1
- 3) 鉄と鋼, 72(1986), A167
- 4) 鉄と鋼, 71(1985), A233
- 5) 伊藤幸良: 鉄と鋼, 72(1986), p. 1667
- 6) 松村義一, 尾上泰光, 佐柳志郎, 本田一年, 勝田福生, 加藤 弘: 鉄と鋼, 67(1981), S1194, S1195, 68(1982), S1240
- 7) 佐藤一昭, 松倉亀雄, 長尾正喜: 鉄と鋼, 70(1984), S1339, S1340
- 8) 国重和俊, 長尾典昭: 鉄と鋼, 72(1986), A227
- 9) 橋本嘉雄: 鉄と鋼, 72(1986), p. 2263
- 10) 須藤正俊, 橋本俊一, 神戸章史: 鉄と鋼, 68(1982), p. 1211
- 11) 塚谷一郎, 葉師寺輝敏, 勝亦正昭, 細見広次, 須藤正俊: 鉄と鋼, 74(1988), p. 1501
- 12) J. M. RIGSBEE, J. K. ABRAHAM, A. T. DAVENPORT, J. E. FRANKLIN and J. W. PICKENS: Structure and Properties of Dual-Phase Steels, ed. by P. A. KOT and J. W. MORRIS, Jr. (1979), p. 304 [AIME, New Orleans]
- 13) A. R. MARDER: Metall. Trans. A, 6(1975), p. 145
- 14) 橋口耕一, 西田 稔, 加藤俊之, 田中智夫: 川崎製鉄技報, 11(1979), p. 68
- 15) 塚谷一郎, 須藤正俊: 鉄と鋼, 72(1986), p. 85
- 16) K. J. IRVINE, F. B. PICKERING and T. GLANDMAN: J. Iron Steel Inst., 205(1967), p. 161
- 17) J. R. C. GUIMARÃES, K. K. CHAWLA, P. R. RIOS and J. M. RIGSBEE: Met. Technol., 11(1984), p. 1
- 18) 坂木庸晃, 杉本公一, 福里俊郎: 鉄と鋼, 69(1983), p. 128
- 19) 幸田成康: 日本金属学会会報, 13(1974), p. 557