

新冷却法による熱延複合組織鋼板の製造

間野 純一*・西田 稔*・田中 智夫*²加藤 俊之*・青柳 信男*³・山田 信男*³

New Method for the Production of As-hot Rolled Dual Phase Sheet Steel

Jun-ichi MANO, Minoru NISHIDA, Tomoo TANAKA

Toshiyuki KATO, Nobuo AOYAGI, and Nobuo YAMADA

Synopsis:

For the purpose of developing the as-hot-rolled dual phase sheet steel, hot rolling conditions and subsequent cooling pattern were investigated by using 1%Si-1.5%Mn-1.0%Cr steels with carbon contents of 0.05%C and 0.08% and 0.05%C-1.0%Si-1.5%Mn steel.

In order to study the exact transformation behavior immediately after finish-rolling, hot-rolled strips of these steels were stopped on the runout table and water-cooled and/or air-cooled to room temperature. This unique experiment exhibited that the optimum cooling pattern consisted of three stages;

- 1) rapid cooling to a suitable temperature ($\sim 700^{\circ}\text{C}$) to increase ferrite nucleation sites,
- 2) holding at the temperature ($\sim 700^{\circ}\text{C}$) to enhance ferrite transformation, thereby stabilizing untransformed austenite due to C and N concentration, and
- 3) rapid cooling to a coiling temperature to avoid the formation of pearlite and bainite.

Experimental rolling was performed at the production mill. The steels obtained showed dual phase structure with excellent tensile properties [in terms of low yield to tensile strength ratio and high ductility].

1. 緒 言

熱延ままの複合組織高張力鋼板は、熱延後に連続焼鈍して製造するいわゆる再加熱型に比して、再加熱のための連続焼鈍設備とその工程が省略できることから製造価格の面で有利である。このため最近では熱延ままの複合組織鋼板の開発に力が注がれ、すでに多くの研究がなされている^{1)~18)}。低降伏比、高延性の複合組織高張力鋼の組織は、マルテンサイト比率が5~15%、残部は侵入型固溶C、Nの低いポリゴナルフェライトからなっている。このような組織を得るためには、(i)変態の初期段階でフェライト変態をおおいに促進させ多量のフェライト(α)を生成させること(2相分離)、(ii)固溶C、Nを α からオーステナイト(γ)に移行させること(α のscavenging)により未変態 γ を安定化させること、(iii)固溶C、Nの濃縮した γ をマルテンサイトに変態させること、が必要である。 α 変態を促進させるためには、低温 γ 域での強圧下による歪みの蓄積と α 形成元素である

Siの添加が有効である。また未変態 γ を安定化させるためには、Cr、Moなどの合金元素を添加することが有効である。これらの元素の添加により、ベイナイトとパーライト変態の間隙、いわゆるcoiling window¹⁾が拡大するので、未変態 γ の状態のコイルに巻き取り、コイル徐冷時にマルテンサイト変態させることができる。これに対して、Cr、Moを含有しない低成分系の鋼種では未変態 γ が不安定のためコイル巻き取り前にマルテンサイト変態をさせる必要がある。しかし上述のような化学成分、圧延条件およびコイル巻き取り温度の設定だけでは望ましい複合組織は得られない。著者らは熱延およびその後の冷却過程を制御して α 変態をできるだけ促進させることこそが良好な複合組織達成の中心課題であるとの認識のもとに研究を進めた結果、複合組織を安定して得るための特殊な冷却条件を見出した¹⁶⁾。この条件を求めらるにあたっては、ホットストリップミルでの圧延終了後、鋼板をランアウトテーブル上で停止し、種々の条件で冷却して組織を凍結することにより複合組織形成条件

昭和56年11月本会講演大会にて発表 昭和56年10月26日受付 (Received Oct. 26, 1981)

* 川崎製鉄(株)技術研究所水島研究部 (Mizushima Laboratory, Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp., 1 Mizushimakawasakidori Kawasaki 712)

*² 川崎製鉄(株)技術研究所水島研究部 工博 (Mizushima Laboratory, Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp.)

*³ 川崎製鉄(株)水島製鉄所 (Mizushima Works, Kawasaki Steel Corp.)

を把握するという大胆な手法を用いた。このような手法を用いたのは、現行のシミュレーション実験では、材料の熱履歴や加工履歴を実際のホットストリップミルによる圧延条件に合致させることが困難で、そのために得られる結果も実際のそれとは異なると予想されたためである。

本研究では、比較的高温でコイル巻き取りの可能な鋼種として Si-Mn-Cr 鋼を、また低温でコイル巻き取りを行う必要のある低成分系の鋼種として Si-Mn 鋼を選び、これらの鋼を用いてランアウトテーブル上での複合組織の生成挙動、および組織と材質におよぼす加熱・熱延条件と仕上げ圧延後の冷却条件の影響を検討した。

2. 実験方法

転炉出鋼した連続铸造スラブ (厚さ 200 mm) を供試材に用いた。供試材の化学成分を Table 1 に示す。鋼 1, 2 はいずれも Cr を 1% 添加して γ の安定化を図った Si-Mn-Cr 鋼で、C 量は鋼 1 が 0.05%, 鋼 2 が 0.08% である。また鋼 3 は Cr を添加しない 0.05% C-Si-Mn 鋼である。これらのスラブを 1150°C~1250°C に加熱し、連続式ホットストリップミルにより 2.9 mm に圧延した (粗圧延後のバー厚は 33 mm である)。そして仕上げ圧延後のランアウトテーブル上で種々の条件で冷却し常温~600°C の範囲の温度でコイルに巻き取り、組織と引張特性を調査した。またこの試作実験に先立ち、鋼板の後半部分をランアウトテーブル上で急停止させると同時に、水冷、空冷、あるいは水冷と空冷とを組み合わせて常温まで鋼板を冷却して組織を凍結させ、ランアウトテーブル上での変態挙動すなわち複合組織の生成挙動を調べた。仕上げ圧延終了から水冷開始までの所要最短時間は、約 0.5 s であり、仕上げ圧延終了から鋼板の完全停止までに要する時間は約 5 s であつた。水冷方式は上面はラミネー、下面はスプレーである。また鋼板温度は、仕上げ最終スタンド直後、最終スタンドから 40 m, 100 m および 160 m の 4 ヶ所で放射温度計により测温した。そしてその测温結果と鋼板の速度変化および冷却条件をもとにして、所定の冷却曲線を有する鋼板 L 方向の試料採取位置を 2 次元の差分による熱計算で決定した。マイクロ組織観察用ならびに引張試験用の試料は、上記方法で決定した鋼板 L 方向位置の 1/4 幅の部

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

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al
1	0.05	0.99	1.48	0.018	0.002	1.09	0.032
2	0.08	0.96	1.49	0.017	0.003	1.00	0.039
3	0.05	1.00	1.54	0.014	0.002	0.06	0.034

分から採取した。

引張試験は L 方向の JIS 5 号の試験片を用い、インストロン型の引張試験機で行つた。引張試験機のクロスヘッド速度は 10 mm/min, 試験温度は室温である。マイクロ組織の観察には、光学顕微鏡、走査電子顕微鏡および透過電子顕微鏡を用いた。なお第 2 相あるいは α 相の分率はポイントカウント法で求めた。

3. 実験結果

3.1 ランアウトテーブル上での複合組織の生成挙動

鋼板の端部が仕上げ圧延の最終スタンドを通過した直後に鋼板をランアウトテーブル上に停止させ、Fig. 1 に模式的に示すように、ただちにあるいは、任意の時間保持の後常温まで水冷あるいは空冷を行い、仕上げ圧延後の冷却過程での複合組織の生成挙動を調べた。鋼 1, 2, 3 を用いたが、そのスラブ加熱温度と仕上げ圧延終了温度は Table 2 に示す。すなわちスラブ加熱温度が 1150°C の場合には仕上げ圧延終了温度は 810°C となるように、またスラブ加熱温度が 1250°C の場合には仕上げ圧延前の段階で温度待ちをして仕上げ圧延終了温度が 780°C, 810°C, 860°C となるように調整した。

仕上げ圧延直後に水冷したパターン I (Fig. 1 参照) の場合の C 量、スラブ加熱温度および仕上げ圧延終了温度による α 分率の変化を Fig. 2 に示す。スラブ加熱温度と仕上げ圧延終了温度が低いほど α 変態を起こしやすい。

仕上げ圧延後、温度 T_A まで急冷し、その後約 7 s

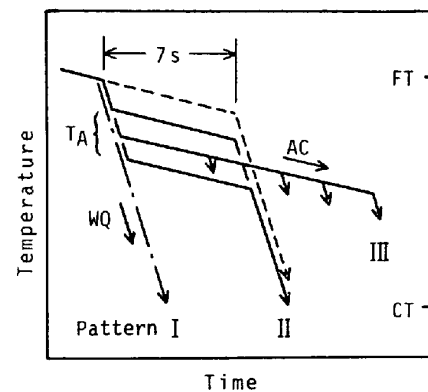


Fig. 1. Schematic illustration of cooling curves of strips after finish-rolling on run out table.

Table 2. Slab-reheating temperature, SRT and finishing temperature, FT.

	Steel		
	1	2	3
SRT (°C)	1150, 1250	1150	1150
FT (°C)	780, 810, 860	810	810

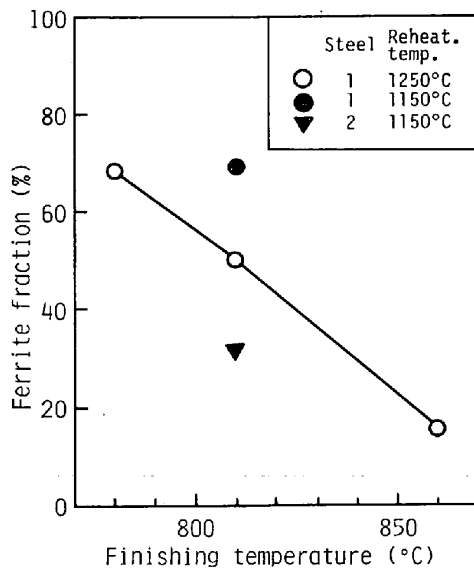


Fig. 2. Effects of finishing temperature, carbon content and slab-reheating temperature on ferrite fraction of strips water-cooled immediately after finish-rolling.

空冷したとき (Fig. 1 のパターンIIの場合) の α 分率の変化を Fig. 3 に示す。この場合の α 分率もCあるいはCr量が少ないほど、スラブ加熱温度と仕上げ圧延温度が低いほど多い。またいずれの成分、圧延条件でも α 量は T_A の増加につれて増大し、700°C近傍で最大値に到達し、750°C以上では再び減少の傾向を示す。すなわち α 変態促進のためには約700°Cへの急冷が最適であること、およびこの場合には α 量におよぼすスラブ加熱温度と仕上げ圧延温度の影響は非常に小さいこと、がわかる。つぎに T_A 温度の変化に伴うマイクロ組織の変化を Photo. 1 に示す。鋼1, 2ともに T_A が700°C以上ではポリゴナルフェライト素地と比較的均一に分散した主としてマルテンサイトからなる第2相が生成するのに対して、 T_A が600°C以下の低温では、圧延直後急冷した場合と同様に α 粒が針状を呈し、第2相にはマルテンサイトのほかにベイナイト状組織が混在する。このような組織上の特徴は、C量の高い鋼2でとくに顕著である。

1150°Cに加熱し810°Cで仕上げ圧延を終了した鋼1, 2, 3を α 変態がもつとも早く進行する温度約700°Cまで急冷し、その温度から任意の時間空冷したのち水冷により組織を凍結した場合 (Fig. 1 のパターンIIIの場合) の空冷時間と α 分率の関係を Fig. 4 に示す。図中には複合組織中にパーライトの混入が開始する時間を矢印で示した。 α 量は空冷時間とともに増加し、変態の遅い鋼2でも約20sで飽和値に近づく。またパーライト変態の開始時間は成分によつて異なり、Si-Mn-Cr系の

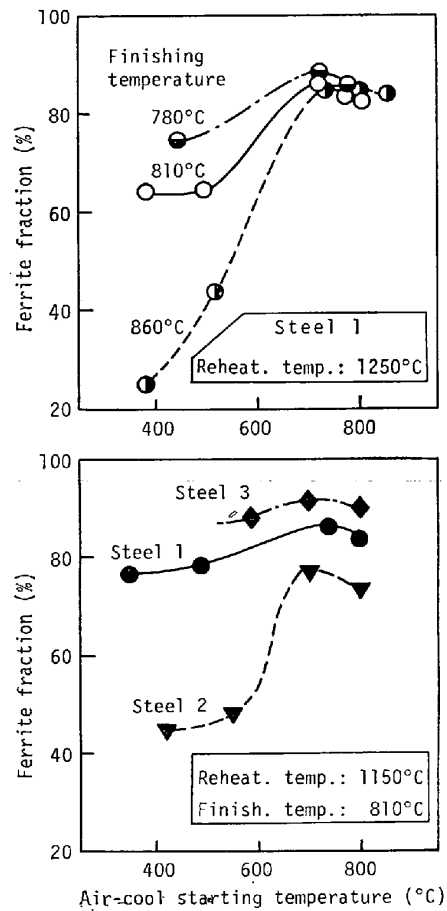


Fig. 3. Effect of air-cool starting temperature on ferrite fraction of strip air-cooled for 7 s after finish-rolling.

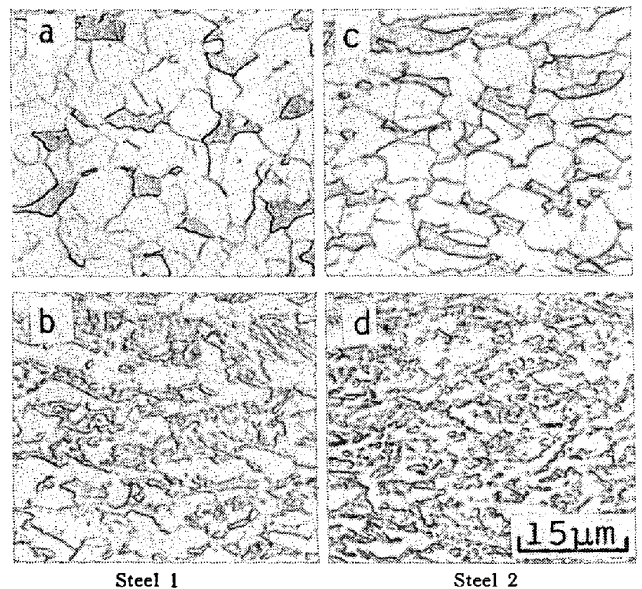


Photo. 1. Microstructures of steel 1 and 2 held for 7 s at 700°C or 500°C for (a), (c) and (b), (d), respectively.

鋼1 (0.05%C) と 2 (0.075%C) ではそれぞれ 50 s と 20 s, Si-Mn系の鋼3 (0.05%C) では 25 s である。こ

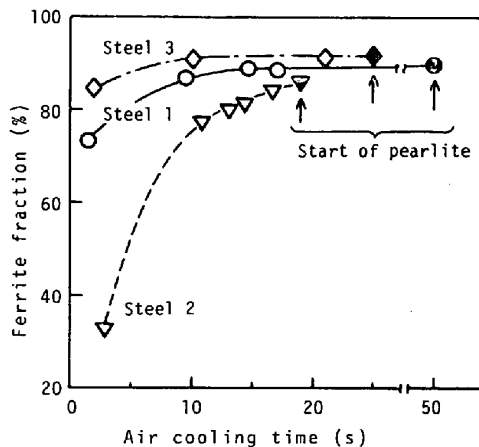


Fig. 4. Effect of air-cooling time after water-cooling to 700°C on ferrite fraction: Slab-reheating temperature and finishing temperature are 1150°C and 810°C, respectively.

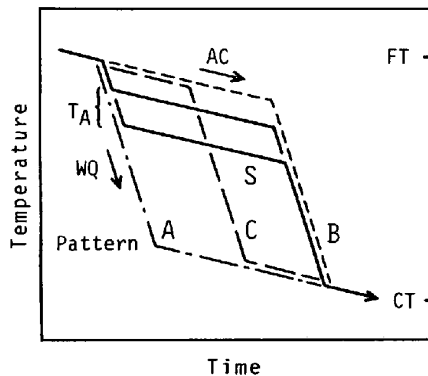


Fig. 5. Schematic illustration of cooling patterns used: Air-cool starting temperatures for patterns S, A and B are 600~760, 500 and 800°C, respectively.

のように α 変態を促進させ複合組織を得るための冷却条件が求められたので、これに基づき実機による試作実験をつぎに行った。

3.2 試作材の組織と材質

3.2.1 仕上げ圧延後の冷却パターンの影響

1150°Cに加熱した鋼1を800~820°Cで仕上げ圧延を終了し、4種類の冷却パターン約450°Cまで冷却してコイルに巻き取った。採用した冷却パターンの模式図をFig. 5に示す。冷却パターンAは仕上げ圧延直後ただちに約500°Cまで水冷したのち空冷するもの(前半急冷)、パターンBはまず空冷を行い引き続き急冷を行うもの(後半急冷)、パターンCは仕上げ圧延後まず空冷を行い、約5s後に水冷を行うもの(中間急冷)である。そしてパターンSは仕上げ圧延終了後に約700°Cまで水冷した後空冷を行い(空冷開始温度 T_A と呼ぶ)、再びコイル巻き取り温度近くまで急冷するものである。この冷却パターンSは、前節で述べたように鋼を約700

°Cまで急冷して鋼中に歪みを蓄え、 α 変態の進行と残留 γ の安定化を最大限に行わせるもので、このパターンを“2相分離冷却”と呼ぶ。ここでは T_A を600~760°Cの範囲で変えた。なおパターンAとBの T_A は500°Cと800°Cに相当する。

マイクロ組織におよぼす冷却パターンの影響をPhoto. 2に示す。 T_A が720°C以上のパターンSと T_A が800°Cに相当するパターンBではポリゴナルフェライト地にマルテンサイトを主体とした第2相が分散する。これに対してパターンA, C, および T_A 660°C以下のパターンSでは、いずれも α 粒が細かく、かつその形態は針状を呈する。また第2相にはマルテンサイトのほかに、Photo. 3の走査型電子顕微鏡写真に示すようにベイナイト状組織が存在する。この傾向は T_A が低いほど顕著である。このような組織の特徴はランアウトテーブル上で鋼板を停止し冷却した場合と同じである。しかし T_A 相当温度が高いパターンBでは、 α と第2相が粗大化する傾向があるのに対して、 T_A が720°CのパターンSでは比較的細かいポリゴナルフェライトと微細分散したマルテンサイトからなり、複合組織としてより好ましい。Fig. 6には鋼1の引張特性におよぼす冷却パターンの影響を示す。パターンA, Cおよび T_A が低温のパターンSでは、引張強さ(TS)および降伏強さ(YS)が高く、降伏比(YR)も高い。パターンSでは T_A が高温になるにしたがってYSとYRは低くなり、720°Cでこれらの値はもつとも低下する。さらに T_A が高温になるとYSとTSはわずかながら増加する。

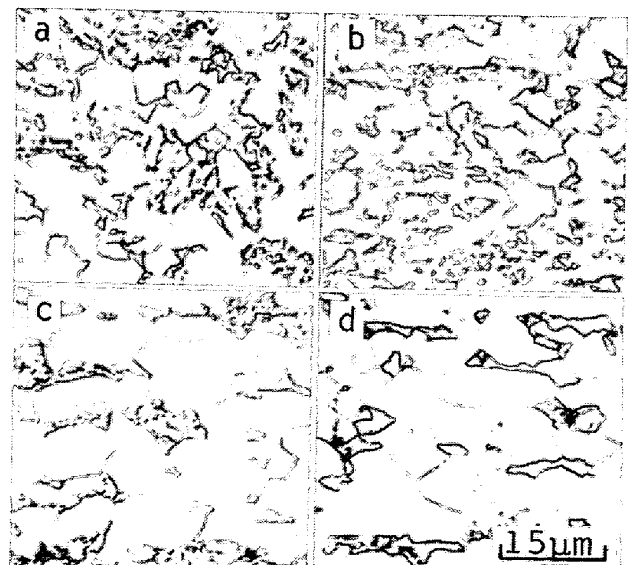


Photo. 2. Microstructures of steel cooled by various patterns: (a) Cooling pattern A, (b) Cooling pattern C, (c) Cooling pattern B, (d) Cooling pattern S ($T_A=720^\circ\text{C}$)

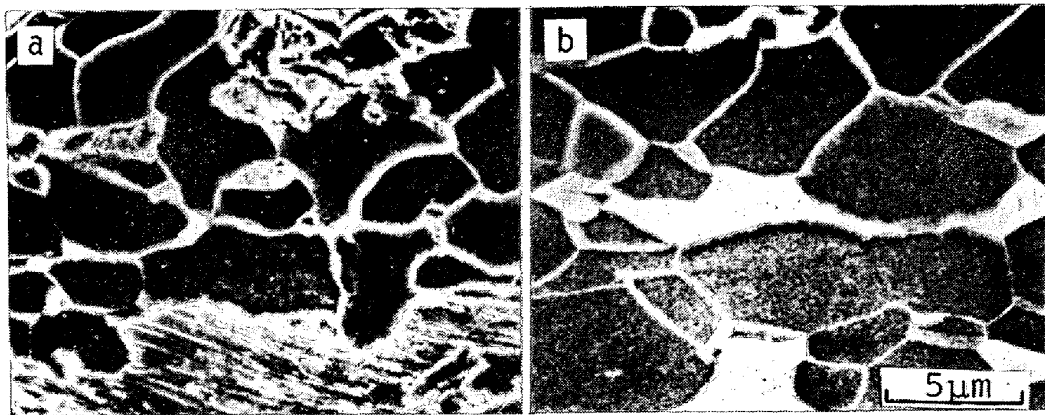


Photo. 3. Scanning electron micrographs showing typical as-hot-rolled dual phase microstructures: (a) Cooling pattern A, (b) Cooling pattern S.

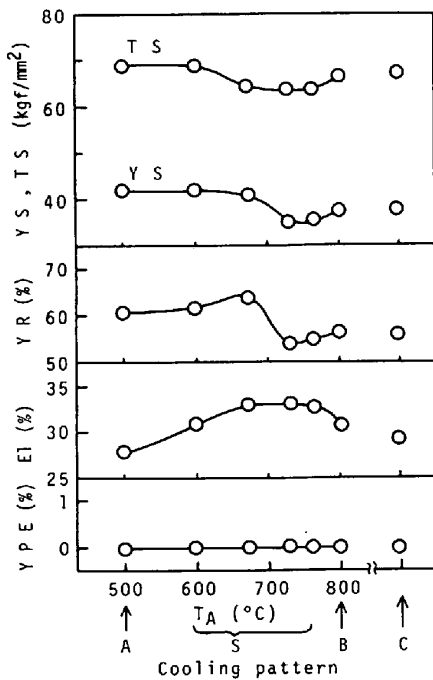


Fig. 6. Effect of cooling pattern on tensile properties of steel 1.

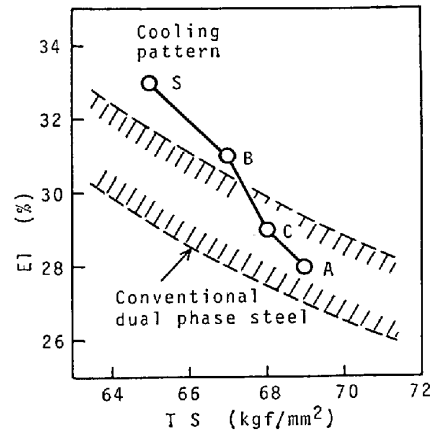


Fig. 7. Relation between elongation and tensile strength of steel 1 obtained by various cooling pattern: Slab-reheating temperature is 1150°C, finishing temperature is 810°C and coiling temperature is 450°C.

Fig. 7 に各種冷却パターン材の強度と伸びの関係を同じ成分系のそれ¹³⁾と比較して示す。この図から T_A が 720°C のパターン S (2 相分離冷却) 材で伸びがもつとも優れていることがわかる。

3.2.2 スラブ加熱温度の影響

鋼 1 を 1150~1250°C に加熱し 810°C で仕上げ圧延を終了した。その後 Fig. 5 に示した冷却パターン A と T_A が 720°C のパターン S で 450°C まで冷却してコイルに巻き取った。スラブ加熱温度が高温になるにつれて、パターン A では第 2 相粒が大きくなりしかもその分率が増加するが、パターン S では第 2 相の分率や形態はほとんど変化しない。Fig. 8 に引張特性とスラブ加熱温度の関係を示す。パターン A の場合、スラブ加熱温度上

昇により YS と YR が増加し、TS もわずかに増加する。パターン S の場合、スラブ加熱温度を 1150°C から 1250°C に高めても TS, YS, EI はほとんど変化せず、YR は 55% と非常に低い。

3.2.3 仕上げ圧延終了温度の影響

鋼 1 のスラブを 1250°C に加熱後圧延を行い、780~860°C の温度で仕上げ圧延を終了した。その後、パターン A と T_A が 720°C のパターン S で 450°C まで冷却しコイルに巻き取った。引張特性におよぼす仕上げ圧延終了温度の影響を Fig. 9 に示す。パターン A の場合には、圧延終了温度が 860°C で YS と TS が増加し EI が低下する。これは 860°C 仕上圧延材で第 2 相分率が多いことと良く対応している。これに対してパターン S の場合には、この温度範囲での引張特性の変化は小さく、また組織の変化もわずかである。Photo. 4 には、仕上げ圧延終了温度が 860°C の場合のパターン A と S 材

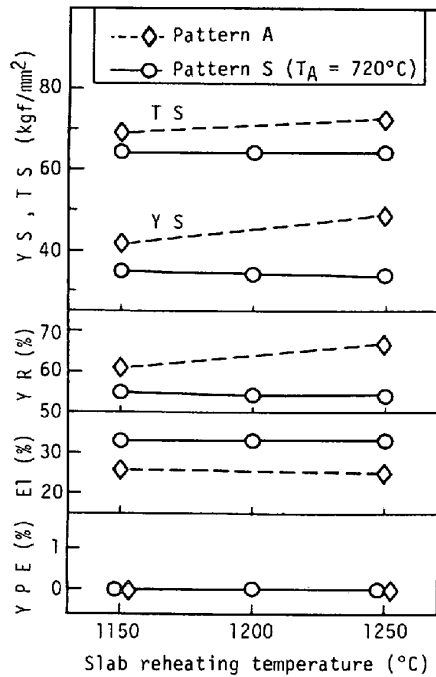


Fig. 8. Effect of slab-reheating temperature on tensile properties of steel 1 cooled by patterns, A and S: Finishing and coiling temperature are 810°C and 450°C, respectively.

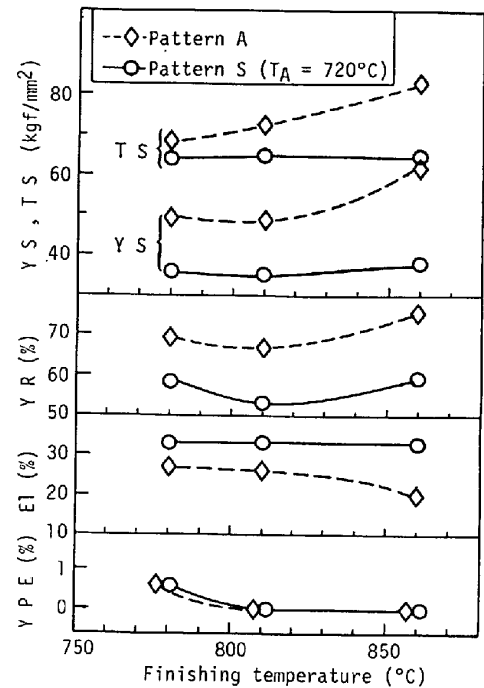


Fig. 8. Effect of slab-reheating temperature on tensile properties of steel 1 cooled by patterns, A and S: Slab-reheating temperature and coiling temperature are 1250°C and 450°C, respectively.

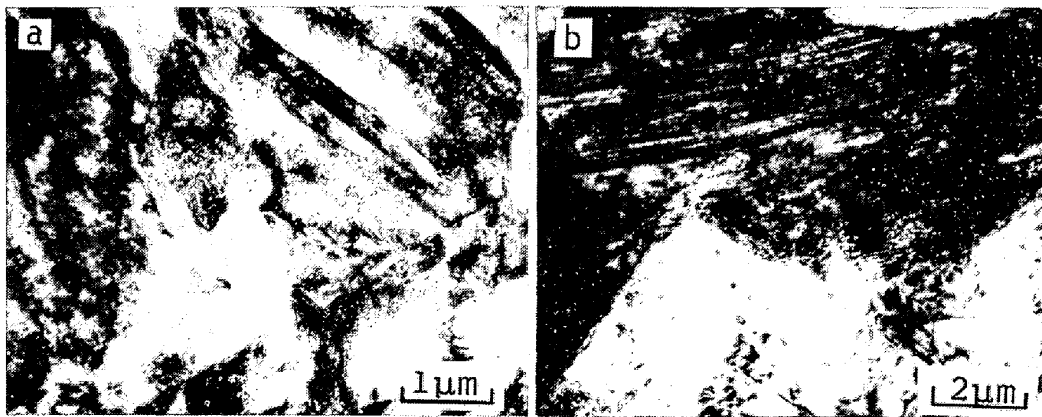


Photo. 4. Transmission electron micrographs of steels: (a) Cooling pattern A, (b) Cooling pattern S.

の透過電子顕微鏡組織を示す。パターンA材の第2相組織は低C量の場合に特徴的なラスマルテンサイト¹⁹⁾やベイナイト状組織が主体となる。一方パターンS (2相分離冷却) 材の第2相組織は、0.4%以上のC量で生ずるとされている双晶¹⁹⁾を含む高濃度Cマルテンサイトになっており、フェライト変態の促進により未変態 γ へCが濃化することが示唆される。

3.2.4 コイル巻き取り温度の影響

鋼1と3を1150°Cに加熱し800~830°Cで仕上げ圧延を終了した後、冷却パターンAあるいは T_A が720°CのパターンSで冷却し常温~600°Cの範囲の巻き取

り温度でコイルに巻き取った。

引張特性におよぼすコイル巻き取り温度の影響をFig. 10に示す。Si-Mn-Cr系の鋼1ではコイル巻き取り温度が550°Cを越えると、いずれの冷却パターンでもパーライトが生成する。そしてTSは低下しYSとYRが増加し、YPEも大きく発生する。一方パーライトが生成しない550°C以下の場合についてTSのコイル巻き取り温度依存性を比較すると、パターンAではコイル巻き取り温度の上昇によるTSの変化が大きいものに対して、パターンSではTSの変化は小さく、550°C以下の広い温度範囲で同一強度レベルの複合組織鋼板を得るこ

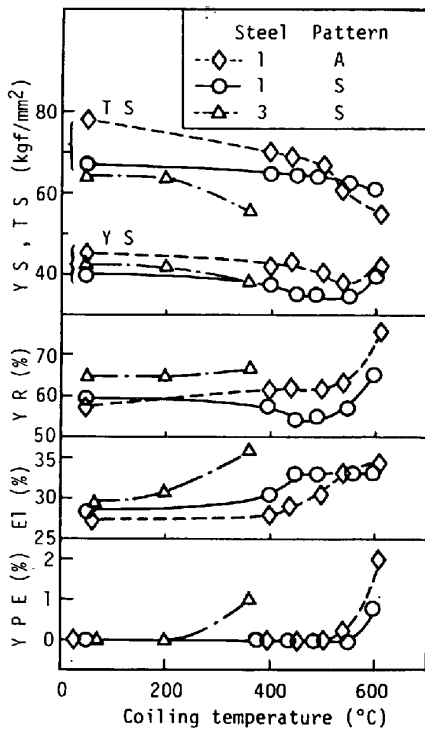


Fig. 10. Effect of coiling temperature on tensile properties of steels 1 and 3: Slab-reheating temperature and finishing temperature are 1150°C and 810°C, respectively.

とができる。また Cr を含まない鋼 3 をパターン S で冷却し、360°C で巻き取った場合には、TS は大きく低下し YPE が発生し複合組織とならないが、約 200°C 以下の低温巻き取りでは複合組織が得られ、YPE の発生は抑制される。しかし、この場合の YR はパターン S で冷却し 400~550°C でコイルに巻き取った鋼 1 のそれよりも高い。

4. 考察

4.1 ランアウトテーブル上での変態挙動

実験結果をまとめてみると以下ようになる。(1)仕上げ圧延直後に水冷した場合、 α 変態は C 量が少ないほど、そしてスラブ加熱温度と仕上げ圧延温度が低いほど起こりやすい (Fig. 2 参照)。(2)仕上げ圧延後約 5 s 空冷した中間急冷材 (Fig. 5 の冷却パターン C) では第 2 相中にベイナイト状組織が存在するのに対し、仕上げ圧延後約 700°C まで急冷しその後約 7 s 空冷して常温まで水冷したものは、第 2 相は主としてマルテンサイトからなり、ベイナイト状組織はほとんど発生していない (Photo. 1)。(3) T_A を約 700°C とし空冷を行うと、 α 変態の進行は空冷時間が約 20 s 以下で飽和し、成分によつて多少異なるが、約 20~50 s の空冷時間 (650~700°C の温度) でパーライトが生成する (Fig. 4)。

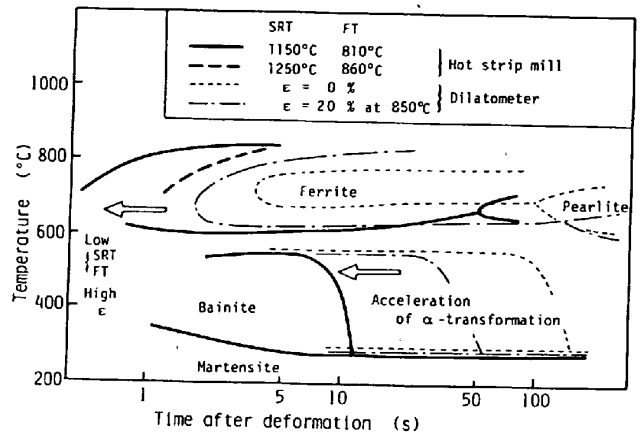


Fig. 11. Transformation behavior of 0.05%C-1.0%Si-1.5%Mn-1.0%Cr steel deformed in low temperature austenite region where acceleration of ferrite formation and suppression of bainite are observed.

これらの知見およびマイクロ組織と加工フォーマスターから求められた CCT 図¹³⁾¹⁵⁾を組み合わせることにより Si-Mn-Cr 系鋼の CCT 図を大胆に推定してみると、Fig. 11 のようになる。実機圧延材の変態挙動は再結晶 γ から得られる CCT 図に比して、きわめて短時間で α 変態が開始すること、 α 変態が促進されるほどベイナイト変態終了曲線が短時間に移動すること、の 2 点に特徴がある。以下ではこの実機圧延材で得られた変態挙動を実機加工 CCT と呼ぶ。

α 変態が熱間加工により促進されることは加工フォーマスターでの結果からも明らかであるが、実機ホットストリップミルの場合には α 変態開始がさらに短時間となる。例えば、ホットストリップミルにより 860°C で仕上げ圧延を終了した場合についてみると、Si-Mn 鋼で再結晶が抑制されると考えられる 900°C 以下²⁰⁾での歪み量は約 20% で、加工フォーマスターのそれに等しいが、 α 変態開始は加工フォーマスターのそれより早い。これはホットストリップミルによる圧延では再結晶温度域でも強圧下されるために、 γ 粒が微細になるためである。スラブ加熱温度あるいは仕上げ圧延温度が低くなると α 変態はさらに促進される。この理由としては、スラブ加熱温度が低いほど初期 γ 粒が細かく、しかも一般には圧延温度も低くなるために仕上げ圧延後の γ 粒も微細となり α 核を発生しやすいこと、そして仕上げ圧延温度が低い場合には、圧延によつて γ 粒が微細化しやすいことのほかに圧延歪みが仕上げ圧延後に残留しやすいために α 核の発生が一段と大きくなり、 α 変態が促進されることが考えられる。このように γ 中での蓄積歪みの増加と約 700°C からの空冷により 2 相分離が進行すると、

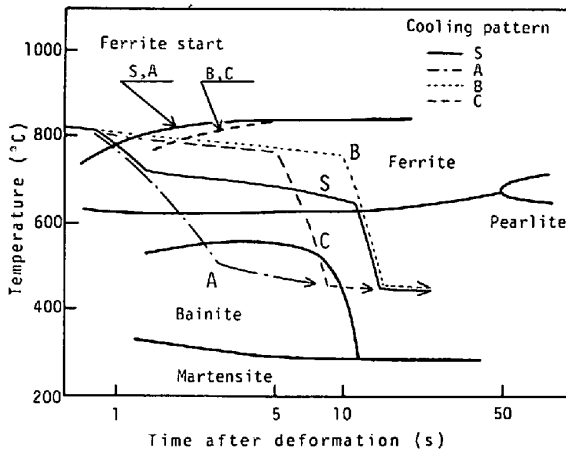


Fig. 12. Various cooling patterns are superimposed on CCT curve of 0.05%C-1.0%Si-1.5%Mn-1.0%Cr steel deformed in low temperature austenite region: Pattern S is most effective in producing dual phase steel.

固溶C, Nは α から未変態 γ に移行して γ の安定化が起こる。このような α の scavenging により十分に固溶C, Nが濃化した γ はベイナイト変態を起こさず低温でマルテンサイトに変態する。すなわち α 変態が大きく促進される場合には、ベイナイト変態終了曲線は短時間側へ移動する傾向を示す。これに対して低温まで過度に急冷されたり、あるいは約700°Cからの空冷時間が短いときには、生成する α 量が少ないために未変態 γ の濃化は起こりにくい。そのため未変態 γ は不安定となり、ベイナイトが混在しやすい。パーライト変態もまたこのような α 変態挙動の変化とともに当然変化するものと考えられるが、今回の実験では明確な傾向を把握するには至らなかった。

4.2 最適冷却パターンの検討

各種冷却パターンと実機加工 CCT 図の関係を Fig. 12 に模式的に示す。2相分離冷却パターン(パターンS)の場合、仕上げ圧延直後に急冷するので、 γ 中には多量の圧延歪みが残留する。このため α 変態の開始曲線が短時間側へ移動する。また α 変態のノーズ近傍のもつとも変態が進行しやすい温度域(T_A が約720°C)まで急冷してから空冷するために、Fig. 3 に示したように α 分率もつとも多くなる。このように2相分離冷却パターンを適用することにより、 α 変態もつとも促進するという傾向は成分(C, Cr)、スラブ加熱温度、仕上げ圧延温度が変化しても変わらない。そして、未変態 γ 相中へC, Nが濃化するため、未変態 γ 相は安定度を増しベイナイトの発生が抑制される。その結果、主としてマルテンサイトからなる第2相組織が形成される。すなわち coiling window¹⁾と呼ばれているコイル巻き取りの

最適条件(温度と時間)範囲が拡大することになる。前半急冷パターン(A)の場合、2相分離冷却パターンと同様に γ 相に残留する圧延歪みは多く、 α 変態の開始は早い、 α 変態の進行に必要な十分な時間が与えられないために α 分率は少ない。したがって未変態 γ は十分濃縮されないために不安定となり、第2相中にはベイナイト状組織が混在する。一方、後半急冷パターン(パターンB)の場合、仕上げ圧延直後の高温域で徐冷されるために γ 相中に残留していた圧延歪みは回復し、 α 変態の開始は遅くなり、 α 変態も進行しにくくなる。このため2相分離冷却材に比べて α 量は少なく、 α 粒径は大きくなる。中間急冷パターン(パターンC)の場合にも同様に α 変態は遅くなり、さらに仕上げ圧延後約5sで急冷を開始するために α 変態は進行しにくく γ 相中へのCの濃化も不十分となる。このため後半急冷パターンの場合よりも α 量は少なく、第2相中にはベイナイト状組織が発生することになる。

以上のことから、Si-Mn-Cr鋼およびSi-Mn鋼では、仕上げ圧延後 α 変態のノーズ近傍の温度域まで急冷した後空冷を行い α 変態を十分に起こさせ、そしてパーライト変態が始まる前にコイル巻き取り温度まで急冷する2相分離冷却パターン(パターンS)が材質の良好な複合組織高張力鋼板を製造するのにもつとも適しているといえる。

5. 結 言

0.05%Cと0.08%Cを含有するSi-Mn-Cr鋼とSi-Mn鋼を用いて、降伏比がきわめて低くしかも延性の優れた熱延まま複合組織高張力鋼板の製造条件を実際のホットストリップミルでの圧延により調査した。まず仕上げ圧延直後に鋼板をランアウトテーブル上で停止し、その各冷却段階での組織を凍結して複合組織の生成挙動を調べた。そしてその結果に基づき、試作実験を行った。その結果、つぎのことが明らかとなった。

(1) 仕上げ圧延直後の α 変態は、C量が少ないほど、スラブ加熱温度あるいは仕上げ圧延温度が低いほど進行しやすい。

(2) 仕上げ圧延後700°C近傍まで急冷しその後空冷を行った場合にもつとも α 変態が促進され、 α 量は約20s以内で飽和値に近づく。この組織は微細なポリゴナルフェライトと微細に分散したマルテンサイトからなる。これに対して、仕上げ圧延後660°C以下まで急冷を行った場合には、 α 量は少なくその形態は針状を呈し、第2相にはマルテンサイトの他にベイナイト状組織が混在する。

(3) パーライトは成分によつて異なるが、仕上げ圧延後約 20~50 s 空冷した場合に約 650~700°C の温度で生成する。

(4) 試作実験の結果によれば、Si-Mn-Cr 鋼では仕上げ圧延後に 720°C まで水冷し、その後いつたん空冷してコイルに巻き取つた 2 相分離冷却材がもつとも降伏比が低く、伸びが優れている。

(5) この 2 相分離冷却 ($T_A=720^\circ\text{C}$) を行つた Si-Mn-Cr 鋼の場合、スラブ加熱温度が 1150~1250°C、仕上げ圧延終了温度が 780~860°C、そしてコイル巻取温度が 550°C 以下で、組織と材質の変化が非常に小さい良好な複合組織が得られる。すなわち 2 相分離冷却パターンは最適熱延条件の範囲がきわめて大きい。

(6) 一方、Cr を含有しない Si-Mn 鋼の場合には Si-Mn-Cr 鋼に比してその効果は小さいが、2 相分離冷却パターンの効果が認められる。しかしコイル巻き取り温度を 200°C 以下にしなければ複合組織が得られず降伏比も高い。

(7) これらの結果から、ランアウトテーブル上での変態挙動を推定する実機加工 CCT 図を 0.05% C-Si-Mn-Cr 鋼で作成し、これに基づき 2 相分離冷却パターンが α 変態をもつとも促進させ、そのために複合組織を得るのに最適なことを考察した。

文 献

- 1) A. P. COLDREN and G. TITHER: J. Metals, 30 (1978) 4, p. 6
- 2) 橋口耕一, 西田 稔, 加藤俊之, 田中智夫: 鉄と鋼, 64 (1978), p. S257
- 3) M. NISHIDA, K. HASHIGUCHI, I. TAKAHASHI, T. KATO, and T. TANAKA: Sheet Metal Forming and Formability, Proc. of 10th Cong. IDDRG, (1978), p. 211
- 4) 吉崎 敬, 森川博文, 遠藤道雄: 鉄と鋼, 65 (1979), A189
- 5) T. GREDAY, H. MATHY, and P. MESSIEN: Proc. of Structure and Properties of Dual-Phase Steels, ed. by R. A. KOT and J. W. MORRIS, (1979), p. 260
- 6) T. FURUKAWA, H. MORIKAWA, H. TAKECHI, and K. KOYAMA: 同上, p. 281
- 7) 岸田宏司, 竹本長靖, 田代 守, 金子国茂: 鉄と鋼, 65 (1979), S858
- 8) 渡辺国男, 橋本嘉雄, 佐藤豊彦, 平山秀男, 長尾正喜, 田中弘志: 鉄と鋼, 65 (1979), S860
- 9) 国重和俊, 高橋政司, 杉沢精一, 増井淑郎: 鉄と鋼, 65 (1979) 13, p. 1916
- 10) 須藤正俊, 岩井隆房: 鉄と鋼, 66 (1980), S1231
- 11) 細谷佳弘, 西本昭彦, 中岡一秀: 鉄と鋼, 66 (1980), S581
- 12) 高橋政司, 国重和俊, 長尾典昭, 杉沢精一, 浜松茂喜: 鉄と鋼, 66 (1980), S1234
- 13) T. KATO, K. HASHIGUCHI, I. TAKAHASHI, T. IRIE, and N. OHASHI: Symp. on Fundamentals of Dual Phase Steels, 110th AIME Annual Meeting, Fed. (1981) Chicago.
- 14) 古川 敬, 遠藤道雄: 鉄と鋼, 67(1981), S532
- 15) 加藤俊之, 高橋 功, 入江敏夫, 西田 稔, 間野純一: 鉄と鋼, 67(1981), S533
- 16) 青柳信男, 小川洋三, 滝沢昇一, 西田 稔, 間野純一, 加藤俊之: 鉄と鋼, 67(1981), S534
- 17) 三尾谷一夫, 白沢秀則, 白在丸二郎: 鉄と鋼, 67 (1981), S537
- 18) 加藤征四郎, 鈴木謙一, 江坂一彬, 早野 成, 豊田和臣, 中村隆彰: 鉄と鋼, 67(1981), S538
- 19) G. Thomas: Iron and Steel Intern., 46 (1973) 5, p. 451
- 20) I. KOZASU: Trans. ISIJ, 12 (1972) 3, p. 241