

© 1982 ISIJ

論文

# 冷延 Dual Phase 鋼板の製造工程要因に関する 実験室的研究

古川 敬\*・森川博文\*<sup>2</sup>・遠藤道雄\*<sup>2</sup>・武智 弘\*<sup>3</sup>  
 小山一夫\*<sup>4</sup>・秋末 治\*<sup>5</sup>・山田輝昭\*<sup>6</sup>

## A Laboratory Study on the Processing Factors for Cold-rolled Dual Phase Sheet Steels

Takashi FURUKAWA, Hirofumi MORIKAWA, Michio ENDO, Hiroshi TAKECHI,  
 Kazuo KOYAMA, Osamu AKISUE, and Teruaki YAMADA

### Synopsis :

Dual Phase structure formation in the intercritical annealing method is strongly affected by the cooling stage. Role of the cooling stage consists of (a) carbon enrichment into the untransformed austenite, (b) avoidance of pearlite formation and, (c) martensite and retained austenite formation. Significance of a two-stage cooling can be explained on the above basis.

Employment of a rapid heating and a short-time intercritical holding produces a highly bake-hardenable dual-phase steel with a large work-hardening capacity. This phenomenon is supposedly related to a transient state of solute carbon partitioning in the intercritical temperature range.

### 1. はじめに

冷延 Dual Phase 鋼板の代表的な製造工程を図式的に Fig. 1 に示す。この研究では、図示した三つの製造工程要因を扱った。すなわち、①フェライト( $\alpha$ )・オーステナイト( $\gamma$ ) 2相温度域(以降2相域と略記)加熱後の冷却過程、②冷延前の熱延巻き取り温度条件、および③冷却過程前の加熱・保持過程である。各要因が組織・機械的性質におよぼす影響を実験室的に明らかにした。ただし上述の②の要因については、すでに報告済み<sup>1)</sup>なので、①の要因と組み合わせた形で簡単に取り扱った。

Dual Phase 鋼板が、従来の高強度鋼板に比較して、降伏比が低く、高強度ながら加工硬化性が高いという際立った特徴を持つことは周知である。このような特徴は、侵入型固溶元素量の少ない、いわば清浄な $\alpha$ 相素地と、マルテンサイト( $\alpha'$ )粒と、そして多分残留オーステナイト( $\gamma_R$ )相とが複合した効果に由来すると考えら

れる。

このような組織の形成挙動については、鋼組成や2相域熱処理後の冷却速度との関連で、かなりの所まで明らかにされて来た<sup>2)~8)</sup>。一般に鋼中の合金元素量が少ないほど $\gamma$ の焼入性が低下し、与えられた冷却速度において、 $\alpha'$ 形成と“清浄な” $\alpha$ 素地とを両立させるのが困難になることが認められている<sup>6)8)</sup>。したがって、鋼成分量と冷却速度との間に妥協点を見出すのが一般的な技術

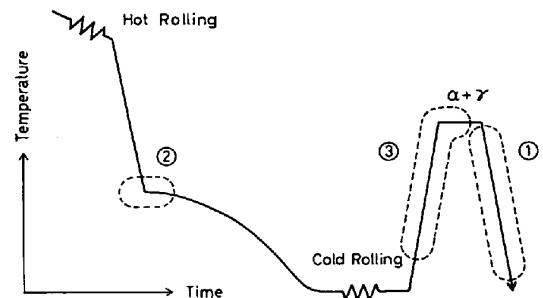


Fig. 1. A schematic representation of production procedure for cold-rolled, Dual Phase steels.

昭和 55 年 10 月本会講演大会討論会にて発表 昭和 56 年 10 月 19 日受付 (Received Oct. 19, 1981)

\* 新日本製鉄(株)基礎研究所 工博 (Fundamental Research Laboratories, Nippon Steel Corp., 1618 Ida Nakahara-ku Kawasaki 211)

\*<sup>2</sup> 新日本製鉄(株)基礎研究所 (Fundamental Research Laboratories, Nippon Steel Corp.)

\*<sup>3</sup> 新日本製鉄(株)八幡製鉄所 工博 (Yawata Works, Nippon Steel Corp.)

\*<sup>4</sup> 新日本製鉄(株)君津製鉄所 (Kimitsu Works, Nippon Steel Corp.)

\*<sup>5</sup> 新日本製鉄(株)広畑製鉄所 理博 (Hirohata Works, Nippon Steel Corp.)

\*<sup>6</sup> 新日本製鉄(株)広畑製鉄所 (Hirohata Works, Nippon Steel Corp.)

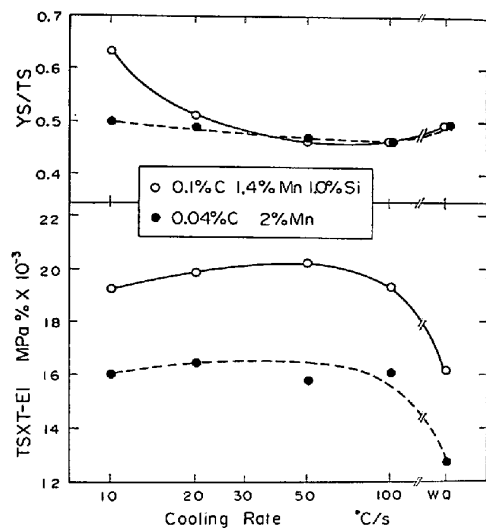


Fig. 2. Effect of cooling rate on yield-to-tensile ratio and ductility parameter, after heating at 780°C for 1 min.

であった<sup>6)</sup>。本研究<sup>†</sup>では、鋼成分量をなるべく少なくして Dual Phase 組織を得るにはまず冷却過程 (①の要因) で生ずる現象を理解すべきであるという立場をとり、空冷過程を中断・焼入れする実験を行い、組織・材質を検討した結果、“2 段冷却”が低成分系 Dual Phase 鋼の組織形成に有効であることを見出した。

加熱および保持過程 (③の要因) に関する若干の実験の結果、 $\alpha$  と  $\gamma$  への固溶 C のかなり非平衡的な分配があり得ることが裏付けられた。このような非平衡状態の利用により、塗装焼付硬化性 (BH 性) と加工硬化性とを高水準で両立させた Dual Phase 鋼板が得られた。

## 2. 冷却過程が組織・材質におよぼす影響

### 2.1 単調な冷却

周知のように、Dual Phase 鋼の機械的性質は、2 相域熱処理後の冷却速度の影響を受ける。Fig. 2 に、2 種の鋼について冷却速度と機械的性質との関係を示す。強度・延性パラメータとして試みに引張強さと全伸びの積 (TSxT-EI, MPa%) をとると、その値は、冷却速度が極めて大きければ (水冷の場合) 著しく低下する。逆に、冷却速度が小さければ (10°C/s), 鋼組成により十分な  $\gamma$  焼入れ性が確保されない限り、降伏比 (YS/TS) を

C Si Mn Al N w/o  
0.12 0.26 2.04 0.022 0.0048  
0.08 0.01 1.39 0.025 0.0030

2%Mn - 750°C x 2 min

1.4%Mn - 780°C x 1 min

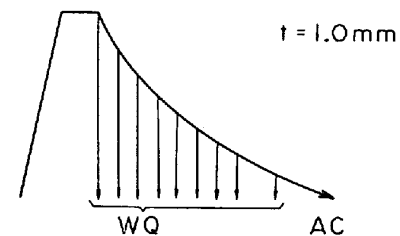


Fig. 3. Materials and thermal history employed to examine structures and mechanical properties.

低く保つことができなくなる (1.4%Mn 鋼と 2.0%Mn 鋼を比較)。

著しい急冷をすれば  $\alpha + \alpha'$  複合組織は容易に形成されるが、 $\alpha$  相中の固溶 C 量が増大して延性低下を招く<sup>2)</sup>。一方、冷却速度が小さければ延性には利するが、鋼成分量が低い場合には  $\alpha'$  形成が困難になる。Dual Phase 鋼の引張強さ (TS) は  $\alpha'$  の体積率に支配され<sup>9)10)</sup>、また降伏強さ (YS) は、 $\alpha'$  変態により  $\alpha$  相に生ずる内部応力のために低下する<sup>7)10)</sup>ので、 $\alpha'$  形成が不十分ならば、TS が低下し YS が上昇する結果、YS/TS は増大する。

### 2.2 2 段冷却

冷却過程により組織がいかに変化して機械的性質が変わるかを観察するため、0.12%C-2%Mn および 0.08%C-1.4%Mn 各鋼 70% 冷延材を用い、Fig. 3 に示すように、2 相域短時間焼なまし後に約 10°C/s の冷却速度で空冷し、その途中種々の温度から水冷して、得られた組織と引張特性を検討した。

Photo. 1 は、2%Mn 鋼を室温まで空冷して得られた透過電顕組織写真の例である<sup>7)</sup>。 $\alpha$  相素地に  $\alpha'$  と  $\gamma_R$  が存在する。 $\alpha'$  にはラス型も双晶型もあるが、前者が大部分である。 $\gamma_R$  粒は非常に小さく、通常は粒径 2  $\mu$  以下で、 $\alpha$  相の粒界にも粒内にもみられる。 $\gamma_R$  は Photo. 1(c) に示すように制限視野電子線回折パターンにより同定されている。 $\alpha$  粒内の  $\gamma_R$  粒はとくに小さく、粒径 1  $\mu$  以下である。 $\alpha'$  粒周囲の  $\alpha$  相中には、Photo. 1(a) に示すごとく転位群がみられる。この転位はおそらく  $\alpha'$  変態ひずみにより生じたものであろう。また Photo. 1(b) に示すように、 $\alpha'$  粒の周囲に等傾角干渉縞がしばしばみられ、やはり  $\alpha'$  変態による弾性応力場の存在を示唆している。

このような塑性的および弾性的内部応力が、Dual

† 本研究の各供試材は、一般につきのように調製した。25kg 真空溶製鋼塊を 1250°C にて 2h 均熱、25mm 厚に粗熱延、空冷、これを出発状態とし 1100°C 1h 均熱、3パス圧延 (最終パス圧下率 40%、900°C 仕上げ、約 3.5mm 厚) の後に空冷、これを冷延して 1mm 厚 (Fig 2~6, Photo. 1, 2) あるいは 0.7mm 厚 (Table 1, 2) とした。とくに巻き取りシミュレーション実験を行つた場合 (Fig. 7~11, Photo. 3) は、上記同様の工程で 900°C 仕上げの後直ちに油冷 (OQ, 約 75°C/s)、過冷却なしに油冷を中断し、あらかじめ巻き取り温度 (CT) に調整した炉に装入、1h 保持後炉冷、これを冷延し 1mm 厚とした。

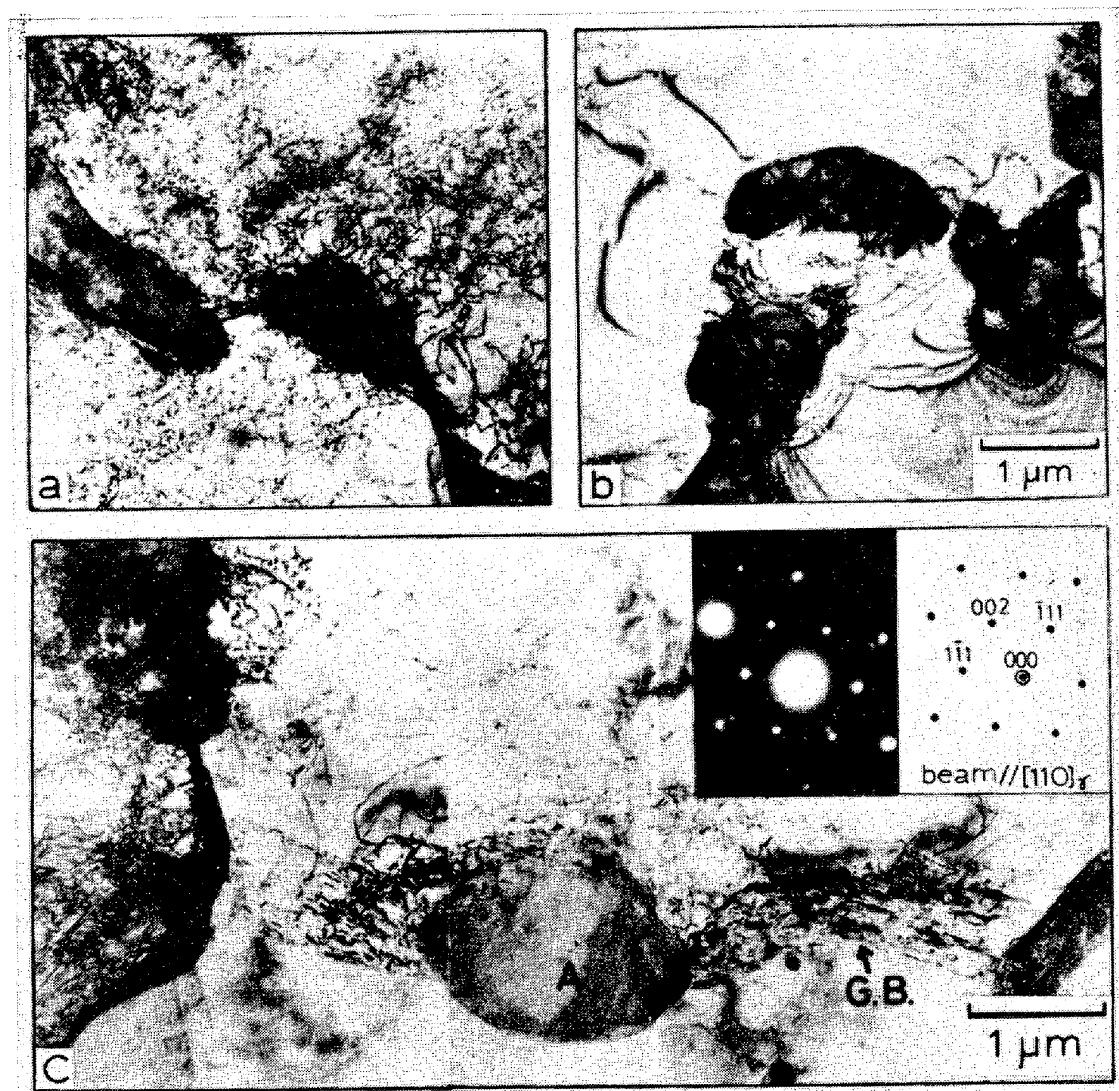


Photo. 1. Martensite islands surrounded by dislocations (a) and bend-extinction contours (b) in the ferrite matrix, and retained austenite A (c), in the air-cooled 2% Mn steel.

Phase 鋼特有のスムーズなかつ低応力での降伏挙動の因をなすと考えられる<sup>7)15)</sup>。このほか、極めて微細な、粒径  $1\mu$  未満のセメンタイト粒が $\alpha$ 粒界にしばしば認められている。空冷途中の水冷開始温度が  $400^{\circ}\text{C}$  以下の場合、室温まで空冷した場合と大差ない組織を示す。

一方、 $750^{\circ}\text{C}$  から水冷された場合には、 $\alpha$ 粒内全体にかなり高密度の転位を含む。 $\alpha'$ 粒周辺の等傾角干渉縞はやはりしばしば観察されるが、 $\gamma_{\text{R}}$  およびセメンタイトはほとんど観察されない。

Fig. 4 は、2%Mn 鋼の機械的性質と第 2 相体積率とを水冷開始温度に関連づけてプロットしたものである。第 2 相体積率は、つぎの方法で求めた。(a) 光学顕微鏡組織写真を用い、第 2 相全体積率 ( $\alpha' + \gamma_{\text{R}}$ ) をイメージ・アナライザーにより測定し、(b) メスパウアー分光分析により  $\gamma_{\text{R}}$  量を別途測定した。そして(a)の値か

ら(b)の値を引いて、 $\alpha'$ 体積率とした。

Fig. 4 から、つぎのことがわかる。 $\alpha'$ の量は、水冷開始温度が  $750^{\circ}\text{C}$  から  $400^{\circ}\text{C}$  へと低下するにつれ低減するが、それ以下の水冷開始温度に対してはほぼ一定になる。 $\gamma_{\text{R}}$ の量の変化挙動はこれと逆であつて、水冷開始温度が高い場合は低水準であるが、水冷開始温度が  $400^{\circ}\text{C}$  以下へと低下すると、5~10% 程度の高い存在量となる。

機械的性質については、水冷開始温度に対する TS の変化が  $\alpha'$ の変化と良い対応を示し、軟質相 ( $\alpha$ ) と硬質相 ( $\alpha'$ ) から成る複合材料の強度に関する混合則に TS が支配される<sup>9)10)</sup>ことを思わせる。また、水冷開始温度変化に伴う一様伸び (U-El) および全伸び (T-El) 値の変化が、 $\gamma_{\text{R}}$ の変化挙動に類似していることも注目にする。このことから、 $\gamma_{\text{R}}$ が Dual Phase 鋼板の延性

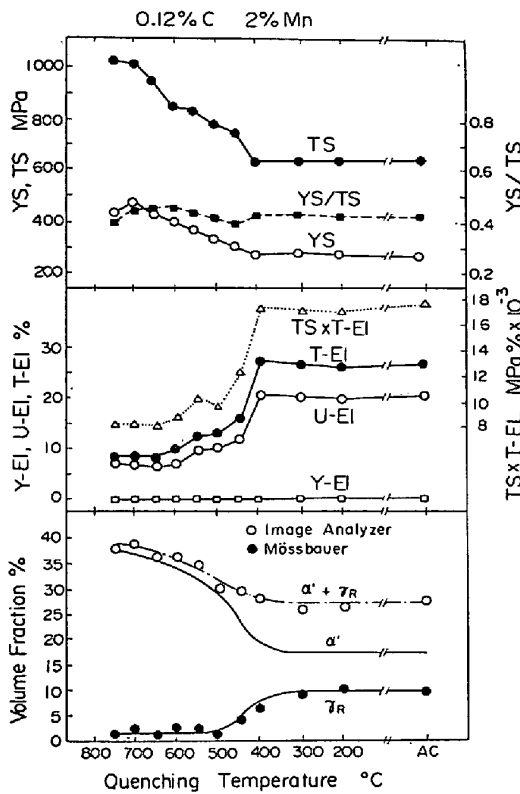
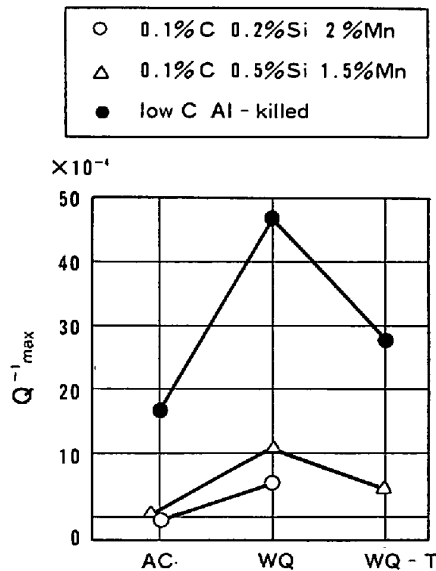


Fig. 4. Mechanical properties and the second phase volume fraction as a function of quenching temperature.



AC: air cooled, WQ: water quenched, WQ-T: water quenched and tempered at 250°C for 2min, after heating at 750°C for 2min respectively.  
Fig. 5. Effect of cooling condition on internal friction.

になんらかの寄与をしている可能性も否定できない。  
延性はまた、 $\alpha$ 相中の固溶C量の影響をも受けると考えられる。高温から水冷された試料よりも、空冷さ

れたものの方が、 $\alpha$ 相中の固溶C量が少ないと思われる<sup>2)11)12)</sup>が、それは Fig. 5 に示した内部摩擦測定結果により支持される<sup>7)</sup>。 $\alpha$ 相素地が“清浄”であれば延性向上の観点から有利なのはかなり確かなことである<sup>2)10)</sup>。

Fig. 4 からわかるように、高温から水冷した場合よりも、十分な低温まで空冷した場合の方が  $TS \times T-EI$  が優れるが、その原因は、上述の考察からして、2つの因子つまり  $r_R$  が多いことと、 $\alpha$ 相中の固溶C量が少ないことに帰せられると推測される。

Fig. 4 ではまた、水冷開始温度が 400°C 程度よりも高くなるのに伴って、YS が漸増しているが、これは  $\alpha$ 相中の固溶C量の増大に伴うものであろう。

2%Mn 鋼に関する上述の観察と検討から、つぎのように結論される。(1) 2相域から空冷すると、 $r \rightarrow \alpha$ 変態の進行は 400°C 程度まで継続し、第2相体積率の減少を伴う。(2)  $r_R$ 量は、400°C 程度以下までの空冷に伴って増加する。(3)  $\alpha$ 相中の固溶C量は空冷に伴って低減するであろう。(4) 室温まで空冷しても、組織は主として  $\alpha, \alpha'$  および  $r_R$  から成る。(5)  $TS \times T-EI$  は 400°C 程度以下の温度までの空冷により改善される。

Fig. 6 は、1.4%Mn 鋼を用いて同様の実験を行った結果である。水冷開始温度の変化に伴う第2相体積率変化あるいは TS の変化からみて、 $r \rightarrow \alpha$ 変態はこの場合にもやはり 400°C 程度までの空冷に伴って進行すると思われる。 $r_R$ の量は水冷開始温度600°C にてピークを

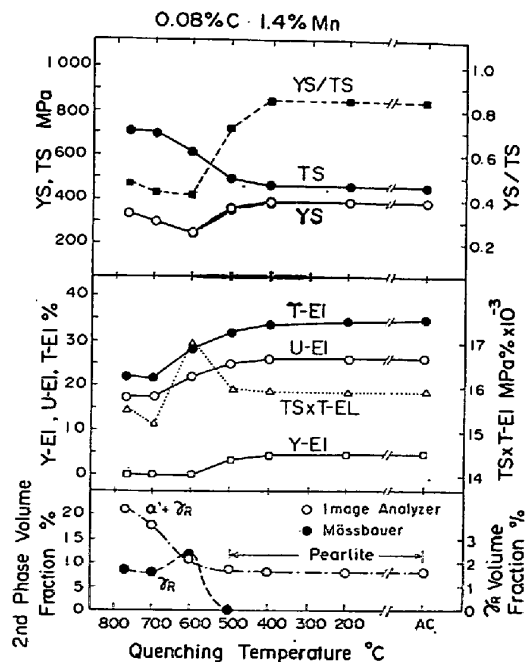


Fig. 6. Mechanical properties and the second phase volume fraction as a function of quenching temperature.

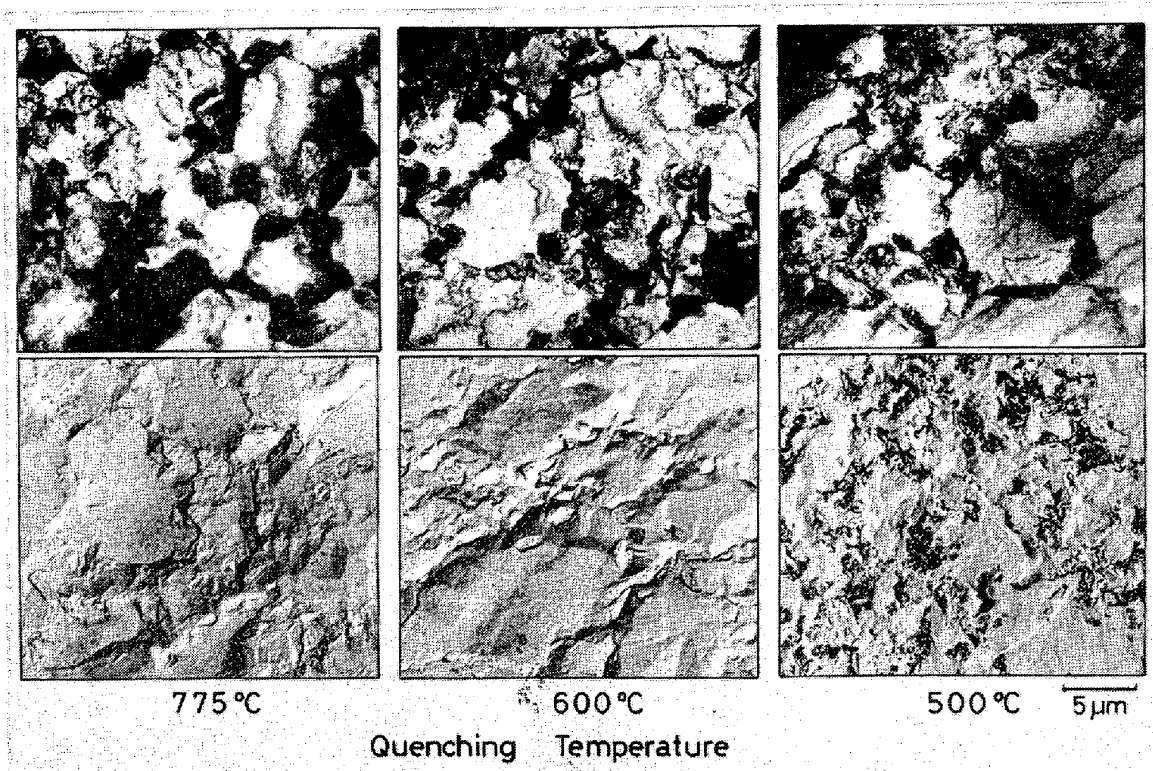


Photo. 2. Transmission (upper) and extraction-replica electron micrographs of the steel in Fig. 6. Quenching at temperatures of 600°C or higher produces a ferrite-martensite structure, whereas at 500°C or lower results in a structure of ferrite-pearlite.

示し、未変態  $\gamma$  への C の濃縮が 600°C までの空冷の間に生じたことを示している。しかし、このように C が濃縮した未変態  $\gamma$  といえども、2%Mn 鋼の場合ほどには安定でない。なぜなら、さらに 500°C まで空冷を続行すると、 $\gamma_R$  量は 0% になってしまうからである。これに対応して、最終組織は、500°C またはそれ以下の温度まで空冷することにより、 $\alpha + \alpha'$  でなくて  $\alpha +$  パーライトになる。水冷開始温度の変化に伴う組織の変化を Photo. 2 に示す。

Fig. 6 によれば、YS の極小値と  $TS \times T-EI$  の極大値が、水冷開始温度 600°C にて得られている。

この結果は、1.4% Mn 鋼の機械的性質が、緩徐な冷却期と急速冷却期を組み合わせた 2 段冷却により、Dual Phase 鋼板として好ましいものとなり得ることを示している。2%Mn 鋼での結果と検討を考え合わせると、その 2 段の各冷却期は、それぞれの冶金学的な効果を持つといえるであろう。高温側の緩徐冷却期は、 $\gamma \rightarrow \alpha$  の拡散変態過程に伴って未変態  $\gamma$  に C を濃縮させ、また  $\alpha$  相中の固溶 C 量を低減させる効果を持つ。低温側の急速冷却期は、未変態  $\gamma$  のパーライト変態を防いで、 $\alpha'$  と、多分若干の  $\gamma_R$  とを形成させる役目を果たす。

各冷却期それぞれの適切な冷却速度と、各冷却期の間

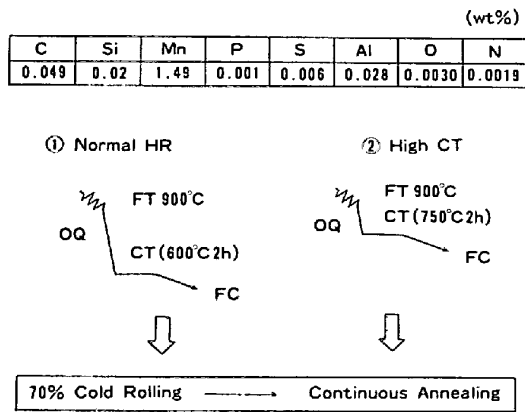
の遷移温度は、 $\gamma$  の焼入れ性により、したがって鋼組成により異なるであろう。たとえば Fig. 4 に示した 2%Mn 鋼の場合ならば、 $\alpha'$  変態を達成すべき低温域の冷却速度は空冷をもつてしても十分である。

Fig. 4 と Fig. 6 を比較して、とくに YS/TS や  $TS \times T-EI$  と水冷開始温度との関係に注目すると、鋼成分が低くなるにつれて低温域の冷却速度を大とし、かつ高温域との間の遷移温度を高める必要があることがわかる。

すでに報告したように<sup>1)</sup>、与えられた組成の鋼の 2 相域からの  $\gamma$  の焼入れ性は、冷延前の熱延高温巻き取りによつてある程度改善される。この方法で  $\gamma$  の焼入れ性を改善し、さらに 2 段冷却を施すと、低成分系の鋼を用いて Dual Phase 鋼板を得るのに極めて効果的であることがわかった。それを次節に述べる。

### 2.3 熱延高温巻き取りと 2 段冷却の組み合わせ

Fig. 7<sup>1)</sup>、Photo. 3<sup>1)</sup> および Fig. 8<sup>1)</sup> は、つぎのことを示している。すなわち、熱延高温巻き取り（シミュレーション実験、Fig. 7）を行うと、組織の第 2 相に C および Mn の明らかな富化が起こり（Photo. 3）、冷延後の 2 相域熱処理・空冷によつて  $\alpha'$  変態が効果的に達成される結果、 $\alpha$  相に内部応力を発生し YS が著しく



HR : hot rolling, CT : coiling temperature, FT : finishing temperature, OQ : oil quenching to CT, FC : furnace cooling.

Fig. 7. Material and experimental procedure for a low-tensile Dual Phase steel.

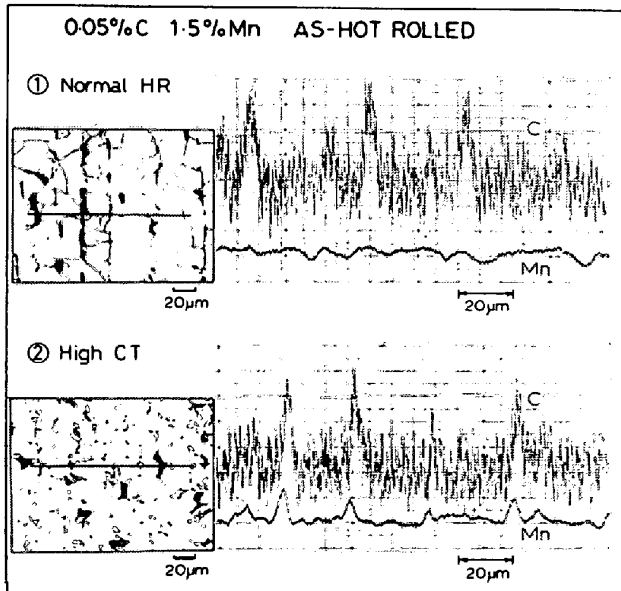


Photo. 3. Enrichment with carbon and manganese in the second phase due to coiling at a high temperature.

低下する (Fig. 8).

この場合、2段冷却を施したならばどんな効果を生ずるかを検討した。実験結果の一例を Fig. 9 に示す。600°C 巻き取り (Normal HR) 材に比較して、750°C 巻き取り (High CT) 材は、単調冷却 (一番左のプロット列) の場合、YS/TS が低く、TS×T-El もわずかに優れるが、2段冷却を施すと (左から二列目のプロット)、High CT 材の優位性は一段と顕著になる。また、冷却途中に 300°C 5 min のシェルフイング<sup>†2</sup>を経由しても、High CT 材を2段冷却した場合ならば、十分に

<sup>†2</sup> 一般の加工用冷延鋼板製造のための連続焼なまし設備を Dual Phase 鋼板製造に利用する場合、この種のシェルフイングが避けられないことがあり得る。

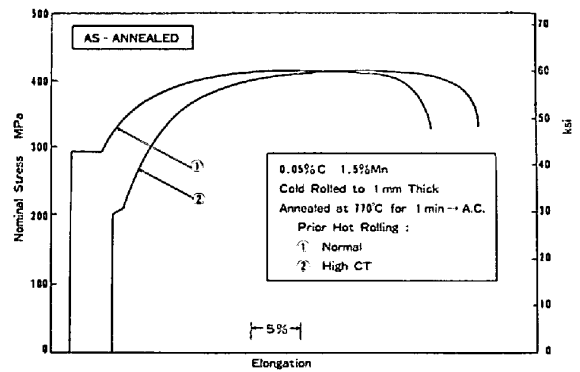


Fig. 8. Stress-elongation curves showing the effect of hot-coiling condition on the final tensile properties (cf. Fig. 7).

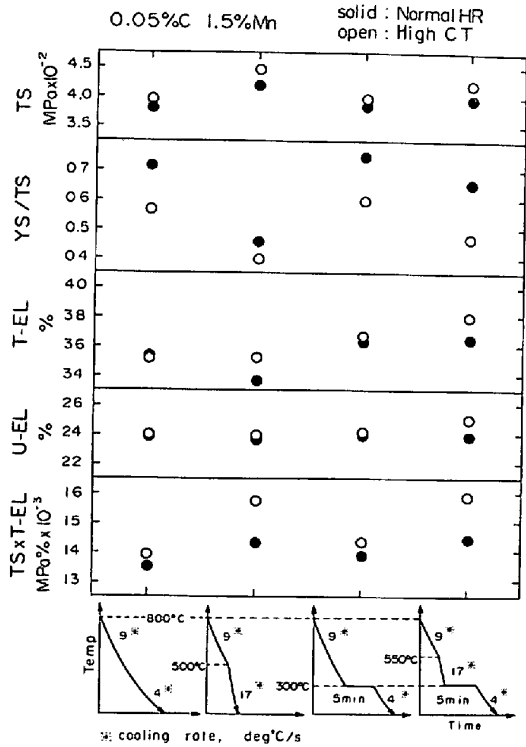


Fig. 9. Mechanical property changes depending on the coiling condition and on the cooling pattern.

低い YS/TS が確保される (一番右のプロット列)。

これらの試料の巻き取り条件や冷却パターン条件による第2相体積率の差異は、イメージ・アナライザーによってもあまり明確でない。多分その原因は、試料が低成分系鋼であるため、また冷却高温域の緩徐冷却のため、第2相体積率が同程度に揃ってしまうからであろう。したがって、Fig. 9 に示した TS および YS/TS の結果の解釈として、高温巻き取りも2段冷却も、第2相全量の中での α' の存在比率を高めるように作用するものと考えられる。

また、シェルフイング温度 (300°C) にて α' がすでに

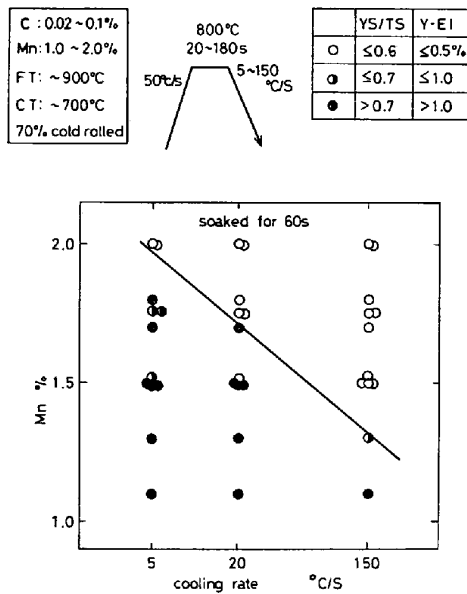


Fig. 10. Relation between manganese content and critical cooling rate in Dual Phase formation, after a 60 s intercritical soaking preceded by a rapid heating.

に形成されているとすれば<sup>†3</sup>, 高温巻き取りと2段冷却を組み合わせた場合には, 得られる $\alpha'$ の auto-tempering に対する抵抗性が改善されると思われる. というのは, この場合の YS/TS がシェルフイングを経由しても十分に低いからである.

### 3. 冷却前の加熱および保持過程の効果

2相域連続焼なまし過程は, 箱焼なましに比較して加熱・冷却のサイクルがずっと短いのので, 2相域保持において,  $\alpha \cdot \gamma$  2相分離 (あるいは侵入型固溶元素の各相への分配) に関し非平衡的な状態が存在する可能性がある. このことは, つぎに示す実験結果により間接的に示される. それを以下に述べる.

C 0.02~0.1%, Mn 1.0~2.0% の成分範囲の種々の冷延鋼板を2相域にて種々時間加熱した後に種々の冷却速度を与え, 引張試験を行って, YS/TS と降伏点伸び (Y-EI) を指標としてデータを分類した. その手続きは Fig. 10 の上部に示す通りである. 60s 均熱の場合について得られたデータ分類を Mn 量と冷却速度に関連づけて同図の下部に表現した. 分類の境界を示す直線は, 低降伏比を生ずるための Dual Phase 組織を形成すべき臨界冷却速度と Mn 量との関係を意味する. 同様の手続きを 20s および 180s 均熱の各場合について行い,

<sup>†3</sup>  $\alpha \cdot \gamma$  2相に分かれた  $\gamma$  相の Ms 点は<sup>13)</sup>, 0.3% C, 1.5% Mn と仮定すれば<sup>14)</sup> 367°C と算出される. もしもやや高目に, 0.4% C (2段冷却の1段目の緩徐期により), 1.6% Mn (高温巻き取りにより) と仮定すれば, 321°C になる.

### Lowest Cooling Rate for Dual-Phase Formation

$$\log CR(\text{degC/S}) = -K \cdot \text{Mn}(\%) + 5.3$$

soaking time, S	20	60	180
K	2.08	2.38	2.56

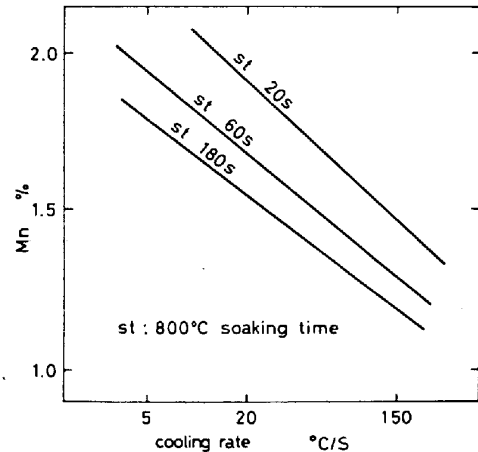


Fig. 11. Manganese content vs. critical cooling rate relationships similar to Fig. 10, including those obtained after 20 and 180 s intercritical soakings.

Fig. 11 の結果を得た. Mn 量と臨界冷却速度 (CR) の対数との間に直線関係を仮定する<sup>6)</sup> と, これらの直線はつぎのように現される.

$$\log CR(^{\circ}\text{C/s}) = -K \cdot \text{Mn}(\%) + 5.3$$

ここで  $K$  は均熱時間の関数である. Fig. 11 の上部に示すように,  $K$  は均熱時間につれて増大する. これは  $\gamma$  の焼入れ性に関して非平衡的な過渡期が存在することを意味する.

ある一定の Mn 量において, 均熱時間延長につれて  $\gamma$  の焼入れ性が向上することは,  $\gamma$  相への C の分配の変化に多分よるものであろう. この程度の短時間均熱では, C に比較して拡散困難な Mn の分配の著しい変化は起こりそうもない<sup>†4</sup>. このように考えると,  $\alpha$  相中にも固溶 C が非平衡的に存在する過渡期があると推測できそうである.

このような“過渡期”を含むもう一つの実験により, Table 1 に示す結果が得られた. これは高い加工硬化性 (WH) と高い BH 性が両立し, 延性も良好である. 実験に用いた熱サイクルは Fig. 12 に示すごとくであつて, 比較的大きな加熱速度と短い2相域均熱時間を含むものである. この加熱および冷却条件を一定にしたまま均熱時間を 180s に延長すると, WH および BH 各指数は, この順で, 1.1% Mn 鋼にて 94 MPa および 57

<sup>†4</sup> 付録参照

Table 1. Mechanical properties, work-hardening and bake-hardening indices of two dual-phase steels produced by a short-time intercritical annealing illustrated in Fig. 12.

Steel	YS MPa	TS MPa	U-EI %	T-EI %	Y-EI %	YS/TS	WH MPa	BH MPa
0.07C 0.5Si 1.1Mn	343	609	24.3	28.4	0	0.56	79	85
0.06C 0.07Si 1.5Mn	304	601	24.3	28.8	0	0.51	105	91

Specimen : 0.7 mm(t) × 50 mm(G. L.) × 12.5 mm(G. W.)  
 YS etc : directional mean values ; [YS(L)+2YS(D)+YS(T)]/4 etc.  
 WH : work hardening due to 2% tensile strain.  
 BH : bake hardening due to heating at 170°C for 20 min.

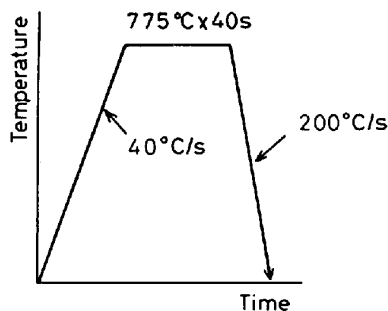


Fig. 12. Thermal history which the steels in Table 1 underwent.

Table 2. Natural aging response after 10 months.

Steel	$\Delta$ YS MPa	$\Delta$ Y-EI %	$\Delta$ T-EI %
0.07C 0.5Si 1.1Mn	+12	+0.4	-0.9
0.06C 0.07Si 1.5Mn	+13	0	-0.4

MPa, 1.5%Mn 鋼にて 126 MPa および 55 MPa となり, したがって WH 指数は 20 MPa 前後増大し, BH 指数は 30 MPa 前後減少する. この結果は, 短時間均熱が BH 性を向上させるのに重要なことを意味する.

これらの鋼板の常温時効性を Table 2 に示した. 他の Dual Phase 鋼板が一般にそうであるように, これらの鋼板も常温遅時効性であるといえる.

上述の結果は,  $\alpha$ · $\gamma$  間の非平衡的な C の分配をもたらす熱処理によつて, 高い BH 性と満足すべき加工硬化性を共に有する冷延 Dual Phase 鋼板を得る可能性を示している. 加熱・保持過程という要因は, その検討

にまだ多くのスペキュレーションを含んでいるので, 今後の研究の重要な対象であろう.

#### 4. ま と め

2相域加熱に引き続く2段冷却により, 合金元素量の比較的少ない鋼を用いて, 延性に富む $\alpha$ 相素地の形成と第2相 $\alpha'$ 形成とを同時に達成することができる. 2段冷却は, 高温域を緩徐に, 低温域を急速に冷却する方法であつて, 各温度域の冷却速度と, その間の遷移温度は, 鋼の組成によつて変わり得る.

熱延高温巻き取りにより, 2相域短時間熱処理における $\gamma$ の焼入れ性を改善し得る. このような $\gamma$ が適切な2段冷却を経て $\alpha'$ 変態すると, その $\alpha'$ は auto-tempering に対する抵抗性が改善されたものとなる.

急速加熱・2相域短時間保持という熱サイクルは,  $\alpha$ · $\gamma$  2相間の非平衡的な, 過渡的C分配状態をもたらす可能性があり, このような状態を利用すると, 高BH性と高加工硬化性の両立した Dual Phase 鋼板を得るという実験結果が出ているので, このような過渡の状態をさらによく理解するために今後の研究が必要である.

メスパワー分光分析およびその結果に対する検討に関して御協力いただいた新日本製鉄(株)基礎研究所 藤井利光氏に感謝の意を表する.

#### 付 録

750~850°C の Fe 中の C, Mn 原子の平均拡散距離を考えてみる. 拡散係数  $D = D_0 \exp(-Q/RT)$  における  $D_0$  および  $Q$  として Table A の値を採用する<sup>16)</sup> (ただし  $\alpha$ Fe 中の Mn に関しては信ずべきデータが見当たらず,  $\gamma$ Fe 中の Mn の拡散データが  $\gamma$ Fe の自己拡散のそれにほぼ近いことから,  $\alpha$ Fe の自己拡散と同程

Table A. Values of frequency factor ( $D_0$ ) and activation energy ( $Q$ ) for diffusion coefficients of carbon and manganese in iron.

	in $\gamma$ Fe		in $\alpha$ Fe	
	$D_0$ cm <sup>2</sup> /s	$Q$ kcal/mol	$D_0$ cm <sup>2</sup> /s	$Q$ kcal/mol
C	0.1	32	10 <sup>-2</sup>	20
Mn	0.49	66	1(?)	60(?)

Table B. Calculated mean diffusional distances of carbon and manganese atoms in iron. (in cm)

Time	Temperature	20 s			180 s		
		1023 K	1073 K	1123 K	1023 K	1073 K	1123 K
in $\gamma$ Fe	C	5.6 × 10 <sup>-4</sup>	8.2 × 10 <sup>-4</sup>	11 × 10 <sup>-4</sup>	17 × 10 <sup>-4</sup>	25 × 10 <sup>-4</sup>	34 × 10 <sup>-4</sup>
	Mn	3.1 × 10 <sup>-7</sup>	6.6 × 10 <sup>-7</sup>	13 × 10 <sup>-7</sup>	9.3 × 10 <sup>-7</sup>	20 × 10 <sup>-7</sup>	39 × 10 <sup>-7</sup>
in $\alpha$ Fe	C	34 × 10 <sup>-4</sup>	42 × 10 <sup>-4</sup>	52 × 10 <sup>-4</sup>	101 × 10 <sup>-4</sup>	127 × 10 <sup>-4</sup>	157 × 10 <sup>-4</sup>
	Mn	19 × 10 <sup>-7</sup>	39 × 10 <sup>-7</sup>	71 × 10 <sup>-7</sup>	57 × 10 <sup>-7</sup>	116 × 10 <sup>-7</sup>	214 × 10 <sup>-7</sup>



度の値をあえて仮定).

平均拡散距離  $\sqrt{Dt}$  ( $t$  は時間, s) を概算すると, Table B のごとくである.

C原子の平均拡散距離に比較すると, Mn 原子のそれは無視し得る程度に小さい.

C原子の拡散距離の温度依存性から考えれば, “非平衡な過渡期” は 2相域における低温ほど長びく傾向になると思われる. 2相域での  $\alpha$  粒径あるいは  $\gamma$  粒径を数  $\mu\sim 20\mu$  程度とすれば, C の拡散は, たとえ 1023 K (750°C) 20 s の条件でも粒径をほぼカバーする程度に十分速いようにも思われるが,  $\alpha$  相と  $\gamma$  相への C の分配が両相の界面で律速されることを考慮すべきであろう.

#### 文 献

- 1) 古川 敬, 速水哲博, 武智 弘, 竹本長靖: 鉄と鋼, 64 (1978), S265
- 2) S. HAYAMI, T. FURUKAWA, H. GONDOH, and H. TAKECHI: “Formable HSLA and Dual-Phase Steels”, ed. by A. T. DAVENPORT, [AIME, New York, N. Y.] (1979), p. 169
- 3) P. E. REPAS: SAE paper 790008 (1979)
- 4) J. BECKER and E. HORNBOKEN: “Structure and Properties of Dual-Phase Steels”, ed. by R. A. KOT and J. W. MORRIS, [AIME, New York, N. Y.] (1979), p. 20
- 5) D. K. MATLOCK, G. KRAUSS, L. F. RAMOS, and G. S. HUPPI: 文献 4), p. 62
- 6) T. TANAKA, M. NISHIDA, K. HASHIGUCHI, and T. KATO: 文献 4), p. 221
- 7) T. FURUKAWA, H. MORIKAWA, H. TAKECHI, and K. KOYAMA: 文献 4), p. 281
- 8) H. TAKECHI, N. TAKAHASHI, M. ABE, O. AKISUE, and K. KOYAMA: SAE paper 810028 (1981)
- 9) J. IMAMURA and T. FURUKAWA: Nippon Steel Technical Report Overseas, Nov. (1977) 10, p. 103
- 10) R. G. DAVIES: Met. Trans., 9A (1978), p. 671
- 11) W. C. LESLIE, G. B. WILLIAMS, and D. S. HUTTON: JISI, 198 (1961), p. 21
- 12) 増井浩昭, 河原田実, 武智 弘: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 1096
- 13) W. HUME-ROTHERY: “The Structure of Alloys of Iron” (1966), p. 287 [Pergamon Press, London]
- 14) G. R. SPEICH and R. L. MILLER: 文献 4), p. 145
- 15) J. M. RIGSBEE and P. J. VANDERAREND: 文献 2), p. 56
- 16) 文献 13), 平野賢一訳 (1968) 付録, p. 284 [共立出版]