

© 1982 ISIJ

論 文

熱延まま Dual Phase 鋼板の機械的性質におよぼす成分および工程要因の影響

古川 敬*・谷野 満*・森川 博文*²・遠藤 道雄*²

Effects of Steel Chemistry and Processing Factors on the Mechanical Properties of As-hot-rolled Dual Phase Steels

Takashi FURUKAWA, Mitsuru TANINO, Hirofumi MORIKAWA, and Michio ENDO

Synopsis:

As-hot-rolled, ferrite-martensite dual-phase steels of rather simple chemistry can be produced by "DPR Process" which uses a low finish rolling temperature and a very low coiling temperature. Laboratory DPR experiments have been carried out using C-Mn steels and these with Cr or Si additions, to examine the effects of alloying and processing factors on the structure and mechanical properties of the processed steels. Major results obtained are as follows:

(1) To attain a sufficiently low yield-to-tensile strength ratio, the final finish pass temperature should be at about A_{r3} point which varies depending on the chemistry, so as to bring about early phase separation of alpha from gamma before cooling starts. The coiling after a rapid cooling should be done at a temperature lower than about 200°C, almost regardless of the steel composition, to suppress auto-tempering of the transformed martensite and aging of the ferrite.

(2) Both Cr and Si additions enhance the hardenability of partitioned austenite, allowing a slower cooling rate to obtain martensite phases. However, Cr addition is prone to hinder the early phase separation, making the gamma-to-alpha transformation sluggish. Si addition accelerates the phase separation so that a wide range of finishing temperature is available.

1. 結 言

フェライト(α)・マルテンサイト(α')系 Dual Phase 鋼板の出現¹⁾以来, その製造法としては, 熱延・冷延各ゲージとも, フェライト(α)・オーステナイト(γ) 2相共存温度域に加熱・冷却する技術パターンがまず開発されたが²⁾³⁾, さらに熱延鋼板については, 経済性の見地から, ホット・ストリップラインで直接に製造する技術が開発されつつある。COLDREN ら⁴⁾, 国重ら⁵⁾は, Mn-Si-Cr-Mo 系鋼を γ 域制御圧延し, その後の冷却過程でポリゴナル α 相と未変態 γ 相を分離させ, この2相が共存する温度領域で巻き取り, 以後の徐冷過程低温域で未変態 γ 相を α' 変態させるという技術を報告している。

筆者らは, これと異なる考え方として, 普通鋼になるべく近い成分系を用い, 熱延仕上げ終了時点において鋼板を $\alpha+\gamma$ 組織にしておき, 急冷して, その γ 相の M_s 点以下の温度で巻き取る技術の可能性を検討した。その考えの模式図を Fig. 1 に示す。ある C-Mn 鋼の CCT 図を Fig. 1(a) のように仮定し, 熱延仕上げが温度 T_1 ,

時間 t_1 で終わつたとする[†]。この時点で $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態がかなり進行していれば, γ 相にはCが濃化される。それ以降は急冷されるので, Cが濃縮した γ 相について Fig. 1(b)の CCT 図をあらためて仮定する(α 相を分離した γ 相の意味で γ_{sep} と記す)と, Fig. 1(a)に比較して α 変態が遅れ, M_s 点も低下するはずである^{†2}。したがって, 点($T_1 t_1$)から点($T_2 t_2$)まで冷却すれば, γ_{sep} の大部分を α' 変態させる(T_2 が M_f 点よりも高ければ残留 γ も存在)ことが可能であろう。以上を簡略に記すと, Fig. 1(c)のような表現となる。この方法は, α 相と未変態 γ 相の共存領域での巻き取りを前提としないので, Cr や Mo などの高価な γ 安定化元素をほとんどあるいは全く必要とせず, 熱延のままで Dual Phase 鋼板が得られることになる。

[†] 無加工状態での CCT 図では, 点($T_1 t_1$)という条件はあるいはまだ γ 領域かもしれないが, 加工により α 変態開始線が短時間側にずれることは当然考えられる。

^{†2} 一文献⁶⁾によれば, 1.2%Mn 鋼の CCT 図において, α_{acl} のノーズ先端が, 0.16%C の場合に比較して 0.43%C の場合は数秒程度長時間側にずれ, M_s 点も 100°C 程度低下する(初期 γ 化温度 850°C 程度の場合)。

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)

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

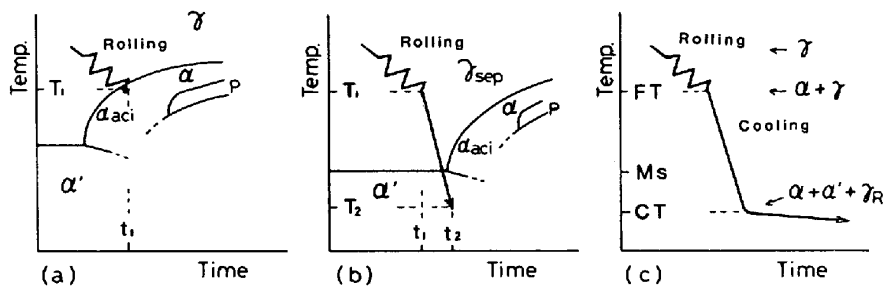


Fig. 1. Schematic description of DPR process with imaginary CCT diagrams.
 α_{aci} : acicular α , γ_{sep} : separated γ after partial transformation to α , γ_R : retained γ .

以上の考えを実験室的に検討し、実際技術としての可能性を見極めて、筆者らはこれを DPR (Dual Phase Rolling) プロセスと名付けた⁷⁾。その初期の実験結果の主な内容⁷⁾はつぎのごとくであつた。①低降伏比を得るには、熱延仕上げ温度 (FT) を適正な範囲内とし、巻き取り温度 (CT) を極度に低く (200°C 程度以下) する必要がある。②初期加熱温度を低下させ、初期 γ 粒径を微細化すると、最終組織も微細化され、延性向上に有効である。③安定な炭窒化物を形成する元素 (たとえば Ti) の添加は延性の点で不利である。 γ 安定化元素 (たとえば Cr) の添加はさらに検討の余地がある。④ Si の添加は延性改善にきわめて効果的である。

これらの結果にもとづき、本報では C-Mn 系、C-Mn-Cr 系、C-Si-Mn 系に照準を合わせ、DPR プロセスの冶金学的意味および各元素の役割を考察した。

2. 実験方法

Table 1 に示す各 25 kg 真空溶製鋼塊を 1250°C にて 2 h 均熱、25 mm 厚に粗熱延、空冷し 100 mm × 100 mm の小片を採取した。これを出発材料として板厚中心部に側面から 20 mm 深さに PR 熱電対を挿入、Fig. 2 に示す履歴に従つて試料を調整した。(a) は FT を変化させ油冷 (OQ, 700~400°C 間の平均冷却速度 75°C/s) する履歴、(b) は特定の FT から過冷却なしに OQ を中断し CT に調整した炉に装入、1 h 保持後に炉冷 (FC) する履歴、(c) は特定の FT からの冷却速度を変化させる履歴である。得られた試料から JIS 13 号 B 試験片 (標点間距離 50 mm, 平行部幅 12.5 mm, 圧延方向に平行) を採取し、引張試験を行つた。さらに、FT の影響を検討する補助データを得るため、各鋼の無加工状態での A_{r3} 点を Formastor-F 変態測定装置により求めた (950°C より 2.5°C/min で冷却)。また光学顕微鏡組織写真を用いて image analyzer (Quantimet 720 型) により第 2 相体積率を求め、FT 変化の組織への影響を鋼種別に観察した。第 2 相の確認および α 相の観察には透

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

Type	Nominal	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr
C-Mn	1 Mn	0.060	<0.01	0.98	0.003	0.004	0.031	—
	1.2 Mn	0.062	<0.01	1.19	0.003	0.004	0.027	—
	1.4 Mn	0.061	<0.01	1.38	0.004	0.005	0.030	—
	1.7 Mn	0.063	<0.01	1.71	0.003	0.005	0.028	—
C-Mn-Cr	0 Cr	0.061	<0.01	1.38	0.004	0.005	0.030	—
	0.1 Cr	0.061	<0.01	1.39	0.003	0.005	0.030	0.11
	0.3 Cr	0.060	<0.01	1.40	0.003	0.004	0.024	0.31
C-Si-Mn	0 Si	0.061	<0.01	1.38	0.004	0.005	0.030	—
	0.5 Si	0.062	0.49	1.39	0.002	0.004	0.029	—
	0.7 Si	0.069	0.71	1.42	0.003	0.004	0.029	—

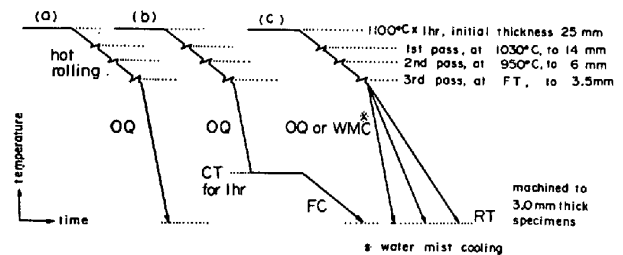


Fig. 2. Schematic representation of DPR process experiments, (a) standard, (b) with coiling simulation, and (c) with various cooling.

過電頭を使用した。

3. 実験結果

3.1 仕上げ温度 (FT) と機械的性質の関連

3.1.1 C-Mn 系鋼

FT と機械的性質の関係を Fig. 3 に示す (Fig. 2 (a) の履歴)。降伏比 (YS/TS) を極小にする FT は、一定 C 量 (0.06%) にて Mn 量増大につれて低下する。低降伏比 (YS/TS ≤ 0.6) を得るには、およそ 1.4% 以上の Mn が必要である。与えられた冷却条件で Fig. 1 (b) の γ_{sep} から α_{aci} のノーズを避けて α' 領域に達するには、ある程度以上の Mn 量が必要なことは当然予想される。

引張強さ (TS) は、FT 上昇に対し漸減傾向を示す。降伏強さ (YS) は、とくに低 FT 側で増大する。

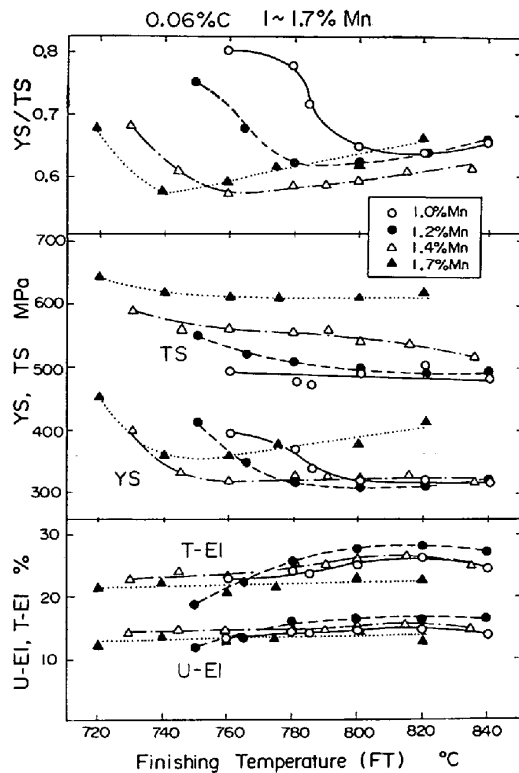


Fig. 3. Mechanical properties of C-Mn DPR processed steels as a function of finishing temperature.

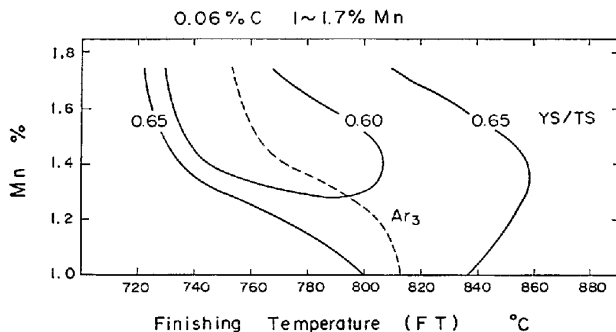


Fig. 4. Equi-YS/TS curves for various Mn contents and finishing temperatures.

全伸び (T-EL) および一様伸び (U-EL) は、FT に対して比較的变化が少ない (1.7%Mn) か、あるいは降伏比が極小となる FT またはそれよりもやや高い FT にて、緩やかなピークを示す (1~1.4%Mn)。

YS/TS と FT の関係を用い、Mn 量と FT との関連で画いた等降伏比線を Fig. 4 に示した。“降伏比の谷”は Mn 増量につれ低 FT 側に移行し、無加工状態で測定した Ar_3 点に従って変化することが興味深い。

3.1.2 C-Mn-Cr 系鋼

0.06%C, 1.4%Mn のベース鋼と、Cr を添加した鋼の結果を Fig. 5 に示す。降伏比が低くなる FT の範囲は、Cr 添加量が 0.1% の場合は広いが、0.3% に増量

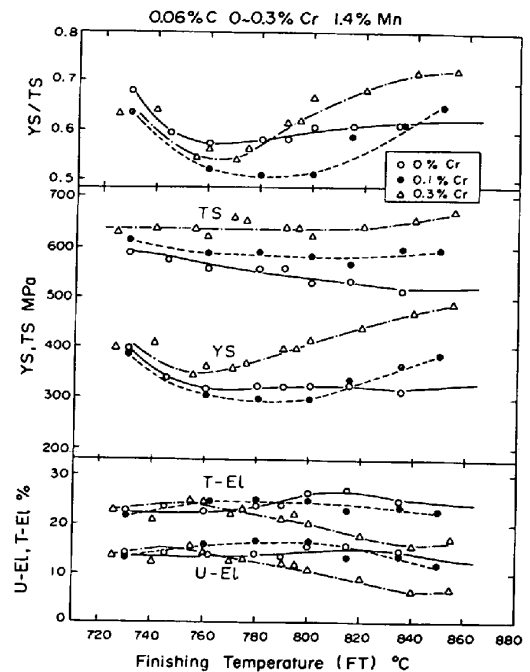


Fig. 5. Mechanical properties of C-Cr-Mn DPR processed steels as a function of finishing temperature.

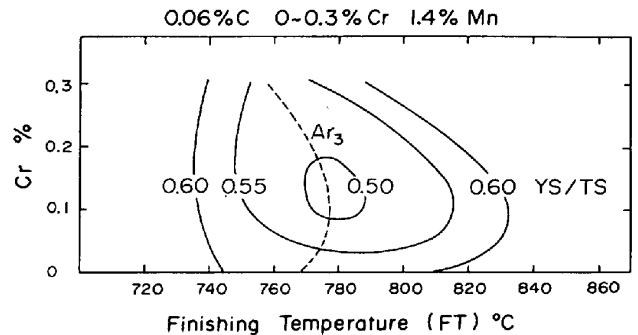


Fig. 6. Equi-YS/TS curves for various Cr contents and finishing temperatures.

するとかえって狭くなる。また、Cr 添加により TS の FT 依存性は低下するが、高 FT 側での YS 増加が大となる。

T-EL および U-EL は、ベース鋼では降伏比極小値を与える温度よりもやや高い FT にて緩やかなピークを示すが、Cr 添加により、降伏比が極小となる FT にて最良の値になる。

Fig. 6 は、Cr 量と FT とに関連づけた等降伏比線であつて、降伏比の谷は、無加工状態で測定した Ar_3 点にやはり沿っている。

3.1.3 C-Si-Mn 系鋼

0.06%C, 1.4%Mn のベース鋼と、これに Si を添加した鋼の結果を Fig. 7 に示す。Si 添加により、低降伏比を与える FT 範囲は著しく拡大され、TS の FT 依

存性もほとんどなくなる。ベース鋼での水準に比較して、Si 添加による TS 増加にもかかわらず T-EL, U-EL の劣化がほとんどない。降伏比極小値を与える FT 条件で比較すれば、Si 添加により TS も EL も共に増大する。

Si 量と FT とに関連づけた等降伏比線を Fig. 8 に示す。Si 増量につれて低降伏比を与える FT 範囲は拡

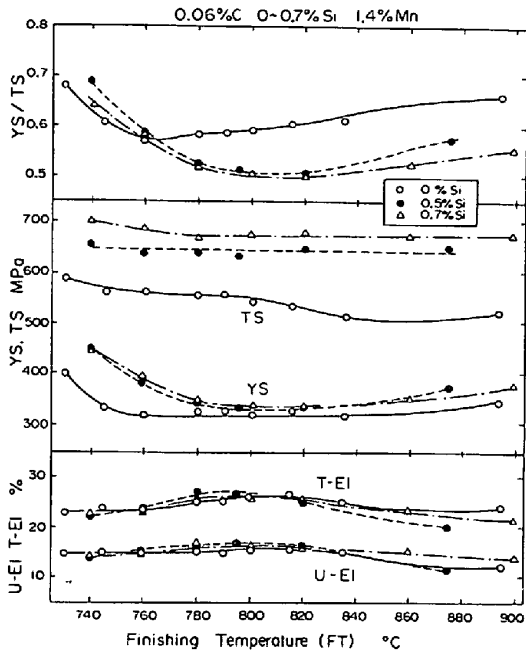


Fig. 7. Mechanical properties of C-Si-Mn DPR processed steels as a function of finishing temperature.

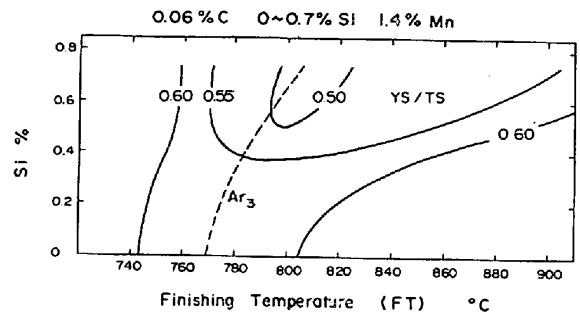


Fig. 8. Equi-YS/TS curves for various Si contents and finishing temperatures.

大され、また降伏比の谷はやはり Ar_3 点にはほぼ一致する。

3.2 仕上げ温度 (FT) と組織との関連

各系での代表的成分鋼について、FT 変化に伴う光学顕微鏡組織変化を Photo. 1 に示す。b, e, h は降伏比極小値を与える FT 条件のもので、a, d, g は、それよりも FT が高すぎる場合、c, f, i は FT が低すぎる場合である。

FT が高すぎる場合は、粗大化したベイニティックな第 2 相を含む傾向を示す (とくに 0.3%Cr 添加鋼では、ベイニティック相が第 2 相というよりもむしろ主要相となってしまう) が、0.7%Si 添加鋼ではこの傾向が少ない。Photo. 2 に、第 2 相の透過電顕組織の例を示す。Mn 単味鋼では、第 2 相組織は FT によって変化し、微細炭化物を含むペイナイト組織 (FT 840°C) からラス型 α 組織 (FT 760°C, 730°C) となる。0.3%Cr 添加鋼も、

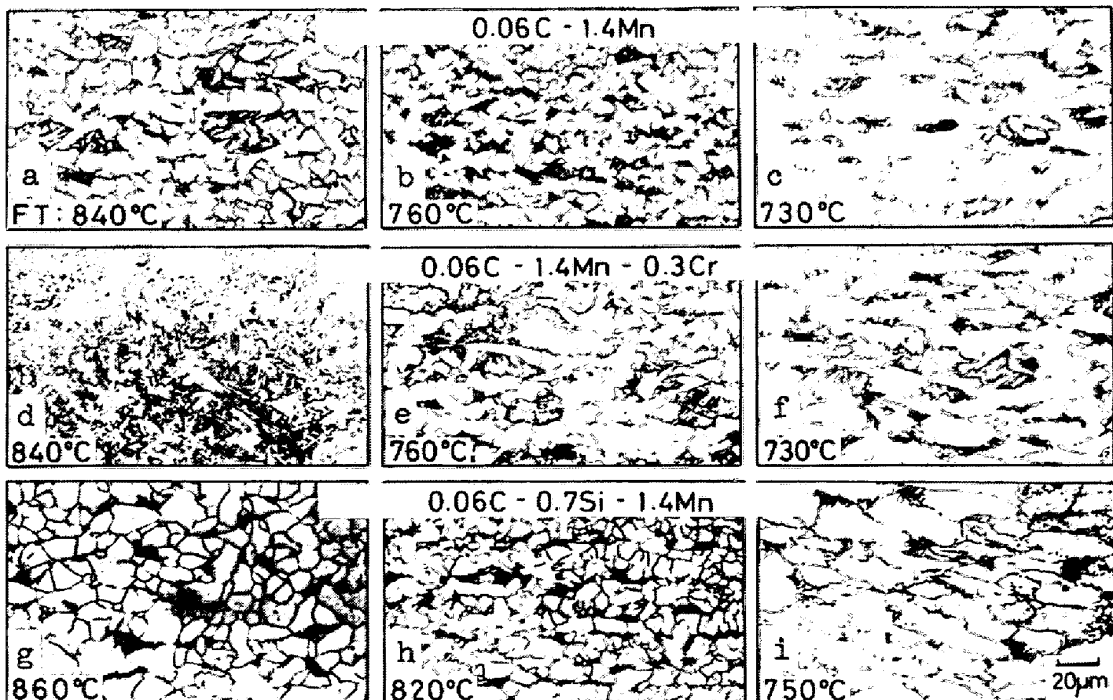


Photo. 1. Optical microstructural variation with changes in finishing temperature.

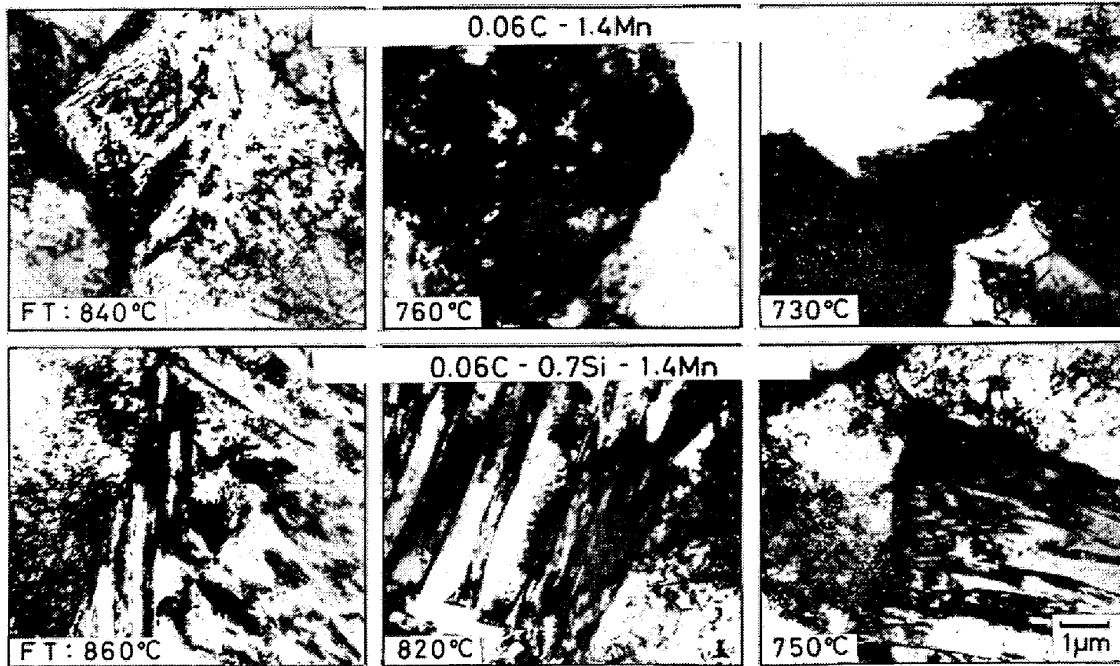


Photo. 2. Transmission electron micrographs of the second phases.

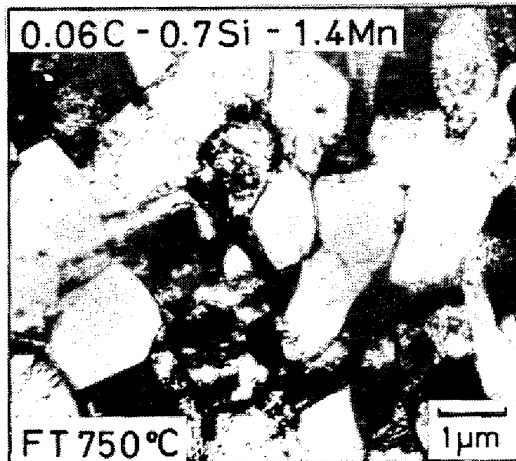


Photo. 3. Transmission electron micrograph of ferrite-substructure found in a steel finished at a low temperature.

FT による第 2 相の変化内容は類似である。しかし 0.7%Si 添加鋼では、第 2 相はいずれもラス型 α' である。

FT が降伏比極小値を与える条件では、いずれの鋼もポリゴナル α 相素地に α' の第 2 相が分散した組織になるが、0.3%Cr 添加鋼では、光顕組織によれば第 2 相がかなり粗大である。

FT が低すぎる場合は、いずれの鋼も、仕上げ圧下により下部組織を生じた α 相と、やや体積率を減じた α' 分散相から成る。透過電顕によれば、Photo. 3 に示すように、粒径 1~2 μm の微細な回復粒組織の α 相が支配的であつて、鋼種による典型的な差異はない。この組織を示す場合は、とくに YS の上昇が著しく、一般に延性

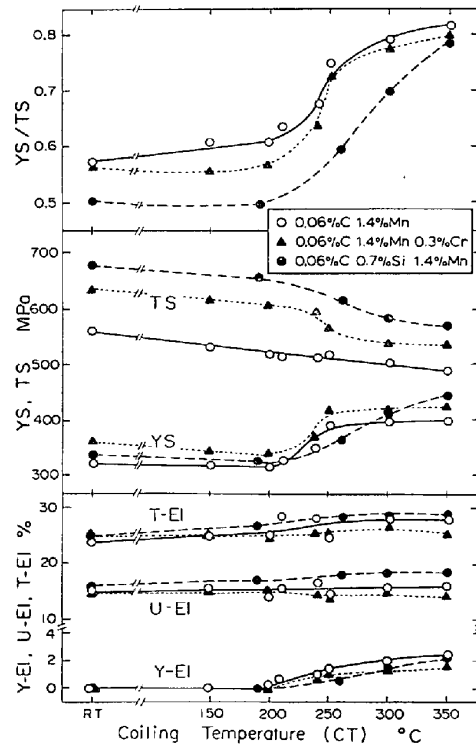


Fig. 9. Mechanical properties of DPR processed steels as a function of simulated coiling temperature.

も若干低下する (Fig. 3, 5, 7)。

3.3 巻き取り温度 (CT) の機械的性質への影響

各系での代表的成分鋼につき、降伏比極小値を与える FT 条件で、材質への CT の影響を調べた (Fig. 2(b))

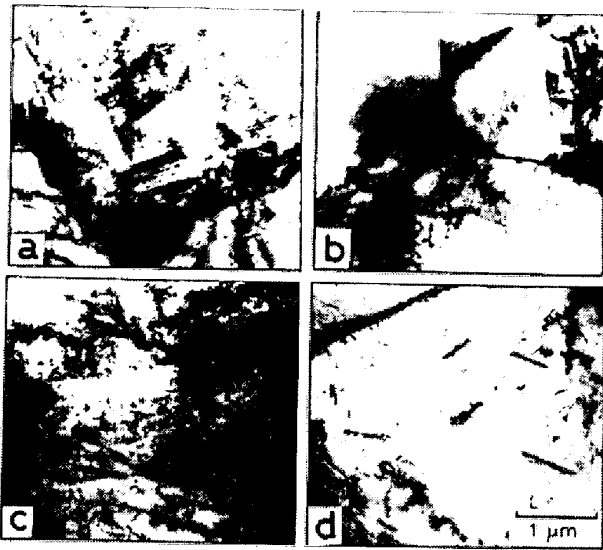


Photo. 4. Transmission electron micrographs of 0.06%C-1.4%Mn DPR processed steel cooled at room temperature (upper, a and b) or at 300°C (lower, c and d). a and c: martensite, b and d: ferrite.

の履歴)。その結果を Fig. 9 に示す。各鋼とも、降伏比に関して、CT 200~250°C に、いわば遷移温度領域が存在する。低降伏比 ($YS/TS \leq 0.6$) を与える CT 上限は、Cr あるいは Si の添加によっても、著しくは上昇しない。Photo. 4 は、Mn 単味鋼にて CT が室温 (RT) の場合と 300°C の場合の透過電顕組織を示す。CT が 300°C の場合は、 α' および α 各相中に明瞭な微細炭化物析出が認められるが、CT が RT ならばこれらはほとんどみられない。この観察から考えると、TS が CT 上昇と共に低下するのは、 α' 相の auto-tempering の進行に伴う α' 相の強度低下が主な理由であろう (Fig. 1(b) の γ_{sep} の C 濃度を 0.2% と仮定すると Ms 点は 412°C、0.3% とすれば 370°C と推定される⁹⁾)。Mn 単味鋼では CT 上昇につれて TS は単調に低下するが、Cr または Si の添加鋼では CT 200~250°C にて TS がやや急に低下する。したがって、Cr あるいは Si の添加は、200°C 程度までの低温領域での α' 相の auto-tempering の傾向を多少抑制すると思われる。

CT が 200°C を超えると YS が増大し、また降伏伸び (Y-EL) が現れる理由^{†3)}は、① α' 相の auto-tempering によつて、 α' 相周辺の α 相中の弾性応力場が緩和されること、② α' 相周辺の α 相中の自由転位が C 原子によつて固着される率が増加すること、によると考えられる。また CT が RT の場合よりも 200°C の場合の

†³ Dual Phase 鋼の YS が低く Y-EL のない理由は、 $\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態による体積膨張の結果、 α' 相周辺の α 相に弾性応力場と自由転位を生ずることによると考えられる⁹⁾⁻¹¹⁾。

方が、YS がわずかに低い傾向があるのは、 α 相中の炭化物析出の進行に伴つて、 α 相中の固溶 C 量が低減するためであろう。

U-EL および T-EL は、この実験条件のもとでは、CT の特定範囲で遷移的な変化を示さない。

3.4 冷却速度の機械的性質への影響

前節と同じ供試鋼および FT 条件で、CT を RT として冷却速度の影響を検討した。結果を Fig. 10 に示す。TS は各鋼とも冷却速度増大につれて増加する。YS については、極小値を与える冷却速度があり、Mn 単味鋼では 60°C/S、Cr あるいは Si の添加鋼では 45°C/S である。これらよりも小さい冷却速度では Y-EL が発生する。

上述の現象は、つぎのように説明される。冷却速度が高いほど第 2 相の α' 組織化の傾向が大きく、体積率も増大する。TS は、 α' の体積率に支配される⁹⁾¹²⁾ので冷却速度増大につれて大となる。一方 YS は、 α' 形成による低下傾向と、 α 相中の固溶 C 量による増大傾向との二つの要因に支配されると考えられる¹¹⁾。冷却速度が低いと、 α' 形成の不足 (すなわち YS 低下要因の減退) による YS 増大があり、冷却速度が高ければ、固溶 C 量増加による YS 漸増があるので、その中間の冷却速度で YS 極小値を生ずるのであろう。また、 α' 変態によ

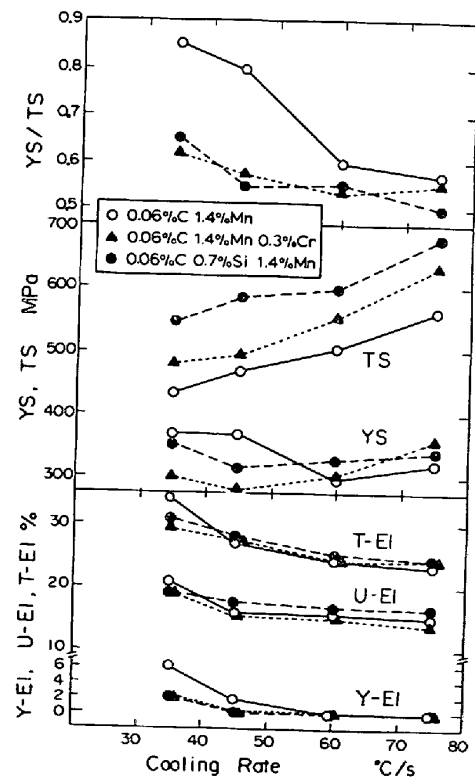


Fig. 10. Mechanical properties of DPR processed steels as a function of cooling rate after finishing.

る α 相中の可動転位の発生は Y-EL を抑制すると考えられるので、冷却速度の低い範囲での Y-EL の発生は、 α' 形成の不足を示している。Cr または Si の添加鋼では、YS 極小値を与える冷却速度が Mn 単味鋼よりも低く、 γ 相の焼入性が改善されたことを示している。

4. 検 討

4.1 早期 2 相分離の重要性

仮に A_{r3} 点よりも十分に高い FT を採用しても、鋼板を A_{r3} 点未満の温度まで徐冷して $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態を一部進行させた後に急冷すれば、DPR プロセスと同様な結果になると期待される。この予想の妥当性を検討するため、つぎの実験を行つた。1.4%Mn の単味鋼 (0.065% C, 1.43%Mn) を用いて、Fig. 2 に示した熱延工程により、FT を 900°C (γ 領域) あるいは 770°C (無加工状態の A_{r3} 点) とし、その後の放冷時間を変えて (すなわち種々の温度から) 油冷した。Fig. 11 にその結果を示す。油冷開始温度による材質変化は FT 770°C の場合の方が少なく、放冷時間にかかわらず低降伏比を保ち、延性も上位にある。油冷開始温度 700°C に至れば、いずれの FT の場合でもほぼ同等の機械的性質になる。第 2 相を透過電顕観察した結果では、油冷開始温度 750°C の場合、FT 770°C ならばラス型 α' が得られるが、FT 900°C ではベイナイトになつてしまう。FT 900°C をもつてしてもラス型 α' を得るには、油冷前に、

700°C までの放冷を待たなければならない (待ち時間 36 s)。

以上の結果は、仕上げ-巻き取りの間に著しい時間制約のあるホット・ストリップラインに DPR プロセスを適用するには、仕上げ圧延を終了した時点ですでに $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が相当に進行し、未変態 γ 相に C がかなり濃縮されている必要があることを推測させる。FT は、この条件を満たすために A_{r3} 点近傍に制約されると筆者らは考える。このような FT を採用すれば、必然的に制御圧延的な効果を伴い、 α 相の細粒化にも寄与するが、Dual Phase 鋼においては、 α 相の細粒化は、強度への寄与よりも、未変態 γ 相を結果的に微細・均一に分散させて延性を改善する⁷⁾ 意味合いが重要であろう。Photo. 1 の 0.7%Si 添加鋼では、FT 820°C の場合は 860°C の場合に比較して α 相の細粒化が明らかであるが、対応する機械的性質の変化を Fig. 7 に求めると、この FT の違いによる主たる差異は強度でなくて延性である。すなわち、強度が主として α' 相の全体積率で決められる一方 (後に示す Fig. 12 参照: 0.7%Si 添加鋼では上記各 FT での第 2 相体積率は同等で、いずれもラス型 α')、延性は、個々の α' 粒をなるべく均一に分散させて引張りずみの極端な局在化を回避することにより改善されると考えられる。

0.7%Si 添加鋼では、FT の広範囲にわたつて第 2 相 α' を生じ (Photo. 2)、その結果、低降伏比を与える FT 範囲は A_{r3} 点よりもかなり高い温度域にまで及んでいる (Fig. 8)。このことからみて、Si 添加は、圧延による $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態促進を顕著ならしめるのであろう¹³⁾。

一方、Fig. 3~8 によれば、 A_{r3} 点未満のある範囲の FT では降伏比増加や延性劣化がさほど著しくない。このような FT 条件では、未変態 γ 相と共に若干の初析 α 相が圧延ひずみを明らかに含むと考えられる。事実、光顕組織を詳細に観察すると、各鋼種とも、FT が A_{r3} 点の場合には、粒数にして数 % の α 粒が、また、それよりも 20°C 低い FT の場合には 10~20% 程度の α 粒が、変形組織を含んでいる。この程度までの変形組織残存は、機械的性質にさほど著しい劣化をもたらさない。Cr-Mo 合金鋼系の熱延まま Dual Phase 鋼では、 A_{r3} 点未満の FT は降伏比増大と延性劣化のために推奨されていない⁵⁾。DPR プロセスによる普通鋼系の場合、上述のようにある程度までの 2 相域圧延が許されるのは、熱間加工された α 相の回復あるいは再結晶が、普通鋼系では Cr-Mo 合金鋼系よりもおそらく容易だからであろう。

以上要するに、DPR プロセスにおいては冷却開始以

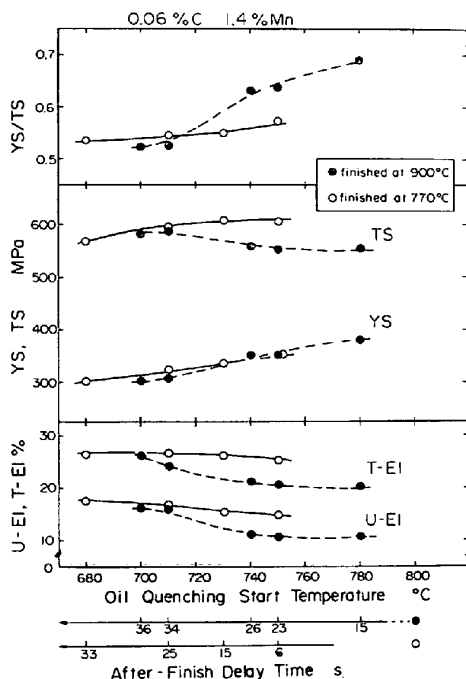


Fig. 11. Effect of after-finish delay time, or quenching temperature, on mechanical properties of a C-Mn steel finished at 900°C or at 770°C .



Photo. 5. Transmission electron micrographs showing the presence of retained austenite films between the martensite laths (0.06%C-0.7%Si-1.4%Mn, FT 820°C).

前の早期の $\gamma + \alpha$ 2 相分離が重要であり、しかも未変態 γ 相の焼入性が確保されることが必要である。Si は $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態を促進すると共に、また α 相中から C を排出する傾向を示す¹⁴⁾ので、 γ 相中への C 濃縮を促進するにも有効であろう。一方 Cr は、 γ 相の焼入性向上には効果があるものの、おそらく $\gamma - \alpha$ 粒界移動に対する Cr 固溶による dragging¹⁵⁾ および(あるいは) γ 粒界での C の拡散抑制¹⁶⁾などの機構によつて、Photo. 1 にみられるように、早期 2 相分離を困難にする傾向を示す。

4.2 第 2 相中の残留オーステナイト (γ_R)

低降伏比を与える条件の FT から油冷された試料の透過電顕観察において、第 2 相に対する制限視野回折と、それによる暗視野像により、ラス型 α' のラス間境界に存在するフィルム状の γ_R が認められた。その一例を Photo. 5 に示す。これは KOO および THOMAS¹⁷⁾が低炭素鋼 (0.12%C, 0.5%Mn) を $\alpha + \gamma$ 2 相域から水焼入れして得たラス型 α' 中の γ_R に類似している。 $\alpha + \gamma$ 2 相域熱処理空冷による 2%Mn Dual Phase 鋼²¹⁾や、0.6%Cr-0.3%Mo 熱延まま Dual Phase 鋼¹⁸⁾において認められた、孤立した粒状の γ_R は、本実験での観察ではみられなかつた。メスバウアースペクトル解析によると、 γ_R 量は 1.4~3.1% の範囲に分布するが、その中では Cr 添加鋼がやや高い値を示す傾向があつた。ラス間の γ_R の成因とその機械的性質への影響の解明については、今後の研究にまつべき所が多い¹⁹⁾。

4.3 仕上げ温度 (FT) と第 2 相体積率の関係

FT と各鋼の第 2 相体積率の関係を Fig. 12 に示す。Mn 単味鋼では、第 2 相体積率は FT 変化に対して比較的安定であるが、第 2 相の内容としては、800°C 以上の FT において α' よりもベイニティックな色彩が強くなり、TS の低下を生ずる。0.3%Cr 添加鋼では FT 上昇に伴う第 2 相体積率の増加が著しい。FT が 800°C を超えると第 2 相には α' とベイナイトが混在するが、体積率が大きくなるので TS は低下せず、YS の増大と

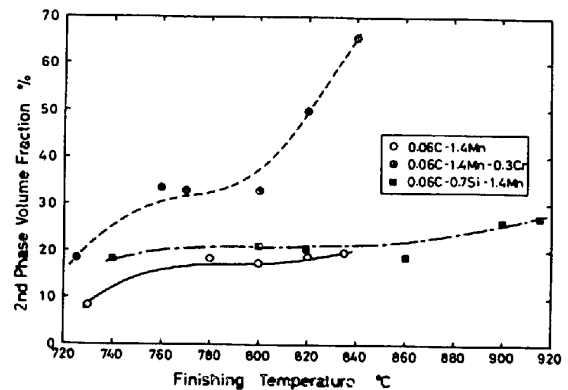


Fig. 12. Relation between the second phase volume fraction and finishing temperature for various steels.

延性の劣化を生ずる。この鋼は、Photo. 1 をも参照すると、同一の熱延条件の DPR プロセスを経た場合、他鋼に比較して、高頻度かつ均等な初析 α 相の核生成が生じにくいといえよう。

0.7%Si 添加鋼では、広範囲の FT にわたつて第 2 相体積率は安定であり、しかも少なくとも FT 860°C 程度以下ではラス型 α' が支配的である。このような組織の安定性は、機械的性質の FT に対する安定性に対応する。

4.4 マルテンサイト (α') 相の強度の推定

各鋼において、降伏比極小値を与える FT 条件で処理 (Fig. 2(a) の履歴) された試料の TS と第 2 相体積率測定値を用い、複合材料の強度に関する混合則²⁰⁾を前提として α' 相の強度を推定すると Table 2 のごとくなる。この場合、 α 相の TS としては、各元素の固溶強化に関する経験式²¹⁾による値を仮定した (Table 2 の注記参照)。この結果によると、0.7%Si 添加鋼では硬い α' 相が比較的少ない体積率で存在し、0.3%Cr 添加鋼ではやや軟質の α' 相が比較的多い体積率で存在する。また α' 相の強度が、変態以前の γ 相の C 濃度に依存するならば、0.7%Si 添加鋼では γ 相への C の濃縮の程度が

Table 2. Estimated martensite strengths on the basis of "rule of mixtures".

Steel	σ MPa	σ_{α} MPa	$V_{\alpha'}$	$1-V_{\alpha'}$	$\sigma_{\alpha'}$ MPa
0.06% C-1.4% Mn	560	368	0.18	0.82	1435
0.06% C-1.4% Mn-0.3% Cr	640	368	0.32	0.68	1218
0.06% C-0.7% Si-1.4% Mn	680	437	0.20	0.80	1652

$\sigma = \sigma_{\alpha}(1-V_{\alpha'}) + \sigma_{\alpha'}V_{\alpha'}$, where σ : TS of the specimen, σ_{α} : TS of ferrite*, $V_{\alpha'}$: observed volume fraction of martensite, $\sigma_{\alpha'}$: calculated TS of martensite.

* estimated on the basis of empirical solid solution hardening formula; TS (MPa) = 270 + 441 (%C) + 64 (%Mn) + 98 (%Si) in which C% was assumed to be 0.02% considering phase separation.

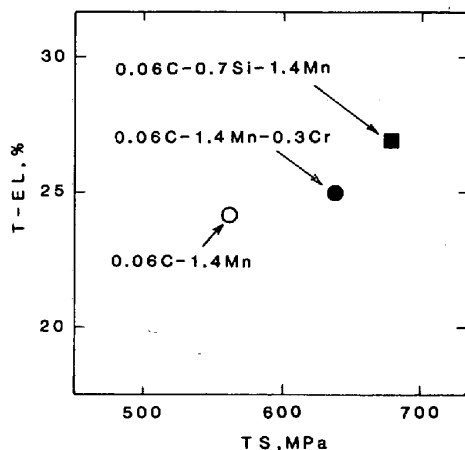


Fig. 13. Tensile strength vs. total elongation plots for DPR processed steels.

0.3%Cr 添加鋼の場合よりも進んでいると考えられる。

4.5 組織と強度-延性との関連

Fig. 13 は、各鋼それぞれ降伏比極小値を与える FT で処理された場合 (Fig. 2(a) の履歴) の TS と T-EL の関係を示す。T-EL の値は、直観的には α 相の体積率 (Table 2 の $1-V_{\alpha'}$) が高いほど大きいと思われるが、 α 相の体積率の高い Mn 単味鋼は T-EL が最低であり、それと同程度の α 相体積率を有する 0.7%Si 添加鋼は、TS も T-EL も共に大きい。また 0.3%Cr 添加鋼は、Mn 単味鋼に比較して α 相体積率が小さいにもかかわらず、その割合には延性が良好である。以上のことから、つぎのような可能性が考えられる。

① Mn 単味鋼, Cr 添加鋼, Si 添加鋼それぞれに α 相自体の延性が異なる可能性。

② α - α' 境界および (あるいは) α' 相自体の延性挙動, および延性破壊の核生成・伝播の傾向が上記鋼種によつて異なる可能性。

これらの内容の検証は今後の課題であるが、①に関連することとしては、Si を固溶した α 相の加工硬化率が高いこと⁹⁾ (おそらく交差すべり頻度の抑制傾向により) が Si 添加 Dual Phase 鋼のすぐれた延性の一因であろう。また②に関連することとして、Cr 添加 Dual Phase

鋼の α' 相が比較的軟質で、また既述のように γ_R をやや多く含む傾向のあることが、この鋼の延性挙動に影響しているであろう。

複合材料モデルによつて Dual Phase 鋼の強度・延性関係の解析を試みた DAVIES²¹⁾ あるいは LAGNEBORG²²⁾ の結果によれば、 α 相と α' 相の加工硬化率と強度がいずれも高いことが延性を高めるに有利である (いずれの相の寄与を重視するかは、解析の前提となる仮定の置き方によつて異なるが²²⁾)。Si 添加 Dual Phase 鋼は、 α 相の加工硬化率と強度、さらに α' 相の強度が、本供試鋼系列の中では高いので、このような複合材料モデルにもとづく立場からしても、延性を有利にする条件を備えている。

5. 総括および結論

熱延仕上げ終了時点において鋼板を $\alpha + \gamma$ 組織に 2 相分離させ、急冷して、その γ 相の Ms 点以下の温度に至らしめるという基本的な考えにより、普通鋼ないしはそれに近い成分系の熱延まま Dual Phase 鋼板を得ることが可能である。この技術を DPR プロセスと名付け、C-Mn 系, Cr 添加系および Si 添加系各鋼を用いて、得られた Dual Phase 鋼の組織・材質におよぼす工程要因・成分要因の影響を検討した。

(1) DPR プロセスにおいて、降伏比極小値を与える仕上温度は、適用鋼の組成によつて異なり、一般に、無加工状態で測定された Ar₃ 点近傍にある。延性もこの仕上げ温度にて一般に最良の値を示す。このような仕上げ温度条件は、仕上げ終了時点での早期の 2 相分離 ($\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の一部進行) と、未変態 γ 相の焼入性確保のために重要である。過剰な変形組織を α 相に残存させない限り、ある程度の 2 相域延性も許容される。

(2) 低降伏比を得るには、巻き取り後の α' 相の auto-tempering と、 α 相の時効の進行とを抑制するため、巻き取り温度上限を 200°C 程度とする必要がある。この上限は Cr あるいは Si の添加によつても、高温側に著しくは緩和されない。

(3) Cr あるいは Si の添加は、低降伏比達成可能な冷却速度を緩和するので、未変態 γ 相の焼入性を改善すると考えられる。

(4) Cr の過剰な添加は早期 2 相分離を困難にする傾向を示し、低降伏比をもたらす仕上げ温度範囲を狭める。

(5) Si 添加は、早期 2 相分離を著しく促進することにより、未変態 γ 相に C を濃縮させ、その焼入性を向上させると考えられ、低降伏比をもたらす仕上げ温度範囲

を著しく拡大する。強度・延性関係も Si 添加鋼が最良の結果を示すので、Si は、DPR プロセス適用鋼成分としてきわめて好都合である。

本研究の遂行にあたり、メスバウアー分光分析とその検討に御協力いただいた新日本製鉄(株)基礎研究所 藤井利光氏に謝意を表する。

文 献

- 1) S. HAYAMI and T. FURUKAWA: Proceedings of Microalloying 75, 2A, (1975), p. 78 [Union Carbide Corp.]
- 2) 古川 敬: 日本金属学会会報, 19(1980), p. 439
- 3) 古川 敬: 鉄と鋼, 67(1981), p. 175
- 4) A. P. COLDREN and G. TITHER: J. Metals, 30 (1978) 4, p. 6
- 5) 国重和俊, 高橋政司, 杉沢精一, 増井淑郎: 鉄と鋼, 65(1979), p. 1916
- 6) N. LAMBERT, T. GREDAY, and L. HABRAKEN: Diagrammes de transformation des aciers fabriqués dans le Bénélux, 2 de Edition, 2 de partie (1978) [CRM]
- 7) 古川 敬, 森川博文, 遠藤道雄: 鉄と鋼, 65 (1979), A189
- 8) W. HUME-ROTHERY: The Structure of Alloys of Iron (1966), p. 287 [Pergamon Press]
- 9) 今村 淳, 古川 敬, 製鉄研究 (1976) 289, p. 75
- 10) J. M. RIGSBEE and P. J. VANDERAREND: Formable HSLA and Dual-Phase Steels, ed. by A. T. DAVENPORT (1979), p. 56 [AIME]
- 11) T. FURUKAWA, H. MORIKAWA, H. TAKECHI, and K. KOYAMA: Structure and Properties of Dual-Phase Steels, ed. by R. A. KOT and J. W. MORRIS, Jr. (1979), p. 281 [AIME]
- 12) R. G. DAVIES: Met. Trans., 9A (1978), p. 671
- 13) 橋本 保, 沢村武彰, 大谷泰夫: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 1589
- 14) P. ABRAMOWITZ and R. A. MOLL: Met. Trans., 1 (1970), p. 1773
- 15) 富樫房夫, 西沢泰二: 日本金属学会誌, 40 (1976), p. 691
- 16) 田中智夫, 榎並禎一: 鉄と鋼, 58(1972), p.1775
- 17) J. Y. KOO and G. THOMAS: Met. Sci. Eng., 24(1976), p. 187
- 18) 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, R. A. KOT and J. W. MORRIS, Jr., (1979), p. 304 [AIME]
- 19) 牧 正志, 田村今男: 鉄と鋼, 67(1981), p. 852
- 20) 幸田成康: 日本金属学会会報, 13(1974), p. 557
- 21) R. G. DAVIES: Met. Trans., 9A (1974), p. 41
- 22) R. LAGNEBORG: Dual Phase and Cold Pressing Vanadium Steels in the Automobile Industry, Proceedings of Seminer, Berlin (1978), p. 43 [VANITEC]