

論 文

UDC 669.14-122.2-415 : 669.14.018.292 : 629.113 : 621.785.797

高延性非調質熱延複合組織鋼板の研究*

国重和俊**・高橋政司***

杉沢精一****・増井淑郎*****

As-rolled Dual Phase Steel with Good Ductility and High Strength

Kazutoshi KUNISHIGE, Masashi TAKAHASHI,

Seiichi SUGISAWA, and Yoshiro MASUI

Synopsis:

The purpose of the present study is to investigate the main manufacturing and microstructural features of as-rolled dual phase (DP) steels, characterized by a combination of excellent ductility, formability, and high strength.

It was revealed by a laboratory simulation that the DP steel with required properties could be obtained, when a suitable combination of chemical compositions and rolling conditions was chosen. That is, 0.05% C-1.5% Si-1.6% Mn-0.5% Cr-0.25% Mo steel, 0.05% C-1.5% Si-2.2% Mn-0.20% Mo steel or 0.05% C-2.1% Si-2.4% Mn steel should be finish-rolled just above A_{r3} point and coiled below 600°C.

From the investigation of transformation behavior by dilatometric test and micro-segregation analysis by EPMA, the mechanism for generating the DP structure is considered as follows: Silicon is so effective for polygonal ferrite to be formed quickly and easily even under an accelerated cooling by water spray on a runout table, and at the same time carbon is enriched in the untransformed austenite portion. Most of the austenite transforms to martensite at the range of temperature lower than 300°C even under slow cooling after coiling, due to the increased hardenability attained by the enriched carbon and the presence of molybdenum, chromium, manganese, etc. in solution.

The constituents of untempered martensite and high volume fraction of polygonal ferrite bring about the same mechanical properties in as-rolled DP steels as in heat-treated DP steels. For example, yield ratio of the former is as low as that of the latter.

Also, a retained austenite was observed in as-rolled DP steels by transmission electron microscopy and, from an X-ray diffraction technique, the volume fraction was found to be 1~3%.

1. 緒 言

近年、自動車の安全確保のため車体の強化と燃費節約のための車体の軽量化が重要課題となっており、それら互いに矛盾する問題を解決する方法として、種々の高張力鋼板の使用が検討されている。高張力鋼板の中でも、特に冷間加工性の優れたものとして、複合組織を有する鋼板が話題を集めている。

かかる鋼板に関して、従来述べられている特徴を整理すると、①組織的には、フェライト(α)と低温変態組織

との複合組織で、応力・歪み曲線が特異である。つまり②降伏現象がない。③0.2%の歪みにおける耐力を降伏点とみなすなら、降伏比が著しく低い。④前記と関連するが、加工硬化係数(n 値)が大きく、従って一様伸びが大きく、全伸びも大きい。⑤以上の機械的特性により、プレス成形時の形状凍結性が良好であるばかりか破断限界も大きく、厳しい加工性の要求される自動車用鋼板として、最適であると大いに期待されている²⁾³⁾。

この種の鋼板は、松岡ら⁴⁾により、箱型焼なまし炉を用いて α とオーステナイト(γ)との共存温度域に再加熱

* 昭和53年10月本会講演大会にて発表 昭和54年1月8日受付 (Received Jan. 8, 1979)

** 住友金属工業(株)中央技術研究所 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-3 Nishinagahondori Amagasaki 660)

*** 住友金属工業(株)中央技術研究所 工博 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

**** 住友金属工業(株)鹿島製鉄所 (Kashima Works, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

***** 住友金属工業(株)本社 (Sumitomo Metal Industries Ltd.)

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

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	N	Remarks
A	0.05	0.85	1.04	0.021	0.005	0.70	0.28	0.04	0.0043	Silicon content was changed
B	0.05	1.50	1.12	0.004	0.003	0.48	0.37	0.07	0.0057	
C	0.06	0.52	1.54	0.004	0.005	0.50	0.24	0.07	0.0054	
D	0.05	1.00	1.72	0.009	0.006	0.49	0.24	0.03	0.0063	
E	0.05	1.53	1.62	0.004	0.004	0.51	0.25	0.07	0.0053	
F	0.007	1.53	1.59	0.003	0.004	0.49	0.24	0.07	0.0064	Carbon content was changed
G	0.02	1.60	1.60	0.003	0.005	0.49	0.23	0.07	0.0086	
H	0.10	1.55	1.62	0.004	0.005	0.51	0.25	0.08	0.0059	
I	0.05	1.55	1.62	0.003	0.003	0.49	*	0.04	0.0139	Effects of other elements
J	0.05	1.50	1.55	0.003	0.003	*	0.24	0.06	0.0145	
K	0.05	1.49	2.17	0.003	0.004	*	0.19	0.06	0.0018	
L	0.05	1.54	1.60	0.003	0.004	0.49	0.24	*	0.0093	

* indicates "not added"

する方法により見出され、その後、連続焼なまし炉を用いる方法^{5)~7)}が精力的に検討されてきた。最近、このような熱処理の方法⁴⁾⁸⁾以外に、熱延ままの方法⁹⁾¹⁰⁾が検討されている。

熱延ままにて、複合組織を得る方法については、低温靱性の面から制御圧延を検討する過程にて、筆者らの一人を含むグループにより、既に見出され報告している¹¹⁾が、その後、上記高延性の面からも検討を行った。

A. P. COLDREN とも既に、Mn-Si-Cr-Mo 鋼を用いた熱延まま複合組織鋼に関して報告している⁹⁾。彼らは、C.C.T. 図中で coiling window と呼ぶ温度域にて巻取することを提唱しているものの、Si, Cr, Mo 等の各元素の役割を明確にしているとはいえない。

筆者らは、熱延の製造工程と関連して、特に Si の重要な役割を明確に把握すると同時に、Si 量と Mn 量を高めることで、coiling window の領域が一段と大きくなりかつ延性のより優れた熱延まま複合鋼が得られることを見出した。また金属組織から詳細な考察を行ったので、これらに関して報告する。

2. 実験方法

2.1 供試鋼種

高周波試験溶解炉により、Table 1 に示す化学組成を有する 100 kg の鋼塊を溶製した。第1区分の鋼は、圧延条件と Si 量の影響調査、第2区分の鋼は、C 量の影響調査、第3区分の鋼は、Cr, Mo, Mn と Al などの元素の影響調査を主目的として溶製したものである。なお、自動車用鋼板では、点溶接性能が重視されるため、供試鋼の C 量の上限を 0.10% とした¹²⁾。

2.2 熱延シミュレーション実験の方法

材質的に見た熱延コイルの実験室的シミュレーション

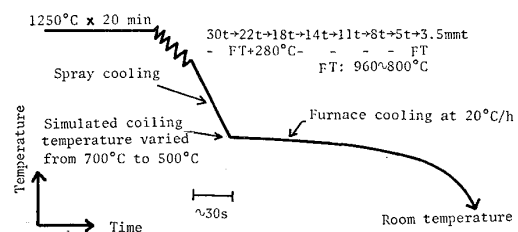


Fig. 1. Laboratory simulation of rolling practice and heating process for hot-rolled coil.

の方法として、Fig. 1 に示す加工熱履歴を採用した。つまり、熱間鍛造後、切り出した 30 mm 厚×60 mm 幅×80 mm 長の小塊を 1250°C で 20 min 以上均熱保持した後、7 パスで 3.5 mm 厚まで圧下した。その際の仕上温度 (FT) を 960~800°C に変化させた。圧延後の熱履歴として、ホットランテーブル (runout table) 上の急冷に匹敵する水スプレー冷却を所定の温度までを行い、その温度に保持中の炉に直ちに投入し、20°C/h の制御冷却を室温近くまで行いコイル巻取後の徐冷にあわせた。その際の温度を実験室における巻取温度 (CT) と見なし、これを 700~500°C に変化させた。

2.3 引張試験片の形状

機械的性質を調査するため、圧延方向に ASTM 規格の板状引張試験片 (平行部の幅 12.5 mm, 標点間距離 50 mm) を採取した。なお試験片の板厚は、熱延中のスケールのかみ込みなどによつて生じた板表面の凹凸を除去して、2 mm 厚にした。

3. 実験結果

3.1 成分面からの検討

FT を Ar₃ 点以上でかつ Ar₃ 点に近い温度とし、CT を 550°C にした圧延条件の場合を対象に、成分面から

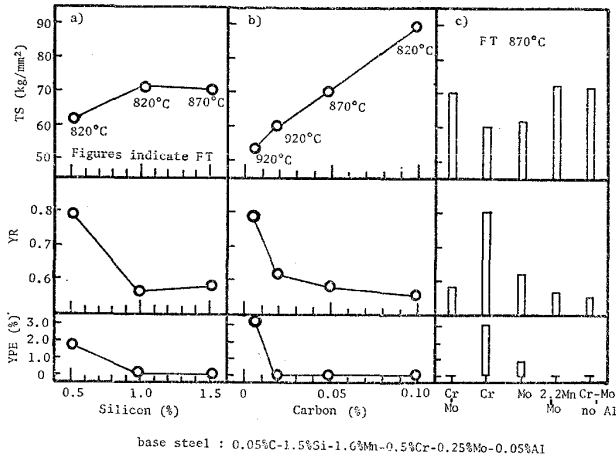


Fig. 2. Effects of various elements on tensile strength (TS), yield ratio (YR), and yield point elongation (YPE).

検討を行った結果を述べる。

Fig. 2-a) に、引張強さ (TS), 降伏比 (YR, 0.2%歪みの時の耐力の引張強さに対する比)と降伏伸び (YPE) に及ぼす Si の影響を示す。Si %の増加で、YRの大きな低下と同時に、YPEも消滅することがわかる。つまり Si が約 1.0% 以上の高含有量にて、目的とする機械的特性が得られることが判明した。

次に、高 Si 鋼にて、C の影響を調べた結果を Fig. 2-b) に示す。0.02% 以上の C 量にて、所期の特性が得られる。この際注目すべきは、0.01% 当たりの C 量の増加にて、3.7 kg/mm² の著しい TS の上昇を生じることで、これは Fig. 3 に示すとおり、フェライト・パーライト鋼における C 量の増加による強化の約 4 倍の効

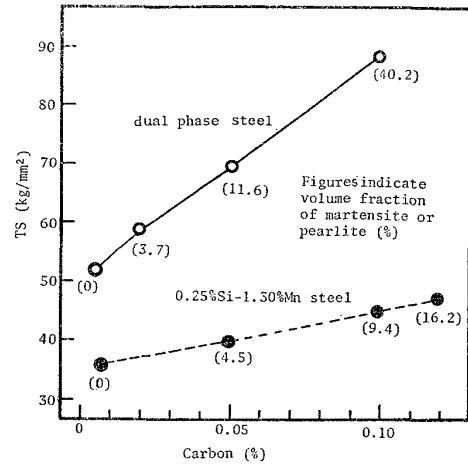
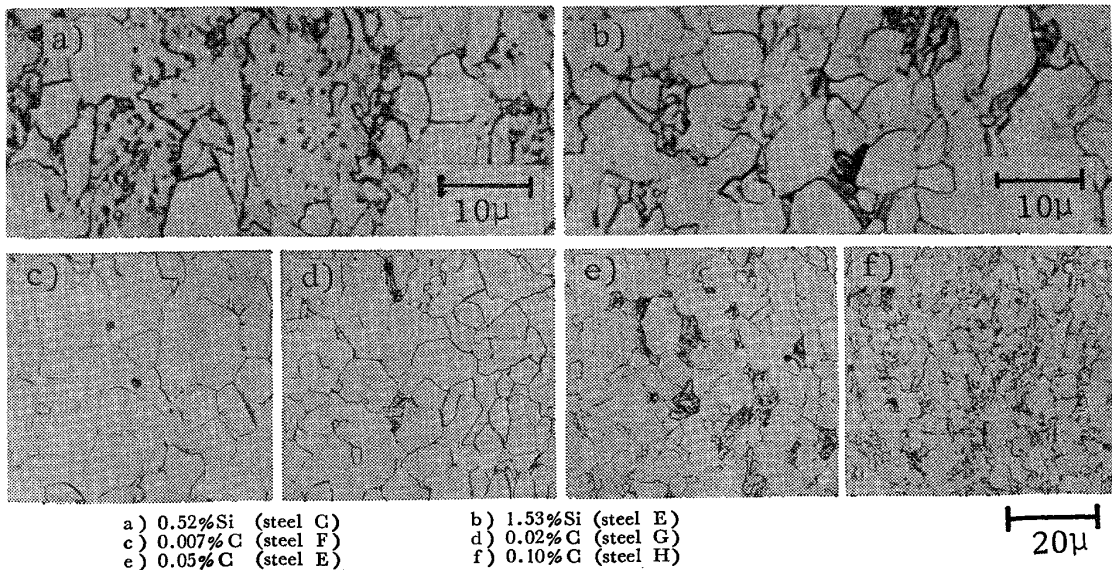


Fig. 3. Effects of carbon on the tensile strength of dual phase steel and conventional ferrite-pearlitic steel.

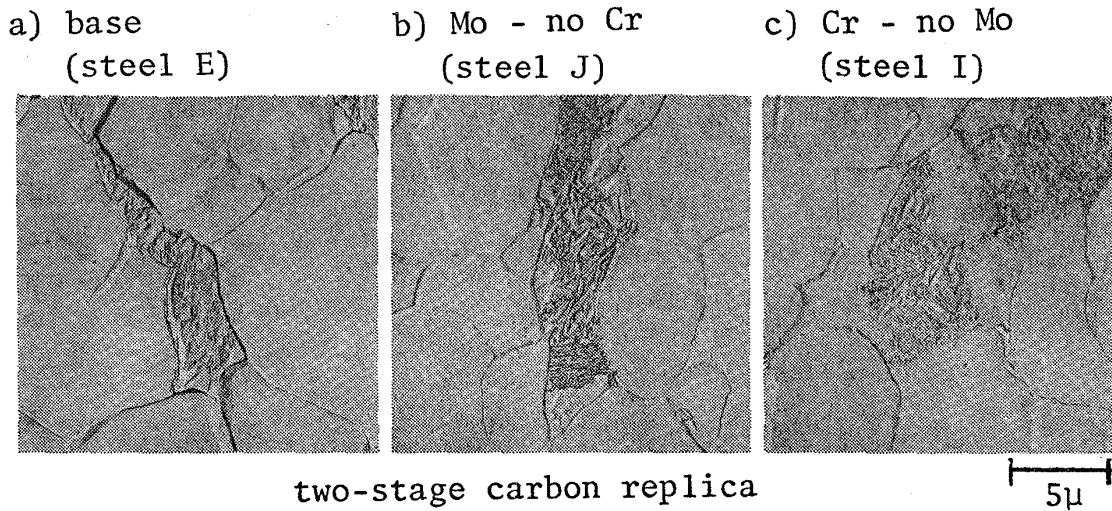
果に相当する。

Cr, Mo, Al に関しては、Fig. 2-c) に示すとおり、Cr と Mo とを同時に添加した鋼または Mn 量が高くて Mo を添加した鋼にて、所期の特性が得られる。なお Cr と Mo を同時に含有する鋼では、その機械的特性に及ぼす Al の有無の影響は認められない。

ミクロ組織の例を Photo. 1 に示す。低 Si 鋼では、 α と比較的高温で γ が分解し生じたと思われるベイナイトとの混在した組織となっているが、高 Si 鋼では、 α の体積率が増大すると同時に、低温変態組織 (この詳細に関しては、3.4 節で述べる) が生じて、いわゆる複合組織となっている。また、極低 C 鋼では、 α 単相組織



base steel : 0.05%C-1.5%Si-1.6%Mn-0.5%Cr-0.25%Mo
Photo. 1. Microstructural changes with different amount of silicon and increase in carbon content.



base steel : 0.05%C-1.5%Si-1.6%Mn-0.5%Cr-0.25%Mo

Photo. 2. Microstructural change with removal of chromium or molybdenum from the base steel.

であるが、C量の増加とともに、低温変態組織が増大した組織となっている。複合鋼で、フェライト・パーライト鋼よりCによる強度上昇が大きい理由は、Fig. 3の図中に示すとおり、硬質部の急増によると思われる。更に、所期の特性が得られなかった1.6%Mn-Cr鋼と1.6%Mn-Mo鋼は、Photo. 2に示すとおり、低温変態組織となるべき部分が、パーライトあるいはパーライトに近い形状のセメントサイトを含有することが判明した。つまり複合鋼の機械的性質の変化は、組織変化とよく対応することがわかる。

以上、成分面の検討から、複合組織を得るには、0.02%以上のC量を含み、Si量の高いCrとMoとの複合含有鋼または、Si量もMn量も高いMo含有鋼にする必要があることが判明した。

3.2 熱延条件面からの検討

特性に及ぼす熱延条件として、Si量の高いCrとMoとの複合含有鋼において、圧延仕上げ温度 (FT) と巻取温度 (CT) の影響を調査した。

Fig. 4-a) に、C量を4水準、Si量を2水準変化させた鋼に及ぼすFTの影響を示す。C量、Si量により、YRに及ぼすFTの影響が大きく異なる。最も低いYR、つまり所期のYRを生じるFTは、C%の増加あるいはSi%の減少にて、低温側へ移行する傾向が認められる。他方YPEは、すべての極低C鋼と0.02%C鋼の低温側のFTの場合を除き消滅している。

Fig. 4-b) に、FTを2水準変化させた場合のCTの影響を示す。いずれの場合も、600°Cより低いCTにて、YPEは消滅するが、所期のYRを生じる条件は、FTが860°Cで、かつ低いCTの場合である。

これらの特性の変化も、Photo. 3, 4に例示するとお

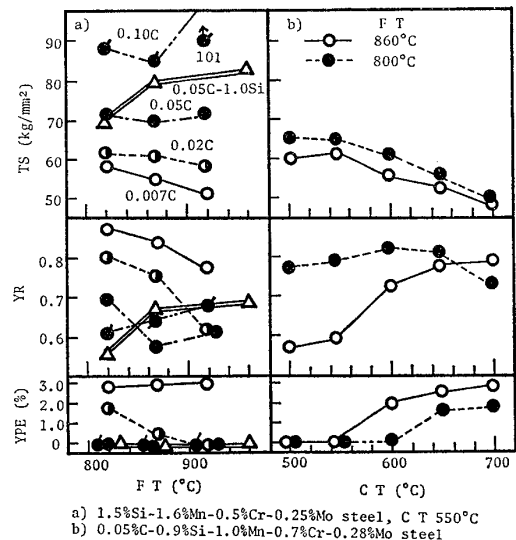


Fig. 4. Effects of finishing temperature (FT) and coiling temperature (CT) on the tensile properties.

り、マイクロ組織とよく対応することがわかった。つまりFTが A_{r3} 点直上で、更にCTが600°Cより低い熱延条件の場合に、多量の α を含有し、しかも α 地に温間加工組織を含まない複合組織となっていることがわかった。なお、600°Cより高いCTで、所期の特性が得られない理由は、フェライト・パーライト組織となるためである。また0.02%C鋼の低温側のFTで、YPEが残存する理由は、たぶん A_{r3} 点以下の圧延で、 α の温間加工組織中に、Cが偏析してコトレル雰囲気形成する、あるいは、炭化物として析出して、低温変態組織をつくるに有効なC量がごく少なくなったためと考えられる。

以上、熱延条件面からの検討から、 A_{r3} 点直上の仕上

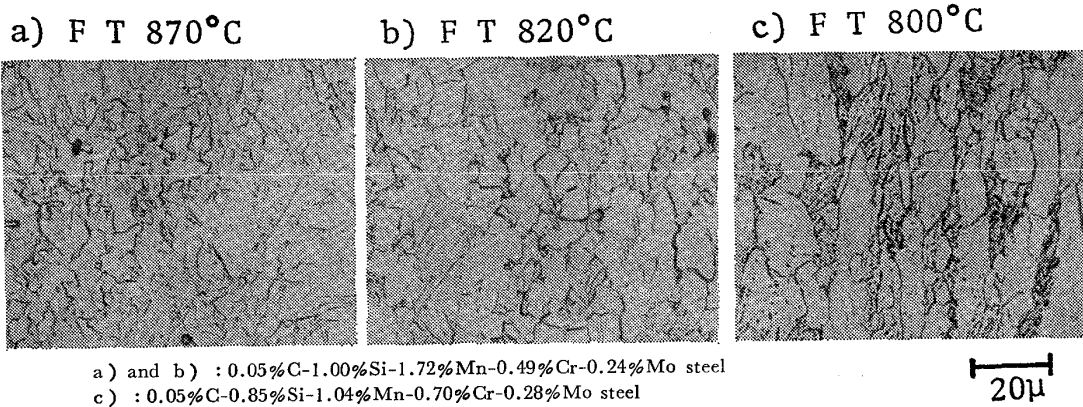


Photo. 3. Microstructural change with finishing temperature (FT) in steel coiled at 550°C.

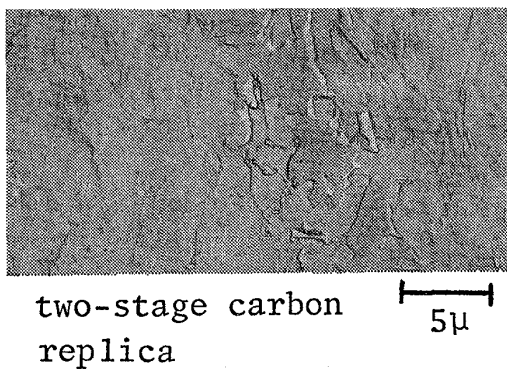


Photo. 4. Electron micrograph of c) shown in Photo. 3, showing warm-worked ferrite plus martensite structure.

圧延後, 600°C より低い温度で巻取ることが重要であることが判明した.

3.3 引張強さと全伸びとの関係

Fig. 5 に, 0.05% の低炭素量の複合鋼に関する TS と全伸び (EL.) の関係を示す. 比較として用いた鋼もやはり 0.05% の低炭素鋼で, 低強度側より, フェライト・パーライト鋼, 析出硬化型鋼, 更にベイナイト鋼で, いずれも YR は 0.65 以上のものばかりである. 前述のとおり, YR が低くなる熱延条件を実施した複合鋼は, 同じ強度でも良好な伸びを示している. FT を Ar₃ 点以下に低くしたあるいは, FT を高くして YR を大きくした複合鋼の伸びは比較鋼のそれに述づく. また Si 量の高い複合鋼は, より優れた性質を有していることがわかった.

なお, 本熱延シミュレーションの結果に基づき工場試作を行った 1 例を同図に示しているが, 期待どおりの諸特性が得られた.

3.4 透過電顕による低温変態組織の観察

複合鋼の低温変態組織の部分を透過電顕により調べた結果を Photo. 5 と Fig. 6 に示す. ラス状マルテンサイト以外にレンズ状マルテンサイトが認められる. 更に

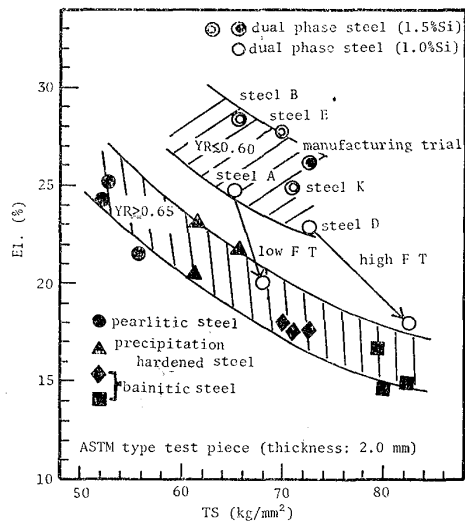


Fig. 5. Relationship between tensile strength (TS) and total elongation (EL.) of the various high strength steels, containing 0.05% carbon.

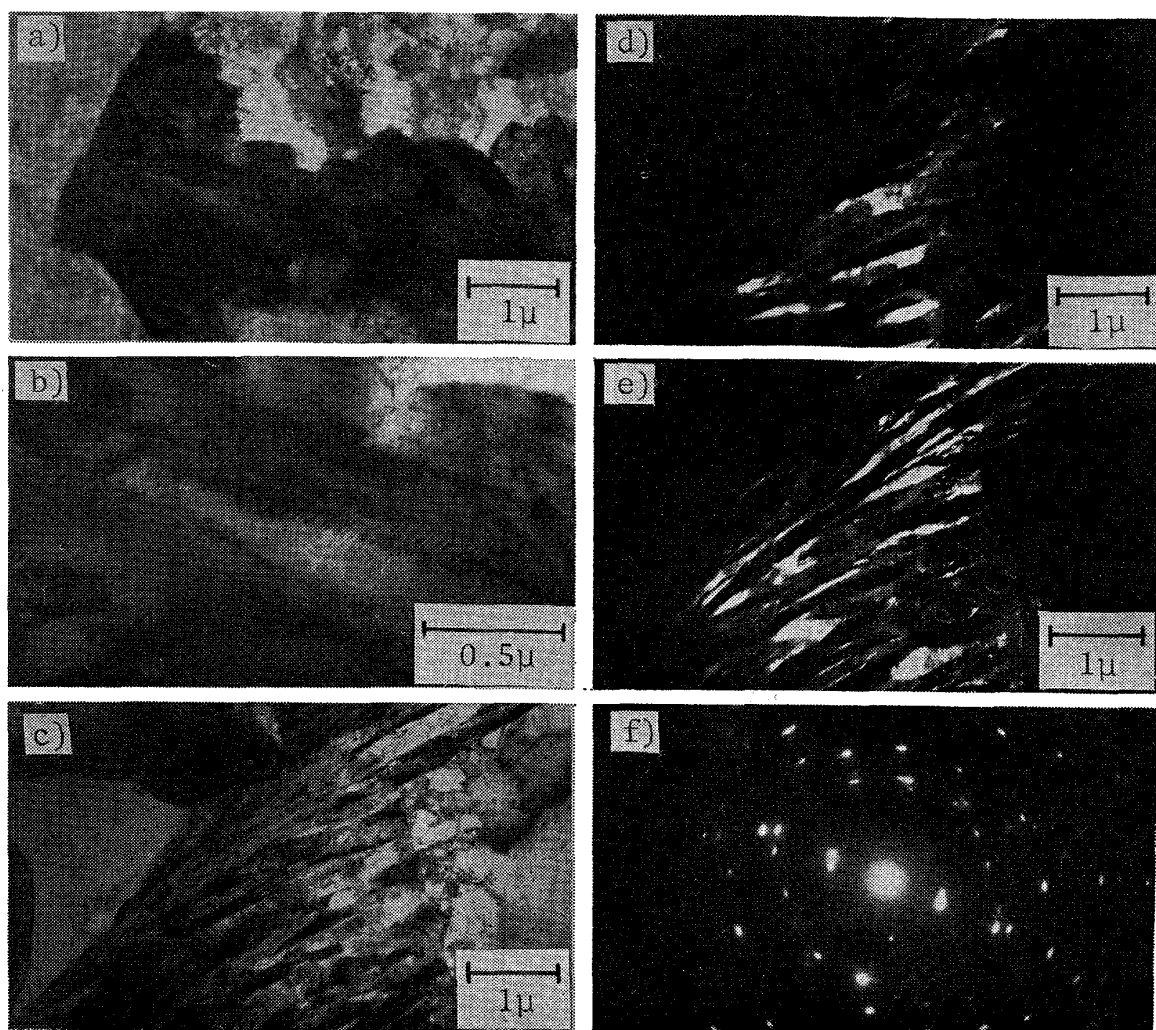
制限視野回折を行ったところ, 熱延ままの複合鋼においても, 従来, 熱処理の複合鋼にて確認されている残留オーステナイトがやはり認められた. X線回折法¹³⁾により測定したところ, この量は試料全体で 1~3% 存在することがわかった.

4. 考 察

4.1 複合組織生成についての考察

4.1.1 化学組成

Si のマイクロ組織に及ぼす 特異な影響を 理解するために, 高周波誘導加熱式熱膨張計 (Formastor) を用いて, この Si による変態挙動の変化を推定した. Fig. 7 に 0.5%Si 鋼と 1.5%Si 鋼にて, 冷却過程における変態挙動を調査した結果を示す. ここでは γ 処理条件として, 960°C × 10 min を用いた. Si 量の増加にて, α 変態の開始温度 (Fs 点) が上昇すると同時に, ベイナイト



- a) and b) : 0.05% C-1.5% Si-1.1% Mn-0.5% Cr-0.4% Mo steel
 c), d), e), and f) : 0.05% C-1.5% Si-1.6% Mn-0.5% Cr-0.25% Mo steel
 a) martensite plus retained austenite
 b) lenticular martensite (magnification of a))
 c) lath martensite plus retained austenite
 d) dark field image of lath martensite using a $(220)\alpha$ reflection
 e) dark field image of retained austenite using a $(222)\gamma$ reflection
 f) diffraction pattern from selected area of c)

Photo. 5. Electron transmission micrographs of as-rolled dual phase steels.

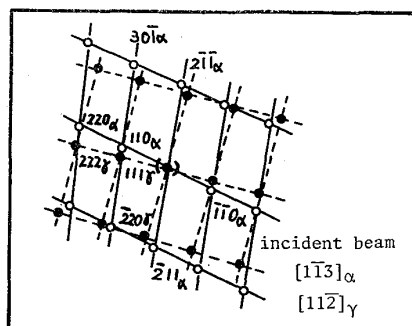


Fig. 6. Analysis of diffraction pattern of f) shown in Photo. 5.

変態が認めがたくなり、低温変態(マルテンサイト変態)がより一層明確になることがわかる。これをマイクロ組織

にて確認したのが、Photo. 6である。Formastor を用いた本実験は熱延の実験に比較すると圧延もなく熱履歴も大きく異なるが、Si量の増加によるマイクロ組織の変化は、先の熱延の場合の傾向とよく一致する。なお、Siと同じく、一般に α 生成元素に属するとされているMoについても、同じ条件にて調べたが、Siのような冷却途上での α 変態の促進は認められなかった。

更に、熱延の複合鋼にて、偏析する成分をEPMAにて調査した結果をFig. 8に示す。置換型固溶元素で、拡散速度が遅いSi, Mn, Cr, Moは偏析が認められず、侵入型固溶元素で、拡散速度の速いCのみがマルテンサイトの部分に濃化していることがわかる。

また、広範囲な冷却条件でのSi量の変化による組織

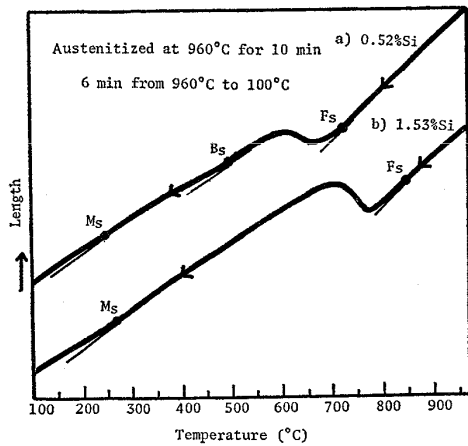


Fig. 7. Dilatometric investigation into transformation behaviour under different amount of silicon. The base composition was 0.05% C, 1.6% Mn, 0.5% Cr and 0.25% Mo.

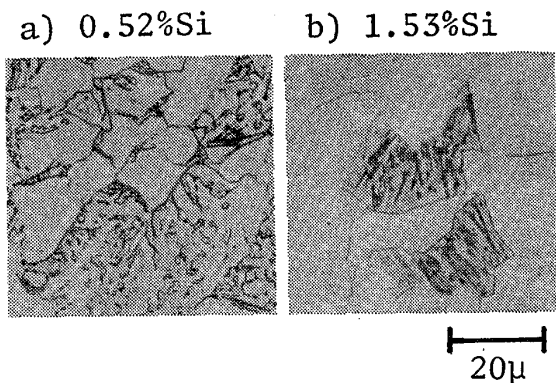


Photo. 6. Microstructural change with silicon content. The condition is shown in Fig. 7.

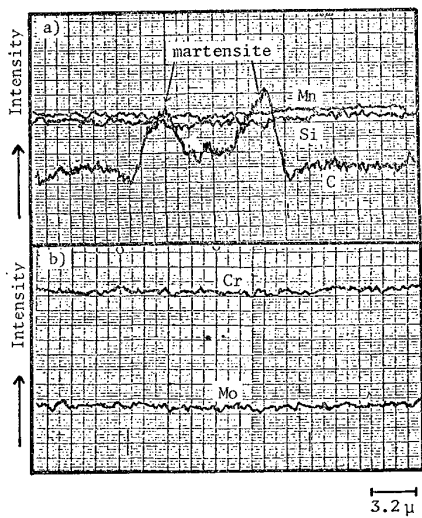


Fig. 8. Segregation of carbon in martensite portion of the as-rolled dual phase steel, containing 0.05% C, 1.5% Si, 1.1% Mn, 0.5% Cr, and 0.4% Mo.

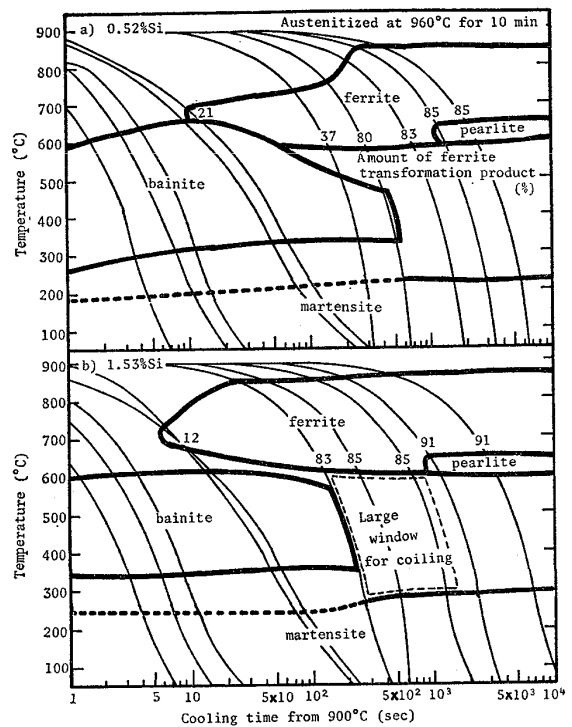


Fig. 9. Continuous-cooling transformation diagrams for the steel with different amount of silicon. The base composition was 0.05% C, 1.6% Mn, 0.5% Cr, and 0.25% Mo.

変化を知るために、Fig. 9 に示す C.C.T. 図を作成した。ここで注目すべきは、筆者らが調査した鋼は、A.P. COLDREN らが報告している 0.06% C-0.9% Si-1.2% Mn-0.6% Cr-0.4% Mo 鋼⁹⁾と比較して、Si 量と Mn 量が高いため、C. C. T. 図中での coiling window が一段と大きく、従って広範囲な CT にて安定した複合鋼が得られやすいと考えられる。

以上の調査結果より、Si 量が高い Cr と Mo との複合含有鋼で、熱延ままでも複合組織が得られるのは、ホットランテーブル (runout table) 上の急冷でも、Si によりその高温領域での α 変態が促進されると同時に、C が残部の未変態 γ の部分に濃化して均一に固溶している Mo, Cr, Mn, Si などの元素との相乗作用により、その部分の焼入性が著しく向上して 600°C より低い CT であれば、巻取後の徐冷にても、その γ は容易に分解せず 300°C 以下でマルテンサイト変態を生じるものと考えられる。なおここで、熱延実験の場合のマルテンサイト変態開始温度 (M_s 点) も Formastor での M_s 点と同じであると推定した根拠は、マルテンサイトの体積率が両者でほぼ同じく 15% 程度なので、ほぼ同じ C 量のマルテンサイト組織になつていると考えたこと、更に、Fe-C 合金でマルテンサイトの形態を調査した報告¹⁴⁾によると、3.4 節で述べたようなレンズ状マルテンサイトを生じる

C量は、0.6~1.95%とされており、そのMs点もそのC量に対応して、300~40°Cであると述べていることにある。

更に、筆者らは上記考え方にに基づき、単純な化学組成であるSi-Mn鋼についても前述と全く同じ方法で実験を行った。その結果、0.04%C-2.08%Si-2.42%Mn-0.006%P-0.005%S-0.08%Al鋼にて、870°CのFTの圧延後500°CのCTを行えば、所期の特性(TS=75.6 kg/mm², YR=0.56, YPE=0.0%, El.=26%)が得られることが判明した。

4.1.2 圧延条件

Ar₃点以下で圧延しない限り、より低温域にて圧延することが複合鋼として好ましい理由は、制御圧延法を研究した際の知見とC.C.T.図とを考え合せて説明される。つまり、①低温域での圧下量を多くするとγ粒の微細化、歪誘起などにより、α変態が促進すること¹⁵⁾、それに加えて②熱延工程の関連で、一定のCTとした場合、FTが低いほどホットランテーブル上の冷却が緩和でき、C.C.T.図に示すとおり、α変態を促進することになる。これは前述のとおり、マルテンサイト変態をも促進することになると説明される。

なお、上記説明からも理解されるとおり、Ar₃点以下で圧延しても、もちろん複合組織は得られるが、延性に重点を置いた複合鋼としては、次節で述べる理由にて、好ましくないと判断した。

またCTの下限に関しても、本実験の調査範囲では、500°Cまで、良好な特性を有する複合鋼が得られているが、本来この温度は、前記②と同じように、ホットランテーブル上の冷却速度に関連して決められるものであることが推定される。

4.2 複合鋼の特異な機械的性質

4.2.1 降伏現象の消失と低降伏比

一般に熱延ままの低炭素キルド鋼は、降伏現象を示し、これに関連した工業上の重要な問題の一つは、プレス加工するとき生じるストレッチャー・ストレインである。この対策の最も簡便なものとして、調質圧延が実施されている。しかしながら、複合鋼は、熱延ままでも降伏現象を有しない利点がある。

調質圧延による効果として、不均一な歪みの領域(自由な転位が高密度で存在する領域)あるいはミクロな残留応力の導入が提案されたが、現在では、前者に基づき試験片内に、非常に多くのリュウダース前線が同時に生じるため、降伏現象が消失するとする説が有力である¹⁶⁾。

熱延ままの複合鋼で降伏現象が存在しない理由についても、点在するマルテンサイトの周囲を中心に、マルテ

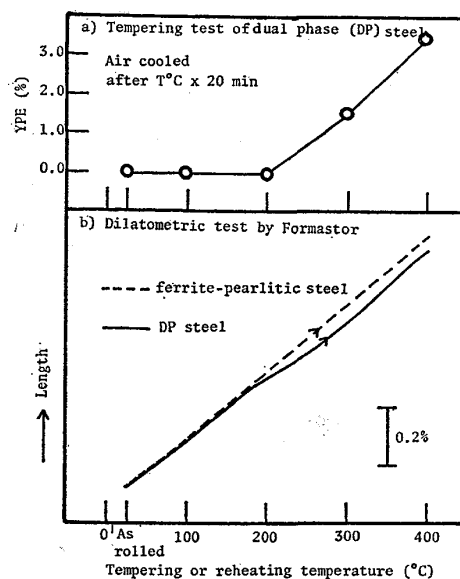


Fig. 10. Effect of tempering temperature on yield point elongation of the dual phase steel, having a composition of 0.05%C, 1.53%Si, 1.62%Mn, 0.51%Cr and 0.25%Mo.

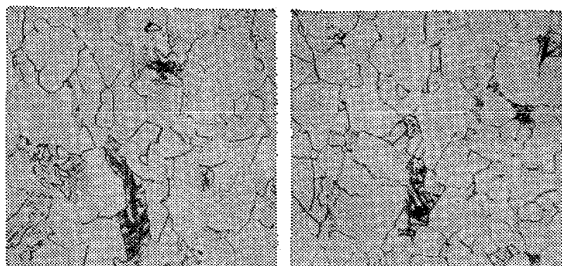
ンサイト変態にともなう体積膨張により生じた不均一な内部応力あるいは不均一な歪みの導入が考えられる。

筆者らは、複合鋼に関しては、次に述べる論拠により、不均一に残存する内部応力の役割が大きいと考えている。つまり、①Ms点が300°C以下と非常に低いので巻取後の徐冷下でも、十分内部応力が残存する。②固溶Nの多いはずのAl無添加の複合鋼でも降伏現象が認められない。③焼もどし調査の結果、Fig. 10に示すとおり、マルテンサイトが分解して十分に収縮し内部応力が除去されると思われる300°C以上で、降伏現象が生じた。

なお、ベイナイト変態する低Si鋼はFig. 2-a)に示すとおり降伏現象が存在するが、これはその変態が300°Cより更に高温度域にあつて、巻取後の徐冷中に内部応力が除去されるためと考えられる。

Fig. 4における高温仕上げの1.0%Si鋼あるいは、Ar₃点以下で圧延した複合鋼の例のように、降伏現象がないことが直ちに低い降伏比を意味するものではない。Ar₃点直上で仕上圧延をした複合鋼で、YRが著しく低い理由は、前述の点在する内部応力と多量の軟質なαとの共存から説明される。つまり外部から引張応力が加えられると、硬いマルテンサイト周辺への応力集中、更に内部応力に助長されて、マルテンサイトの周辺から容易に塑性変性が開始する⁴⁾と同時に、多量の軟質なαを通じて、それが試験片全体に容易に広がるためと解釈される。

a) 0.52%Si b) 1.53%Si



air cooling on hot
runout table

20μ

59.0	TS(kg/mm ²)	65.3
34.7	YP _{0.2} (kg/mm ²)	37.8
0.59	YR	0.58
24.0	EL (%)	27.0
0.182	n _{5, 15} -value	0.202

Photo. 7. Effects of silicon on the tensile properties of dual phase steel. The base composition was 0.05%C, 1.6%Mn, 0.5%Cr, and 0.25%Mo.

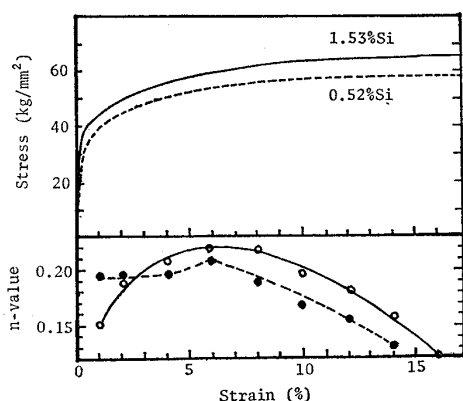


Fig. 11. Effects of silicon on stress-strain curve and strain hardening coefficient (n -value).

4.2.2 良好な延性

比較鋼に比して、複合鋼が良好な全伸びを有する理由として、高い加工硬化係数 (n 値) つまり一様伸びが良好であることが確認されている²⁾³⁾。

Fig. 9 の C.C.T. 図より、ホットランテーブル上を徐冷すれば、Si 量によらずほぼ同じ組織の複合鋼が得られると推定されたので、圧延後 550°C まで空冷を行い 550°C 巻取に相当する熱延シミュレーション実験を行った。その結果を Photo. 7 に示す。写真の a と b) は互いにほぼ同じマイクロ組織であるが、高 Si 鋼のほうが高強度でしかも n 値が高く、全伸びも優れている。また Fig. 11 に示すとおり、高 Si 鋼のほうが、高歪みの領域にてもより高い n 値であることがわかった。この Si による n 値の向上効果は、複合鋼に限らず、フェライト・パーライト鋼にても認められること¹⁾より、増井らのような Si の固溶によるすべり系の制限と cross slip

の抑制により、 α 地の n 値が高められた¹⁸⁾と解釈される。

5. 結 言

0.10% 以下の低い C 量の鋼を対象に、熱延コイルの実験室的シミュレーションを行い、熱延ままにて高延性を有する複合組織鋼を得る方法を見出すとともに、金属組織の観点から考察を行った。

得られた主要な結果は次のとおりである。

(1) 0.05% C-1.5% Si-1.6% Mn-0.5% Cr-0.25% Mo 鋼, 0.05% C-1.5% Si-2.2% Mn-0.20% Mo 鋼または 0.05% C-2.1% Si-2.4% Mn 鋼を用いて、Ar₃ 点直上で仕上圧延を行った後、600°C より低い温度で巻取ると良好な延性を有する約 0.6 以下の低い降伏比の複合鋼が得られる。

(2) 熱延ままで複合組織の得られる変態機構は、高 Si 量のため、ホットランテーブル上での急冷でも、その高温度域での α 変態が促進されると同時に C が残部の未変態 γ の部分に濃化して、均一に固溶している Mo, Cr, Mn, Si などの元素との相乗作用によりその部分の焼入性が著しく向上し、600°C より低い温度の巻取であれば、巻取後の徐冷にても、その γ は容易に分解せず 300°C 以下でマルテンサイト変態すると説明される。

(3) Ar₃ 点直上で仕上圧延を行う理由は、仕上温度が高いと、 γ 粒の微細化、歪誘起などによる α 変態促進の効果がなく、また Ar₃ 点より低いと温間加工を受けた α 地となり、いずれの場合も、降伏比が高く良好な延性も得られないためである。

(4) 複合鋼における C 量の増加による強化の割合は、フェライト・パーライト鋼に比して約 4 倍と非常に大きい。これは、マルテンサイトがパーライトより硬い上に C によるマルテンサイト量の増加が、パーライト量の増加に比して、著しく大きいためである。

(5) Si 量が多い複合鋼ほど、高強度で延性も優れている。これはおもに α 地の延性の向上、つまり加工硬化係数の増加による。

(6) 複合鋼における降伏現象の消失および低降伏比の原因は、そのマルテンサイト変態開始温度が 300°C 以下と低いため、巻取後の徐冷でもその組織は焼もどされないこと、更に塑性変形の容易な α の体積率が高いことにあると解釈される。

(7) マルテンサイト組織を透過電顕により観察したところ、ラス状マルテンサイト以外にレンズ状マルテンサイトおよび残留オーステナイトが認められた。X線回折の結果、試料全体で 1~3% のオーステナイトが存在することが判明した。

終りに、本論文の発表を許可された住友金属工業(株)取締役中央技術研究所長小田尚輝博士に深く感謝致します。また本研究を遂行するにあたって、激励を賜わった本研究所次長行俊照夫博士および有益な助言をいただいた本社第2技術開発部主席部員松岡孝博士に厚くお礼申し上げます。また強力に実験を推進して下さいました小南幸一氏に深謝します。

文 献

- 1) 吉田清太: 自動車技術, 30 (1976) 2, p. 108
- 2) J. H. BUCHER and E. G. HAMBURG: Society of Automotive Engineers, International Automotive Engineering Congress and Exposition, Cobo Hall, Detroit, February 28-March 4, 1977
- 3) M. S. RASID: *ibid*
- 4) T. MATSUOKA and K. YAMAMORI: Met. Trans. 6A (1975) 8, p. 1613
- 5) 中岡一秀, 荒木健治, 金原 理: 塑性と加工, 17 (1976) 190, p. 875
- 6) 大橋延夫, 高橋 功, 橋口耕一: 塑性と加工, 17 (1976) 190, p. 883
- 7) 武智 弘, 小山一夫, 村瀬 徹: 鉄と鋼, 63 (1977) 11, S 861
- 8) 高橋政司, 岡本篤樹: 鉄と鋼, 64 (1978) 11, S 738
- 9) A. P. COLDREN and G. TITHER: J. Metals, 30 (1978) 4, p. 6
- 10) 橋口耕一, 西田 稔, 加藤俊之, 田中智夫: 鉄と鋼, 64 (1978) 4, S 257
- 11) 福田 実, 橋本 保, 国重和俊: 鉄と鋼, 58 (1972) 4, S 220
- 12) 別所 清, 松岡 孝, 長谷部茂雄, 保母芳彦, 川井俊彦: 住友金属, 26 (1974) 2, p. 182
- 13) 白岩俊男, 藤野允克: 住友金属, 18 (1966) 1, p. 76
- 14) 牧 正志, 田村今男: 日本金属学会会報, 13 (1974) 5, p. 329
- 15) 福田 実, 橋本 保, 国重和俊: 鉄と鋼, 58 (1972) 13, p. 1832
- 16) たとえば, 安藤卓雄: 合金の析出(幸田成康監修) (1972), p. 348 [丸善]
- 17) 今村 淳, 早川 浩, 速水哲博: 鉄と鋼, 60 (1974), A159
- 18) 増井浩昭, 武智 弘: 鉄と鋼, 60 (1974) 2, p. 284