

© 1982 ISIJ

熱延複合組織鋼の製造プロセスに対する一考察

論文

大北 智良*・細谷 佳弘*・中岡 一秀*²

Manufacturing Process of As Hot Rolled Dual Phase Steel

Tomoyoshi OKITA, Yoshihiro HOSOYA, and Kazuhide NAKAOKA

Synopsis:

The effects of processing variables and chemistry on the microstructure and the mechanical properties of as-hot rolled dual phase steel were investigated in relation to transformation behavior in order to optimize the processing condition. As-hot rolled dual phase structures with good strength-ductility balance and low yield ratio below 0.60 were obtained, when C-Si-Mn steels with such plain compositions as 0.04~0.10%C-0.5~1.5%Si-1.2~1.7%Mn were rolled at finishing temperature above and near A_{r3} point and coiled at temperatures below 200°C. Si was so effective for strengthening without sacrifice of ductility, and for broadening the suitable range of the finishing rolling temperature.

Deformation of austenite accelerated the transformation into ferrite and raised the A_{r3} point. The rise of A_{r3} point was remarkably influenced by deformation temperature, holding time in austenitic region and Si content. The optimum thermomechanical process for producing the dual phase steel was discussed on the basis of transformation characteristics of deformed austenite.

1. 緒 言

複合組織鋼はその優れた強度と延性特性、低い降伏比と高い n 値などの高度の材質性能から最も合理的な成形用薄板高張力鋼として、熱延、冷延材を問わず実用化されつつある。複合組織はオーステナイト (γ) + フェライト (α) 二相温度域の焼鈍で安定して得ることができるが、熱延ではミルラインの加工熱処理機能を活かし熱延ままでも可能である。この熱延まま複合組織鋼の最近の製造技術は、省資源、省エネルギーを通してのコスト低減の見地から、200°C ないし 250°C 以下の極めて低温の巻き取り温度を採用する方向に発展しており、古川らの研究¹⁾をはじめいくつかの報告^{2)~4)}がある。この方法ではとくに圧延終了からランナウトテーブルでの巻き取りまでの冷却の際の組織変化が材質を決定づけることになるが、圧延後の $\alpha + \gamma$ 二相分離挙動やそれに対する熱延条件及び化学成分の影響については不明な点が多く、適正な組織形成と熱延製造因子の関係についての考察は不十分と思われる。また熱延は $\gamma + \alpha$ 二相域焼鈍法に比べ、圧延加工の有無、通板速度、最終冷却速度あるいは巻き取り処理など基本的に異なる面を有しており、また各プロセス因子も変動する要素を持っている。これらの変動に対しコイルの幅や長手方向の材質を均一化する方法を検討することも工業的に重要と考えられ

る。

本研究では熱延因子として圧延仕上げ温度と巻き取り温度及び基本成分の組織と引張材質に及ぼす影響を系統的に調べるとともに、圧延後の γ の変態挙動を詳細に調査し、極低温巻き取り法による熱延まま複合組織鋼の最適熱延条件を適正組織形成面から検討した。

2. 実験方法

2.1 熱延実験

供試鋼の化学成分を Table 1 に示す。いずれも単純な C-Si-Mn 鋼であり、C, Si 及び Mn をおのおの 0.04~0.10%, 0.5~1.5% 及び 1.1~1.7% の範囲で変化させた。特に Si については適正な仕上げ温度範囲や延性面での有益な効果が指摘されており^{2)~4)}、これらを参考にして成分範囲を設定した。全て 150 kg の小型溶解材で、一度熱間圧延して 60 mm 厚の小鋼片を準備した。

熱延実験の模式図を Fig. 1 に示す。基本の熱延条件は小スラブを 1150°C に加熱後 8 パスで 3.2 mm に仕上げ、約 7 s の空冷ののち実験圧延機の後面に設置したミスト冷却装置を用いて約 80°C/s の冷却速度で 200°C の巻き取り温度まで急冷した。その後同温度の炉中で 1 h 保持し炉冷した。圧延中の温度は鋼片中央に挿入した CA 熱電対により測定した。圧延後空冷中の温度降下

昭和 56 年 11 月本会講演大会にて発表 昭和 56 年 10 月 29 日受付 (Received Oct. 29, 1981)

* 日本鋼管(株)技術研究所 (Technical Research Center, Nippon K. K., 1-1 Minamiwatarida-cho Kawasaki-ku Kawasaki 210)

*² 日本鋼管(株)技術研究所 工博 (Technical Research Center, Nippon Kokan K. K.)

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

steel	C	Si	Mn	P	S	sol. Al	N
1	0.07	0.44	1.07	0.007	0.004	0.040	0.0052
2	0.07	0.47	1.30	0.007	0.004	0.047	0.0058
3	0.06	0.72	1.67	0.007	0.003	0.041	0.0060
4	0.07	0.50	1.52	0.012	0.004	0.048	0.0057
5	0.07	1.02	1.49	0.007	0.003	0.043	0.0061
6	0.07	1.48	1.52	0.011	0.004	0.053	0.0053
7	0.04	0.94	1.43	0.009	0.004	0.040	0.0069
8	0.10	1.00	1.44	0.009	0.004	0.046	0.0059

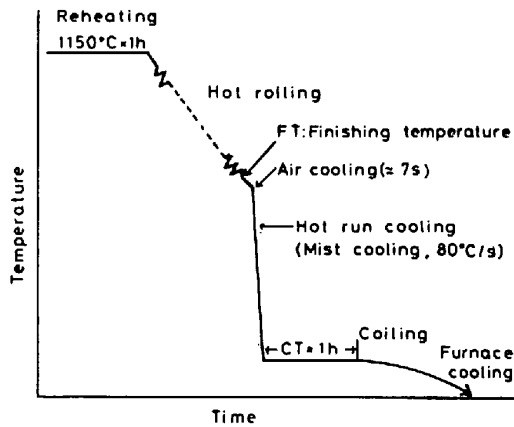


Fig. 1. Schematic representation of hot rolling simulation.

Table 2. Example of pass schedule.

Pass No.	1	2	3	4	5	6	7	8
Thickness(mm)	60	48	35	27	20	13	8	5-3.2
Temp.(°C)	(1150)	1100	1070	1059	950	900	870	840 800

は、仕上げ温度により少し変化したが 30~40°C であつた。仕上げ温度は 740~900°C の範囲で変化させた。Table 2 にパススケジュールの例を 800°C 仕上げの場合で示した。これより高温または低温仕上げの場合は、圧下温度を後段ほど比例配分的に大きく上昇または低下させる形で設定した。以上の巻き取り温度一定の実験に加え、仕上げ温度一定で巻き取り温度を室温から 400°C まで変化させる実験も一部の鋼について実施した。

引張試験は圧延直角方向に採取した JIS 5 号 (GL: 50 mm) 試験片を用いた。得られた全伸び (El) については、各熱延材の板厚が少し変動しているためオリバーの式⁹⁾を用いて 2.9 mm 厚相当の値に変換した。マイクロ組織は圧延方向に平行で圧延面と直角断面を光顕及び走査型電顕で観察し、ポイントカウント法により第二相分率を求めた。一部の熱延材では薄膜透過電顕観察も行つた。

2.2 変態挙動の検討

鋼 4~6 の Si 量の変化した 3 鋼種を用い、 γ の変態挙動を調べた。ディラートメーターを具備した熱間圧縮試験機⁹⁾を用い、7 ϕ × 10 mm の試験片を真空中高周波

加熱により 950°C に γ 化後、1°C/s から 80°C/s の冷却速度範囲で CCT 図を求めた。 γ 化後の連続冷却に加え、 γ 温度域で 40% の変形を与え、加工された γ の CCT 図も求めた。また同様の γ 化後、 γ 域で 40% の加工後恒温保持し、その後約 50°C/s で急冷する実験や 820°C で 40% の加工後いつたん A_{r3} 点以下に 50°C/s で急冷し、最大 10 sec まで恒温保持して再度 50°C/s で室温まで急冷する熱加工サイクルの実験を行い、フェライトの生成挙動を調べた。これらの場合、試験片軸断面の中央付近のポリゴナルフェライト分率を熱延材と同じ方法で求めた。

1 パスの熱間圧延実験も行つた。10 mm 厚の小鋼片を 950°C に均熱、予想される A_{r3} 点よりも 30°C 高温で 50% の圧下を与え、空冷途中の種々の温度から氷水中に焼入れた。比較材として圧下なしでの同様の実験も行つた。いずれの場合も 650°C 付近までの平均冷却速度は約 5°C/s であつた。焼入材の板厚中心付近のフェライト分率を測定した。

3. 実験結果

3.1 組織と機械的性質に及ぼす成分、熱延条件の影響

Fig. 2 に各供試鋼の引張性質に及ぼす熱延仕上げ温度の影響を示した。仕上げ温度に伴う各特性変化の傾向は鋼種によらず同じで、仕上げ温度の低下に伴い引張強さ (TS) はいつたん低下し、伸び (El) は増大する。さらに温度が低下すると TS の上昇、El の減少がみられ、鋼種によりやや変動するが 800°C 前後において TS の最小、El の最大がみられる。降伏比 (YR) も仕上げ温度により変化し、TS 最低となる仕上げ温度付近で最低値を示した。この値は 0.57~0.60 であり、成分の影響は軽微である。

Photo. 1 に仕上げ温度に伴うマイクロ組織変化の例を 1.0%Si 鋼について示す。900°C 仕上げ材のフェライト (F) + ベイナイト (B) 組織から、仕上げ温度の低下に伴い組織の細粒化とともにベイナイト量が減少し、825°C 及び 800°C 仕上げ材でフェライト + マルテンサイト (M) となつた。さらに低温の 775°C 仕上げでは加工されたフェライトが観察される。本鋼の A_{r3} 点は 790°C 付近にあり、Fig. 2 との対比の例から、TS が最小で El が最大となる仕上げ温度は A_{r3} 点直上に対応し、適切な F + M 組織は狭い仕上げ温度範囲でのみ得られる。また一般に A_{r3} 点以下の仕上げでは El が低下し YR が高くなり、材質的には必ずしも良好ではない¹⁰⁾。

Photo. 2 に 1.5%Si 鋼の A_{r3} 点直上及び直下の仕

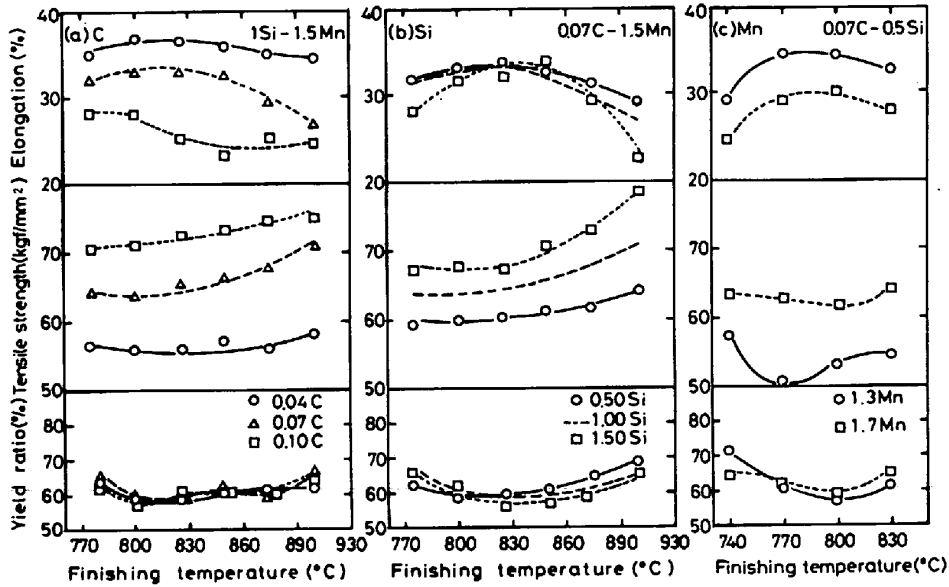


Fig. 2. Effect of finishing rolling temperature on the tensile properties in various steels; Coiling temperature was 200°C for all steels.

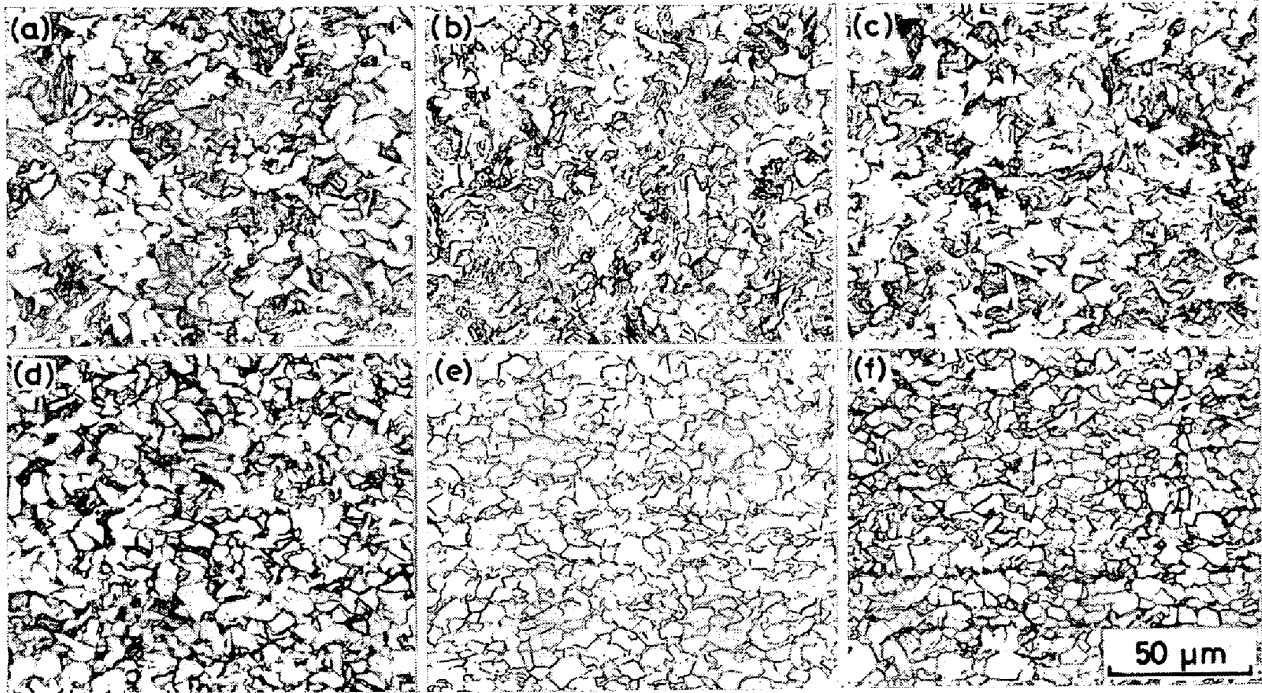


Photo. 1. Change of microstructure with finishing rolling temperature in 0.07C-1.0Si-1.5Mn steel; Finishing temperatures (a) 900°C, (b) 875°C, (c) 850°C, (d) 825°C, (e) 800°C, (f) 775°C.

上げのマイクロ組織を示した。Ar₃ 点直上仕上げでは微細な F+M 組織であるのに対し、その直下仕上げではフェライトと微細分散したマルテンサイトに加え、加工回復したフェライトが分率 30% 以上含まれる特徴的な組織を示す。Photo. 3 は Photo. 2 と同一材のサブ組織を示す。Ar₃ 点直上仕上げ材でマルテンサイト第二相(写真中央の高転位密度部分)の形成とその回りのフェライト地に第二相形成により導入された転位がみられる。一方 Photo. 3 (b) はフェライトの加工-回復組織で

あり、部分的にネットワーク状のサブ結晶粒界が観察されるが再結晶粒は認められなかった。

つぎに巻き取り温度の影響を Si 及び Mn 量の異なる 2 鋼種について Fig. 3 に示す。一般に巻き取り温度が上昇すると、200°C まで TS がやや低下しわずかな El の向上及び YR の低下傾向がみられるが、その変化は極めて微小である。200°C 以上では TS の低下傾向が大きく、同時に El が低下する。YR は降伏点の出現すなわち YP_{EI} の増大とともに著しく上昇する。組織は

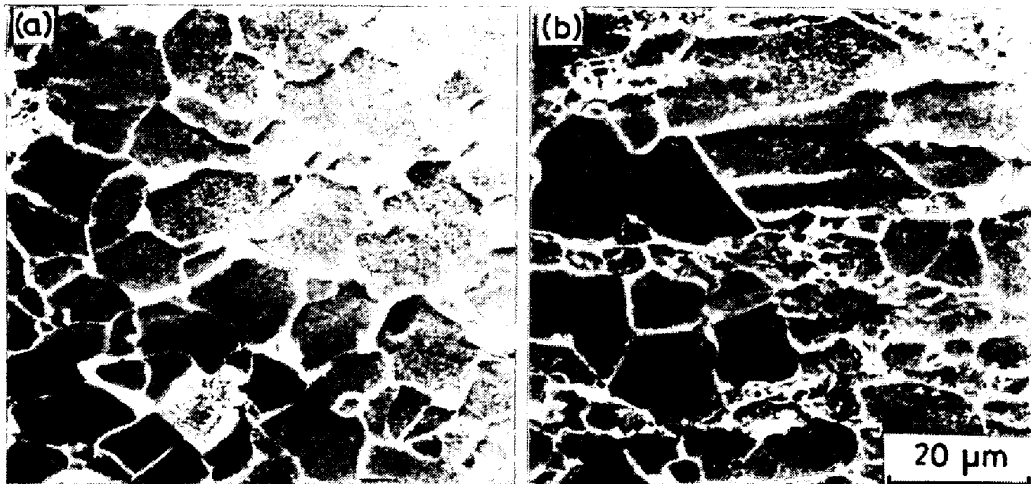


Photo. 2. Microstructures of samples finished at just above and below A_{r3} point in 0.07C-1.5Si-1.5Mn steel; Finishing temperatures (a) 850°C, (b) 825°C.

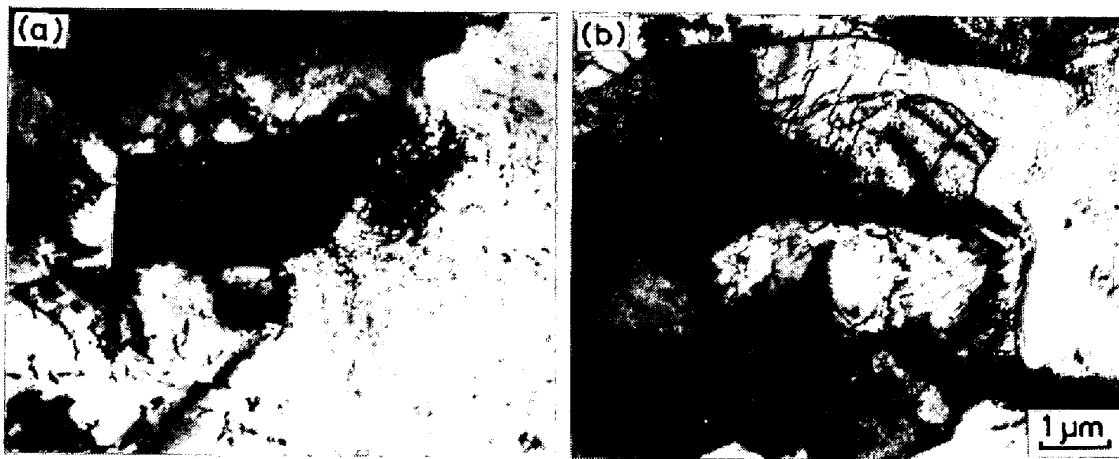


Photo. 3. Substructures observed by thin foil transmission electron-microscopy; 0.07C-1.5Mn steel, finishing temperatures (a) 850°C, (b) 825°C.

室温から 400°C の巻き取り温度範囲でほとんど変化しなかつた。この結果から巻き取り温度は鋼種によりわずかに異なるが 200°C 以下にする必要のあることがわかる。

Fig. 4 に強度、伸びバランスが良好な A_{r3} 点直上仕上げ材の TS と El に対する各基本成分の影響をまとめた。C の TS 上昇効果は著しく反面 El を低下させる。本実験材の第二相形態は、二相域焼鈍材のように弱冷中に二次的フェライトの析出¹⁾に続き安定 γ からマルテンサイトが微細に形成した組織とやや異なり、第二相が塊状に粗く分布する特徴があり、とくに C 量が増すと Photo. 4 に示すように第二相は分率の増加に加え、ブロック状に粗大化する傾向があつた。上記 TS, El の変化はこのような組織変化に良く対応している。Si は 0.1% 当たり約 1 kgf/mm² の TS 上昇をもたらすが、El の変化はわずかである。Si 増加で組織はやや細粒化するが第二相の分率や分布はほとんど変わらず、フェライト

マトリックスの性状が Si による強度延性の変化に関与している。Mn は添加量にしたがい一様に強度を上げるが、El は 1.1~1.5% 範囲では変化しなかつた。

降伏比の成分及び仕上げ温度依存性を Fig. 5 にまとめた。今 0.60 以下の YR を複合組織鋼に要求される 1 特性と考えると、C はこれを満たす仕上げ温度範囲への影響は小さい。しかしその温度域は A_{r3} 点の変化に関連し C 増加で低温に移る。Si はとりわけ仕上げ温度上限を上げ限界範囲を拡大させた⁴⁾。一方 Mn の増加はその範囲を狭くする傾向があり、とくに 0.07C-0.5Si-1.07Mn 鋼では 0.60 以下の YR は得られず他の成分に応じた Mn の必要下限値が存在する²⁾。Mn 量の低下により第二相の量的減少とマルテンサイトに代わりベイナイトが形成し、鋼の焼入性不足から満足な複合組織が得られないことに対応する。ところで YR からみた適正仕上げ温度域と適切な F+M 組織や延性からみた仕上げ温度域は必ずしも一致しない。材質面から適正な

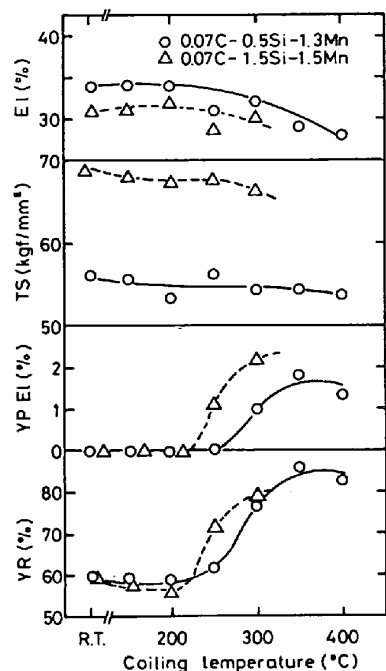


Fig. 3. Effect of coiling temperature on the tensile properties; Finishing temperatures of 0.5%Si steel and 1.5%Si steel were 800°C, respectively.

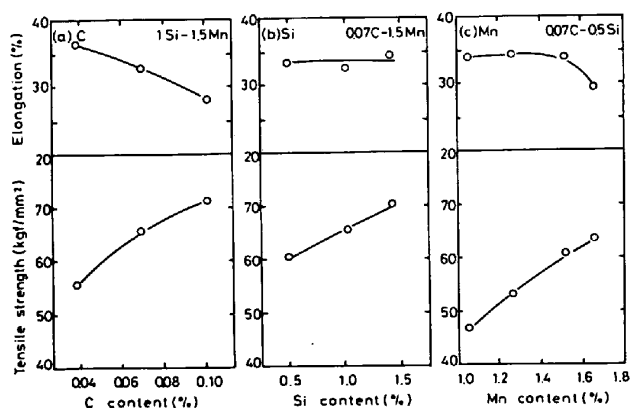


Fig. 4. Effects of C, Si and Mn content on tensile strength and total elongation.

仕上げ温度範囲を評価するのは、強度延性が仕上げ温度とともに連続的に変化しているだけに難しく、以下適切なF+M組織が得られる条件を前提に議論を進める。Fig. 5にはこのF+M組織が形成される範囲をハッチングで併示した。0.60以下のYRの範囲に比べかなり狭くなるが、成分の影響はYRの場合と傾向的に一致し、とくにSi増加は適正仕上げ温度範囲を拡大する。なお仕上げ温度の下限はAr₃点に対応する。

3.2 オーステナイトの変態挙動と加工およびSiの影響

Fig. 6にCCT図のγ低温域の加工による変化を1.0%Si鋼について示す。γの加工はCCT図を短時間側に移行させ、Ar₃点を上昇させる¹²⁾¹³⁾。重要なことは加工によりフェライト変態が急速に進むが、本鋼種では

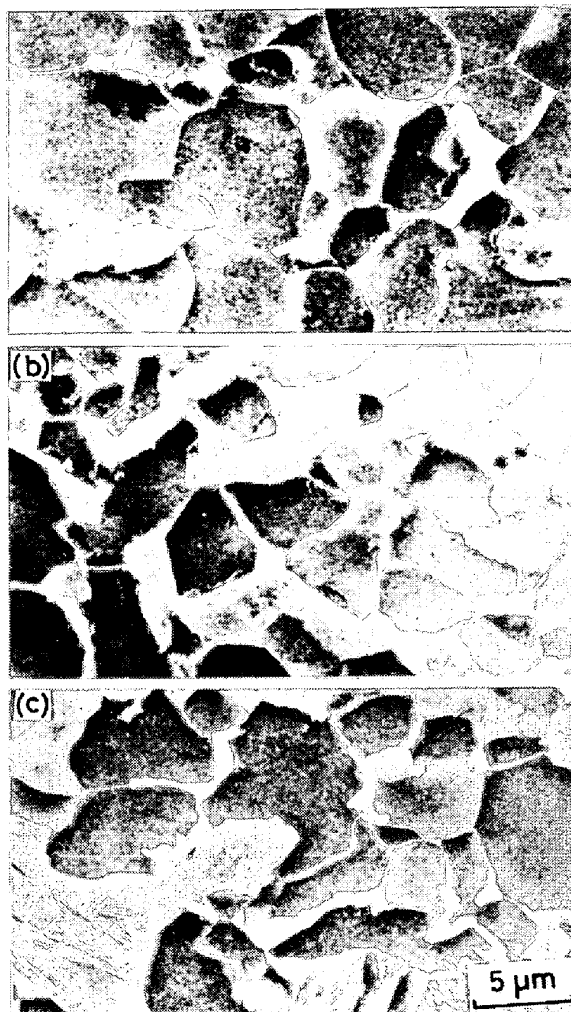


Photo. 4. Microstructural change with C content; C-1.0Si-1.50Mn steel, finishing temperature 825°C, C contents (a) 0.04%, (b) 0.07%, (c) 0.10%.

単相γからの連続冷却である限り、本熱延実験のような高冷却速度下ではF+B組織になることである。このことは最終的にF+Mの満足な二相組織を得るためには一度αを析出分離させ安定化した未変態γをマルテンサイト化する必要があることを示唆している。

Fig. 7はAr₃点に及ぼす加工温度の影響を示す。加工後の冷却速度は10°C/sである。本図には焼準材(加工なし)のAr₃点も併示した。Ar₃点は加工が低温ほど上昇する。高Si材は加工の有無によらずAr₃点は高温にあるが、Ar₃点の加工温度依存性は逆に小さい。本実験でのAr₃点の最大上昇量は焼準材に比べ0.5Si鋼で約50°C、1.5%Si鋼で約25°Cであった。

フェライト生成速度に関する二、二の実験結果をつぎに示す。Fig. 8は図中に示すような加工-急冷-恒温保持-急冷の熱加工サイクルのもとで得られたポリゴナルフェライト分率と保持時間の関係を示す。各温度での保持中のα分率変化は小さく、保持温度の低下でα分率は

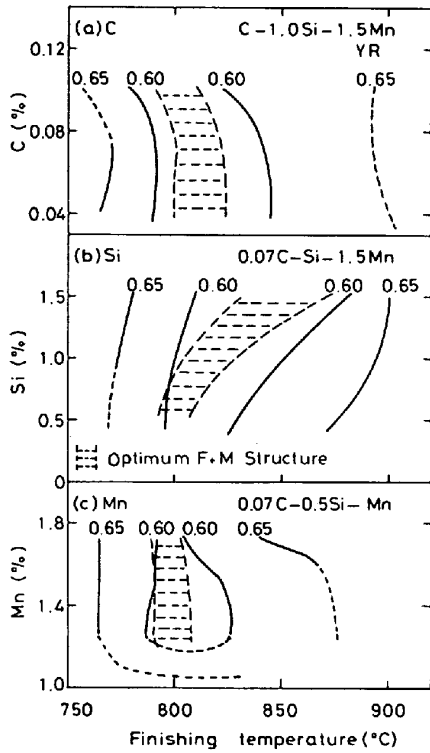


Fig. 5. Dependence of yield ratio on chemistry and finishing temperature and obtainable range of ferrite and martensite structure.

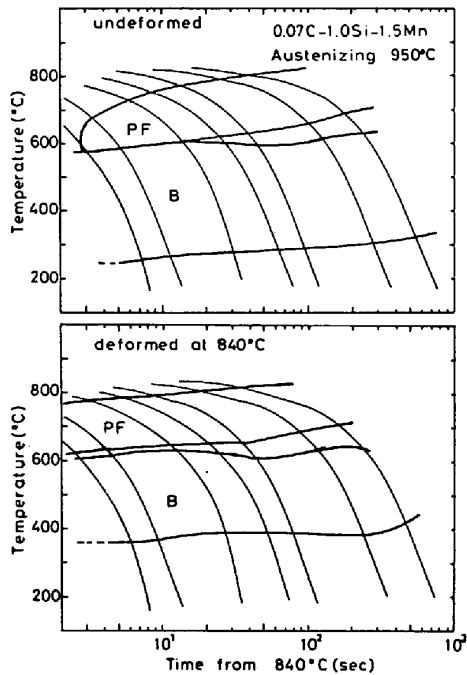


Fig. 6. CCT diagrams of deformed and undeformed austenites of 1.0%Si steel.

わずかに増大する。 Fig. 8 で加工後直ちに室温まで急冷した際は F + B 組織で、約 60% のフェライトは冷却中に生じているが、恒温保持材は F + M 組織であった。このことを考慮すると 750°C 保持での α 量は約 75%

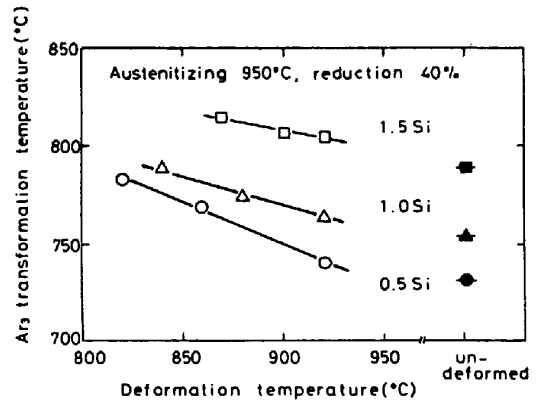


Fig. 7. Effect of deformation temperature on Ar_3 transformation temperature.

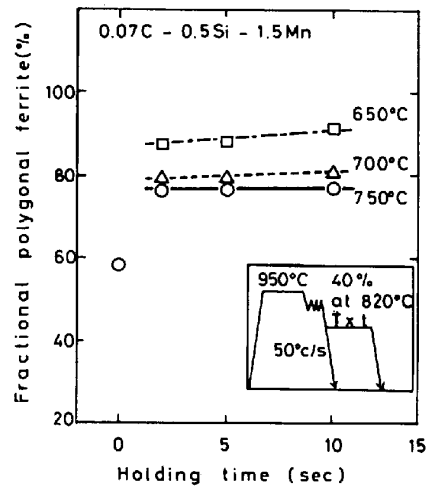


Fig. 8. Effects of isothermal holding temperature and time on the fractional polygonal ferrite.

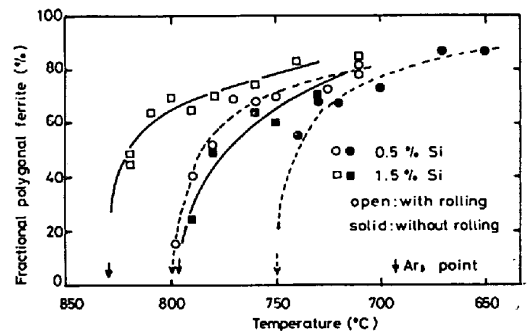


Fig. 9. Progress of gamma-to-alpha transformation of deformed or undeformed austenite during air cooling; Rolling reduction was 50% in one pass rolling.

であり、この値は 0.07% C 鋼で変態が完了した際の全フェライト量の約 80% に相当するので、 Ar_3 点 (本鋼では 785°C) よりもわずかに低温の保持温度においても数秒の内に 80% 以上のフェライト変態が進行すると思われる。

Fig. 9 は 1 パス実験の空冷中のフェライト生成状況

を示す。γの加工で0.5及び1.5%Si鋼でおおの約50°C及び30°CのAr₃点の上昇があり、熱間圧縮試験結果と良く一致する。Ar₃点下30°Cの内にフェライトが急速に生成され、その後の温度降下の際の変態速度はしだいに遅くなる。この空冷の温度降下に伴うフェライト生成は、γの加工の有無やSi量によらずほぼ同じ挙動を示した。

4. 考 察

4.1 複合組織の形態と強度、延性

本実験では仕上げ温度の変化により大別してF+B組織、F+M組織、さらにこれにサブ結晶粒が形成した加工フェライトの混在する組織が、硬化第二相分率の広範囲に変化した状況で得られ、それに対応して強度-延性バランスが大幅に変化した。Fig. 10にSi量の異なる3鋼種についてTS×EL値と第二相分率との関係を示した。この場合いずれの鋼も低温仕上げ材ほど第二相分率は少なく、また30%以上の第二相はベイナイトが主体であった。TS×EL値は20%付近の第二相分率においてSi量によらず最大であり、複合組織鋼の最適第二相量としては比較的多い¹⁴⁾。これはすでに述べたように本実験材では第二相の分散度が比較的小さく塊状に形成する傾向にあることと関連すると思われる。約20%のマルテンサイト分率は硬化相の均一分布状態が維持され、延性を劣化させずに強化が達成される限界の二相組織に対応すると理解される。なお本図にはAr₃点下の仕上げ材のデータを示しているが、その強度延性バランスは必ずしも良くない。

ベイナイトが形成する場合には、旧γ粒界に沿ってフェライトが優先的に生成した後、未変態γが粗大な塊状ベイナイトに変態する。そしてその分率の増大とともに強度延性バランスは急激に低下する。このF+B組織形

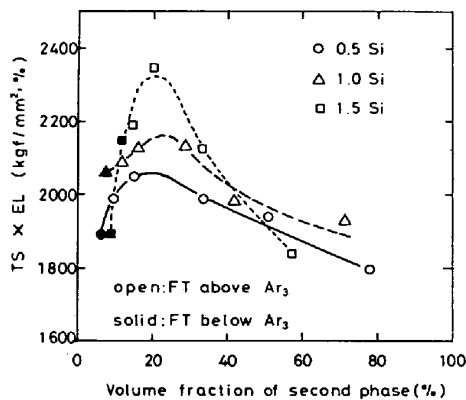


Fig. 10. Effects of volume fraction of second phase and Si content on the product of tensile strength and elongation.

成による大きな延性低下は、引張変形時ネットワーク状の軟質フェライト層へのひずみ集中が主因と考えられる。

4.2 適正熱延条件と組織形成

本実験から単相γからの連続冷却の場合かなりの高冷却速度(〜80°C/s)でもBまたはF+B組織が形成され、一方フェライトはAr₃点下狭い温度降下量の内に急速に生成されることがわかった。これらの結果から適切なF+M組織を得るには一度α+γ分離をなし、安定化した未変態γをランナウトで急冷マルテンサイト化する必要があると推察された。すなわち理想的に適正二相組織形成がなされる仕上げ温度の上限は、極言すれば仕上げ後急冷開始までの空冷中に鋼板温度がAr₃点を切るか否かにより決定されるといえる。本複合組織鋼の組織形成過程はCCT図との関連で模式的にFig. 11のように示される。圧延仕上げ後の空冷を経て温度T₁から巻き取り温度まで急冷されるが、Ar₃点-T₁間で急速にフェライトが生成し、未変態γは安定化し焼入性が向上する。ただしこの際の成分濃化はCのみであり、SiやMn等は関与しない。このことはXMAによる線走査分析から確認された。温度T₁はAr₃点以下10〜20°Cであれば、フェライトの生成可能量から十分である。このT₁を確保するにはAr₃点直上の仕上げでは短時間の空冷でよいが、仕上げ温度が高い場合にはAr₃点がそれに応じて低下するため、空冷時間は二重の意味で長時間にする必要がある。適正仕上げ温度の上限は熱延ラインの中で採りうる空冷時間において、T₁温度が確保できる条件に支配される。

つぎに巻き取り温度の上限について検討する。HANSENら¹⁵⁾は二相鋼での低降伏比は基本的にマルテンサイトの形成で導入されたマトリックスフェライト中の可動転位に基づき、この可動転位がCにより完全に固着され

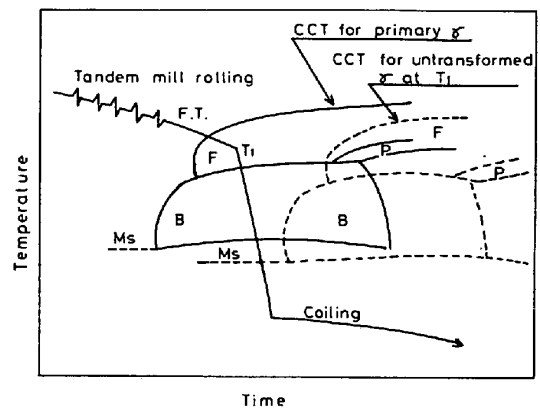


Fig. 11. Schematic illustration of CCT diagram of as-hot rolled dual phase steel.

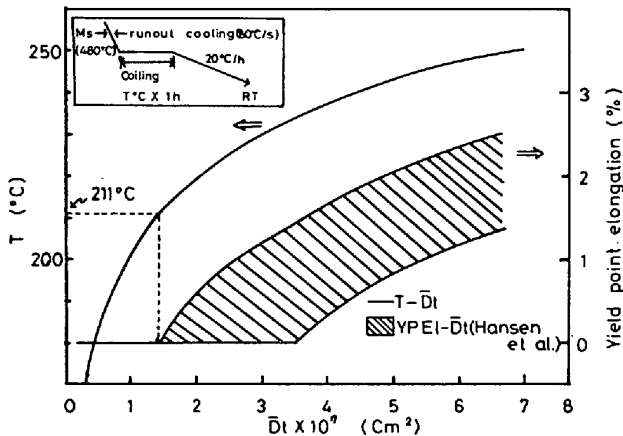


Fig. 12. Relationships among carbon diffusion and yield point elongation and coiling temperature; Solid line was calculated using the heat cycle shown in the figure.

れば降伏点が生じるとして種々の熱サイクルにおける降伏比の変化を統一的に整理している。この考えに従い熱延プロセスで巻き取り温度を変化させた場合のC拡散の計算結果を Fig. 12 に示す。ハッチングは HANSEN らが求めた降伏点伸びと Ms 点 (480°C) 以下での $\bar{D} \cdot t$ との関係である。 \bar{D} は C の拡散定数で $D = 0.020 \exp(-10115.75/T)$ (cm^2/s)¹⁶⁾ を用い、 t は時間 (s) である。 $\bar{D} \cdot t$ が $1.7 \times 10^{-7} \text{cm}^2$ 以下において全く降伏点伸びはみられず低降伏比である。一方実線は図中に示す熱延熱履歴での巻き取り温度と $\bar{D} \cdot t$ の関係であり、HANSEN らの降伏点伸びに関する臨界条件は 211°C の巻き取り温度に対応した。このC拡散の計算においてランナウト急冷過程の $\bar{D} \cdot t$ への寄与は極めて小さい。巻き取り上限温度は材質特性として低降伏比が得られる条件により決定されるが、Fig. 12 の結果は巻き取り温度による降伏比変化と良く一致することから、巻き取り限界条件は巻き取り後の徐冷過程におけるC拡散に支配されることができると考えることができる。ところで HANSEN らのデータで臨界 $\bar{D} \cdot t$ 値にかなりの幅がみられるのは、全実験熱サイクルにおいて一率に Ms 点を一定としたことや、第二相の分率や分布状態の違いに基づく可動転位の密度や分布の差、またそれによる引張変形時のひずみ集中とその可動転位との相互作用の差などを考慮していないことに基づくと思われる。Fig. 3 における2鋼種間での降伏比や降伏点伸び挙動のわずかな巻き取り温度依存性の差は上記後者の効果に起因すると考えられる。0.5%Si 鋼の第二相分率は 1.5%Si 鋼のそれよりやや大きい事実から可動転位密度の増大、変形時のひずみ集中の増大をとらなつて、より高温まで低降伏比が維持されたと考えられる。

4.3 適正仕上げ温度範囲の Si による拡大とランナウト冷却からの検討

実際の熱延プロセスでは仕上げ温度のある程度の変動は不可避であり、仮に一定温度に厳密に管理された場合でもコイルの幅方向とりわけエッジ部や長手方向のエンド部の温度降下は避け得ない。このような状況下で Si は材質面のみならず適正仕上げ温度範囲を拡大し工業的に有用である。この Si の適正範囲の拡大効果は以下のように考えられる。適正な F + M 組織を得るための仕上げ下限温度は Ar_3 点であり、一方上限は圧延後最終急冷までにとり得る空冷中に鋼板が Ar_3 点を切れる条件にはほぼ対応する。仕上げ温度が上昇すると同時に Ar_3 点も低下するためその分だけ一定の空冷温度降下の中で許される仕上げ温度上昇量は減少する。高 Si 材は仕上げ温度上昇による Ar_3 点の低下が少ないためそれだけ余分に高い仕上げ温度が許容され、適正仕上げ温度範囲が拡大することになる。

ところで高 Si 材ほど Ar_3 点の加工温度依存性が小さいが、以下この点を r の加工-回復挙動と加工エネルギーの観点から検討してみた。Fig. 13 は Si 量の変化した3鋼種の断続的二段階圧縮試験による加工間の軟化挙動を示す。軟化度 X_s は次式で整理した。

$$X_s = (\sigma_m - \sigma_1) / (\sigma_m - \sigma_0)$$

ここで σ_0 , σ_1 はそれぞれ第1段及び第2段加工時の降伏応力、 σ_m は第1段の最高応力である。

X_s は加工温度の上昇あるいは加工間時間の増大とともに増大するが、Si 量による軟化挙動の差は認められない。このことは加工条件、加工後の熱履歴が同じであれば加工後残留ひずみエネルギーは Si 量によりあまり差のないことを示している。つまり高 Si 鋼ほど Ar_3 点の加工温度依存性が小さいことは、本来自由エネルギー的に $r \rightarrow \alpha$ 変態しやすく、フェライト変態の促進に対しひずみエネルギーの寄与が相対的に小さいためと理解される。なお Ar_3 点は加工-再結晶で細粒化した場合も

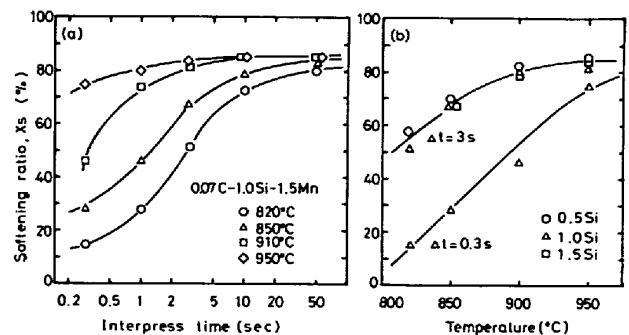


Fig. 13. Softening characteristics in two step deformation testing; Austenitizing temperature 950°C, prestrain (first compression strain) 40%.

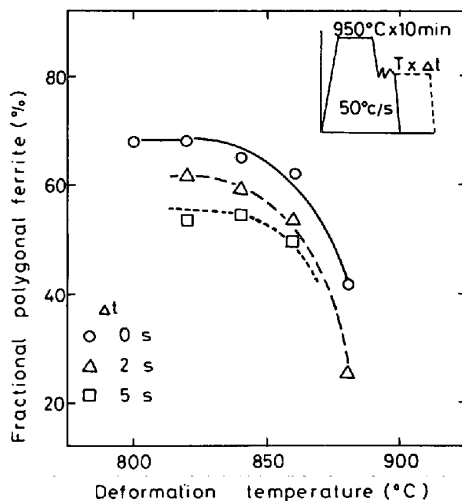


Fig. 14. Effects of deformation temperature time on the fractional polygonal ferrite. 0.07C-0.5Si-1.5Mn steel.

上昇する可能性があるが、加熱温度により初期 γ 粒度を変えた別実験で Ar_3 点に対する γ 粒度の影響は小さく、本実験条件内でそれは重要な因子ではなかつた。

熱延プロセスでの制御因子の変動や制約条件についてはすでに述べた。この状況下でランナウト冷却面から本複合組織鋼の安定製造、組織均一化法について検討した。フェライト変態の加工による促進効果は上述のように主に変態開始前のひずみエネルギー、すなわち加工後の回復量に律速されているので、より高温の加工でも急速冷却により γ の静的回復を抑制できれば、低温加工と同等のフェライト変態の促進効果がみられるはずである。Fig. 14はその確認実験結果であり、 γ 域の種々の温度で加工恒温保持後急冷して得られたポリゴナルフェライト量に対する加工温度と恒温保持時間の影響を示す。加工温度が低くかつ短時間保持ほど多量のフェライトが生成し、短時間保持ほど高温の加工までフェライト変態の促進効果が維持される傾向がある。ただ本実験のように加工温度から単一に急冷した時の生成フェライト量は二相組織鋼として十分でなく、また第二相もベイナイトである。従つて高温加工-急冷後 Ar_3 点以下のベイナイト変態が生じない温度域で数秒以上の空冷あるいは弱冷による $\alpha+\gamma$ 分離と未変態 γ のコンディショニング、すなわちその温度での所要フェライト生成とそれともなう γ の安定化が必要と考えられる。つまり最適冷却法は仕上げ圧延後直ちに Ar_3 点以下、約 600°C 以上の温度領域に急冷し、いつたん空冷過程を経た後巻取温度まで再度急冷する「Step Controlled Cooling」を意味する。この制御冷却法の組織形成、材質特性面での優れた効果は工場試験でも一部確認されている¹⁷⁾。この

方法は適正仕上げ温度の上限を一層拡大させ、極低温巻き取り法による複合組織鋼の安定製造を可能にし、中間の弱冷過程において組織の鋼板全体にわたる均一化や前段急冷で生じた鋼板内の温度差の復熱による解消、またこの結果最終ランナウト急冷時に鋼板温度の不均一による冷却ひずみを防止できるなどの諸効果が期待でき、工業的に非常に有用と考えられる。

5. 結 言

G-Si-Mn系の単純成分鋼の極低温巻取法による熱延複合組織鋼の組織と引張性質に及ぼす熱延条件及び基本成分の影響を調査し、同時に加工された γ の変態挙動を調査して、主に組織形成面からその適正製造条件を検討した。得られた結果はつぎのとおりである。

(1) 0.04~0.10% C, 0.50~1.50% Si 及び 1.2~1.7% Mnの基本組成をもつ鋼を Ar_3 点以上かつその近傍で仕上げ、 200°C 以下で巻き取ることにより、降伏比0.60以下のF+M組織から成る複合組織鋼が得られる。Cは第二相量の増大により大幅な強度上昇をもたらすが延性を低下させる。Mnは基本の焼入性向上元素として1.2%以上が必要である。Siは強度延性特性の向上に有効で、適切なF+M組織形成からみた適正仕上げ温度域をとくに上限温度の上昇を通じ拡大させるがその効果はそれほど大きくない。

(2) γ の加工はフェライト変態を促進させ、その結果 Ar_3 点を上昇させる。本実験での加工による Ar_3 点の最大上昇量は、焼準相当の加工なし材に比べ0.5% Si鋼で約 50°C 、また1.5% Si鋼で約 25°C であり、高Si材ほど Ar_3 点の加工温度依存性が小さかつた。

(3) 加工された γ からの α 変態速度は Ar_3 点近傍の温度において極めて速く、 Ar_3 点から $20\sim 30^\circ\text{C}$ の温度降下の内にC量に依存して変態可能なフェライト量の80%以上が生成する。 Ar_3 点以下の温度降下に伴うフェライト生成に対しSi量の影響はほとんどなかつた。

(4) 単相 γ からの連続冷却では約 $80^\circ\text{C}/\text{s}$ でもF+B組織であり、適切なF+M組織は高温での $\alpha+\gamma$ 分離後の安定化した γ を急冷することにより得られる。従つて適正仕上げ温度の上限は圧延後最終急冷間のとり得る空冷温度降下内に鋼板温度が Ar_3 点を切れる条件にほぼ対応する。高Si材は仕上げ温度上昇による Ar_3 点の低下が小さくその分だけ上記条件から許容される仕上げ温度を上昇でき、適正仕上げ温度域が拡大すると理解される。

(5) 巻き取りの上限温度は低降伏比が達成される条件に対応し、マルテンサイト形成で導入された可動転位

が巻き取り後完全固着される機構で、C拡散により律速されると考えられる。

(6) α 変態の促進効果は主に加工回復後残存したひずみエネルギーに依存し、より高温加工でも静的回復を阻止すればこの促進効果が期待できる。このことから熱延仕上げ後急冷-放冷-急冷サイクルの二段冷却制御により、一層高温仕上げで適正二相組織形成が可能と考えられる。

終わりに本論文の発表を許可していただいた技術研究所羽鳥幸男所長ならびに多くの実験を遂行していただいた富岡邦和君に深甚なる感謝の意を表します。

文 献

- 1) T. FURUKAWA, H. MORIKAWA, H. TAKECHI, and K. KOYAMA: Proc. of Structure and Properties of Dual Phase Steels, AIME (1979), p. 304
- 2) 古川 敬, 森川博文, 遠藤道雄: 鉄と鋼, 65 (1979), A 189
- 3) 細谷佳弘, 西本昭彦, 中岡一秀: 鉄と鋼, 66 (1980), S 581
- 4) 加藤征四郎, 鈴木謙一, 江坂一彬, 豊田一臣, 中村隆彰, 早野 成: 鉄と鋼, 67 (1981), S 538
- 5) 須藤正俊, 岩井隆房: 鉄と鋼, 66 (1980), S 1231
- 6) 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), S 1234
- 7) 古川 敬, 遠藤道雄: 鉄と鋼, 67 (1981), S 532
- 8) 伸び値におよぼす試験片の寸法効果, データシートシリーズ (1973) [日本鉄鋼協会]
- 9) C. OUCHI, T. OKITA, T. ICHIHARA, and Y. UENO: Trans. ISIJ, 20 (1980), p. 833
- 10) 橋本嘉雄, 渡辺国男, 佐藤豊彦: 鉄と鋼, 66 (1980), S 1236
- 11) G. S. HUPPI, D. K. MATLOCK, and G. KRAUSS: Script Met., 14 (1980), p. 1239
- 12) 大内千秋, 三瓶哲也, 小指軍夫: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 143
- 13) 加藤俊之, 高橋 功, 入江敏夫, 西田 稔, 間野純一: 鉄と鋼, 67 (1981), S 533
- 14) K. NAKAOKA, K. ARAKI, and K. KURIHARA: Proc. of Formable HSLA and Dual-Phase Steels, AIME (1979), p. 126
- 15) S. S. HANSEN and R. R. PRADHAN: Paper presented at Symp. on Fundamentals of Dual-Phase Steels (1981) AIME, to be published.
- 16) P. G. SHEWMON: Diffusion in Solids (1963), p. 30 [McGraw-Hill, New York]
- 17) 間野純一, 佐伯真事, 森田正彦, 西田 稔, 田中智夫, 加藤俊之, 青柳信男, 山田信男: 鉄と鋼, 67 (1981), S 1189