

© 1986 ISIJ

複合組織型高強度冷延鋼板の降伏挙動におよぼす組織因子の影響

論文

塚谷 一郎*・須藤 正俊*2

Influence of Microstructure on Yielding Behavior in Continuous-annealed Multi-phase High-strength Sheet Steels

Ichiro TSUKATANI and Masatoshi SUDO

Synopsis :

This report describes the influence of microstructure on the yielding behavior of continuous-annealed multi-phase sheet steels. A series of 0.05% carbon steels with various manganese contents were intercritically annealed at 800°C for 2 min and then quenched at various cooling rates ranging from 10 to 1 000 °C/s. Some steels were given a pre-heat-treatment at 750°C for 3 h.

It was observed that the minimum volume fraction of martensite to achieve continuous yielding was dependent on ferrite grain size, solute carbon content in α -iron and the size of martensite. The decrease in solute carbon content was closely related to the decrease in yield ratio for steels in which yield-point elongation, due to the presence of martensite, was below 2%. The solute carbon was thus found to be one of the major structural factors that control yield ratio in the multi-phase steels.

1. 結 言

自動車の安全対策や燃費改善のための軽量化対策として、種々の高強度鋼板が開発され、徐々にその適用用途が拡大している。この代表例は Dual-phase 鋼板（以下、D. P. 鋼板と略記する場合がある）や P 添加 Al キルド冷延鋼板である。D. P. 鋼板が注視されるのは従来の高強度鋼板に比較して高延性、低降伏比で、かつ急冷ままで降伏伸びが現れないという材料特性を有するからである^{1)~4)}。近年、さらに D. P. 鋼板の欠点である低伸びフランジ性や低 r 値を改善した鋼板が報告されている^{5)~8)}。著者らは D. P. 組織を構成する マルテンサイト相の大半をベイナイト相に置換したフェライト-ベイナイト（-マルテンサイト）組織冷延鋼板が r 値、伸びフランジ性および深絞り成形後の靱性に優れることをみいだした⁹⁾。

D. P. 鋼板の大きな特徴である低降伏比や連続降伏を説明するため、マルテンサイト変態に伴う体積膨脹によつて生成した (a) 可動転位による説^{9)~12)}、(b) 内部応力による説¹²⁾¹³⁾ などが提案されている。低降伏比や連続降伏に対してマルテンサイトの存在とともにフェライトの特性の重要性が示唆されているにもかかわらず¹⁴⁾¹⁵⁾、得られているデータは 2, 3 の例を除きマルテ

ンサイト体積率に関するもののみである。最近、マルテンサイト変態に伴うフェライトの優先降伏域の存在や¹⁶⁾、マルテンサイトとフェライトの粒数比、硬度比¹⁷⁾ のようなフェライトの特性との関連からも D. P. 鋼板の降伏挙動を説明しようという試みがなされているが、まだ十分解明されたとはいえない。そこで、本報告ではおもにフェライトなどの組織因子に注目して複合組織型高強度冷延鋼板の降伏挙動について検討した。

2. 実験方法

2.1 供試材

供試材の化学成分を Table 1 に示す。電解鉄を原料とし、低炭素鋼を基本に Mn 量を 0.3~1.5% まで変化させた約 90 kg の鋼を真空溶製した。鋼塊を皮削り、鍛造および粗圧延により厚さ 20 mm の素材とした。

Table 1. Chemical compositions (wt%).

	C	Si	Mn	P	S	Al	N
S1	0.05	0.20	0.30	0.047	0.002	0.046	0.005
S2	0.04	0.21	0.56	0.056	0.012	0.048	0.003
S3	0.05	0.20	0.69	0.051	0.014	0.049	0.002
S4	0.04	0.20	0.94	0.046	0.002	0.037	0.008
S5	0.04	0.19	1.14	0.046	0.007	0.017	
S6	0.05	0.20	1.47	0.048	0.001	0.051	0.006

昭和 59 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 60 年 2 月 18 日受付 (Received Feb. 18, 1985)

* (株)神戸製鋼所材料研究所 (Materials Research Laboratories, Kobe Steel, Ltd., 1-3-18 Wokinohama-cho Chuo-ku Kobe 651)

*2 (株)神戸製鋼所技術情報企画部 (Technical Information & Planning Department, Kobe Steel, Ltd.)

1200°C×1h 保持後、3.2mm^t まで2パスで熱延した。つぎに組織因子を変えるため以下のような処理を行った。

(a) 連続焼鈍に先立ちバッチ焼鈍を行った場合には熱延後室温まで放冷し、酸洗のち0.8mm^t まで冷延した。その後、750°C×3h (加熱速度: 25°C/h) のバッチ焼鈍を行った。さらに連続焼鈍をシミュレートするため800°Cに保持されているソルトバス中に2min保持したのち、700°Cまで空冷 (冷却速度: 約10°C/s) し、その温度から衝風冷却 (約20°C/s)、シャワー冷却 (約50°C/s)、油冷 (約200°C/s) および水冷 (約1000°C/s) で室温まで急冷した。(以下、この処理を行ったものをサイクルA材と称す。)

(b) 熱延後、巻取りをシミュレートするため700°C×1h 炉冷の熱延板処理を行ったのち、0.8mm^t まで冷延した。さらにサイクルA材と同様な連続焼鈍を行った。(以下、この処理を行ったものをサイクルB材と称す。) 熱処理後、調質圧延なしで引張試験を行った。

2.2 確性試験

組織観察は圧延方向に平行な断面にて行った。組織の同定はLePera試薬にてエッチ後、光顕さらに電顕観察を併用して行った。低温変態生成物体積率はQ. T. M.を用いて測定した。なお以下において、フェライトをF、もしくは α 、マルテンサイトをMもしくは α' 、ベイナイトをB、さらにパーライトをPと略記する場合がある。

引張試験はJIS 13号B試験片を用いて行った。

フェライト相中の固溶炭素量([C])は横振動型内部摩擦測定装置を用い、測定温度範囲: 20~200°C、周波数: 約350Hzの条件のもとで求めた。

残留オーステナイト(γ)量はローターフレックス型X線回折装置を用いて、 $\gamma(220)$ と $\alpha(200)$ の積分強度比および $\gamma(200)$ と $\alpha(211)$ の積分強度比などより求めた¹⁸⁾。

3. 実験結果

3.1 複合組織化におよぼすMn量および連続焼時冷却速度の影響

Fig. 1にMn量および連続焼時冷却速度を関数とする組織変化を示す。低Mn量-低冷却速度領域ではF+P組織もしくはF+B組織である。Mn量および冷却速度を増加するとF+B+M組織へ、さらにF+M組織へと変化する。このような組織変化はサイクルAとサイクルBではほとんど差がない。Fig. 2に1.5%Mn鋼の α' 体積率(含、残留 γ 相)と連続焼時冷却速度の関係を

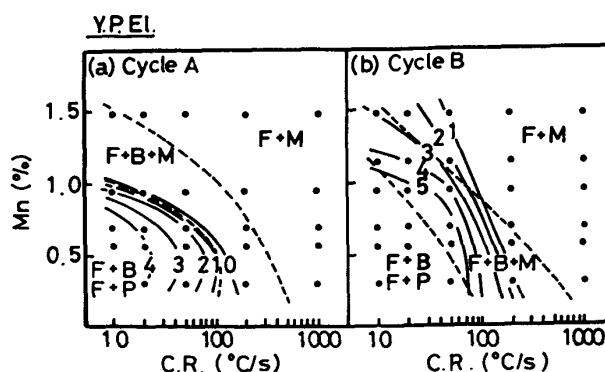


Fig. 1. Changes in yield-point elongation and microstructure as functions of manganese content and cooling rate after intercritical-annealing at 800°C for 2 min.

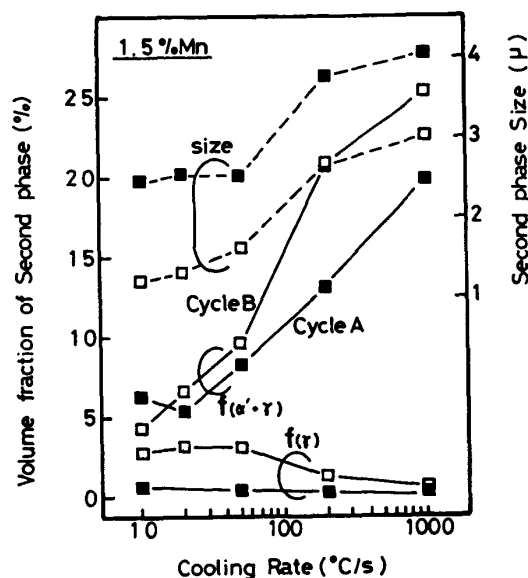
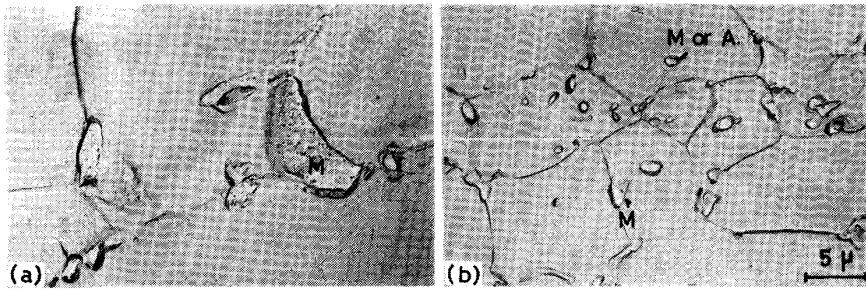


Fig. 2. Changes in second-phase volume fraction and second-phase size in 1.5% manganese steel as a function of cooling rate after intercritical-annealing.

を示す。サイクルAおよびBとも冷却速度の増大につれて α' 体積率が増加する。その程度はサイクルBの方が大きく、高冷却速度域では高い α' 体積率を示す。

つぎに1.5%Mn鋼を800°C×2min焼鈍後、50°C/sの冷却速度で冷却した場合の二段レプリカ組織の一例をPhoto. 1に示す。サイクルAでは α 粒径が大きく、粒界に大きな α' 相が認められた。これに対して、サイクルBでは α 粒径も小さく、比較的小さい第二相が認められた。Fig. 2に併記したように、この第二相サイズは冷却速度の増加につれて増大する。同一冷却速度で比較した場合、サイクルBの第二相はサイクルAのものより1 μ m以上小さく、低冷却速度域では2 μ m以下である。なお α 粒径は前処理の有無(サイクルA, B)に依存し、Mn量にはほとんど依存しない。サイクルA材



(a) Cycle A (7.6%M+0.6%A)
 (b) Cycle B (6.7%M+3.0%A)
 Photo. 1. Examples of electron micrographs of two-stage replicas of 1.5% manganese steel intercritically annealed at 800°C for 2 min, air-cooled to 700°C and then quenched to room temperature at a cooling rate of 50°C per second.

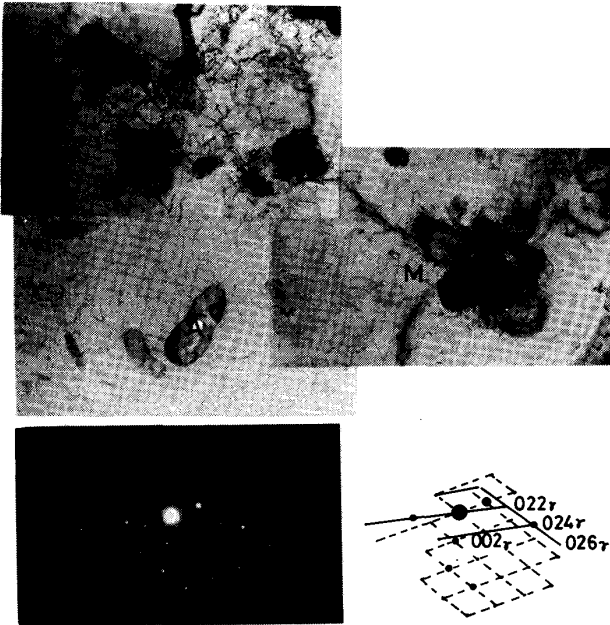


Photo. 2. Transmission electron micrograph of 1.5% manganese steel of cycle B intercritically annealed at 800°C for 2 min, air-cooled and then quenched to room temperature at a cooling rate of 50°C per second.

の α 粒径は 12~16 μm , 一方サイクルB材の α 粒径は 6~7 μm である。

1.5%Mn 鋼のサイクルBで認められた第二相は Photo. 1 に示したように粒内, 粒界を問わず点列状に存在する。そこで, これを透過電顕で観察した結果を Photo. 2 に示す。 α 相地に α' 相と残留 γ 相が混在している。 α' 相の大部分はラス型で, 一部双晶型が認められた。 α' 粒周辺の α 相中には転位群や等傾角干渉縞が見られた。この転位群は α' 変態にひずみによって生じたものであり, また等傾角干渉縞は α' 変態による弾性応力場の存在を示唆している¹³⁾。また残留 γ 相は Fig. 2 に示したように低冷却速度域で約 3% 存在し(サイクルB材), 冷却速度の増加とともに減少する。

連焼前の組織を調査した。サイクルAの連焼前組織である 750°C×3 h バッチ焼鈍後の組織はラメラの発達したパーライトである。これを $\alpha+\gamma$ 温度域に加熱する

とパーライト部が優先的に γ 化し, 急冷によつて α' 相に変態する。一方, サイクルBの連焼前組織である熱延板のパーライトはロッド状および球状のセメントイトより成る。冷延によつてセメントイトは点列状に分布する。 $\alpha+\gamma$ 温度域に加熱すると点列状に分布したセメントイト粒子を核に γ 化し, 急冷により α' 相等に変態する。

3.2 機械的性質

3.2.1 急冷まま材

Fig. 1 には Mn 量および連焼時冷却速度を関数とする降伏伸び変化を併記した。サイクルAの F+B 組織領域では Mn 量および冷却速度の増加に伴い降伏伸びが減少し, 少量の α' 相の導入によつて (F+B+M 組織) 降伏伸びが零になる。このことはサイクルAでは降伏伸びの消失が少量の α' 相の存在で達成され, またベイナイト相にも降伏伸びを減少させる効果があることを示している。これに対し, 組織変化が前述のごとくサイクルA材とはほぼ同様であるにもかかわらず, サイクルB材の連続降伏化にはより高 Mn 量および高冷却速度を必要とする。たとえば, 1.5%Mn 鋼の F+M 組織領域でも降伏伸びが認められる。

連続焼鈍後の降伏伸び値を α' 体積率で整理した結果を Fig. 3 に示す。サイクルAでは α' 体積率の増加に

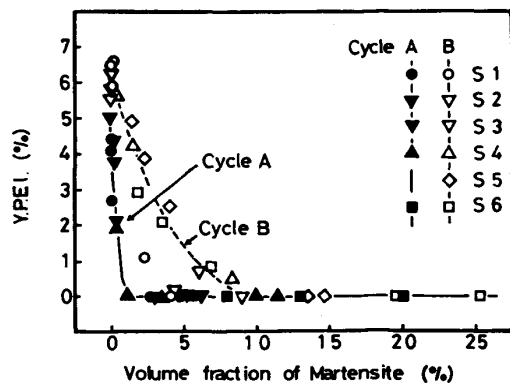


Fig. 3. Relationship between yield-point elongation and volume fraction of martensite.

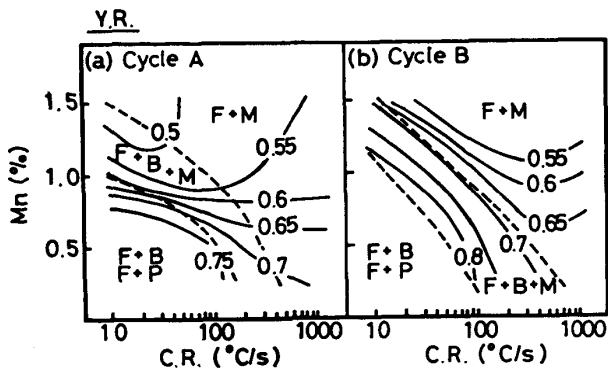


Fig. 4. Change in yield ratio (Y.R.) as functions of manganese content and cooling rate after intercritical annealing.

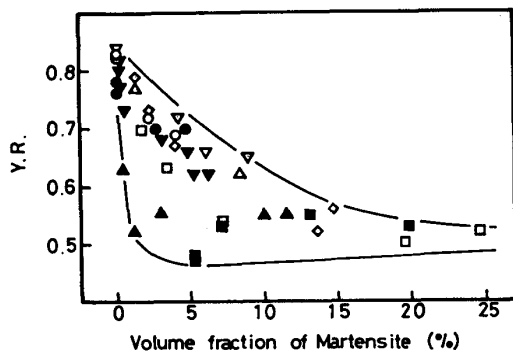


Fig. 5. Relationship between yield ratio (Y.R.) and volume fraction of martensite. (Symbols are the same as in Fig. 3)

伴い降伏伸びは急激に減少し、2%以上の α' 相の存在で連続降伏化する。一方、サイクルBでは多量の α' 相を必要とし、降伏伸びの消失は約8%の α' 体積率で達成される。

つぎにMn量および連続時冷却速度を関数とする降伏比変化をFig. 4に示す。低Mn量-低冷却速度のF+P組織もしくはF+B組織領域で高い降伏比を示す。サイクルAの低Mn量域では降伏比は冷却速度や組織に依存せずMn量の増加とともに低下する。高Mn量域では冷却速度の減少につれて降伏比が低下する。サイクルBではMn量および冷却速度の増加によるF+B+M組織化、さらにF+M組織化に伴って降伏比が低下する。F+M組織領域では降伏比はMn量に依存し、Mn量の増加とともに低下する。以上のようにサイクルAとBとでMn量および冷却速度の増加に伴う降伏比の変化傾向が異なり、またサイクルAの方が低い降伏比を示す。

Fig. 5に降伏比と α' 体積率の関係を示す。 α' 体積率の増加につれて降伏比は低下する傾向を示す。したがって α' 体積率は複合組織鋼板の降伏比を支配する因子の一つであるといえる。しかしながら、ばらつきが大きい

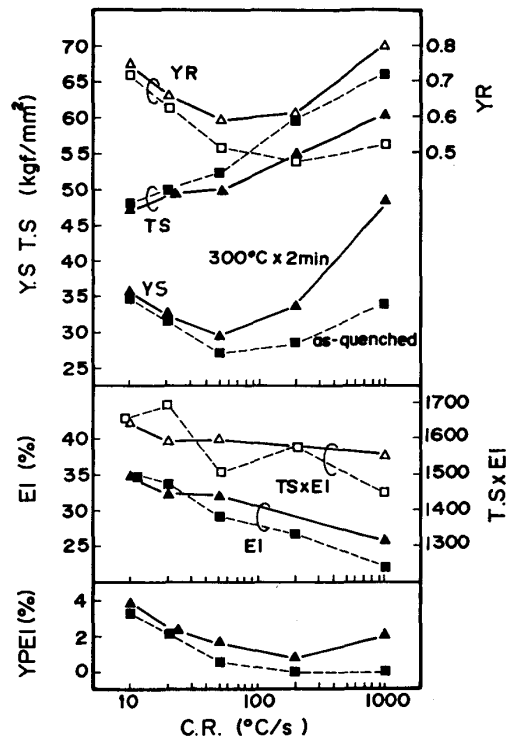


Fig. 6. Effect of tempering after continuous-annealing on relationship between cooling rate and mechanical properties of 1.5% manganese steel (cycle B).

く、降伏比が α' 体積率のみに依存すると結論することができない。

3.2.2 焼もどし材

連続焼鈍設備は一般の加工用冷延鋼板製造のため過時効処理帯を付帯している。そこで過時効処理帯を通過する条件のもとで連続降伏および低降伏比を得るための検討を行った。

Fig. 6に1.5Mn鋼のサイクルB材(ただし、この項の実験では巻取条件を熱延後放冷とした)の機械的性質と冷却速度の関係を示す。800°C×2min焼鈍後急冷まま材の降伏伸びは前項で述べたように冷却速度の増大とともに減少する。同様に降伏比も冷却速度の増大につれて低下する。300°C×2min焼もどし後の降伏伸びおよび降伏比は急冷まま降伏伸びの認められる低冷却速度域では急冷まま材と変わらない。降伏伸びおよび降伏比は50~200°C/sの冷却速度域でもつとも低い値を示し、冷却速度の増大につれて増加する。

Fig. 7にMn量および連続時冷却速度を関数とする300°C焼もどし後の降伏伸びおよび降伏比変化、さらに急冷まま材に対する降伏伸び増加量(ΔYPE)および降伏比増加量(ΔYR)の変化を示す。図中の破線は急冷まま連続降伏化する条件を示す。この条件での ΔYPE および ΔYR がもつとも小さく、冷却速度ばかりでなく

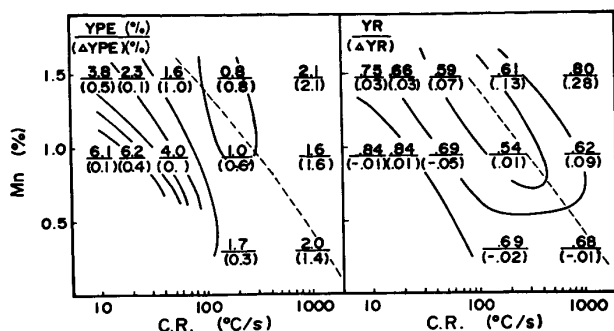


Fig. 7. Yield ratio and yield-point elongation of tempered steels and increments of yield ratio and yield-point elongation caused by tempering, ΔYR , ΔYPE as functions of manganese content and cooling rate after intercritical annealing (cycle B).

Mn 量の増加に伴ってこれらの値は増加する。

複合組織鋼板の連続降伏や低降伏比は α' 変態によって周囲の α 相中に発生した低い負荷応力のもとで動き得る高密度の可動転位の存在やその転位の動きを助ける内部応力の働きによって生ずると考えられている^{9)~13)}。このような“状態”は焼もどしに対して、急冷ままで連続降伏化する条件の時にもつとも安定であるといえる。冷却速度および Mn 量の増加に伴い ΔYPE や ΔYR がかえって増大するのは (a) α 相中固溶 C 量の増加に伴う焼もどし後の可動転位固着力の増加¹⁷⁾ (b) γ 体積率の増加— γ 相中 C 濃度の減少による α' 相の焼もどし軟化抵抗力の低下、などによると推定される。

以上述べてきたように過時効処理帯を付帯する連続焼鈍炉において低降伏比でかつ降伏伸びのない複合組織型冷延鋼板を得るためには、急冷ままで連続降伏化する臨界条件で冷却することが重要であることが分かった。

4. 考 察

複合組織鋼板の大きな特徴である連続降伏および低降伏比が必ずしも α' 体積率にのみ依存するのではないという実験事実が得られた。以下、急冷まま材の降伏挙動をとくに α 相の特性との関連から考察する。なお焼もどし材についても特徴的な結果が得られた。しかしながら、焼もどし過程中にはいくつかの現象が同時に起こるため焼もどし材の降伏挙動を考察するのは本実験結果のみからは困難であり、本報告では考慮外とし、別途報告する予定である。

4.1 急冷まま材の連続降伏化について

Fig. 3 に示したように前処理を行つたサイクル A の連続降伏は 2% の α' 相で達成されるが、サイクル B では 8% 以上の α' 相を必要とする。連続降伏化に必要な α' 体積率に関する従来の実験結果についても Si-

Mn-Cr 系の D. P. 鋼板では 2~5%²⁾⁵⁾、また Nb と V を含む D. P. 鋼板では 7~8%¹¹⁾ というように一致しない。これらの相違は供試材の α 粒径、固溶 C 量および α' 相径やその分散状態等の差に起因すると考えるべきであろう。以下、これらの因子との関連から、連続降伏化に必要な最少 α' 体積率が両サイクルで異なつた理由を考える。

坂木ら¹⁶⁾は D. P. 鋼においては α' 変態に伴う体積膨脹によつて α' 粒周囲に変態誘起降伏域が存在し、変形させると内部応力に助けられて優先的に降伏し始めるため連続降伏化し、かつ降伏応力が低下すると推察している。この説に従えば、連続降伏化に必要な最少 α' 体積率は α 相の全域を変態誘起降伏させるために必要な最少 α' 体積率 f_{Mmin} に等しく、以下の式で表される。

$$f_{Mmin} = \frac{(1-\nu)\sigma_{y0}}{E \cdot \epsilon_M^*} \times 100\% \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 σ_{y0} は変態誘起降伏が起こるときの α 相の降伏応力（したがつて、 α 粒径や固溶 C 量などに依存する）、 ϵ_M^* は α' 変態ひずみ、 E はヤング率および ν はポアソン比である。

まず σ_{y0} について考える。両サイクルで α 粒径が異なり、サイクル A 材の α 粒径が大きいことはすでに述べた。つぎに 1.5%Mn 鋼の 800°C×2min 連続焼後の固溶 C 量と連続焼時冷却速度の関係を Fig. 8 に示す。サイクル A および B とも冷却速度の増大につれて固溶 C 量が増加する。ここで注目すべき点はサイクル B の固溶 C 量がサイクル A より多いことである。1.5%Mn 鋼が連続降伏化する時の固溶 C 量 (Q^{-1max}) はサイクル A の場合 (f_M ≈ 3%) には 2×10^{-4} であり、サイクル B の場合 (f_M ≈ 8%) には 20×10^{-4} である。

α 相の降伏応力と固溶 C 量の関係を求めるため、1.5%Mn 鋼を 720°C×5min 焼鈍後、種々の冷却速度で冷

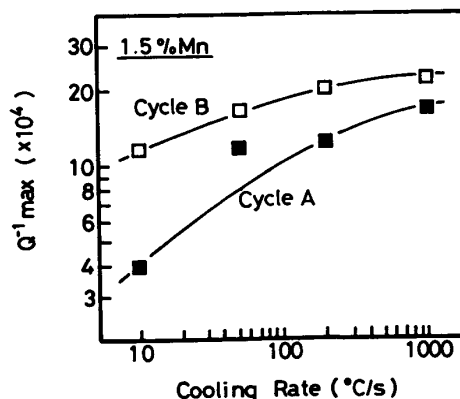


Fig. 8. Relationship between SNOEK peak height (Q^{-1max}) of 1.5% manganese steel and cooling rate after intercritical annealing.

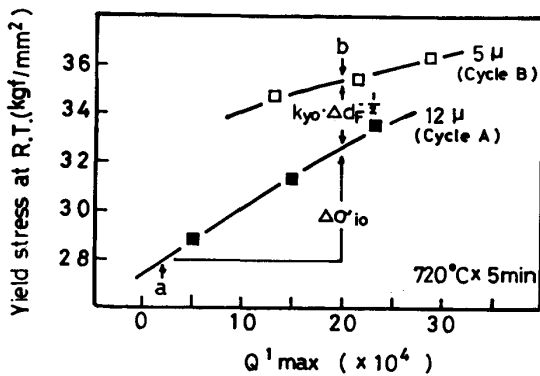


Fig. 9. Relationship between yield stress at room temperature and SNOEK peak height (Q^{-1}_{max}) of 1.5% manganese ferrite+pearlite structure steel annealed at 720°C for 5 min.

却して得た F+P 組織鋼での結果を Fig. 9 に示す。この降伏応力は常温での値であり、変態時に α 相の全域を変態誘起降伏させる時 ($=M_s$ 温度) の降伏応力 σ_{y0} とは異なるが、相対的な比較は可能と考える。図中 a はサイクル A 材が連続降伏化するときの固溶 C 量に相当する降伏応力、また b はサイクル B 材のそれである。 $\Delta\sigma_{io}$ は a と b を比較したときの固溶 C 量の増加に伴う $\sigma_{y0} = \sigma_{i0} + k_{y0} \cdot d_F^{-1/2}$ における摩擦応力の増加分で、約 5 kgf/mm² である。一方、 α' 粒の分散状態から考えて、ひとつの α' 粒による変態誘起降伏域は 1~2 個の α 相にしか及ばないと推定されるため k_{y0} はあまり大きくない。したがって、サイクル A と B の α 粒径の差から生ずる強度差 $k_{y0} \cdot \Delta d_F^{-1/2}$ は Fig. 9 に示した約 2~3 kgf/mm² が妥当といえる (PETCH の式から見積もられる粒径による降伏応力の差は約 10 kgf/mm² である)。よつて、サイクル A と B 材では固溶 C 量、 α 粒径などに起因して連続降伏化するときの降伏応力が約 7 kgf/mm² 程度異なると推定される。なおサイクル A の 1.5%Mn 鋼を 720°C×5 min 焼鈍後、400°C で恒温保持したとき (M_s 温度としては少し高めであるが、保持中に析出する Fe₃C による応力上昇をさける兼合より選択、 $Q^{-1}_{max} \leq 2 \times 10^{-4}$) の降伏応力は 22.8 kgf/mm² である。これをサイクル A が連続降伏化するときの α 相の降伏応力と見なすと、サイクル B では約 30 kgf/mm² となる。このようにサイクル B では固溶 C 量が多く、また α 粒径が微細なため α 相の降伏応力が高い。そのため連続降伏化に必要な最少 α' 体積率が增大すると推定される。

なお連続降伏化に必要な最少 α' 体積率のサイクル A と B の相違を完全に説明するためには α' 変態ひずみ ϵ_M^* を考慮する必要がある。現時点では ϵ_M^* の効果を見積もることが困難なため詳細な検討は行えないが、 γ 化時の C 濃度、したがって α' 体積率や α' 粒径に依存

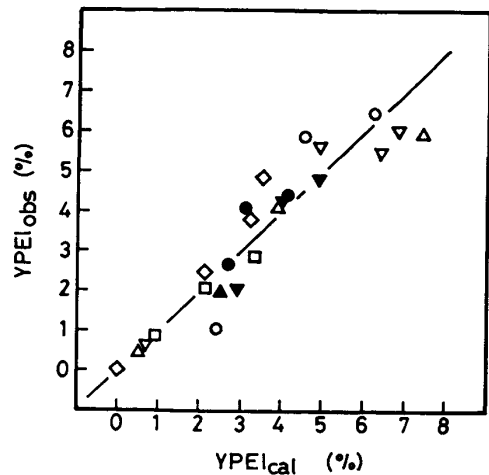


Fig. 10. Relationship between observed yield-point elongation and calculated yield-point elongation. (Symbols are the same as in Fig. 3)

すると推定される。坂木ら¹⁶⁾は平均変態ひずみを用い、C 濃度に依存しないと仮定しているが、体積膨脹の実験結果¹⁹⁾から考慮して変態ひずみは C 濃度とともに増大すると考えるべきである。また ϵ_M^* を 0.015 一定と仮定した場合、 f_{Mmin} が 3% (サイクル A) および 8% (サイクル B) に対して (1) 式から求められる σ_{y0} はそれぞれ 13 kgf/mm² および 34 kgf/mm² であり、実験結果と一致しない。これは ϵ_M^* を一定としているためで、実際には α' 体積率の減少に伴い α' 相中の C 濃度が増加し、 ϵ_M^* が大きくなると考えるべきことを示している。

最後に、参考までに降伏伸びと α' 体積率 f_M (%), α' 粒径 d_M (μm), α 粒径 d_F (μm), α 相中の固溶 C 量 [C] ($Q^{-1}_{max} \times 10^{-4}$) および α 地の降伏応力 σ_0 ([C] による依存分を除く、kgf/mm²) との相関を重回帰分析によつて求めた。 σ_0 は 0%Mn 鋼のそれを 10 kgf/mm², Mn の固溶強化能を 5 kgf/mm²/%Mn とし計算した。また α' 変態ひずみについては前述のごとく見積もることが困難であるので除外した。Fig. 10 に降伏伸びの実測値と次式から求めた降伏伸びの計算値の関係を示す。

$$YPEI_{cal} = \exp(3.67 - 0.28f_M - 0.31d_F^{1/2} - 4.94[C]^{-1} - 0.26d_M - 9.19\sigma_0^{-1})$$

降伏伸びと α' 体積率の相関関係は d_F , [C] さらに d_M や σ_0 を考慮することにより良好となり、相関係数 0.94 で計算値は実測値と良い一致を示した。

以上のように連続降伏化に必要な最少 α' 体積率は α 粒径、固溶 C 量および α' 粒径に依存すると結論することができる。

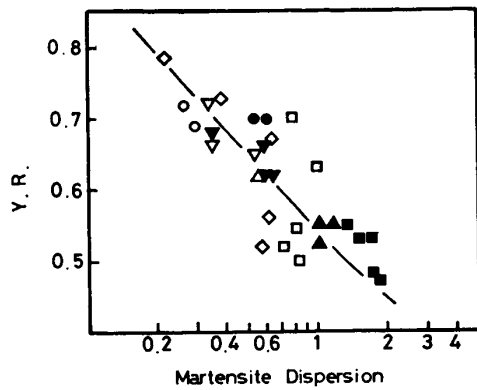


Fig. 11. Relationship between yield ratio (Y.R.) and martensite dispersion in multi-phase steels having yield-point elongation of <2%. (Symbols are the same as in Fig. 3)

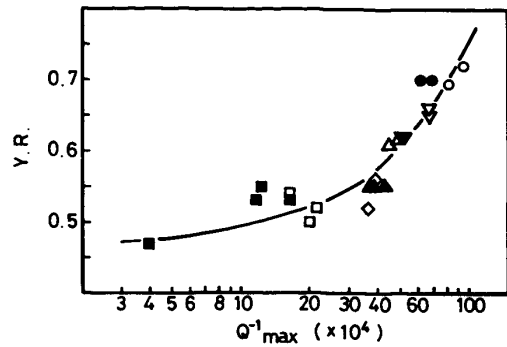


Fig. 12. Relationship between yield ratio (Y.R.) and SNOEK peak height (Q^{-1}_{max}) in multi-phase steels having yield-point elongation of <2%. (Symbols are the same as in Fig. 3)

4.2 急冷まま材の降伏比について

D. P. 鋼板の降伏比は α' 体積率が 5~20% の時に最小値を示すと報告されている^{9)20)~22)}。しかしながら、Fig. 5 に示したように α' 体積率が増加すると (20% 程度まで)、降伏比は低下する傾向を示すものの、良好な相関関係を有するとは言い難い。とくにサイクルA材のばらつきが大きい。このことは α' 相の存在のみが複合組織鋼板の低降伏比化の必要十分条件ではないことを示唆している。TAKADA ら¹⁷⁾は焼もどし材の降伏比や降伏伸びの出現が (a) α' と α の粒数比 (Martensite Dispersion, M. D.), (b) α' と α の硬度比, (c) 転位固着力の程度の三つの条件に依存すると提案した。これはトータルの α' 体積率が意味をもつのではなく、 α 相に対する存在状態が重要なことを意味している。上記にもとづき同様な整理を行った。

Fig. 11 に降伏比と M. D. の関係を示す。サイクルA材とB材のデータを見て個別に見た場合には M. D. の増加につれて降伏比が低下する傾向を示す。しかしながら、本実験では M. D. の増大傾向と α' 体積率の増加が一致する、さらにばらつきの幅が大きいなど、M. D. は主因子とは言い難い。

つぎに降伏比におよぼす α' 相硬度の効果を調査した。本実験においては α' 相径が小さいためすべての試料の α' 相硬度を精度良く測定することが困難であった。このため降伏比と α'/α の硬度比の関係について信頼できるデータが得られなかつたが、全般的な傾向として、 α' 硬度は体積率の増加に伴い (同一冷却速度で比較した場合は Mn 量の増加に相当) 低下した。したがって硬度比の低下につれて降伏比が低下するという傾向さえ示した。

以上述べてきたように急冷ままの複合組織型冷延鋼板

の降伏比は α' 体積率、 α'/α 粒数比や α'/α 硬度比に支配されるものの、これら因子のみでは説明できないという結果が得られた。一般に、降伏応力は α 粒径や α 地の純化の程度に依存することが知られており、複合組織鋼板の降伏応力にもあてはまるはずである。Fig. 12 に急冷まま材の降伏比と α 相中の固溶C量 (Q^{-1}_{max}) の関係を示す。これらのデータは降伏伸びが 2% 以下、したがってサイクルAでは 2% 以上の α' 相、サイクルBでは 5% 以上の α' 相を含む供試材に関するものである。両サイクル材の降伏比は固溶C量と良好な相関関係を示し、固溶C量の減少とともに降伏比が単一曲線上を低下するという結果が得られた。ただし、 Q^{-1}_{max} が 30×10^{-4} 以下での相関は小さい。なお α' 体積率が 5~10% とほぼ一定で、固溶C量の異なる供試材の応力-ひずみ曲線を調査した結果、固溶C量の減少に伴い全ひずみ領域で応力が低下するのが認められた。

この固溶C量の変化は $\alpha + \gamma$ 域保持およびその後の冷却過程での γ 相への濃化および α 相中の減少の程度が冷却速度やMn 添加量の影響を受けるためである。さらに本実験においては前処理の有無 (サイクルAとB) によつても異なる。このような状態は複合組織化した場合には維持されるが、 α 変態した場合には γ 相中の C が α 相中へ再分配するため固溶C量の差が少なくなる。

つぎに固溶Cの減少に伴い降伏比 (降伏応力) が低下するのは α' 変態に伴う体積膨脹によつて、より多くの可動転位が生成され、さらにその運動を妨げる摩擦力が低下するためと考えられる。一般に多結晶体の降伏強度は一つの粒内の F-R 源から増殖された転位が結晶粒界にたまって生ずる応力集中によつて隣接粒内の F-R 源を活動させるための応力である。この隣接粒内に新たに転位を発生させるのに要する力も溶質原子の影響を受けるが、複合組織鋼板では過半数の粒の粒内にすでに可動

転位が存在するため、隣接粒に迂りを伝える必要が少ない。これが複合組織鋼板が低降伏応力を示す原因であると考えられている^{9)~12)}。Cなどの溶質原子の減少は α' 変態によつて導入された可動転位の移動を妨げる摩擦力を低下させるため、さらに低い応力のもとでの塑性変形を可能にする。

複合組織鋼板の降伏比におよぼす固溶Cの重要性については橋口ら¹⁴⁾も示唆している。彼らは $170^{\circ}\text{C} \times 20 \text{ min}$ 時効後の降伏挙動を調査し、降伏応力の低下には固溶Cや析出物の低減が必要と述べている。しかし、水冷まま材ではMn量の増加に伴い降伏応力が増加するため、降伏応力の変化を固溶C量のみによつて説明できないとしている。ところが本実験においては0.7%Mn鋼の降伏応力: 41.6 kgf/mm^2 , 0.95%Mn鋼: 34.2 kgf/mm^2 , 1.5%Mn鋼: 31.6 kgf/mm^2 と低下し、さらに降伏比がMn量によらずほぼ固溶Cのみで整理できることが分かった。なお降伏応力についても同様な整理が可能である。さて、著者ら⁹⁾は以前にF+M組織鋼板の降伏比が固溶C量にほとんど影響されないことを報告した。これは固溶C量が Q^{-1}_{max} で 40×10^{-4} 以下だったため、本実験結果と矛盾しない。

以上述べてきたように、固溶Cは急冷ままの複合組織型冷延鋼板の降伏比を支配する重要な因子の一つであり、複合組織鋼板が低降伏比を示すためには一定量以上の α' 相の存在とともに、低固溶C化も重要であると結論づけることができる。

5. 結 言

Mn量、前処理の有無および連続時冷却速度等により組織因子を種々変化させた複合組織型高強度冷延鋼板の降伏挙動を調査し、以下のような結果を得た。

(1) 急冷まままで連続降伏を達成するために必要な最少マルテンサイト体積率はフェライト粒径、フェライト相中の固溶C量およびマルテンサイト粒径に依存する。

(2) 降伏伸びを2%以下にするだけのマルテンサイト相が存在する場合、急冷まま材の降伏比はフェライト相中の固溶C量と良好な相関関係を有し、固溶Cの減少に伴い低下する。すなわち複合組織鋼板が低降伏比を示すためには一定量以上のマルテンサイト相の存在とともに、低固溶C化も重要であると推定される。

(3) ベイナイトにも降伏伸びを減少させる効果が認められた。

(4) 急冷まままで連続降伏化する臨界条件において、過時効処理後も最少の降伏伸びおよび降伏比が得られる。

文 献

- 1) S. HAYAMI and T. FURUKAWA: Microalloying 75, Proc. Sympo. on High Strength, Low-Alloy Steels, Products and Process, Washington, D. C. (1975), p. 78
- 2) T. MATSUOKA and K. YAMAMORI: Metall. Trans., 6A (1975), p. 1613
- 3) M. S. RASHID: SAE Paper 760206 (1976)
- 4) Formable HSLA and Dual Phase Steels, ed. by A. T. DAVENPORT (1977) [AIME, Chicago]
- 5) M. SUDO, M. HIGASHI, H. HORI, S. KANBE and Z. SHIBATA: Trans. ISIJ, 21 (1981), p. 820
- 6) M. SUDO, I. TSUKATANI and Z. SHIBATA: Metallurgy of Continuous-Annealed Sheet Steel, ed. by B. L. BRAMFITT and P. L. MANGONON, Jr. (1982), p. 301 [AIME, Dallas]
- 7) H. HU: Metall. Trans., 13A (1982), p. 1257
- 8) 栗原 極, 細谷佳弘, 中岡一秀: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 1195
- 9) J. M. RIGSBEE and P. J. VANDERAREND: 文献 4), p. 56
- 10) P. R. MOULD and C. C. SKENA: 同上, p. 181
- 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. 91 [AIME, New Orleans]
- 12) J. M. RIGSBEE, J. K. ABRAHAM, A. T. DAVENPORT, J. E. FRANKLIN and J. W. PIGHENS: 同上, p. 304
- 13) N. K. BALLIGER and T. GLADMAN: Met. Sci., 15 (1981), p. 95
- 14) 橋口耕一, 西田 稔, 加藤俊之, 田中智夫: 川崎製鉄技報, 11 (1979) 1, p. 68
- 15) T. FURUKAWA and M. TANINO: Fundamentals of Dual-Phase Steel, ed. by R. A. KOT and B. L. BRAMFITT (1981), p. 221 [AIME, Chicago]
- 16) 坂木庸晃, 杉本公一, 福里俊郎: 鉄と鋼, 69 (1983), p. 128
- 17) Y. TAKADA, Y. HOSOYA and K. NAKAOKA: 文献 6), p. 251
- 18) 円山 弘: 熱処理, 17 (1972) 4, p. 198
- 19) J. M. MOYER and G. S. ANSEL: Metall. Trans., 6A (1975), p. 1785
- 20) A. R. MARDER: 文献 19), p. 145
- 21) P. MESSIEN, J. C. HERMAN and T. GRÉDAY: 同上, p. 161
- 22) R. D. LAWSON, D. K. MATLOCK and G. KRAUSS: 同上, p. 347