

© 1982 ISIJ

論 文

連続焼なまし型複合組織鋼の加工硬化挙動と 延性に及ぼす金属組織の影響

国重 和俊*・長尾 典昭*・高橋 政司*²

Microstructure, Work Hardening and Ductility of Continuously Annealed Dual Phase Steel

Kazutoshi KUNISHIGE, Noriaki NAGAO, and Masashi TAKAHASHI

Synopsis:

Dual phase steel sheets offer potential for weight reduction in automotive components, because of combination of excellent formability and high strength.

In this paper, a study is made on the effect of heating temperature on the properties of hot rolled dual phase steel, which is obtained by continuous annealing of a steel containing 0.06%C-2.6%Mn.

The result can be summarized as follows.

- 1) The steel heated up-to about A_{c3} has very fine ferrite/martensite structure and also excellent strength-ductility combination. This superior ductility is caused by the improvement of local elongation related to its unique microstructure.
- 2) Retained austenite is observed in dual phase steels and its volume fraction is 3-5%. However the retained austenite can be easily transformed to martensite by tensile strain and completely disappears after small strain of 0.05.
- 3) Work hardening of dual phase steel consists of three stages up-to necking. The first stage of work hardening is related to volume fraction and mean diameter of second phase. The next one is related to volume fraction of retained austenite and the last one is only related to volume fraction of second phase.

1. 緒 言

近年、低燃費化を目的とした自動車車体の軽量化の課題に対処し得る材料の一つとして、複合組織鋼板 (Dual Phase Steel Sheets, 略して DP 鋼板) が注目されている¹⁾。この鋼板は、多量の軟質なフェライトと 5~30% 程度の体積率でかつ分散したマルテンサイトを主な構成要素とする複合組織を有すると同時に、①降伏現象がない、②降伏比が著しく低い、③加工硬化係数 (n 値) が大きく、伸びも大きいなどの特異な機械的性質を有する。その結果、従来の高強度鋼板に比べ、プレス成形時の形状凍結性が良好でスプリングバックが軽減されると同時に、成形限界も比較的大きいことが確認されている²⁾³⁾。

自動車用薄鋼板での DP 鋼板の製造は、松岡ら⁴⁾ が高 Mn 系冷延鋼板をフェライトとオーステナイト共存域に

て箱型焼なましすることによって得られることを見出し、以来、多種の製造法が検討されている。特に、冷却速度の速い連続焼なまし法による熱・冷延 DP 鋼板の検討が広くなされた⁵⁾⁷⁾。これらはいずれも比較的高い Mn 系の鋼板をフェライトとオーステナイト共存域に加熱後急冷することを基本としているが、別の製造法としてオーステナイト単相域に加熱後熱間圧延する工程だけで得る方法も開発されている⁸⁾¹⁰⁾。

しかし、DP 鋼板の登場から日が浅いため、この鋼板に関する研究の主体は、複合組織を得るための製造条件に関するもので、その特異な性質に関するものは少ない。

本研究では、C-Mn 鋼を連続焼なましして得られる DP 鋼の特性に与える焼なまし時の加熱温度の影響について検討した。その結果、 A_{c3} 点近傍加熱時に最も微細な組織と同時に最も良好な強度と延性の組み合わせが得られ

昭和 55 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 56 年 10 月 15 日受付 (Received Oct. 15, 1981)

* 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)

*² 住友金属工業(株)中央技術研究所 工博 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

ること、加工硬化挙動に与える金属組織の影響などの知見を得たので報告する。

2. 実験方法

2.1 供試鋼

供試鋼は 0.06% C-2.6% Mn Al キルド鋼で、その化学成分を Table 1 に示す。また熱間圧延および連続焼なましの加工熱履歴を Fig. 1 に示す。高周波誘導溶解にて溶製した鋼塊を熱間鍛造および熱間圧延し 3.5 mm 厚の素材を得た。熱間圧延は、30 mm 厚 × 60 mm 幅 × 90 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。その際の仕上げ温度 (FT) は 820°C (>Ar₃ 点) とした。圧延後、ホットランテーブル (run-out table) 上の急冷に相当する水スプレー冷却を 600°C まで行い、しかる後に室温まで 20°C/h の炉冷を施した。ここで、水スプレー冷却後の炉冷は、コイル巻き取り後の徐冷をシミュレーションしたものである。また、スプレー冷却終了温度を巻き取り温度 (CT) と見なした。

3.5 mm 厚の素材を両表面切削により 2.0 mm 厚とし、圧延方向に JIS 13 号 B (平行部の幅 12.5 mm, GL 50 mm) の板状引張試験片を採取し、連続焼なましの試料に供した。

連続焼なましは、700~900°C に保持した炉中に投入し、60 s 保持した後、大気中で室温まで放冷した。放冷時の冷却速度は 700~300°C 間で 5°C/s である。

2.2 引張試験および組織観察

引張試験は 25 t のインストロン引張試験機を用い、クロスヘッド間の移動は全て 5 mm/min で行つた。試験片の形状は、前述の JIS 13 号 B 試験片と平行部両端に 1 mm V ノッチ付の同タイプの試験片の 2 種類である。

組織観察は、焼なましまの組織を観察するために、

Table 1. Chemical composition of the steel used. (wt%)

C	Si	Mn	P	S	Al	N
0.06	0.10	2.57	0.004	0.004	0.018	0.0067

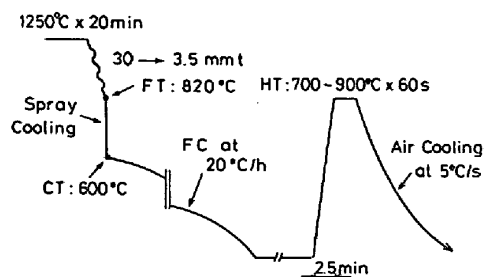


Fig. 1. Laboratory simulation method for hot rolling and continuous annealing.

引張試験片のチャック部を、また微少ポイドの発生と伝播を調査するために破断部を観察した。

2.3 残留オーステナイトの定量

残留オーステナイト量は焼なましまおよび数レベルのひずみを与えた試験片について、X線回折⁽¹⁾におけるフェライト (マルテンサイト) とオーステナイトのそれぞれ (110) および (111) 面の積分強度比から求めた。

3. 実験結果

3.1 顕微鏡組織

Photo. 1 に熱延ままと焼なまし材の光顕組織を示す。熱延ままと 700°C 加熱材は、フェライト・パーライト組織を呈するが、750°C 以上の加熱によりフェライトと低温変態生成物からなる複合組織に変化している。

複合組織中の低温変態生成物 (以下第二相と称す) の分布形態を調べるために、二段レプリカ法による電顕組織観察例を Photo. 2 に示すと同時に、Table 2 に点算法および線分析法により測定した組織因子を示す。なお、Table 2 に示した第二相体積率は、後述する残留オーステナイト量も含んだ値である。これらの結果より次の点が明らかとなつた。(1) 第二相体積率は加熱温度の上昇と共に減少する。(2) 850°C 加熱時にフェライトおよび第二相共最も微細となる。(3) 第二相の分布状態も加熱温度によつて変化する。すなわち、Photo. 2 で明らかのように、750°C 加熱時にはフェライトの粒界に第二相が点列状に存在するのに比べ、850°C 加熱時には粒界または一部粒内に散在している。

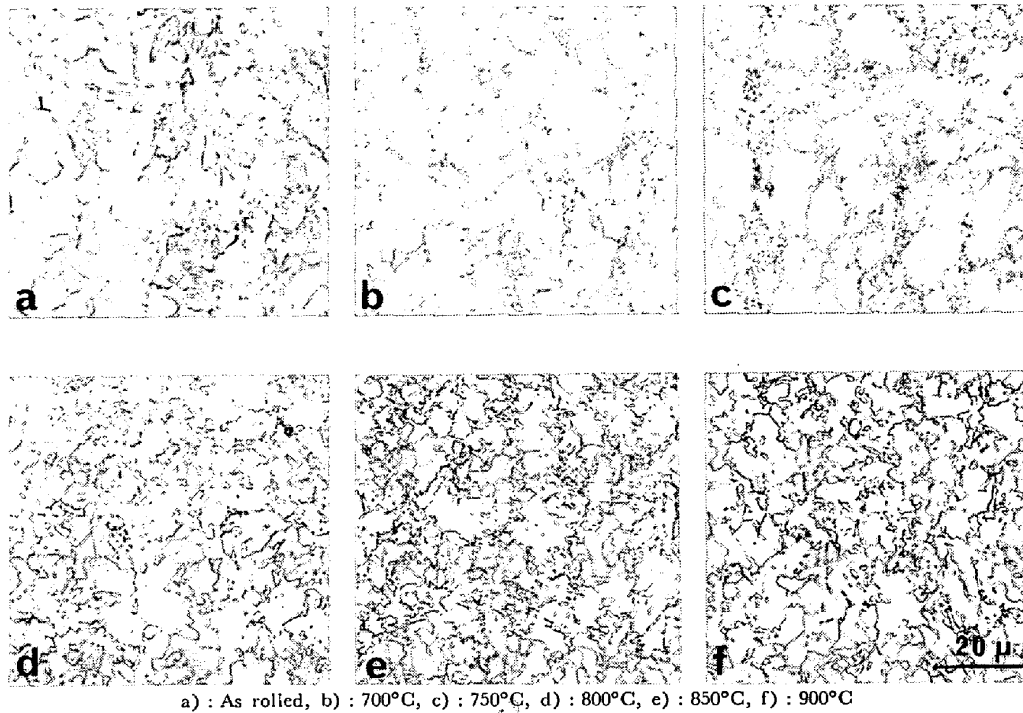
供試鋼の高周波誘導加熱式熱膨張計により測定した変態点は Ac₁ 点 710°C, Ac₃ 点 825°C であつたことより、Ac₁ 点以上の加熱によつて複合組織が得られるが、加熱温度によつて第二相の量、大きさおよび分布状態が変化することが判明した。なお、加熱温度による組織変化の理由については次章で考察する。

3.2 機械的性質

連続焼なまし材の降伏応力 (YS, 0.2% ひずみ時の耐力), 引張強さ (TS), 降伏比 (YR = YS/TS) および降伏点伸び (YPE) に与える加熱温度の影響を Fig. 2 に示す。併記した熱延ままと 700°C 加熱材に比して、

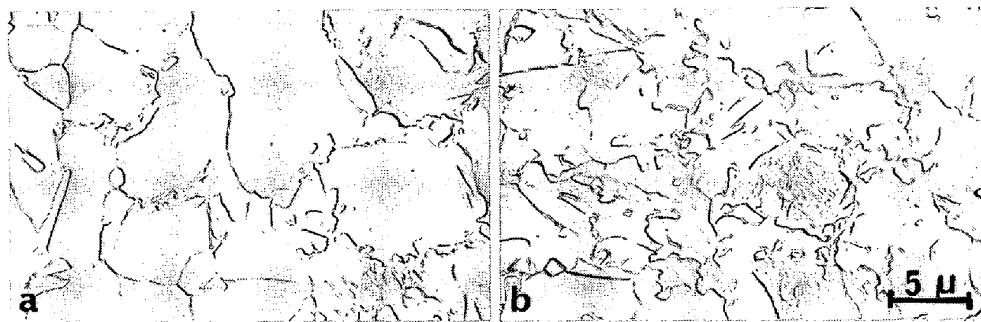
Table 2. Microstructural analysis of dual phase steels obtained by continuous annealing.

Heating temperature (°C)	Ferrite grain size (μ)	Volume fraction of second phase (%)	Mean diameter of second phase (μ)
750	6.8	18.5	4.7
800	6.1	17.3	4.0
850	4.7	16.5	3.0
900	5.0	15.8	3.4



a) : As rolled, b) : 700°C, c) : 750°C, d) : 800°C, e) : 850°C, f) : 900°C

Photo. 1. Microstructural changes with heating temperature of continuous annealing (etchant ; 2% Nital),



Heating Temp. : a) 750°C, b) 850°C

Photo. 2. Electron micrographs, showing change of ferrite/martensite distribution by heating temperature.

750°C 以上の加熱により大幅な YS, YR の低下と共に TS の上昇となる。同時に, YPE が消失し DP 鋼特有の性質を示す。一方, 加熱温度の上昇に伴う特性の変化は少なく, わずかに TS の低下が認められる程度である。この TS の変化は前述のごとく加熱温度の上昇に伴う第二相体積率の減少とよく対応する。

Fig. 3 に熱延ままと焼なまし材の TS と全伸び (T-EL), 一様伸び (U-EL) の関係を示す。ここで, U-EL は応力-ひずみ曲線の最高荷重点より求めた。熱延ままのフェライト・パーライト鋼に比べ, 750°C 以上の加熱にて得られる DP 鋼は TS の高い割りに延性の劣化が少ない。一方, DP 鋼の中では, U-EL の変化は少ないが 850°C 加熱時に最も良好な TS-T-EL バランスを示した。Fig. 4 には加熱温度による局部伸びの変化を調査するため切り欠き引張試験を行った結果を示す。その結果, 850°C 加熱時最も良好な伸びが得られた。

以上のように, 局部伸びの向上に帰因して 850°C 加熱時に最も良好な強度-延性バランスを有する DP 鋼が得られることが判明した。

3.3 残留オーステナイト

Fig. 5 に熱延ままおよび焼なまし材の残留オーステナイト量を示す。残留オーステナイトは 750°C 以上の加熱時にのみ存在し, その量は試料全体で 3~5% 程度であり, 加熱温度の上昇に伴い順次低下している。

Fig. 6 にひずみを与えた時の残留オーステナイト量の変化を示す。残留オーステナイトは外部応力によるひずみが増えると容易に減少し, 0.05 程度のひずみにて消失する。

この現象は, A_{c1} 点以上の加熱時に生成するオーステナイトは冷却途上一部フェライトに変態し, 未変態のオーステナイト中へ C が濃化し安定化されるため, 常温でも残留オーステナイトは存在するが, 外部応力が加わる

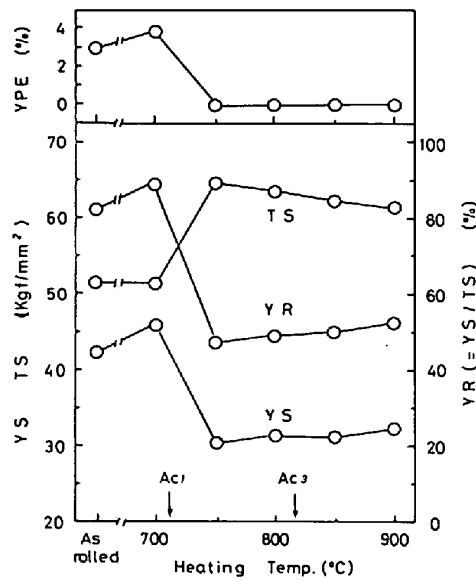


Fig. 2. Effect of heating temperature on yield strength (YS), tensile strength (TS), yield ratio (YR) and yield point elongation (YPE).

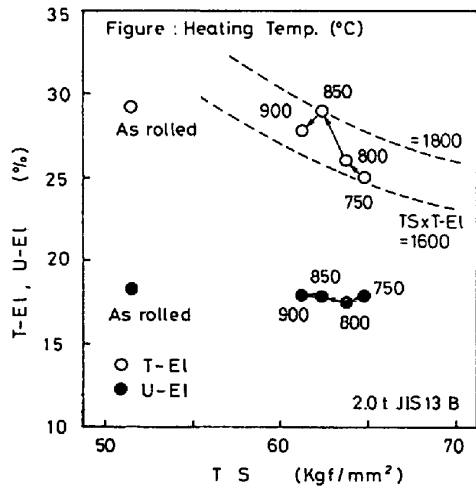


Fig. 3. Relation between tensile strength (TS) and total elongation (T-El) or uniform elongation (U-El).

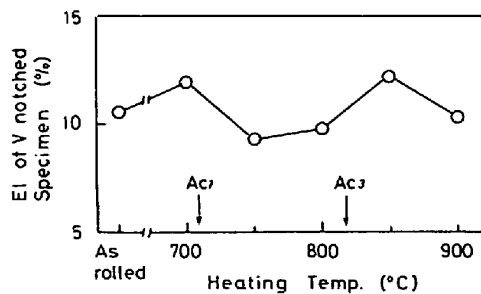


Fig. 4. Effect of heating temperature on elongation of 1 mmV notched specimens.

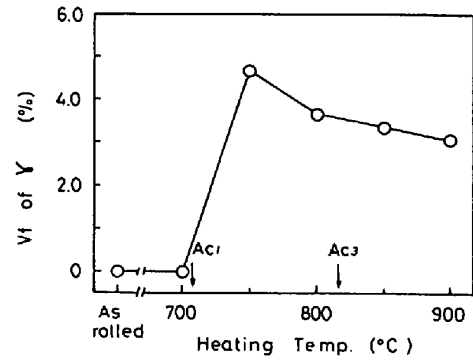


Fig. 5. Effect of heating temperature on volume fraction of retained austenite (V_f of γ).

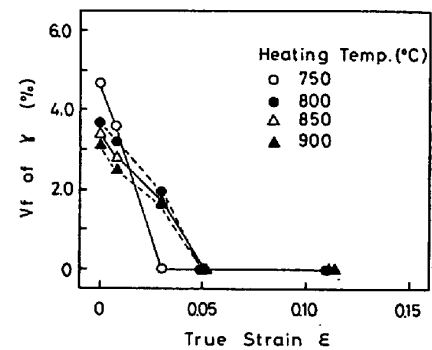


Fig. 6. Change of volume fraction of retained austenite (V_f of γ) by straining.

と容易に誘起変態してしまうためと考えられる。

なお、残留オーステナイトのひずみに対する安定性については種々の意見¹²⁾¹³⁾があり、統一した見解はなく、その理由についても明確ではない。

4. 考 察

4.1 金属組織

連続焼なまし時の複合組織の形成は生成したオーステナイトが冷却途上フェライトと低温変態生成物に変態することにあるが、Photo. 2 に示すとおり加熱温度によって組織は変化する。これは、加熱時のオーステナイトの生成過程の違いに関係するものと考えられる。750°C のような Ac_1 点直上加熱時、オーステナイトはフェライト粒界で核生成後粒界に沿って成長するために、焼なまし後の第二相は Photo. 2-a) のようにフェライト界面に点列状に分布する。一方、850°C のようにオーステナイト単相域加熱時では、冷却途上オーステナイト粒界より初析フェライトが生成し、分散した残部オーステナイトに C が濃化し低温変態すると思われる。また、850°C 加熱時最も微細組織を呈するのは Ac_3 点直上加熱によりオーステナイトが細粒化されるためと理解される。

加熱温度に伴う第二相体積率の変化も同様な考え方で説明される。Ac₁ 点直上加熱時加熱途上から生成したオーステナイトへのCの濃化が生じるのに対し、高温加熱時には冷却途上にCが濃化する。従つて、前者の方がより安定したオーステナイトとなり低温変態部および残留オーステナイトが多くなる。換言すれば、オーステナイトへのCの濃化度が少ない高温加熱時には、冷却途中の高温域ではオーステナイト量は多いが低温側でさらに一部フェライト変態するために第二相体積率は低下すると理解される。しかし、第二相体積率の変化が数%内であること、透過電顕で観察した第二相はラス状マルテンサイトを主体とするものであつたことおよびマイクロピッカース硬度試験結果から、加熱温度による各相の特性の変化は少ないと判断される。

4.2 加工硬化

DP 鋼の特徴として、YPE の消失・低い YR・高い加工硬化能が挙げられ、YPE の消失は低温変態に伴う可動転位や内部応力に帰因するとされている⁹⁾¹³⁾。本節では加工硬化挙動に与える金属組織の影響を検討する。

Fig. 7 は焼なまし材の応力-ひずみ曲線を、Fig. 8 は真応力-真ひずみ線図を両対数目盛で示したもので、700 °C 加熱のフェライト・パーライト鋼は Hollomon の式 [(1) 式] に従い約 0.18 の一定の n 値を有する。

$$\sigma = K \cdot \epsilon^n \dots \dots \dots (1)$$

ここで、 σ は真応力、 ϵ は真ひずみ、 K は強度因子で n は加工硬化係数である。一方、DP 鋼は一樣伸び内のひずみ域で一定の加工硬化挙動を示さず、3 段階に変化しているのが認められる。各段階をそれぞれ I, II, III と称すると、 $\epsilon < 0.008$ の段階 I では一定の n 値を示さず、段階 II, III では一定の n 値を示す。しかし、約 0.05 のひずみ域で折点が存在し段階 II と III に区分される。また、各段階における加工硬化挙動は焼なまし温度によつても変化し、段階 I では 850°C 加熱材、段階 II では

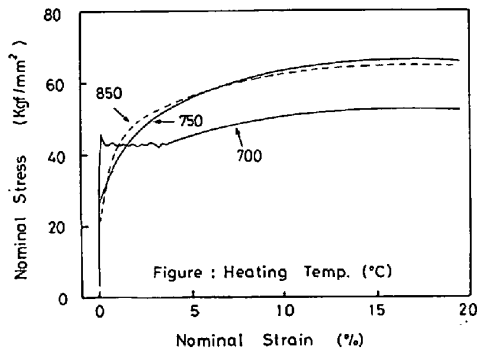


Fig. 7. Typical stress-strain curves, showing the variation of S-S curve arised from heating temperature.

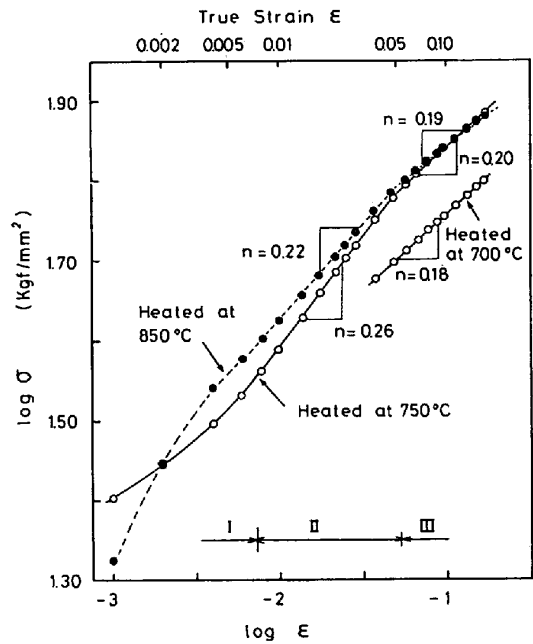


Fig. 8. True stress (σ)-true strain (ϵ) curves, showing the variation of work hardening behavior by heating temperature.

750°C 加熱材が高い加工硬化能を有し、段階 III では両者の差は少なくなる。

マトリックスに比べ著しく変形が困難な第二相を含む複合材料の加工硬化について、ASHBY¹⁴⁾ は塑性変形時硬質相周辺のマトリックス中に強いひずみ勾配を生じ、そのひずみ勾配に対応し得るだけの転位密度の増加、すなわち加工硬化するモデルをもとに (2) 式を提案している。

$$\sigma - \sigma_0 = k \cdot G \cdot (b \cdot V_f \cdot \epsilon / 0.41 \cdot d)^{1/2} \dots \dots \dots (2)$$

ここで、 G は剛性率、 b はバーガースペクトル、 V_f は第二相体積率、 d は第二相平均粒径で σ_0 , k は定数である。(2)式より加工硬化率 ($d\sigma/d\epsilon$) は (3) 式で示され、各ひずみの加工硬化率は第二相体積率とその平均粒径に依存することになる。

$$d\sigma/d\epsilon = 0.78k \frac{G \cdot b^{1/2}}{\epsilon^{1/2}} (V_f/d)^{1/2} \dots \dots \dots (3)$$

(3)式におけるパラメータ $(V_f/d)^{1/2}$ と各ひずみにおける加工硬化率の関係を Fig. 9~11 に示す。なお、図中における加工硬化率は真応力-真ひずみ曲線図での図式微分より求めた値であり、第二相体積率 (V_f) は Table 2 に示す第二相体積率から各ひずみ下での残留オーステナイト量を差し引いた値、すなわち硬質相のみの体積率である。その結果、段階 I でのみ加工硬化率と $(V_f/d)^{1/2}$ の間に直線関係が認められ、その勾配は $\epsilon = 0.004, 0.006$ 時のおおの約 2800, 1700 kgf/mm²· $\mu^{1/2}$ であつた。この値は、(3) 式にて $G = 8400$ kgf/mm², $b = 2.47 \times 10^{-7}$

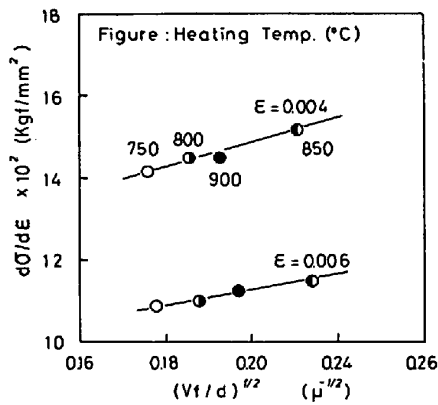


Fig. 9. Relation between parameter $(V_f/d)^{1/2}$ and work hardening rate $(d\sigma/d\epsilon)$ at strain stage I, defined in Fig. 8, where V_f is volume fraction of second phase and d is mean diameter of second phase.

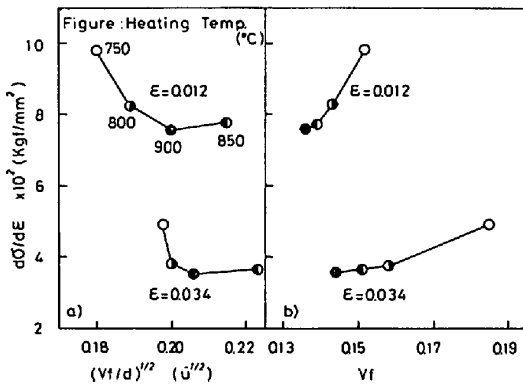


Fig. 10. Relation between work hardening rate $(d\sigma/d\epsilon)$ and parameter $(V_f/d)^{1/2}$ or volume fraction of second phase (V_f) at strain stage II, defined in Fig. 8.

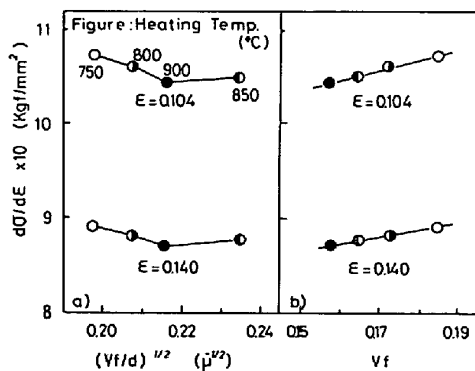


Fig. 11. Relation between work hardening rate $(d\sigma/d\epsilon)$ and parameter $(V_f/d)^{1/2}$ or volume fraction of second phase (V_f) at strain stage III, defined in Fig. 8.

mm, $k=1$ として計算した値, 約 1640, 1340 kgf/mm²·μ^{1/2} と比較的良好一致を示した。このことは段階 I のような塑性変形過程の初期では, フェライトと硬質相が著しく不均一変形し加工硬化するものと考えられる。な

お, $\epsilon=0.006$ 時に比して, $\epsilon=0.004$ 時の方が理論値と実験値の差が大きいことから塑性変形開始付近の加工硬化には前述の可動転位や内部応力も寄与するものと推測される。

Fig. 10, 11-b) は加工硬化率を第二相体積率で整理したものであるが, 段階 III で両者の間に比較的良好な一次関係が成立し, その勾配は $\epsilon=0.104, 0.140$ 時のおのおの 92.6, 70.4 kgf/mm² であった。DP 鋼の応力 σ_c は各相の平均応力の総和で示され, (4) 式が成立し, 更に n 乗硬化則が成立するとすれば (5) 式で示される。

$$\sigma_c = V_f \cdot \sigma_M + (1 - V_f) \cdot \sigma_F \dots\dots\dots (4)$$

$$\sigma_c = V_f \cdot K_M \cdot \epsilon_M^n + (1 - V_f) \cdot K_F \cdot \epsilon_F^n \dots\dots\dots (5)$$

ここで, 各記号の suffix, M, F はおのおのマルテンサイト, フェライトの意味である。(5) 式において, ひずみ一定モデル ($\epsilon_M = \epsilon_F = \epsilon$) が成立すると仮定すれば DP 鋼の加工硬化率は第二相体積率に依存することになる [(6) 式]。

$$d\sigma_c/d\epsilon = K_F \cdot n_F \cdot \epsilon^{n_F-1} + (K_M \cdot n_M \cdot \epsilon^{n_M-1} - K_F \cdot n_F \cdot \epsilon^{n_F-1}) V_f \dots\dots\dots (6)$$

(6) 式の右辺第 2 項の係数を $n_M=0.08, n_F=0.31, K_M=250$ kgf/mm², $K_F=70$ kgf/mm² として¹⁵⁾ 求めてみると, $\epsilon=0.104, 0.140$ 時のおのおの 56.4, 37.3 kgf/mm² となり, 前述の実験値と比較的良好一致を示した。また, 各相のひずみ量を (7) 式で与え, Fig. 10-b) より求めた $\epsilon=0.140$ 時の勾配 70.4 kgf/mm² から各ひずみ量を逆算すると, $V_f=0.185$ 時, ϵ_F は約 0.146, ϵ_M は約 0.110 となった。

$$\epsilon_c = V_f \cdot \epsilon_M + (1 - V_f) \cdot \epsilon_F \dots\dots\dots (7)$$

これらの結果から, 段階 III のような高ひずみ域では, フェライトが加工硬化し硬質相との強度差が少なくなり, 両相が同程度のひずみを受け持つ変形挙動を示すと考えられる。これは友田¹⁶⁾の両相の硬さの比が低い場合には, 複合組織鋼の変形挙動はひずみ一定モデルで示されるという実験結果と良く対応する。なお, 段階 III のような高ひずみ域でも ASHBY の理論が適用できるという報告¹⁷⁾もある。しかし, 低ひずみ域ほど両相の硬度差が大きく, 硬質相はより変形困難であるため ASHBY の理論は低ひずみ域ほど成立しやすと考えられる。

次に段階 II での加工硬化について述べる。この段階での加工硬化率は第二相の量, 粒径に依存しなかつたことより他の要因が考えられ, Fig. 12 にはこの段階での n 値 ($n_{0.8,5.0}$) とこの領域での残留オーステナイトの変化量の関係を示す。その結果, 両者の間に良好な相関性があった。また, Fig. 8 に示すように残留オーステナイトが消失するひずみ量を境にして加工硬化挙動が変化したこ

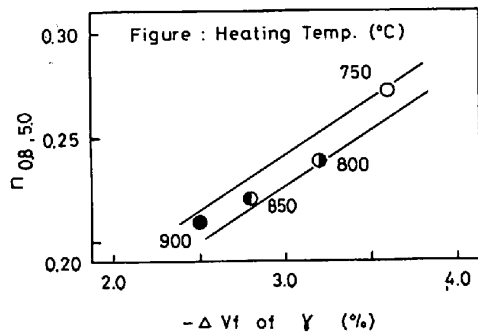


Fig. 12. Relation between work hardening coefficient (n value) and $-\Delta V_f$ of γ , where ΔV_f of γ is total variation of retained austenite between true strain 0.008 to 0.05.

とから、段階Ⅱの加工硬化は残留オーステナイト量に支配されると判断される。なお、残留オーステナイトの存在による加工硬化率の増加は外部応力による誘起変態に基づくかと推定される。

以上のように、一様伸び内での DP 鋼の加工硬化挙動は 3つの段階に区分され、低ひずみ側より第二相の量と粒径、残留オーステナイト、第二相の量に支配されると解釈された。従つて、段階Ⅱ、Ⅲでの加熱温度の上昇に伴う加工硬化能の低下は残留オーステナイトおよび第二相体積率の低下に基づき、段階Ⅰで 850°C 加熱時に最も高い加工硬化が得られるのは第二相が最も微細であつたためと理解される。

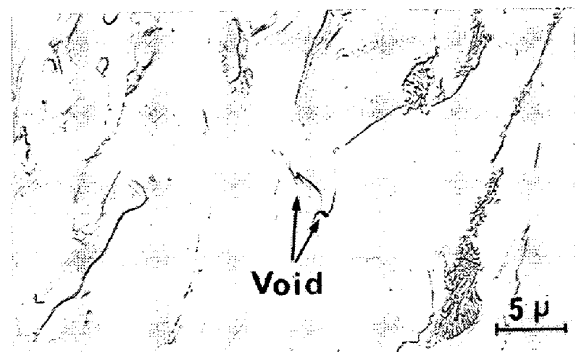
4.3 延性

DP 鋼の他の特徴として、強度が高い割りに伸びの劣化が少ないことがあげられる。引張試験における全伸びは一様伸びと局部伸びに分けられ、DP 鋼は析出硬化型鋼に比して高い n 値を有するため一様伸びが大きいとされている³⁾。別の見方として、残留オーステナイトの加工誘起変態が DP 鋼の高延性化に寄与しているとの提案もある¹³⁾。しかし、前節で述べたように一様伸びが問題となる高ひずみ域では残留オーステナイトは消失し、ひずみ一定モデルに近い変形挙動を示すことから、残留オーステナイト説には疑問が残る。従つて、ひずみ一定モデルでは、DP 鋼の一様伸びに強く影響する因子はフェライトの特性と第二相体積率である¹⁵⁾。本実験では加熱温度による両者の変化が比較的少ないため、一様伸びはほとんど変化しなかつたと理解される。

一方、局部伸びに関する報告は少ないが、マルテンサイトの種類によつてボイドの発生状態が変化し、固溶 C 量によつてその伝播形態が異なるとされている¹⁸⁾。しかし、本実験では加熱温度によるマルテンサイトの種類および固溶 C 量の変化は考えにくく、前章で示した加熱温度による局部伸びの変化は他の要因に基づくと考えられ

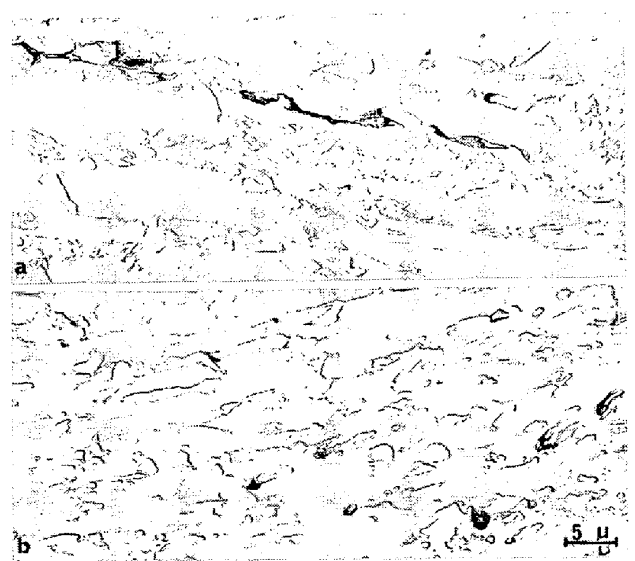
る。

筆者らは、別の実験で 0.07% C-0.5% Si-1.5% Mn-0.04% Al 鋼を 800°C に加熱後 550°C まで放冷し、その後急冷してフェライト、マルテンサイト、パーライトの 3つの相を持つ鋼を得た。Photo. 3 はその鋼の引張試片の破断部の電顕組織であるが、ボイドはフェライト/パーライト界面よりフェライト/マルテンサイト界面で優先的に発生し、かつ粗大なマルテンサイト界面で発生しやすいことを見出した。Photo. 4 は同様な方法で観察した本実験の 750, 850°C 加熱材のボイドの状態を示す。750°C 加熱材は発生したボイドが連結し大きな割れに成長しているが、850°C 加熱材ではそのようなボイドの伝播過程は認められなかつた。これは、前者の鋼ではマルテンサイトがフェライト粒界に点列状に存在し、後



Steel; 0.07 C-0.5 Si-1.5 Mn-0.04 Al
Heat treatment; 800°C → AC to 550°C → WS.

Photo. 3. Electron micrograph of the tip of fractured tensile specimen, showing the void initiated at the interface between ferrite and large islands of martensite.



Heating Temp.: a) 750°C, b) 850°C

Photo. 4. Electron micrographs of the tip of fractured tensile specimens, showing the difference of void propagation in the steels which have different martensite distributions.

者では粒界，粒内に散在しているためと考えられる。

従つて，加熱温度による局部伸びの変化は第二相の大きさと分布状態に帰因し，850°C 加熱時に良好な局部伸びを示すのは第二相が微細でかつ分散しているためにポイドの発生・伝播が抑制されるためと理解される。

5. 結 言

低 C-高 Mn 鋼を用いて，熱延・連続焼なましのシミュレーション実験を行い熱延複合組織鋼の特性に与える焼なまし時の加熱温度の影響について調査し，以下の結論を得た。

(1) 0.06%C-2.6%Mn 鋼を A_{c1} 点以上に加熱後放冷する連続焼なましにて低降伏比の DP 鋼が得られた。

(2) 加熱温度の上昇に伴い，第二相（マルテンサイトと残留オーステナイトからなる相）の体積率はわずかに低下する程度であるが，その分布状況はフェライト粒界に点列状に存在するタイプから粒界，粒内に散在するタイプに変化した。その際， A_{c3} 点近傍加熱時に最も微細組織を呈した。

(3) DP 鋼中には約 3~5% の残留オーステナイトが存在するが，外部応力により容易に誘起変態し 0.05 程度のひずみにて消失する。

(4) 一様伸び内での DP 鋼の加工硬化挙動は 3 段階，すなわち低ひずみ側より第二相の体積率と粒径に依存する段階，残留オーステナイトに支配される段階，第二相体積率に依存する段階に区分された。

(5) 強度・延性バランスは A_{c3} 点近傍加熱時に最も良好となる。これはおもに一様伸びではなく，組織変化に伴うポイドの発生・伝播形態の違いによる局部伸びの向上に基づくと考えられる。

終わりに，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所長，西岡邦夫博士に深く感謝致します。また本研究の遂行に際し多大の御激励を賜った同所所次長行俊照夫博士に厚く感謝致します。

文 献

- 1) 佐藤泰一，吉田清太：塑性と加工，17 (1976)，p. 860
- 2) 大橋延夫，高橋 功，橋口耕一：壁性と加工，17 (1976)，p. 883
- 3) M. S. RASHID: SAE Paper 760206 (1976)
- 4) 松岡 孝：鉄と鋼，59 (1973)，S 631
- 5) 橋口耕一，高橋 功，大橋延夫：鉄と鋼，60 (1974)，S 488
- 6) 速水哲博，古川 敬，武岡吉彦，高橋延幸：鉄と鋼，61 (1975)，S 148
- 7) 中岡一秀，荒木健治，岩瀬耕二，内田国木，福中司郎：鉄と鋼，61 (1975)，S 150
- 8) A. P. COLDREN and G. TITHER: J. Metals, 30 (1978)，p. 6
- 9) 国重和俊，高橋政司，杉沢精一，増井淑郎：鉄と鋼，65 (1979)，p. 1916
- 10) 古川 敬，森川博文，遠藤道雄：鉄と鋼，65 (1979)，A 189
- 11) 白岩俊男，藤野允克：住友金属，18 (1966) 1，p. 76
- 12) G. T. ELDIS: Symposium on Structure and Properties of Highly Formable Dual Phase HSLA Steels, TMS-AIME Annual Meeting, (1979) New Orleans
- 13) J. M. RIGSBEE and P. J. V. AREND: Formable HSLA and Dual Phase Steels, Proceedings of a Symposium, TMS-AIME Fall Meeting, (1977) Chicago
- 14) M. F. ASHBY: Phil. Mag., (1966) 14, p. 1157
- 15) R. G. DAVIES: Met. Trans. A, (1978) 9, p. 41
- 16) 友田 陽，黒木剛司郎，田村今男：鉄と鋼，61 (1975)，p. 107
- 17) N. K. BALLIGEN and T. GLADMAN: Metal Science, 3 (1981)，p. 95
- 18) R. STEVENSON: 文献13)，p. 99