

.....
論 文
.....

UDC 669.15/295-122.2 : 539.382 : 539.417

高強度冷延鋼板の引張強度と延性の組み合わせ およびその冶金学的要因について*

増井 浩昭**・武智 弘***

On the Combination of Tensile Strength and Ductility of High Tensile Strength Cold Rolled Steel Sheets and the Metallurgical Factors

Hiroaki MASUI and Hiroshi TAKECHI

Synopsis:

Aiming at the use for the inner and the outer steel panels of the automobiles on which the safety of the rider should be considered as the first importance, various high tensile strength cold rolled steel sheets have been developed. A trial has been carried out to find what strengthening mechanism is the best for the combination of strength and ductility (n -value and the total elongation).

The following results were obtained:

- 1) The combination of the strength and ductility can be ranked as follows from the best to the worst;
Substitutional solution hardening > Grain boundary hardening > Precipitation hardening
This ranking well coincides with the work hardening behavior.
- 2) In the substitutional solution hardening type, a collinear distribution of dislocations is dominantly observed and the work hardening still increases at a large tensile strain.
- 3) In the grain boundary hardening type, more cell substructures and less structures of collinear distribution of dislocations are formed than in the substitutional solution hardening type.
- 4) In the precipitation hardening type, most of dislocations often have interactions with the uniformly distributed fine precipitates in the matrix and the strain increases forming dislocation loops at an early stage of tensile strain. Thus, work hardening is fairly large at the early stage of strain but soon saturates without forming clear cell substructures at the late stage of tensile strain.
- 5) The poor combination of strength and ductility of the precipitation hardened steels by the usual treatment is much improved up to a level of the grain boundary hardening type by taking a special treatment, i.e. 950°C × 1 hr pre-heating before cold rolling and causing the precipitating particles coalesce and distribute heterogeneously. This improvement coincides with the result of the transmission electron microscopic observation that the microstructure after deformation resembles that of the grain boundary hardening type.

(Received June 13, 1973)

1. 結 言

最近開発されつつある実験安全車などのような乗用車では、衝突した際の安全性の面から内板の一部（たとえばセンターピラー）や外板の一部あるいは補強材として従来の引張強さが 30 kg/mm² 前後の軟鋼板に代わって引張強さが 40~60 kg/mm² 程度の高強度でかつプレス成形性の優れた冷延鋼板が使用されようとしている。ここでプレス成形性とは絞り性以外に、張出し性を意味しそれと相関の強い n 値や破断伸びの値が大きいほどプレ

ス成形性が優れることになる。張出し性と n 値との相関は一般によく知られており¹⁾²⁾、一方破断伸びとの相関についてたとえば岡本ら³⁾は各種の材料について液圧バルジ試験値と破断伸びとの強い相関を認め、さらに小型の張出し試験では n 値と局部変形能を組み合わせた感じのする破断伸びとの相関が強いと述べている。したがつ

* 昭和47年10月本会講演大会にて発表
昭和48年6月13日受付

** 新日本製鉄(株)君津製鉄所

*** 新日本製鉄(株)君津製鉄所 工博

て上記の安全性を考慮した自動車などを目的とした高強度冷延鋼板では強度と延性（ここではプレス成形性、とりわけ張出し性と相関の強い n 値、破断伸び）の両方の値が大きいということ（以下、本文ではこれを「強度-延性バランスが優れている」と表現する）が必要となってくる。

冷延鋼板を強化する冶金学的手段としてはいくつか考えられるがそれらのうちいずれが最も強度-延性バランスが優れているかを見つけて出すのが本研究の目的である。ところで、冷延鋼板は再結晶焼鈍という特殊な熱処理工程を含むのでそれを高強度化する方法は限られておりその中でも代表的なものとしては次の3つが考えられる。

- 1) 置換型固溶体硬化
- 2) 析出硬化
- 3) 粒径硬化

まず固溶体硬化としては置換型固溶体硬化と侵入型固溶体硬化とが考えられるが、冷延鋼板は再結晶焼鈍を行なうので前者の置換型固溶体硬化が主となる。

つぎに析出硬化であるが、これも再結晶焼鈍を行なうために通常の析出硬化鋼のように必ずしもマトリックスに coherent な析出物が作られるということは期待できず、むしろ微細な incoherent な析出物による析出硬化が主体をなすものと考えられる。

また粒径硬化とはフェライト粒径を d とするとき Hall-Petch の式： $\sigma = \sigma_0 + kd^{-1/2}$ (σ : 応力, σ_0, k : 材料定数) で表わされるような関係の強化機構であるが、これは多結晶ならば必ず潜在的に有しているものといえる。

本研究は Ti 添加鋼を使つて上記の3つの強化機構の中のいずれが強度-延性バランスに好ましいかを見つけ、かつその冶金学的機構を実験的に解決しようと試みたものである。

2. 供試材および実験方法

供試材は 100 kg Baltzer 型の真空溶解炉（試料 C, D, E）および 1 t の電気炉（試料 A, B）を使用した。鋼塊重量は前者が 100 kg, 後者が 250 kg である。

まず通常の処理（N処理）は以下の方法で行なつた。上の鋼塊を 1250°C で 1 hr 加熱後、900°C 仕上で 20 mm (100 kg 鋼塊), 40 mm (250 kg 鋼塊) の粗圧材とし、つぎに再びこれを 1250°C で 1 hr 加熱後、900°C 仕上で 2.7 mm の熱延板とする。なお熱延仕上後は空冷である。熱延板を酸洗後圧下率 70% で冷延し、板厚 0.8 mm の冷延板を得る。冷延板の再結晶焼鈍は 100°C/hr の加熱速度で 700°C × 4hr 保定の焼鈍を行ない、炉冷する。

実験試料はその主なる強化機構から Table 1 のように析出硬化型、粒径硬化型および置換型固溶硬化型に大別される。なお、粒径硬化型について触れるならば、前述のように多結晶ならば必ず Hall-Petch の法則から期待されるような強化機構を伴うものであるが、ここでは成分的あるいは熱処理工程的に析出硬化や固溶体硬化が期待できず単に粒径硬化のみが期待できる試料をあえてそのように呼ぶこととする。

ところで、ここで試料 B については上の通常処理（N処理）とは別につぎの特殊の処理（P処理）をも行なつ

Table 1. Chemical analysis and type of hardening mechanism.

Sample	Chemical analysis (wt%)									Hardening mechanism
	C	Si	Mn	P	S	sol. N	insol. N	sol. Al	Ti	
A	0.031	0.044	0.30	0.003	0.013	0.0003	0.0087	0.023	0.179	Precipitation hardening
B	0.050	0.050	0.32	0.005	0.012	0.0007	0.0096	0.035	0.396	
C	0.005	0.009	0.17	0.009	0.017	0.0009	0.0036	0.003	0.096	Grain boundary hardening
D	0.006	0.034	2.80	0.005	0.009	0.0005	0.0036	0.002	0.062	Substitutional solution hardening
E	0.004	0.830	0.29	0.008	0.014	0.0008	0.0024	0.003	0.109	

Table 2. Treatment of samples.

(Treatment P has been done only with the sample B)

	Treatment
N	1250°C × 1hr → hot rolling (900°C finishing) → 70% cold rolling → 700°C × 4hr annealing
P	1250°C × 1hr → hot rolling (900°C finishing) → 950°C × 1hr → 70% cold rolling → 700°C × 4hr annealing

た. すなわち熱延板を再び $950^{\circ}\text{C} \times 1 \text{ hr}$ 加熱後上記の N 処理と同じ冷延, 焼鈍を行なうものである. この 2 つの処理を Table 2 に比較して示す.

引張試験は 2 種類に分かれるが, まず引張強さ, n 値および破断伸びを求めるために上記の焼鈍板から JIS 5 号引張試験片を製作し, 最大能力 5 t のインストロン引張試験機で室温で引張速度 10 mm/min の引張を行なった. つぎに各引張歪における透過電子顕微鏡組織観察用の素材は, 均一変形部の幅が 30 mm の引張試験片を製作し, 同様な方法で 6%, 15% (一部は 2% も含む) の伸び率の引張試験を行ない, 各々の試験片の均一変形部からそれぞれ採取された. 引張試験片の採取方向は原則として圧延方向であるが, 引張強さ, n 値および破断伸びの測定の際には一部について 45° 方向および 90° 方向についても測定を行ない, その場合には 3 方向の平均値を重みをつけて求めた. なお, n 値の測定は慣用の 10% および 20% 伸びの荷重から求めた.

また電子顕微鏡観察は透過用およびレプリカ用とも 100KV の電子顕微鏡を使った.

3. 実験結果

3.1 強度-延性バランス

3.1.1 引張強さ- n 値, 引張強さ-破断伸びバランス

まず市販の冷延鋼板 (板厚: 0.8 mm) で求められた JIS 5 号引張試験片での引張強さ-破断伸びバランスの関係⁴⁾を Fig. 1 に示す. 引張強さと破断伸びとの関係は Fig. 1 のように下に凸の減少曲線で示されるが, 類似の関係は一般に強度水準と n 値の間関係でも求められている.

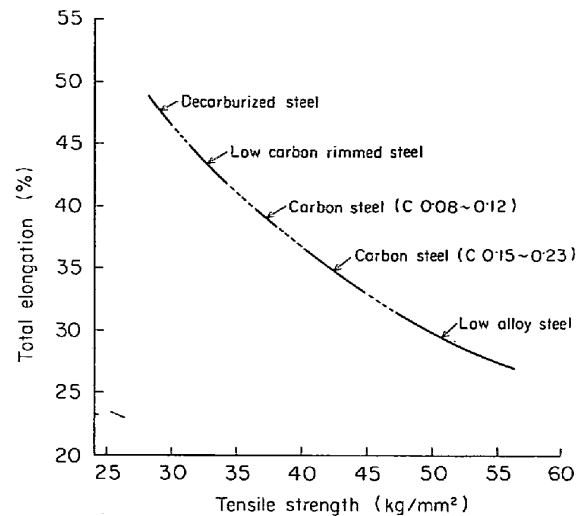


Fig. 1. The relation of tensile strength to total elongation in the commercial cold rolled steel sheets (thickness: 0.8 mm).

実験試料のうち $700^{\circ}\text{C} \times 4 \text{ hr}$ の焼鈍材の光学顕微鏡組織写真を Photo. 1 に示す.

焼鈍材の引張強さと破断伸びとの関係を Fig. 2 に示す. 図に示すように, 引張強さ-破断伸びのバランスは, 置換型固溶硬化型 > 粒径硬化型 > 析出硬化型, の順となつている. この関係は Fig. 3 に示す引張強さ- n 値のバランスの関係でも同様である. なお, Fig. 2, Fig. 3 では圧延方向の値以外に 3 方向の平均値も示してある.

ここで各試料の真応力-真ひずみ (以下, 応力-ひずみ) 曲線を Fig. 4 に示す. Fig. 4 で明らかのように粒径硬化型の C を基準として, 析出硬化型の A, B はいずれもひずみの初期の加工硬化が大きいのに対し, 置換型固溶硬化型の D, E はいずれもひずみの後期の加工硬化が大

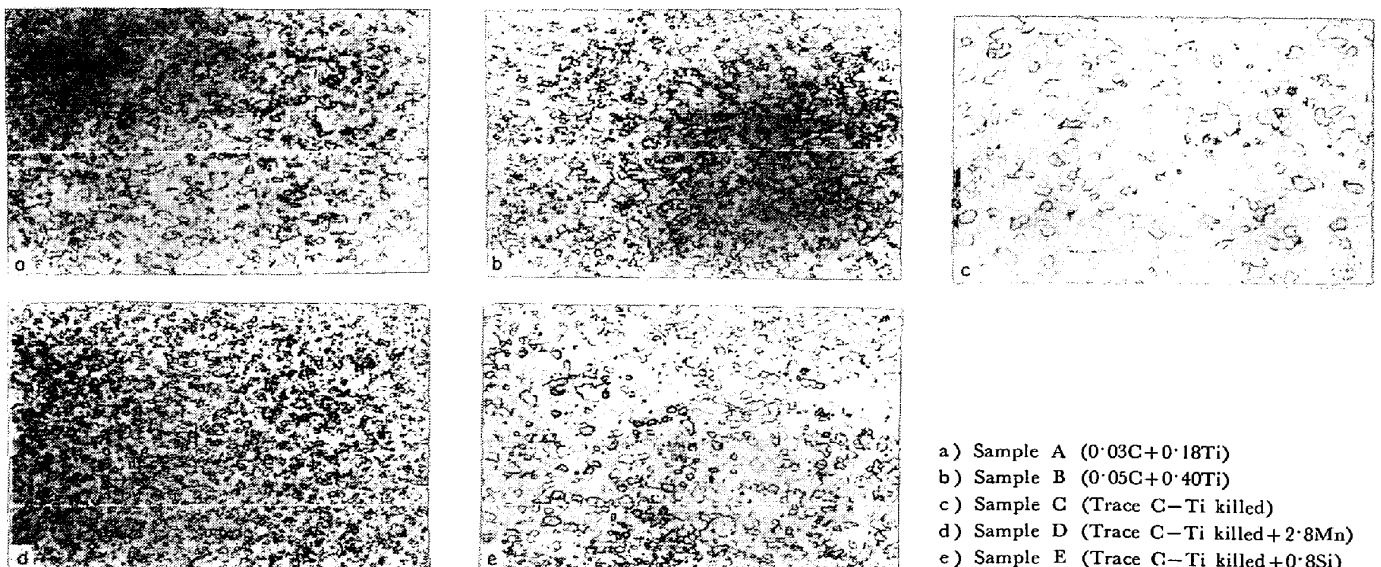


Photo. 1. Microstructures of specimens as annealed at 700°C for 4 hours. $\times 100$ (3/7)

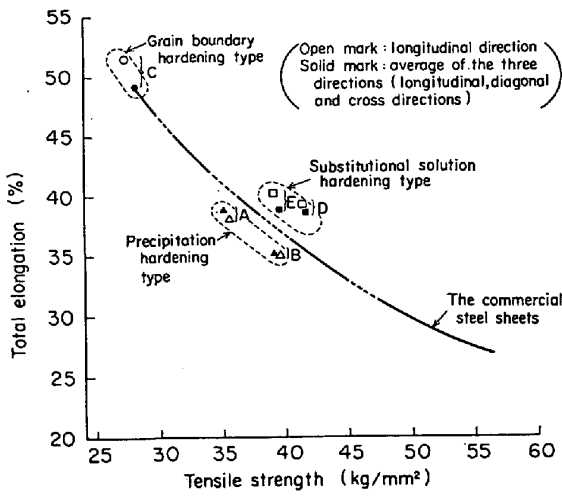


Fig. 2. The combinations of tensile strength and total elongation of the various hardening types of samples.

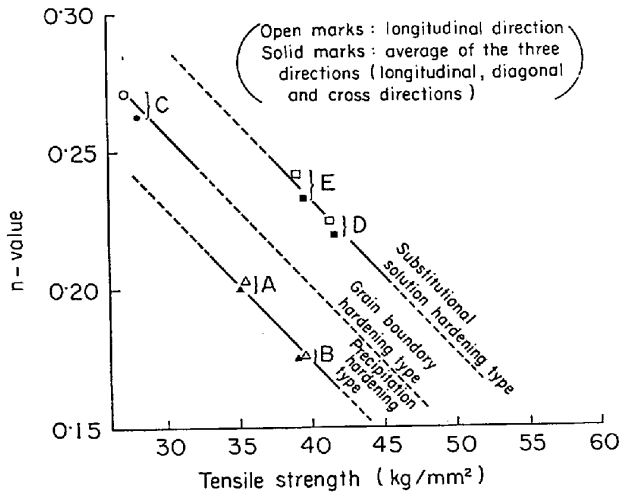


Fig. 3. The combinations of tensile strength and n-value of the various hardening types of samples.

きいことが認められる。これをさらに明りように表わすために Fig. 4 において A, B あるいは D, E の応力から粒径硬化のみの C の応力を差し引いた結果を Fig. 5 に示す。Photo. 1 に示すように焼鈍材の粒度は同一でないので Fig. 5 に示される加工硬化挙動は必ずしも厳密な意味で比較できないが、一応析出硬化型 (A, B) および置換型固溶硬化型 (D, E) の加工硬化挙動を定性的に示しており、析出硬化型は典型的な初期加工硬化型であり、一方置換型固溶硬化型は加工硬化持続型であることがわかる。このことは前述の Fig. 3 の引張強さ-n 値バランスの優劣によく表われており、また Fig. 2 の引張強さ-破断伸びバランスにも反映している。

3.1.2 引張強さ-局部伸びバランス

引張の最大荷重点以降破断までのいわゆる局部伸びと

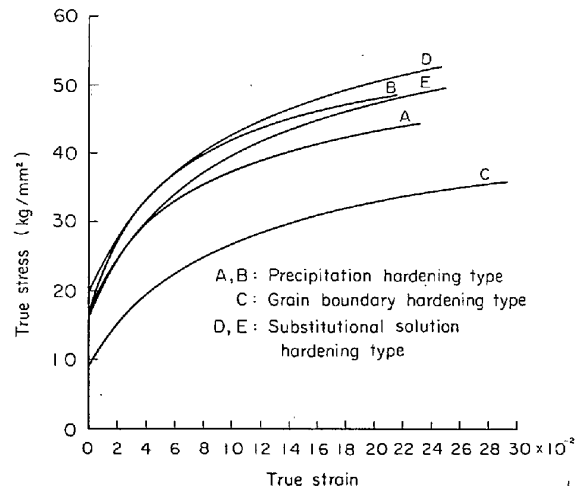


Fig. 4. The true stress-the true strain curve of various hardening type of samples.

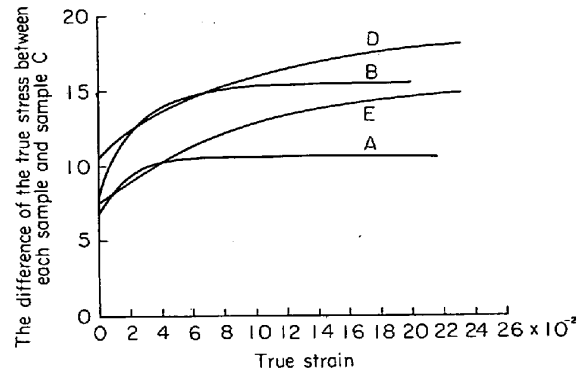


Fig. 5. The variation in the difference of the true stress between each sample and sample C (grain boundary hardening type) with the true strain.

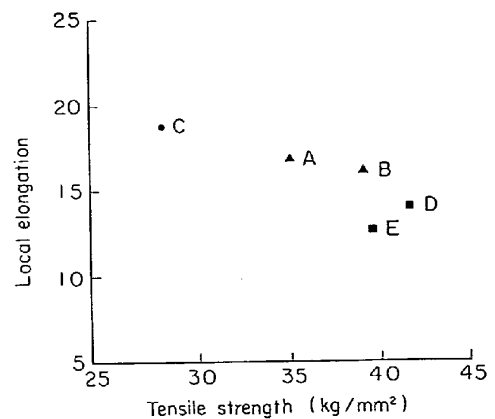


Fig. 6. The combinations of tensile strength and local elongation of the samples.

引張強さとの関係を Fig. 6 に示す。この図にみられるように、それらの間のバランスに対しては前述の種々の硬化型の優劣の順序はあてはまらないと言える。その理由は明確ではないが、中島らりの言うように局部伸びは

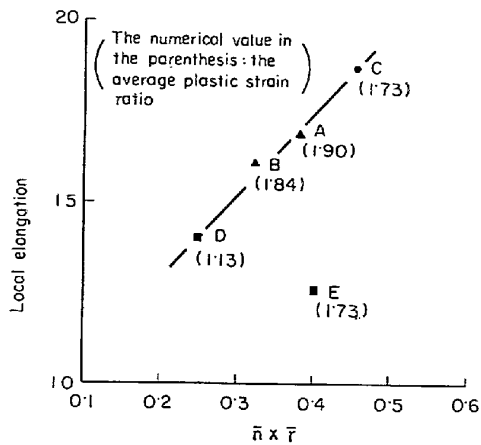


Fig. 7. The relation between the parameter $\bar{n} \times \bar{r}$ and local elongation of the samples.

n 値のような純粋な延性特性以外に r 値 (ランクフォード値) も関係しており, $n \times r$ というパラメーターとの相関が考えられる. Fig. 7 は局部伸びの平均値と $\bar{n} \times \bar{r}$ (\bar{n} は n 値の平均値, \bar{r} は r 値の平均値) との関係を示したものである. 試料 E を除けばそれらの間に一応の相関は認められるが, なぜ試料 E がはずれたのかは明らかではない.

3.2 強度-延性バランスの冶金学的機構

前述のように強度-延性バランスの優劣の順序は応力-

ひずみ曲線で表わされる加工硬化挙動と密接な関係があることが明らかとなった. そこでこれらの関係の冶金学的挙動を調べてみた.

Photo. 2 は供試材の焼鈍板のうちの代表的なおおのの強化機構を有する C (粒径硬化型), D (置換型固溶硬化型), B (析出硬化型) の抽出レプリカ電子顕微鏡組織写真である. Photo. 2 のように C および D ではマトリックスに析出物はほとんど見当たらないが, 一方 B では全面に 10\AA オーダーの微細析出物が認められる. ここで B における微細析出物はその化学組成から TiC と考えられる.

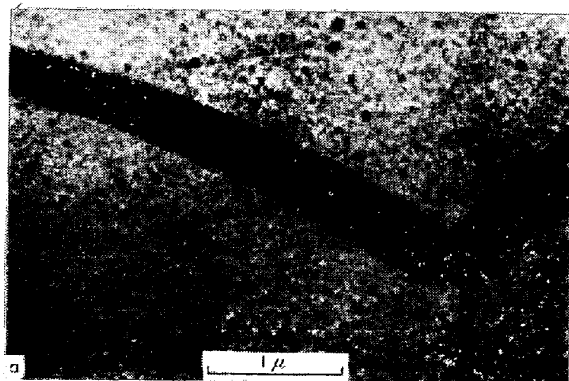
これらの試料を引張つた際の透過電顕組織写真を以下に示す.

3.2.1 粒径硬化型試料 (C) の引張の透過電顕組織写真

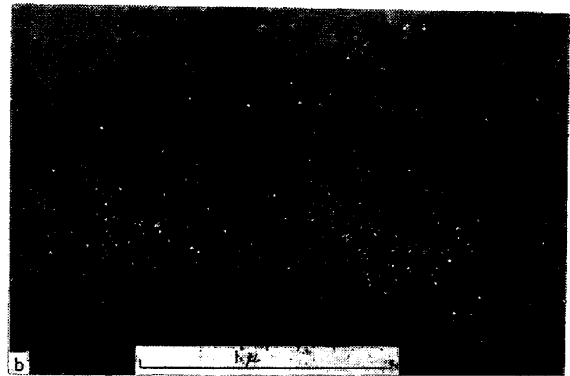
6%引張歪では Photo. 3 のように転位が tangle し始めている. 一方, 15% 引張歪では Photo. 4 のように加工 cell 組織を作っている. これらは通常の純鉄などでよく観察される典型的な加工組織である^{6), 8)}.

3.2.2 置換型固溶硬化型試料 (D) の引張の透過電顕組織写真

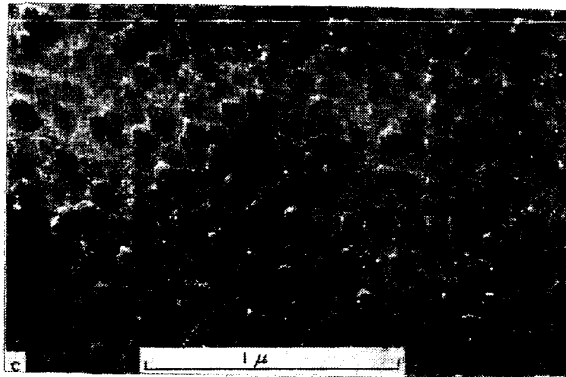
6%引張歪では Photo. 5 に示すように直線状の転位配列の傾向が強く, 粒径硬化型のそれとは異なる. さら



×35 000 (2/5)



×65 000 (2/5)



×65 000 (2/5)

- a) Sample C (trace carbon Ti-killed) : grain boundary hardening type
- b) Sample D (trace carbon Ti-killed + 2.8% Mn) : substitutional solid solution hardening type
- c) Sample B (0.05% carbon + 0.4% Ti) : precipitation hardening type

Photo. 2. Microstructure of the various hardening types of samples as annealed state by extraction replica method.

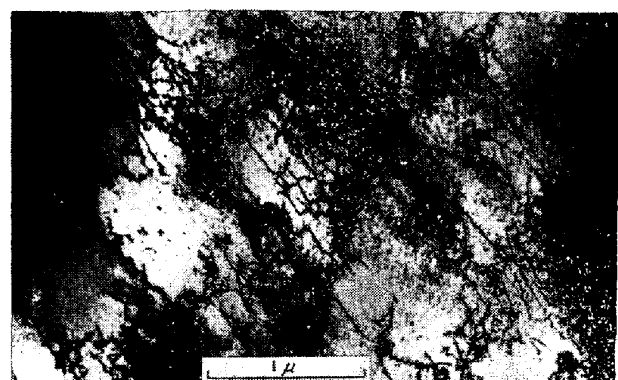
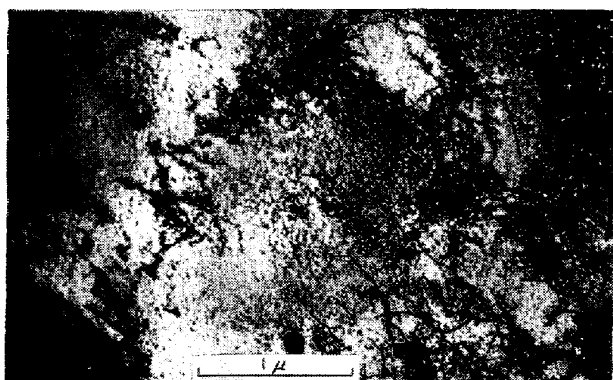


Photo. 3. Transmission electron micrograph of sample C (trace carbon Ti-killed: grain boundary hardening type) as 6% tensioned. $\times 40\,000$ (2/5)

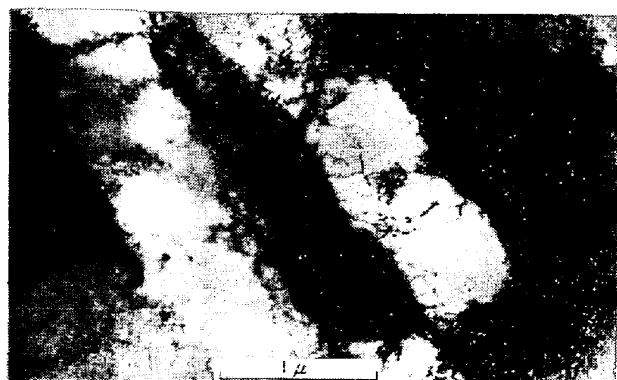


Photo. 4. Transmission electron micrograph of sample C as 15% tensioned. $\times 40\,000$ (2/5)

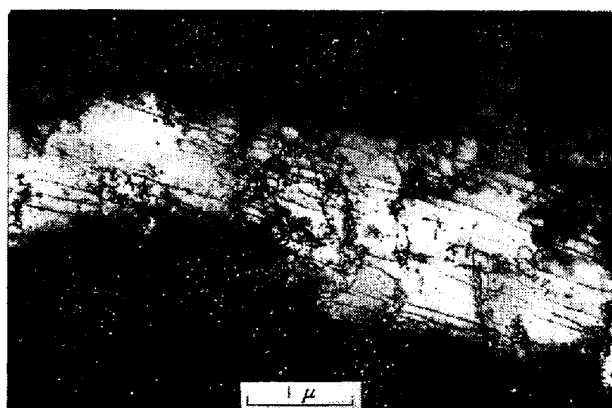


Photo. 5. Transmission electron micrograph of sample D (trace carbon Ti-killed + 2.8% Mn) as 6% tensioned. $\times 25\,000$ (3/7)

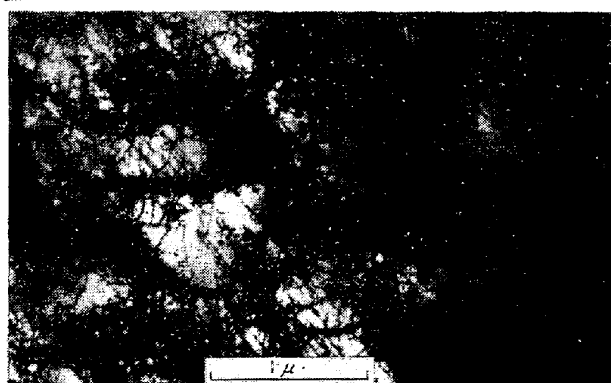
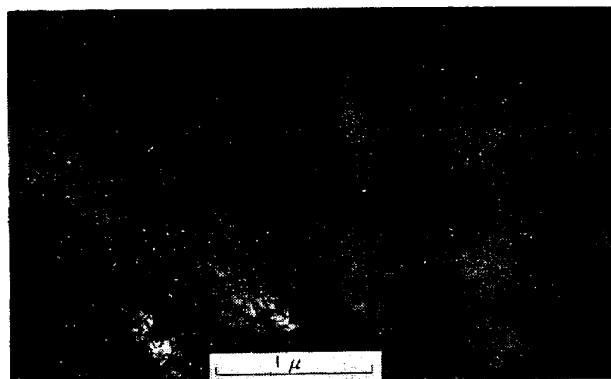


Photo. 6. Transmission electron micrograph of sample D as 15% tensioned. $\times 40\,000$ (2/5)

に 15% 引張では加工 cell 組織を作るが、はつきりした cell 組織は必ずしも多くはなくまた全体的に直線的な転位配列が多く認められる (Photo. 6).

3-2-3 析出硬化型試料(B)の引張の透過電顕組織写真

まず焼鈍材の透過電顕組織写真を Photo. 7 に示すが 10^2\AA オーダーの微細析出物の大半が incoherent な析出物であることがわかる。これを 2% 引張歪を与えると Photo. 8 に示すようにすでに転位がこの微細析出物にか

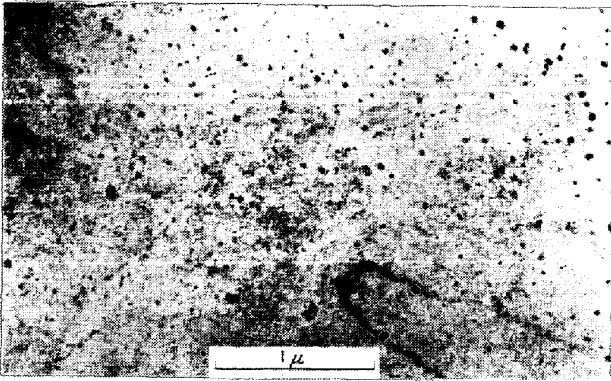
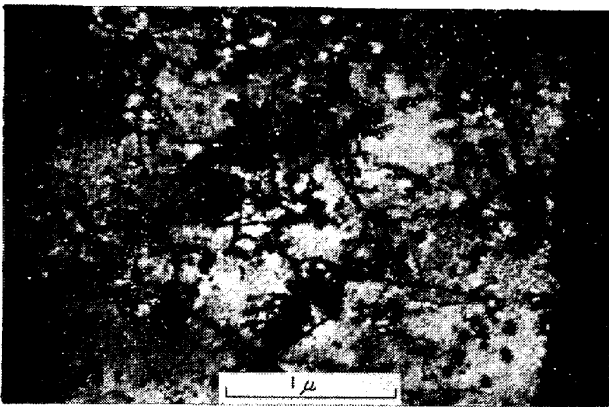
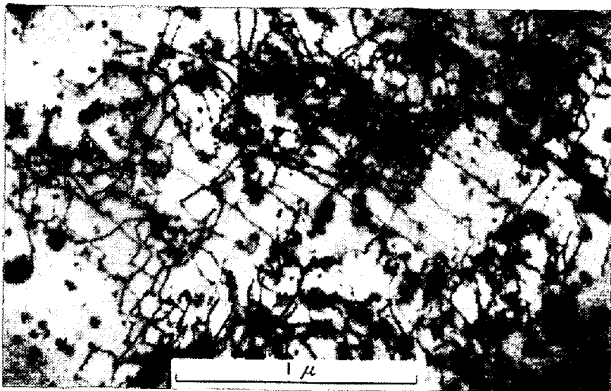


Photo. 7. Transmission electron micrograph of sample B (0.05% carbon + 0.4% Ti) as annealed. $\times 40\,000$ (2/5)



$\times 40\,000$ (2/5)



$\times 60\,000$ (2/5)

Photo. 8. Transmission electron micrograph of sample B as 2% tensioned.

らみあっているのがわかる。6%引張歪では Photo. 9 のように転位と析出物とのからみ合いは一層活発となり、転位は析出物のまわりにループを形成しているものも認められる。さて、15%引張歪では Photo. 10 のように転位と析出物とからなる加工組織は6%の場合と比べてさほど大きな変化は認められず、しかも粒径硬化型および置換型固溶硬化型の15%引張で見られた加工 cell 組織はほとんど形成していないという点が大きな特徴である。これらのおおのこの引張歪における透過電顕組織

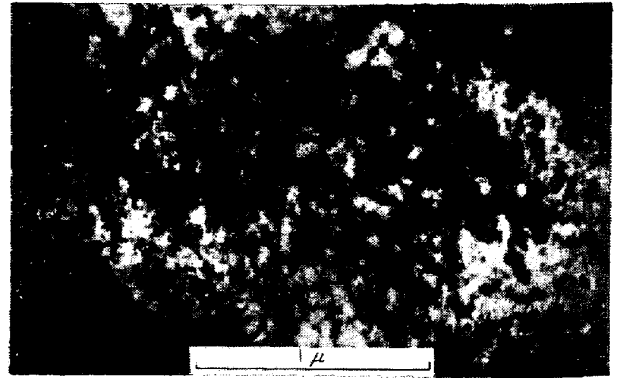


Photo. 9. Transmission electron micrograph of sample B as 6% tensioned.

$\times 60\,000$ (2/5)

写真は Fig. 4, Fig. 5 における B の応力-歪曲線とも対応しており、引張歪が 10% 近くですでに加工硬化が飽和している現象と対応していると考えられる。

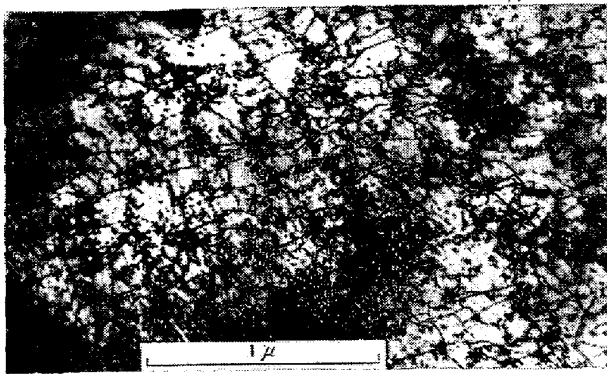
なお、この種類の析出硬化型の焼鈍試料においてはしばしば未再結晶部分が存在するものであるが、本実験試料は、写真に見られるように、少なくとも透過電子顕微鏡で観察した範囲内では未再結晶部分は認められなかった。

3.3 析出硬化型から粒径硬化型への変化

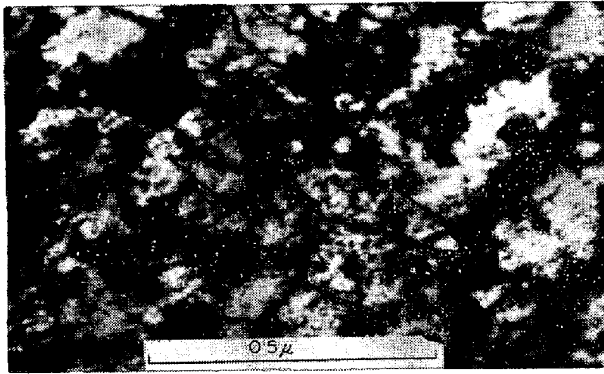
高強度冷延鋼板のおおのこの強化因子における強度-延性のバランスの優劣とその冶金学的挙動の概要が一応明かとなった。そこで上記の関係をさらに明確にするために次の実験を行なった。

すなわち、通常処理 (N処理) においては析出硬化型の試料 B を熱延板のまま $950^{\circ}\text{C} \times 1\text{hr}$ の加熱を行ない、微細析出物 (TiC) を γ 粒界などに凝集析出させてしまい、しかるのちに N処理と同様の冷延、焼鈍を行なう特殊処理 (P処理) を施すことにより下記の結果が得られた。

Fig. 8 は B 試料の両処理における引張強さ- n 値の関係を示したものである。析出硬化型の B は P処理を施す



×60 000 (2/5)



×150 000 (2/5)

Photo.10. Transmission electron micrograph of sample B as 15% tensioned.

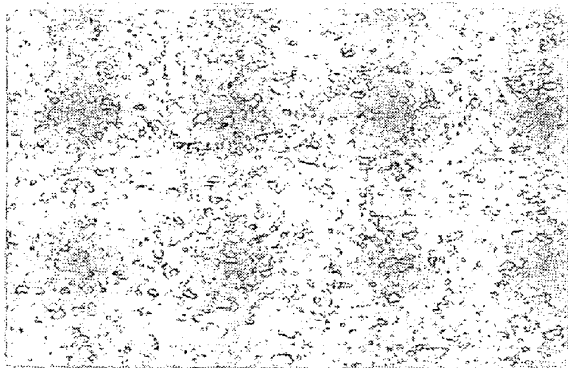


Photo.11. Microstructure of sample B' (P treatment) ×100 (3/5)

ことにより、粒径硬化型の引張強さ- n 値バランス上に移動していることがわかる(図中のB')。引張強さ-破断伸びのバランスにおいてもP処理により粒径硬化型よりさらに少し優れた引張強さ-破断伸びバランスに移動している(Fig. 9)。

この両処理における強度-延性バランスの差がどのような冶金学的挙動にもとづくかを検討してみた。以下P処理した試料をB'と呼ぶ。B'の光学顕微鏡組織写真をPhoto.11に示すが、結晶粒はPhoto.1のBのそれよりも小さい。

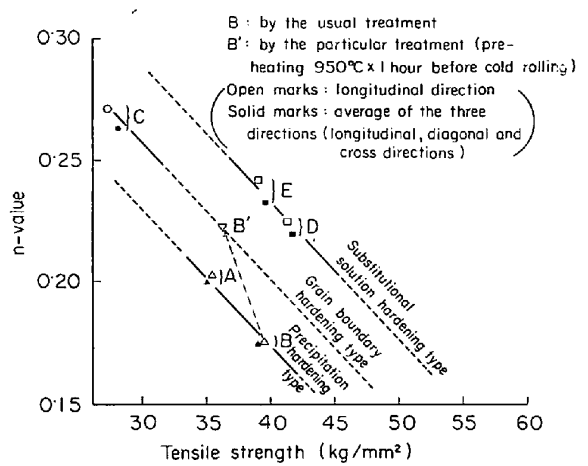


Fig. 8. Improvement of the combination of tensile strength and total elongation by the particular treatment (P treatment) in sample B.

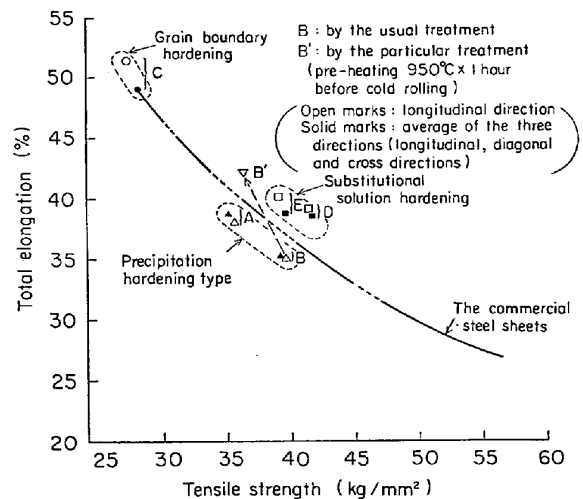
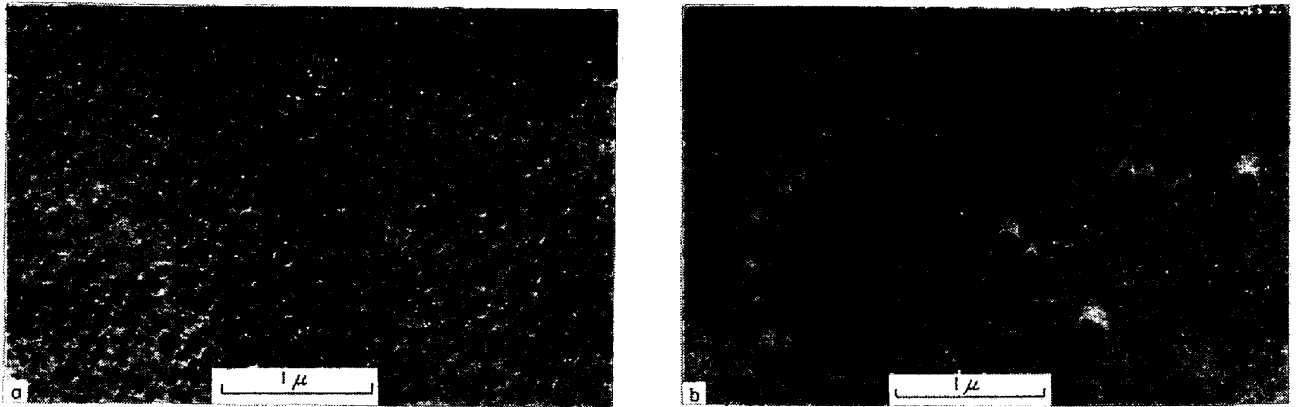


Fig. 9. Improvement of the combination of tensile strength and total elongation by the particular treatment (P treatment) in sample B.

Fig. 10 はBおよびB'の応力-歪曲線を比較したものであるが、B'は析出硬化型のBに比べて引張歪15%近傍の加工硬化がやや大きくなり、むしろ粒径硬化型のCの応力-歪曲線の形に近づくことがわかる。

Photo. 12 はBおよびB'の焼鈍板の抽出レプリカ電顕組織写真である。Bと異なり、B'では 10^3Å オーダーの巨大析出物が粗に偏在しており、熱延板の $950^\circ\text{C} \times 1\text{hr}$ の熱処理により γ 粒界などに凝集したものと考えられる。これらの試料の引張における透過電顕組織写真を比較して以下に示す。

Photo.13 は2%引張歪の組織であるが、Bと異なりB'では粗大化した巨大析出物の周囲にのみ転位が発生し始めている。つぎに6%引張ではPhoto.14のように



(a) The usual treatment (N-treatment)
 (b) The particular treatment (P-treatment : 950°C x 1 hour preheating before cold rolling)

Photo. 12. Electron micrographs of the precipitations in both the usual treatment and the particular treatment of sample B by the extraction replica method. $\times 35\,000$ (3/7)

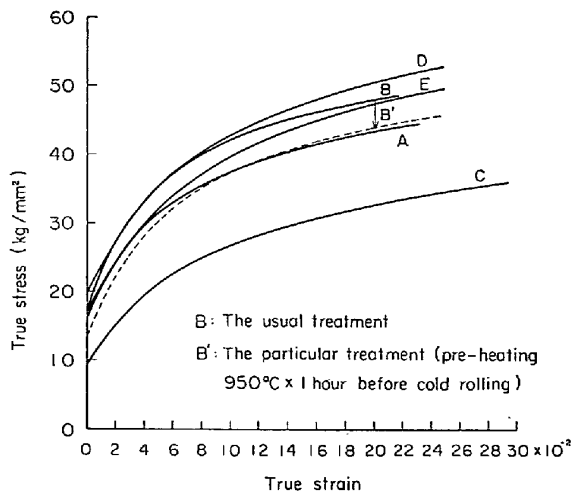


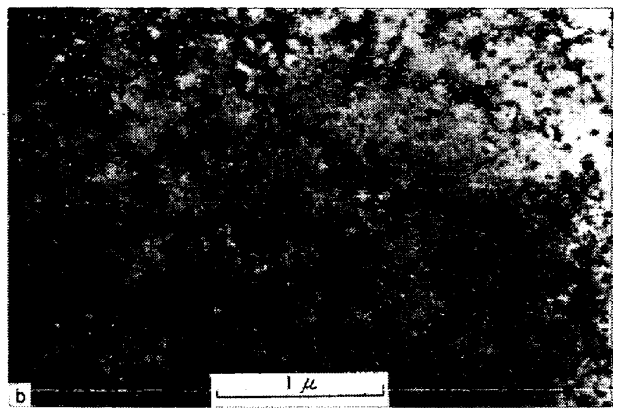
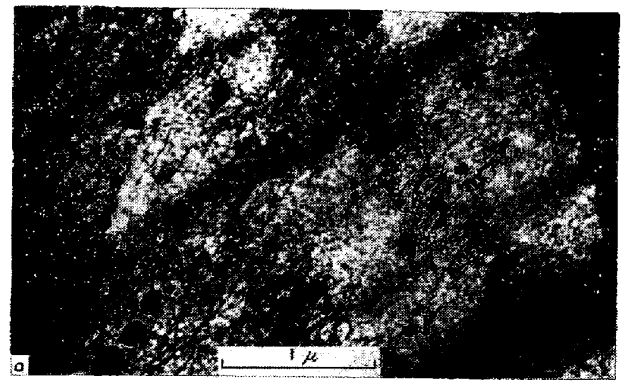
Fig. 10. Change of the true stress-true strain curve by the particular treatment (P treatment) in the sample B.

B'では巨大析出物の周囲に発生した転位が互いに tangle し始めていることがわかる。さらに 15% 引張歪では Photo. 15 のように B' では上記の tange から発達した加工 cell 組織が明りように認められる。このことは Photo. 8~Photo. 10 における B (N処理) が析出硬化型であったのに対し、B' (P処理) ではむしろ Photo. 3, Photo. 4 に示される粒径効果型の引張組織に傾向的に近づいてきていることがわかる。

すなわち、通常の処理 (N処理) では析出硬化型の試料 B も特殊の処理 (P処理) を施すことにより、粒径硬化型の強度-延性バランスに近づくことが、冶金学的にも示されたわけである。

4. 考 察

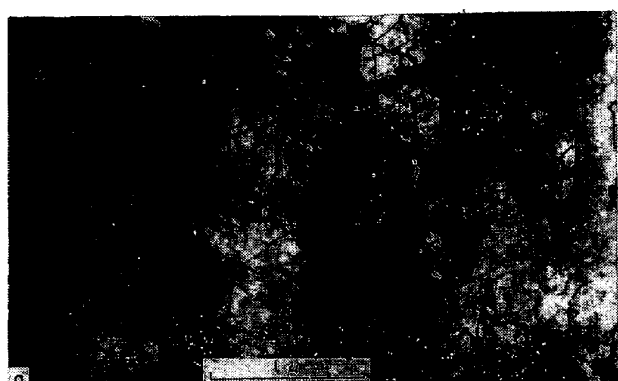
鉄に限らず、b.c.c. 金属の変形の際の加工硬化挙動を透過電子顕微鏡で観察した例は多い⁶⁾⁻¹³⁾。しかし、強



(a) by the particular treatment (P-treatment)
 (b) by the usual treatment (N-treatment)

Photo. 13. Comparison of transmission electron micrographs of sample B as 2% tensioned both in the particular treatment and the usual treatment.

度-延性のバランスという観点から加工硬化挙動が調べられた例はほとんどない。とりわけ冷延鋼板では冷延後の再結晶焼鈍という特殊な熱処理工程があり、それを前提とした現在要求されているような高強度冷延鋼板の強化因子とその強度-延性バランスの優劣という点に関し



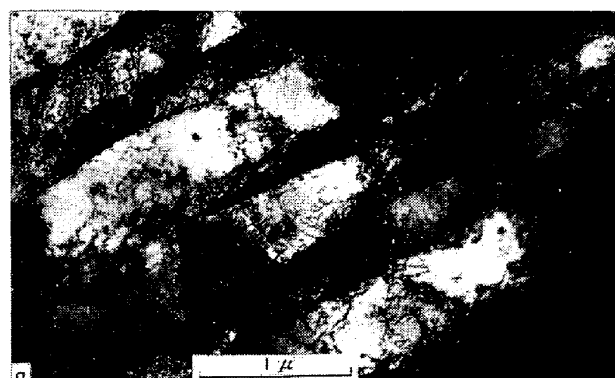
×40,000 (2/5)



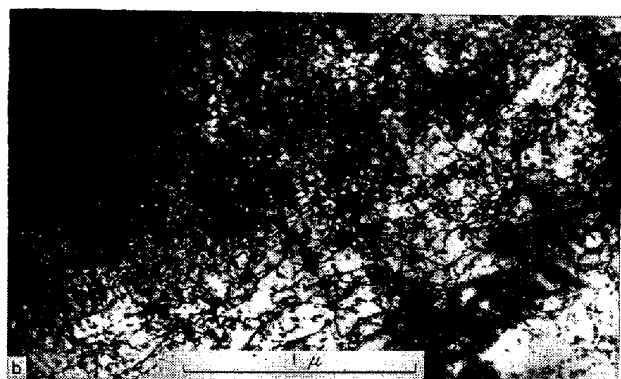
×60 000 (2/5)

- (a) The particular treatment (P-treatment)
- (b) The usual treatment (N-treatment)

Photo. 14. Comparison of transmission electron micrographs of sample B as 6% tensioned both in the particular treatment and the usual treatment.



×40 000 (2/5)



×60 000 (2/5)

- (a) The particular treatment (P-treatment)
- (b) The usual treatment (N-treatment)

Photo. 15. Comparison of transmission electron micrographs of sample B as 15% tensioned both in the particular treatment and the usual treatment.

での研究は見られない。

さて、本実験試料はいずれも Ti キルド鋼であるので侵入型固溶元素の C, N は完全に固定されていることが Fig. 4 の応力-歪曲線からもわかる。したがっていずれの強化機構においても、一般に鋼において複雑な挙動をする C, N 固溶の効果は本実験では考える必要はないといえる。

まず粒径硬化型の試料 C (Trace C-Ti キルド) では 6% 引張ですでに転位は tangle を形成し始めているがこれは通常言われているように刃状転位成分を多く含む転位の tangle と考えられ、らせん転位による刃状転位のドラッグまたは刃状転位 dipole などがその源となつていと考えられる⁸⁾。15% 引張では加工 cell 組織が形成されるが、これは tangle が互いにつながつたものと考えられる。加工 cell 組織は転位の移動の障害ともなり、cell の微細化より転位がすべる平均距離が小さくなるほど一定の歪を与える応力は大きくなるので加工硬化に貢献することは明白であり、15% 近傍でまだ加工硬化が進んでいることも説明されよう。しかしながら、加工

cell 組織だけでは一定の歪に対して上述のように高い応力を必要とするので転位の cross slip を誘発し、その結果、15% 近傍の加工硬化は後述の置換型固溶硬化のようには大きくなりえないものと考えられる。

つぎに置換型固溶硬化型では上述の粒径硬化型とは異なり、固溶硬化元素によるすべり系の制限が加わり、6% 引張ではよく言われるように¹⁰⁾¹¹⁾、直線状のらせん転位が多く認められる。また直線状のらせん転位以外に刃状転位 dipole も認められ部分的に転位の tangle をつくり、これが 15% 引張歪で観察される加工 cell 組織の成因ともなりうるものと考えられる。Photo. 6 の 15% 引張歪の組織で注目されるのは、粒径硬化型のそれとは異なり、典型的な加工 cell 組織は必ずしも多くはなく、一方、全体的に直線状のらせん転位が多く観察されることである。つまり単に粒径硬化型のように加工 cell 組織形成による加工硬化率の増加と言うことではなく、合金元素によるすべり系の制限と cross slip の抑制が 15% 加工付近の加工硬化率を一層高めていると推察される。

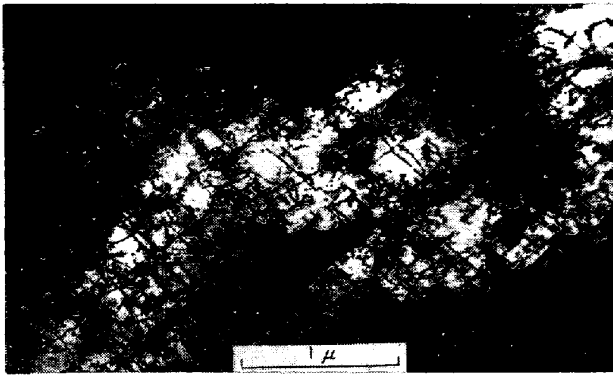


Photo. 16. Transmission electron micrograph of aluminum-killed steel containing 0.1% phosphorus as 6% tensioned. $\times 40\,000$ (2/5)

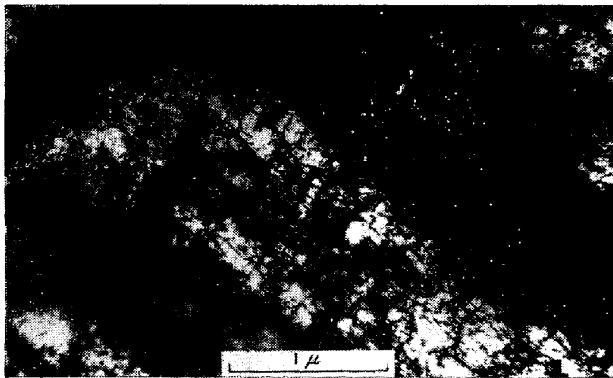
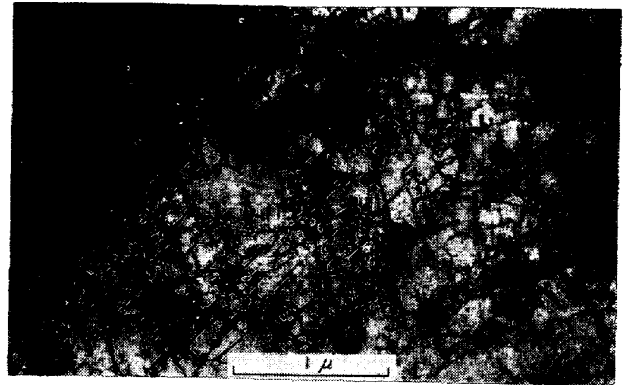
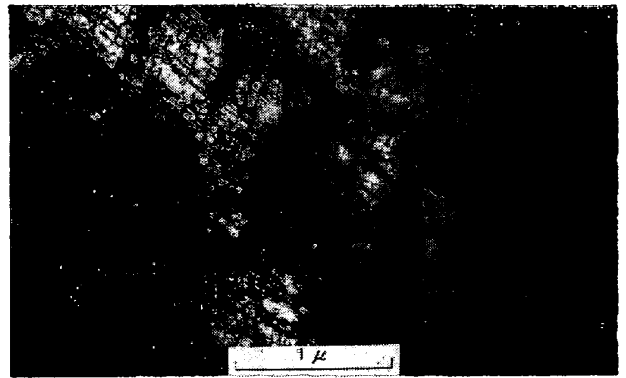


Photo. 17. Transmission electron micrograph of aluminum killed steel containing 0.1% phosphorus as 15% tensioned. $\times 40\,000$ (2/5)



この現象は上述の 3% Mn 添加材に限らず、たとえば P 添加 Al キルド冷延鋼板 (P 0.1%, Si 0.3%) でも認められている。すなわち P 添加 Al キルド冷延鋼板の 6% および 15% 引張歪の透過電顕組織はそれぞれ Photo. 16, 17 に示されるが、きわめて直線的ならせん転位が多く認められ、これは固溶硬化能の大きい P による効果と考えられる。そして、この P 添加 Al キルド冷延鋼板の引張強さ-破断伸びのバランスは Fig. 11 に示すように優れており、置換型固溶硬化型の典型ともなっている。

つぎに析出硬化型についてであるが、冷延鋼板では再結晶焼鈍という長時間加熱を行なうのでマトリクスに現われる析出物は Photo. 7 のように大部分が incoherent な微細析出物である。ところがこれに引張変形を行なうと 2% 引張ですでにかなりの転位が微細析出物にトラップされて移動が妨げられる。さらに 6% 引張では転位は微細析出物のまわりにループを形成しているものも多く認められ、一種の Fisher-Hart-Pry 機構的な析出硬化も一部起こっているものと考えられる¹⁴⁾。このことは Fig. 5 に示されるように 6~8% 程度までの歪の初期の加工硬化率が非常に大きいことと対応する。一方 cross

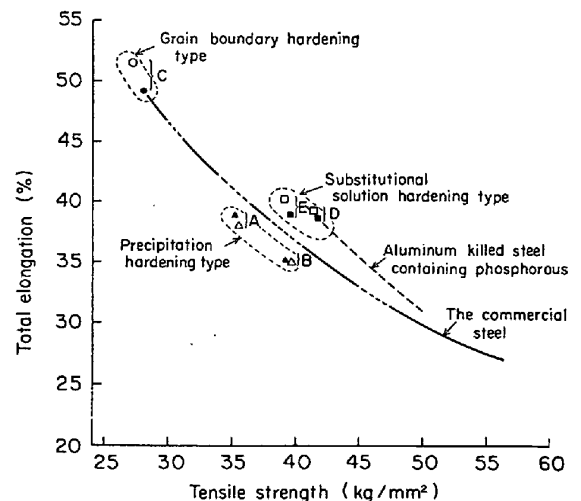


Fig. 11. The combination of tensile strength and total elongation of the aluminum killed steel containing phosphorus.

slip によつて転位ループを形成しながら歪が進行する現象もみられる。これらの現象は 15% 引張ひずみにおいても認められ、しかも加工 cell 組織が形成されるほどの転位の分布の不均一性も生ぜず、ついに加工硬化は飽和する傾向を示し、典型的な初期加工硬化型となる。これ

が強度-延性バランスを悪くさせる大きな原因であろうと考えられる。

一方、まったく同一鋼種について、冷延前に熱延板を $950^{\circ}\text{C} \times 1\text{hr}$ 加熱をする P 処理によつて Photo. 12 のように析出物粒子を粗大化させると、引張に際し個々の粗大析出物近傍に優先的に転位が発生する。そしてこの不均一に局部的に発生した転位は tangle を形成し、その tangle がつながりあつて加工 cell 組織をも生成することになる。この場合、もはや転位の移動を妨げるのは加工 cell 組織だけとなり、初期加工硬化型の析出硬化型ではなく、典型的な粒径硬化型の加工硬化型に変わる。そして Fig. 8, Fig. 9 のように強度-延性バランスの向上が認められる。このようにまったく同じ成分の試料でも熱処理方法により強度-延性バランスは改善されることがわかったが、本実験例のようなどちらかといえばマトリックスに対して incoherent な微細析出物の場合のみならず、たとえば鋼における低温焼入時効で現われる Fe_3C や Fe_4N のような coherent な微細析出物の場合でも初期加工硬化型による強度-延性バランスの劣下が起こりうると考えられ、その冶金学的な検討も今後なされる必要がある。

5. 結 言

最近安全性を主体とした自動車の内、外板の一部に使用する目的で各種の高強度冷延鋼板が開発されつつあるが、その際プレス成形性などで重要な強度-延性のバランスに対していかなる強化機構が有利であるかを見つけてかつその冶金学的機構を調べるための実験を行なつた。

主要な結果は以下の通りである。

1) 強化機構別に見ると強度-延性 (n 値, 破断伸び) バランスは、置換型固溶体硬化型 > 粒径硬化型 > 析出硬化型の順となつており、またその順序は真応力-真歪曲線による加工硬化の傾向と対応していた。

2) 透過電子顕微鏡観察の結果、置換型固溶体硬化型では引張に際し直線的な転位配列が多く認められ、歪の大きい領域でも加工硬化がなお大きいという加工硬化持

続型を示した。

3) 粒径硬化型では典型的な加工 cell 組織が形成されそれによる加工硬化は期待できる。

4) 析出硬化型では歪の非常に小さい領域で、転位は均一に分布する微細析出物と相互作用をもち転位ループを形成したりして急激に加工硬化するが、歪が高くなつても加工 cell 組織も作りやすく、加工硬化が飽和しやすいという、いわゆる初期加工硬化型の典型を示した。

5) 通常冷延鋼板の製造方法では上記のように微細析出物により強度-延性バランスの悪い析出硬化型の試料でも、冷延前に $950^{\circ}\text{C} \times 1\text{hr}$ の予備加熱を施すことにより巨大析出物を粗に偏らせて試料では、強度-延性バランスは向上し粒径硬化型のそれに近づいた。そして透過電顕観察による引張の際の変形組織も析出硬化型から粒径硬化型に変化しているのが認められた。

文 献

- 1) 中島浩衛, 菊間敏夫, 長島晋一: 日本金属学会報 6 (1967), p. 699
- 2) 宮内邦雄, 小森田浩, 吉田清太: 塑性と加工, 9 (1968), p. 139
- 3) 岡本豊彦, 林 豊: 任友金属, 18(1966), p. 212
- 4) 清水峯男: 学位論文 (昭和48年, 京都大学)
- 5) 増井浩昭, 河原田実, 武智弘: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 68
- 6) A. S. KEH, W. A. SPITZIG, and Y. NAKADA: Phil. Mag., 23 (1971), p. 829
- 7) A. LUFT and L. KAUN: Phys. stat. sol., 37 (1970), p. 781
- 8) S. IKEDA: J. Phys. Soc. Japan, 27 (1969), p. 1964
- 9) T. YAMASHITA and TANEDA: Trans. Iron and Steel Inst. Japan, 10 (1970) p. 197
- 10) A. LUFT: Phys. Stat. Sol., 42 (1970), p. 429
- 11) A. S. KEH: Phil. Mag., 12 (1965), p. 9
- 12) J. R. LOW, Jr. and A. M. TURKALO: Acta Met., 10 (1962), p. 215
- 13) R. A. FOXALL and C. D. STATHOM: Acta Met., 18(1970), p. 1147
- 14) J. C. FISHER, E. W. HART, and R. H. PRY: Acta Met., 1(1953), p. 336