

© 1989 ISIJ

## 論文

Ti-P 添加極低炭素冷延鋼板の機械的性質に  
及ぼす焼鈍温度の影響鄭 又 暢\*・鄭 鎮 煥\*<sup>2</sup>Effect of Annealing Temperature on the Mechanical Properties of an  
Extra-low Carbon Cold-rolled Steel Sheet Containing P and Ti

Woo-Chang JEONG and Jin-Hwan CHUNG

## Synopsis:

The effect of annealing temperature on the mechanical properties of extra-low carbon cold-rolled steel sheet containing P and Ti was investigated. The obtained results are as follows:

1) The observed correlation of tensile properties with annealing temperature is interpreted in terms of a newly proposed strengthening mechanism which differs from the previously suggested one.

2) Precipitation strengthening calculated from Ashby-Orowan model for steel sheet continuously annealed in the temperature range of 750-810°C for 30 seconds is about 80 MPa.

3) In extra-low carbon cold-rolled steel sheet containing P and Ti, effective Ti content can be expressed more realistically by  $Ti^{**} = Total\ Ti - (48/14)N - (48/32)S - Ti$  as (Fe, Ti)P than by the previous equation,  $Ti^* = Total\ Ti - (48/14)N - (48/32)S$ .

**Key words:** extra-low carbon steel; cold-rolled steel sheet; continuous-annealing; mechanical properties; precipitation of (Fe, Ti)P.

## 1. 緒 言

自動車の車体軽量化や安全性向上を目的に薄肉化された高強度鋼板の使用量が増加しており、その中でも主な高強度冷延鋼板としてはりん添加 Al キルド鋼が内・外板の深絞り用部品に使用されている<sup>1)~4)</sup>。しかしフェンダーパネルやクォーターパネルのようにりん添加鋼でも成形が難しい部品では超深絞り用高強度冷延鋼板が用いられている<sup>5)</sup>。このような用途のために開発された鋼板は、従来の極低炭素鋼に Ti または Nb などの炭窒化物形成元素を単独あるいは複合添加した IF 鋼 (Interstitial Free Steel) に P, Si および Mn などの固溶強化元素を添加したもので、りん添加 Al キルド鋼より  $\bar{r}$  値および伸びが高く、降伏強度が低いという材質特性を有している<sup>5)</sup>。

一方、P と Ti が一緒に含有された超深絞り用高強度冷延鋼板ではりん化合物、(Fe, Ti)P が多量に析出されることが報告されているが<sup>6)</sup>、この析出物が機械的性質におよぼす影響については詳細な検討がなされていない。

本報では P と Ti が多量に含有された極低炭素 Al キルド鋼を素材にして (Fe, Ti)P の析出および溶解挙動を調べ、この析出物による析出強化量の評価から超深絞り用高強度冷延鋼板の機械的性質におよぼす焼鈍温度の効果を究明しようと試みた。

## 2. 実験方法

供試鋼は真空溶製した小形鋼塊で、その化学成分を Table 1 に示す。鋼塊は熱間鍛造により 20 mm 厚のスラブにしたのち 1100°C で 1 h 加熱後 3 パスの熱間圧延

Table 1. Chemical composition of a specimen (wt%).

C	Si	Mn	P	S	Ti	N	Sol. Al	Atomic ratio of Ti*/C
0.0042	0.43	0.63	0.072	0.0091	0.080	0.0035	0.054	3.23

$$Ti^* = Total\ Ti - (48/14)N - (48/32)S$$

昭和 62 年 10 月本会講演大会にて発表 平成元年 1 月 17 日受付 (Received Jan. 17, 1989)

\* 産業科学技術研究所 工博 (Research Institute of Industrial Science & Technology, P. O. Box 135, Pohang 790-330, Korea)

\*2 産業科学技術研究所 (Research Institute of Industrial Science & Technology)

により 4.0 mm 厚の熱延板を作製した。3パス目の仕上圧延温度は約 910°C であり、現場の巻取り処理をシミュレートするために 650°C の炉中にて 1 h 保持したのち炉冷した。熱延板は酸洗後 0.8 mm 厚まで冷間圧延したのち ASTM サブサイズ (ゲージ長さ 25 mm, 幅 6.25 mm) の引張試験片に加工した。

すべての試料の再結晶焼鈍は赤外線加熱炉 (ULVAC 社製) で行い、加熱速度は約 8°C/s, 均熱は 750~900°C で 40 s, 冷却は 650°C までは 5°C/s, それ以下の温度では 45°C/s で行った。

X-線回折試験片と再結晶温度測定用試験片の熱処理は、焼鈍温度が 650°C より高い場合前と同様な熱処理サイクルで処理したが、650°C 以下の場合その温度で 30 s 保持したのち 45°C/s の冷却速度で急冷を行った。

焼鈍板の引張特性は引張方向が圧延方向と一致するようにしてクロスヘッド速度 10 mm/min にして測定し、時効指数 (Aging Index, AI) は 7.5% の予歪み付加時の変形応力と 100°C, 1 h 時効処理後の下降伏応力との差から求めた。深絞り性の指標である  $r$  値は 15% 歪みで測定し、平均  $r$  値 ( $\bar{r}$  値) は  $(r_0 + 2r_{45} + r_{90})/4$  より計算した。

結晶組織は光学顕微鏡を用い、析出物の形態は日本電子(株)製 JEM200CX を用い加速電圧 200 kV にて抽出レプリカ法によって観察した。また析出物の成分は JEM200CX に付設された EDS によって分析した。

再結晶挙動を調査するために硬さ試験は Matsuzawa Seiki 社 (Model DMH-1L) の Micro-Vickers 硬度計を

用い荷重 50 g で測定した。焼鈍板のフェライト結晶粒度は Leits 社の映像分析器 (Model TAS-PLUS) によって ASTM E112-63 を基準として測定した。

焼鈍板の集合組織を調べるために RIGAKU 社の X-線回折装置を用い、逆極点図を測定した。この際、用いた X-線は Mo-K $\alpha$  の特性 X-線であり、各温度にて焼鈍された試片を機械研磨と化学研磨を施し 1/2 厚の位置に対して板面に平行な  $\{110\}$ ,  $\{200\}$ ,  $\{211\}$  および  $\{222\}$  面の X-線積分強度を測定した。

### 3. 実験結果および考察

#### 3.1 焼鈍温度による機械的性質の変化

機械的性質におよぼす焼鈍温度の影響を Fig. 1 に示す。焼鈍温度が高くなるに従って  $\bar{r}$  値が上昇するが、TS と YS は低下する。AI は焼鈍温度に無関係に常に 0 を示したが、伸びは 810°C にて最大値を示したのち 870°C まで減少する段階をへて再び増加する傾向を示した。佐藤ら<sup>5)</sup>は炭化物形成元素の Nb を添加した極低炭素鋼においては均熱温度が高くなるに従ってフェライト結晶粒の成長が起こり、炭化物の溶解が進行するとともにその密度が減少するために伸びの上昇と降伏強度の低下を惹起するが、炭化物の溶解が顕著に起こる高温領域では固溶炭素の効果がより強く作用してむしろ伸びの低

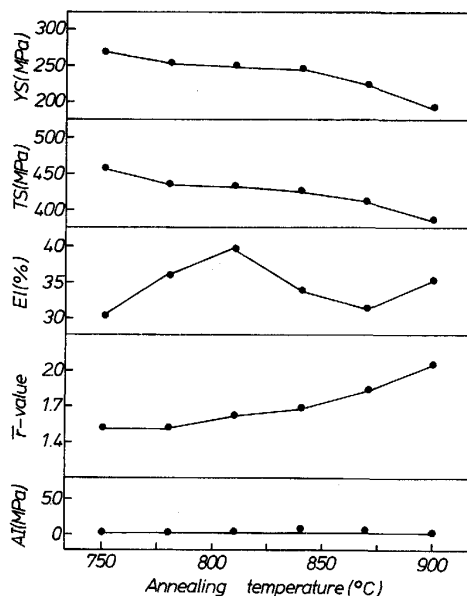


Fig. 1. Effect of annealing temperature on mechanical properties of annealed sheets.

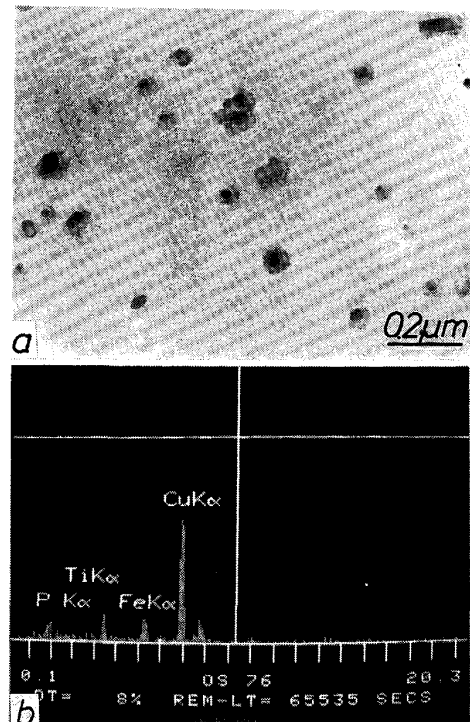


Photo. 1. Transmission electron micrograph of replica with particles extracted in hot band and its energy dispersive X-ray spectra. Cu K $\alpha$  originates from Cu mesh.

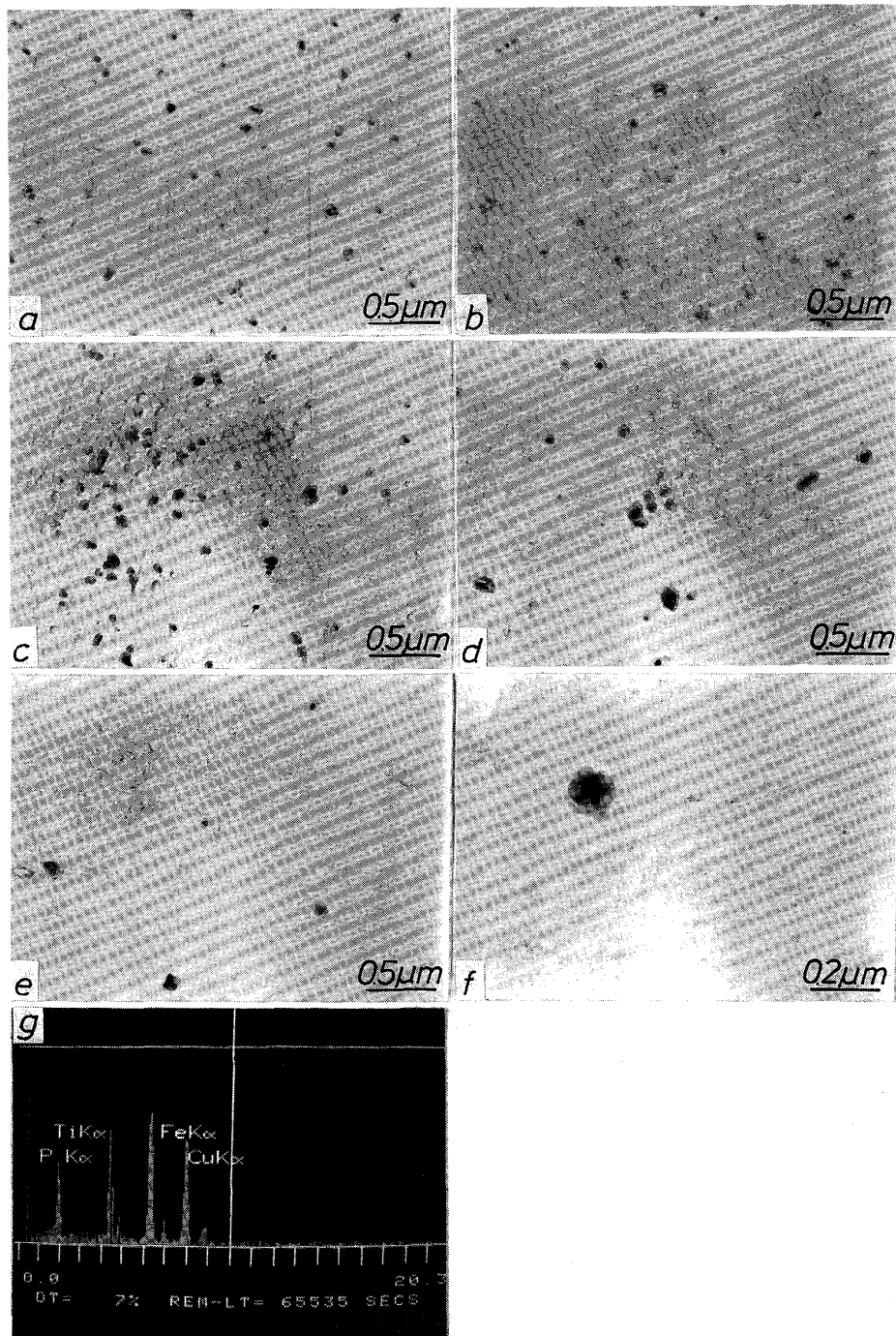


Photo. 2. Transmission electron micrographs showing the effect of annealing temperature on the distribution of the precipitates : a ; 750°C, b ; 780°C, c ; 810°C, d ; 840°C, e ; 870°C and f ; 900°C. Most precipitates observed in Photo. 2 a through f reveal energy dispersive X-ray spectra shown in Photo. 2 g.

下と降伏強度の上昇が起こることを報告した。結果的に伸びと降伏強度がそれぞれ最大値と最小値を示す均熱温度が存在することになりこのことは上述した相反する効果に起因することであると説明した。しかしながら、本研究では前述したように焼鈍温度が上昇するに従って降伏強度は継続的に低下するが、伸びはそれぞれ最大値と

最小値を表す特異な引張特性が観察された。このような挙動は Nb-P IF 鋼に関する佐藤らの研究の結果<sup>5)</sup>とは大きな差を示す。

一方 PRADHAN と MELCHER<sup>7)</sup> は降伏強度,  $\sigma_y$  は  $\sigma_y = \sigma_m + \sigma_{ss} + \sigma_{gs} + \sigma_{ppt}$  の式によって表現できることを報告した。ここで  $\sigma_m$  は基地強度 (Matrix strength),  $\sigma_{ss}$

は固溶強化量 (Solid solution strengthening),  $\sigma_{gs}$  は結晶粒微細化による強化量 (Grain refinement strengthening),  $\sigma_{ppt}$  は析出強化量 (Precipitation strengthening) である. 本研究から得られた焼鈍温度による引張性質の挙動も上記の強化方法の組み合わせによって支配されることと思われ, 以下おのおのの強化機構について考察する.

一般的に超深絞り用高強度鋼板における強度は固溶強化能の大きい P, Si および Mn などの置換型固溶元素による固溶体強化効果として説明されてきた. 通常の連続焼鈍過程にて Mn および Si は焼鈍温度が変化しても固溶量の変化はほとんど無いためその強化量には差がないと思われる. しかし P は後述するように (Fe, Ti)P としての析出と溶解過程が焼鈍温度によって大きく変化するために P による固溶強化効果もやはり焼鈍温度に敏感であると同時に (Fe, Ti)P の析出強化効果に逆比例することと思われる.

BRUN ら<sup>6)</sup> は P と Ti が一緒に多量含有された超深絞り用高強度鋼板にて巻取り温度が 500°C 以下と極めて低くないかぎり (Fe, Ti)P 形態のりん化合物の析出は防止できないことを報告した. 本実験においても 650°C

にて巻取り工程に相当する処理を行った熱延板に多量の析出物が観察され (Photo. 1 a), この析出物は EDS により (Fe, Ti)P であることが確認された (Photo. 1 b). Photo. 2 は上記熱延板を冷間圧延したのち連続焼鈍した焼鈍板の焼鈍温度にともなう析出物の分布状態を示したものである. 810°C までの焼鈍温度では高い密度に存在した析出物が 840°C になると急激に溶解し始めて 900°C ではその大部分が溶解されたことがわかる. Photo. 2 で観察される大部分の析出物も EDS により (Fe, Ti)P と確認され, たまに Photo. 3 に見られるような Ti, Fe, Mn および S の X 線スペクトラムを示す析出物も存在していた. この Ti, Fe, Mn および S の X 線スペクトラムを示す析出物は高温析出物である Ti 系 Sulfide で, 一部の Ti のかわりに Fe あるいは Mn が置換されて固溶したもので, 熱延板にすでに粗大に析出していたものが 900°C の高温焼鈍でも溶解されず残存したものと判断される. 本研究では Photo. 2 で観察される析出物を全部 (Fe, Ti)P と仮定し, これら析出物による析出強化量を以下の方法より計算した.

GLADMAN ら<sup>8)</sup> は ASHBY<sup>9)</sup> が修正した Orowan モデルから HSLA 鋼の析出強化モデルを導き, このモデルはランダムに分散された析出物の間を転位が湾曲することを仮定して求めたものである. このモデルを用いて析出物による析出強化量,  $\sigma_{ppt}$  は次のように与えられる.

$$\sigma_{ppt}(\text{MPa}) = (5.9\sqrt{f}/\bar{x}) \ln(\bar{x}/2.5 \times 10^{-4}) \dots (1)$$

ここで  $\bar{x}$  は析出物の平均直径 ( $\mu\text{m}$ ),  $f$  は析出物の体積分率である. Photo. 2 から測定した  $\bar{x}$  および  $f$  を (1) 式に代入して得られた  $\sigma_{ppt}$  を Table 2 に示した. ここで  $\Delta\sigma_{ppt}$  は 780~900°C の焼鈍温度にて計算された析出強化量と 750°C にて計算された析出強化量との差に相当する. Photo. 2 と Table 2 から析出物の溶解が顕著に起こりはじめる温度である 840°C より低い温度範囲では温度上昇にともなう析出強化量の増加が小さいことがわかり, この温度範囲で (Fe, Ti)P の析出が継続的に起こっていることを示唆している. しかし 840°C 以上の温度では温度上昇にともなう析出強化量は大幅に減少している.

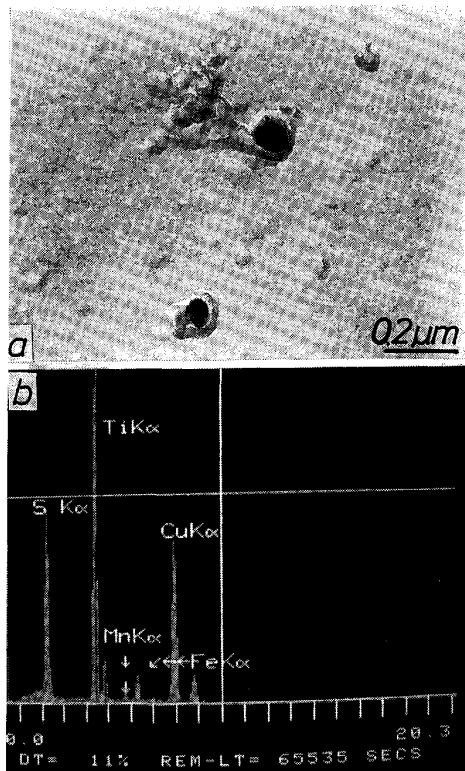


Photo. 3. Transmission electron micrograph of replica with particles extracted in specimen annealed at 900°C and its energy dispersive X-ray spectra.

Table 2. Calculated values of precipitation strengthening amount with annealing temperature.

Annealing temperature (°C)	$\bar{x}$ ( $\mu\text{m}$ )	$f$	$\sigma_{ppt}$ (MPa)	$\Delta\sigma_{ppt}$ (MPa)
750	0.045	0.01375	78.3	—
780	0.040	0.01220	81.1	2.80
810	0.046	0.01740	86.3	8.00
840	0.054	0.00890	54.3	-24.0
870	0.075	0.00573	33.3	-45.0
900	0.094	0.00024	5.7	-72.6

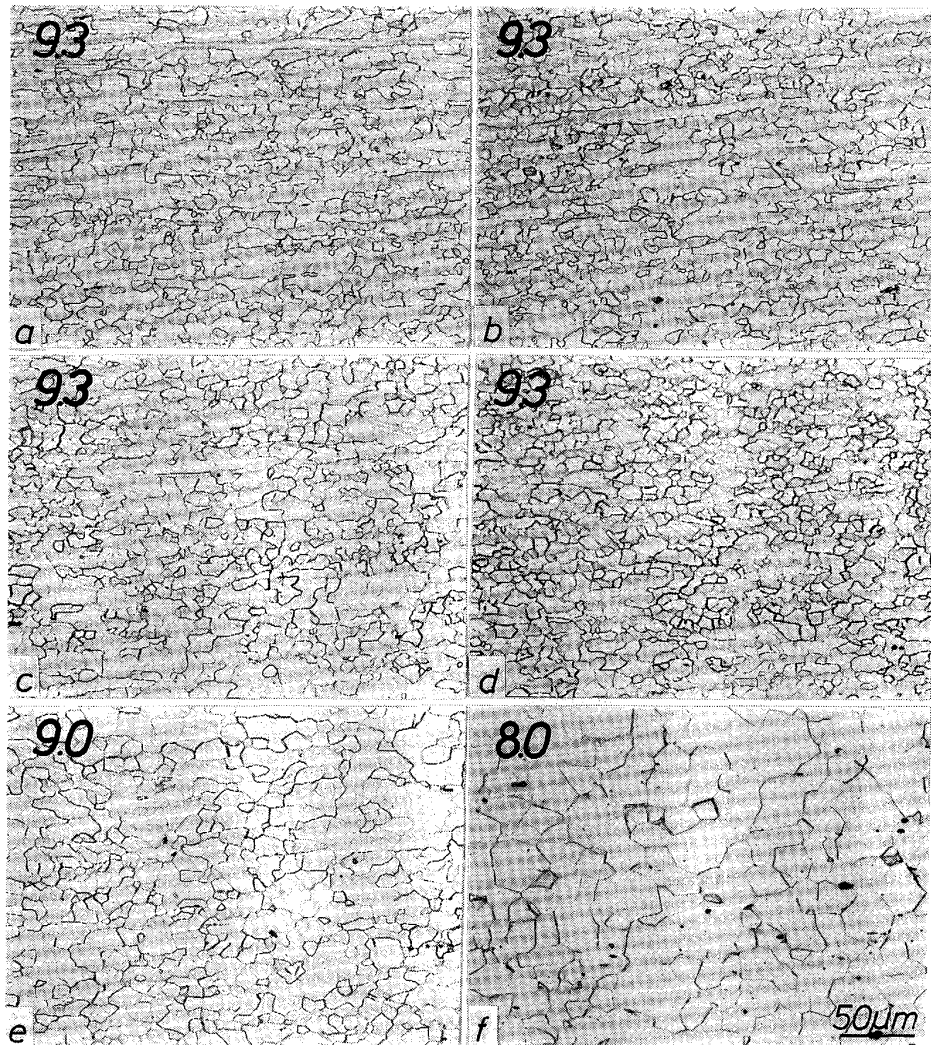


Photo. 4. Optical micrographs showing the microstructural change with annealing temperature : a ; 750°C, b ; 780°C, c ; 810°C, d ; 840°C and f ; 900°C. Number on each Photo. is ferrite grain size measured by ASTM E112-63.

Photo. 4 は焼鈍温度にともなうフェライト組織の変化と ASTM E112-63 に従って測定されたフェライトの結晶粒度の変化を示している。焼鈍温度が 750°C と低い場合は再結晶がほぼ完了されつつある段階であるが若干の変形組織の痕跡が観察され、このような現象は 780°C の焼鈍組織でも残存している。しかし焼鈍温度が 810°C 以上になると完全な再結晶が起こってきれいな微細組織を表し、このような高温にて再結晶が完了されることは炭窒化物形成元素が含まれている鋼で特別に現れる現象である。Photo. 4 からわかるもう一つの重要な結果は 840°C までの焼鈍温度ではフェライト結晶粒の成長が起こらないが 870°C 以上に温度が高くなると急に結晶粒成長が進行するという事実である。この結果は佐藤ら<sup>5)</sup> が説明した結晶粒成長による軟化効果が本実験

の場合 870°C 以上の高温ではじめて作用することを意味する。このようなフェライトの結晶粒成長による強度減少量、 $\Delta\sigma_{gs}$  は次の(2)式のようにある特定の温度  $T$  でのフェライト結晶粒の大きさを PETCH<sup>10)</sup> の式に代入して求めた  $\sigma_{gs}$  と 750°C でのそれとの差を求めることにより計算できる

$$\Delta\sigma_{gs} = k(d_T^{-1/2} - d_{750}^{-1/2}) \dots\dots\dots (2)$$

ここで  $k$  の値は MORRISON<sup>11)</sup> による  $k = 18.14 \text{ MPa/mm}^{-1/2}$  を用いた。(2)式から焼鈍温度が 750°C から 870°C および 900°C までの増加にともなう強度減少量  $\Delta\sigma_{gs}$  はそれぞれ 8.29 MPa と 29.40 MPa であった。以上で計算された焼鈍温度別  $\sigma_{ppt}$ ,  $\Delta\sigma_{ppt}$ ,  $\Delta\sigma_{gs}$  および  $\Delta\sigma_{ppt} + \Delta\sigma_{gs}$  の値と引張試験より得られた YS および  $\Delta YS$  を Table 3 に示す。焼鈍温度を 750°C から 780°C

Table 3. Comparison between calculated and measured yield strength increment with annealing temperature.

Annealing temperature (°C)	YS	$\Delta YS$	$\sigma_{ppt}$	$\Delta \sigma_{ppt}$	$\Delta \sigma_{gs}$	$\Delta \sigma_{ppt} + \Delta \sigma_{gs}$	$\Delta \sigma_{ppt} + \Delta \sigma_{gs} - \Delta YS$
750	269.70	—	78.3	—	—	—	—
780	252.05	-17.65	81.1	2.80	0	2.80	20.45
810	250.09	-19.61	86.3	8.00	0	8.00	27.61
840	246.16	-23.54	54.3	-24.0	0	-24.0	-0.46
870	225.57	-44.13	33.3	-45.0	-8.29	-53.29	-9.16
900	196.15	-73.55	5.7	-72.6	-29.40	-102.00	-28.45

unit : MPa

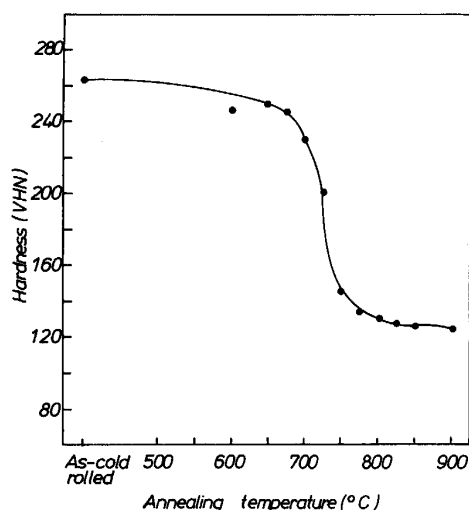


Fig. 2. Hardness variation with annealing temperature.

および 810°C に上昇させた時測定された YS の減少量はそれぞれ 17.65 MPa と 19.61 MPa であるが (1) 式と (2) 式より計算された  $\Delta \sigma_{ppt}$  と  $\Delta \sigma_{gs}$  との合計はむしろ 2.80 MPa と 8.0 MPa 増加される結果を示している。このような挙動は 810°C 以下の焼鈍温度での降伏強度に析出強化効果以外の他の強化機構が作用し、温度の増加に従って材質を軟化させていることを暗示している。しかし前述したようにこの温度領域では温度が増加しても結晶粒の成長は起こらないのみならず (Fe, Ti)P の密度も極めて微量に増加する程度であるので、固溶 P の減少による効果であると思えずこともむずかしい。この現象に対する理由は Photo. 4 と Fig. 2 から探すことができると思われる。750°C と 780°C で焼鈍された試料の微細組織は若干の変形組織の痕跡が残っているが、810°C では完全に再結晶された組織を示している。実際にはフェライトの結晶粒界による強化効果をとりのぞくために荷重を 50 g にして測定した Vickers 微小硬度値は 750°C で 145 を示したが焼鈍温度が 780°C および 810°C に増加するに従って硬度値はそれぞれ 135 と 128 に減少したことが Fig. 2 からわかる。このような焼鈍温度にともなう硬度値の減少は再結晶の進行による転位密度の減少に起因するものと思われ、これが 810°C 以

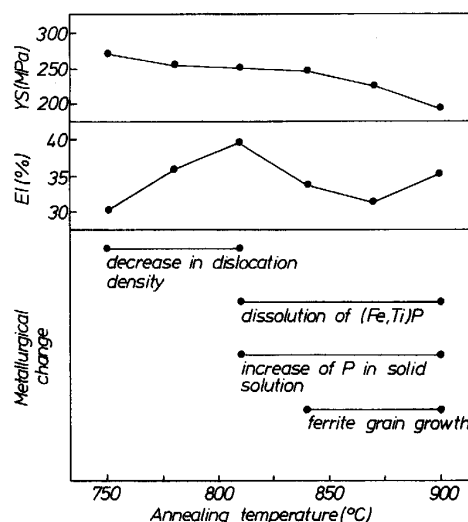


Fig. 3. Metallurgical change with annealing temperature.

下の温度域での温度増加による材質軟化の要因として作用したと考えられる。反面 840°C 以上の温度では  $\Delta YS$  の値が  $\Delta \sigma_{ppt}$  と  $\Delta \sigma_{gs}$  との合計より小さく、この差は焼鈍温度が上昇するほど増加する。これは 840°C 以上の焼鈍温度で (Fe, Ti)P の溶解が急激に進行し、その結果より増加された固溶 P による強化量に相当する。

一方、本研究で特異に現れる焼鈍温度にともなう伸びの変化は前述した種々の強化機構が複合的に作用したためであると思われる。焼鈍温度の変化にともなう強度、伸びの変化をわかりやすく説明するまとめの図を Fig. 3 に示す。810°C で最大値を示すのは転位密度の減少効果であり、870°C まで伸びの減少が見られるのは (Fe, Ti)P の溶解による軟化効果と結晶粒成長による軟化効果との合計よりも固溶 P 量の増加による伸びの劣化程度が大きいためであると思われる。しかしながら焼鈍温度が 900°C まで達すると再び伸びは増加するが、これは Photo. 4 からわかるようにフェライトの結晶粒成長が顕著に進行したことに起因したためであると思われる。しかし焼鈍温度にともなう伸びの変化に対してはもう一段深い研究が必要と思われる。

$\bar{r}$  値は焼鈍温度が増加するにともない 840°C までゆるやかに増加し、それ以上の温度では再び急激に増加す



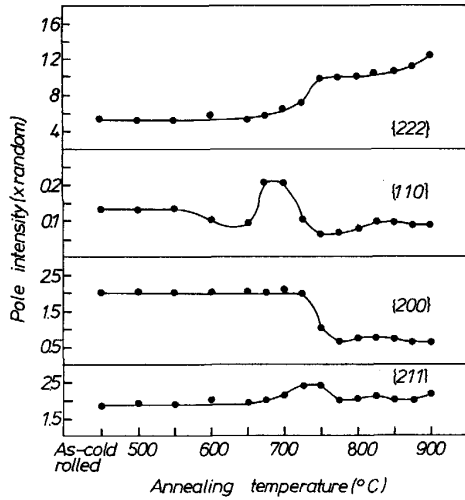


Fig. 4. Effect of annealing temperature on the pole intensity.

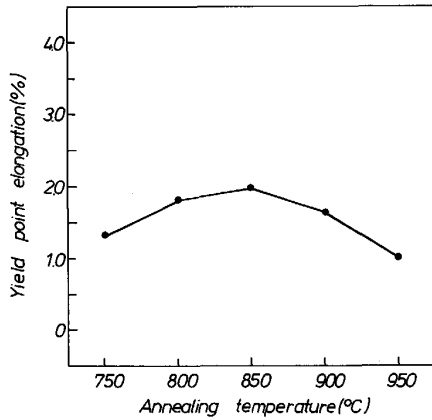


Fig. 5. Variation in yield point elongation with annealing temperature.

る様子を表し、この傾向は Fig. 4 の焼鈍温度にともなう積分強度の変化傾向とよく対応している。これは薄鋼板を  $\alpha + \gamma$  の二相域で焼鈍すると  $\{111\}$  方位のフェライト粒が他方位のフェライト粒よりオーステナイトへ変態しにくいという理論<sup>12)</sup>より説明できる。

### 3.2 Ti-P 添加超深絞り鋼における有効 Ti 量と時効指数

Ti あるいは Nb などの強力な炭窒化物形成元素を添加した超深絞り用高強度鋼においては固溶 C は Ti や Nb によって固定されるために IF 鋼あるいは Ti または Nb スタビライズド鋼と呼ばれる。Ti-IF 鋼にて C を固定するための有効 Ti 量、 $Ti^*$  は通常  $Ti^* = Total Ti - (48/14)N - (48/32)S$  の式より示されており<sup>13)14)</sup> 本研究にて使用された試料の  $Ti^*/C$  比を上式より計算すれば 3.23 であり固溶 C を固定するには十分な量であると思われる。しかし焼鈍されたすべての試料は焼鈍温

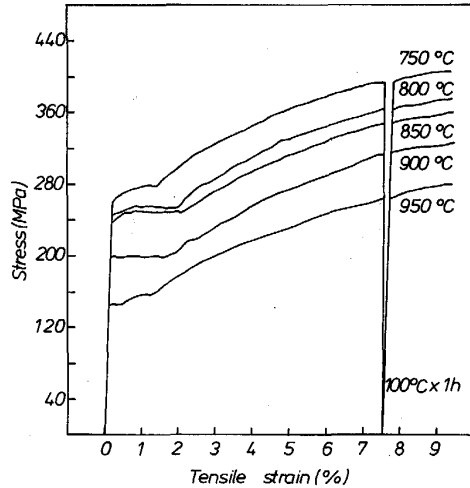


Fig. 6. Typical stress-strain curves with annealing temperature obtained in tensile test for measurement of ageing index.

度と無関係に 1~2% の降伏点伸び (Yield Point Elongation; YPE) を示していることが Fig. 5 から認められる。これは固溶 C が Ti によって全量固定されず焼鈍直後にも残存することを意味する。このように  $Ti^*/C$  比が 3.23 でも 1~2% の YPE が現れるのは P と Ti が共存するために惹起されたと思われる。Photo. 1 に示されるように熱延板に多量の (Fe, Ti)P が析出しており、これら (Fe, Ti)P は 810°C 以下の温度での焼鈍の際もっとも多量に析出したことが Photo. 2 からわかる。このように多量の (Fe, Ti)P が析出したことは C を固定するための有効 Ti 量の減少を意味し、このために 3.23 という高い  $Ti^*/C$  比にもかかわらず 1~2% の YPE が現れたものと思われる。実際、熱延板と焼鈍板の電子顕微鏡観察にて Ti-carbide と思われる析出物は観察されなかった。従って P と Ti が多量に共存する鋼における有効 Ti 量は (Fe, Ti)P の析出を考慮して

$$Ti^{**} = Total Ti - (48/14)N - (48/32)S - Ti as (Fe, Ti)P \dots\dots\dots (3)$$

式で表したほうが合理的であろうと思われる。このような (Fe, Ti)P の析出により有効 Ti 量が減少し、これにより固溶 C が残存することは Ti-P IF 鋼の  $\bar{r}$  値へも影響を与えると考えられる。

反面、焼鈍状態で 1~2% の YPE が現れたにもかかわらず 7.5% の予歪みを加えた後 100°C で 1h 人工時効させてから測定した AI は焼鈍温度と無関係に常に零であった。その典型的な応力-歪み曲線を Fig. 6 に示した。このような挙動は AI がゼロの場合に YPE が現れないという従来の研究結果とは大きな差を示している。

これは 1~2% の YPE に比べ付加された予歪みが 7.5% で大きいために 7.5% の予歪みによって新しく生ずる可動転位の数が 1~2% の YPE に相当する固溶 C 量に比べ多くなったことに起因されると思われる。

#### 4. 結 言

P と Ti を添加した極低炭素冷延鋼板の機械的性質の焼鈍温度依存性を調べた結果、次のことが明らかになった。

1) 今までは炭窒化物形成元素を添加した極低炭素冷延鋼板の焼鈍温度の上昇にともなう機械的性質の変化はフェライト結晶粒の成長効果と炭化物の溶解および炭化物の溶解による固溶 C 量の増加によって説明されてきたが、本研究では転位強化、P による固溶強化、(Fe, Ti)P の析出による析出強化およびフェライト結晶粒成長効果などの四つの強化機構が各温度領域で単独または複合的に作用することによるものと考えられる。

2) 750°C~810°C の温度範囲にて 30 s 連続焼鈍した冷延鋼板に存在する (Fe, Ti)P の析出物による析出強化量を Ashby-Orowan モデルから計算した結果、その大きさは約 80 MPa 程度で非常に大きい強化効果を表した。

3) P と Ti を共に含有した極低炭素冷延鋼板の有効 Ti 量は (Fe, Ti)P として析出される Ti 量を考慮して

$Ti^{**} = Total\ Ti - (48/14)N - (48/32)S - Ti\ as\ (Fe, Ti)P$  で表すのが合理的であろうと考えられる。

#### 文 献

- 1) 秋末 治, 山田輝昭, 上田 茂, 高階喜久男: 鉄と鋼, **68** (1982), p. 1388
- 2) 下村隆良, 小野 賢, 大沢紘一, 松藤和雄: 同上, p. 1228
- 3) 岡本篤樹, 高橋政司, 日野貴夫, 中居修二: 同上, p. 1369
- 4) 野村伸吾, 宮原征行, 袖鳥善之, 亀野克己, 川本国雄, 小久保一郎: 同上, p. 1284
- 5) 佐藤 進, 入江敏夫, 橋本 修: 同上, p. 1362
- 6) C. BRUN, P. PATOU and P. PARNIERE: *Metallurgy of Continuous-Annealed Sheet Steel*, ed. by B. L. BRAMFITT and P. L. MANGONON, Jr., TMS-AIME, Warrendale, PA (1982), p. 173
- 7) R. R. PRADHAN and E. D. MELCHER: *Mechanical Working and Steel Processing XVIII*, Iron and Steel Society of AIME, Warrendale, PA (1980), p. 34
- 8) T. GLADMAN, D. DALIEU and I. D. McIVOR: *Microalloying 75* (1976), p. 32 [Union Carbide Corp., New York]
- 9) M. F. ASHBY: *Oxide Dispersion Strengthening*, AIME, Warrendale, PA (1966), p. 61
- 10) N. J. PETCH: *J. Iron Steel Inst.*, **173** (1953), p. 25
- 11) W. E. MORRISON: *Trans. Am. Soc. Met.*, **59** (1966), p. 824
- 12) 橋本 修, 佐藤 進, 田中智夫: 鉄と鋼, **67** (1981), p. 799
- 13) T. IRIE, S. SATOH, A. YASUDA and O. HASHIMOTO: *Metallurgy of Continuous-Annealed Sheet Steel*, ed. by B. L. BRAMFITT and P. L. MANGONON, Jr., TMS-AIME, Warrendale, PA (1982), p. 155
- 14) S. SATOH, T. OBARA, M. NISHIDA and T. IRIE: *Technology of Continuously Annealed Cold-Rolled Sheet Steel*, ed. by R. PRADHAN, TMS-AIME, Warrendale, PA (1984), p. 151