

Fig. 4. Change of gradient between  $\lambda=0.1$  and  $\lambda=0.2$  with temper rolling reduction ratio.

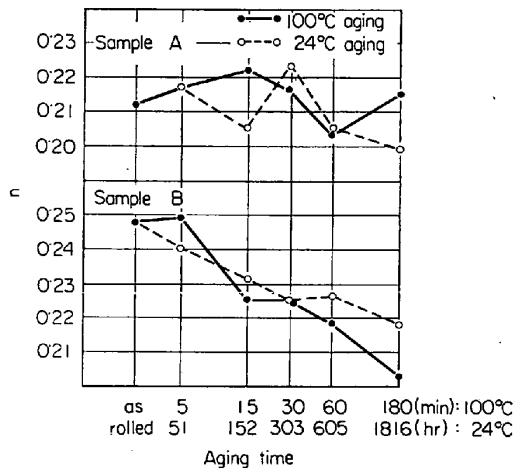


Fig. 5. Change of gradient between  $\lambda=0.1$  and  $\lambda=0.2$  with aging time.

化は、試料 B については Fig. 1 に示されているような  $\alpha$  による変化ときわめて類似した傾向を示し、試料 A では個々のカーブがかなり diffuse している。すなわち試料 A では圧延率によるカーブの変化が一様でなく、同一変形量に対応する応力も圧延率によつてかなり変動し、B にくらべると幅が大きくなっている。しかしいずれの試料でも Fig. 4 に示すように調質圧延率によつて  $n^{(nominal)}$  ( $\lambda=0.1 \sim 0.2$ ) は減少していく。以上述べたように試料 A, B では多少調質圧延感受性が異なり、B については予歪付与で説明できるような変化を示すが A では Fig. 1 のようにはならない。この原因は明らかではないが A と B ではカーバイドの存在状態、結晶粒度が異なっていることがその一因になっていると思われる。

3.2 歪時効による変化

上述の試料 A, B を約 1% の調質圧延率で圧下した後室温での自然時効および 100°C での人工時効をほどこした時の時効時間による  $\log \epsilon$  vs.  $\log \sigma$  の関係の変化を調べた。いずれの試料においても同一変形量に対する応力は時効条件の進行にともなつて上昇し Fig. 3 に示し

たような  $\beta$  による塑性カーブの変化に類似した変化を示す。Fig. 5 におのおののカーブの  $n^{(nominal)}$  ( $\lambda=0.1 \sim 0.2$ ) を求め時効によつてこれがどのように変化するかを示す。100°C および 24°C の対応する時効時間は HUNDY の式<sup>4)</sup>によつて等価になるように求めた値である。これによると試料 A では  $n^{(nominal)}$  ( $\lambda=0.1 \sim 0.2$ ) がパラッキは大きいが時効によつてはあまり変化がなく、試料 B では時効により漸減することがわかる。このように試料 A, B では調質圧延に対するのと同様、歪時効によつても塑性カーブの変化は異なつた挙動を示す。なお歪時効により生ずる窒化物、炭化物などの析出物が塑性変形によつて分解するためにみられるといわれている  $\log \epsilon$  vs.  $\log \sigma$  カーブ上の折れ点 (knee point)<sup>5)</sup> は今回の実験ではみられなかつた。

4. 結 言

通常の加工硬化指数  $n^{(nominal)}$  は塑性カーブが全く変化していない場合でも、応力軸歪軸に対する平行移動によつてみかけ上変化しうる。したがつてこれに対する補正を考える必要がある。また実際の冷延鋼板について調質圧延、歪時効による塑性カーブの変化を調べたところリムド冷延鋼板およびそれをオープンコイル焼鈍炉で湿水素処理をほどこし脱炭、脱窒したものでは、後者のほうがより論理的に予測される変化に近い変化を示す。

文 献

- 1) 周藤: 塑性と加工, 4 (1963) 10, p. 611
- 2) 松藤, 松本: 塑性と加工, 5 (1964) 2, p. 113
- 3) 強度データブック, (1962), p. 249, [裳華房]
- 4) B. B. HUNDY: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 178 (1954), p. 34
- 5) Å TOSEFSSON and B. BACKSTRÖM: Iron & Steel, 39 (1966) 2, p. 43

(184) 応力-歪曲線の近似法について  
(鋼板の応力-歪曲線に関する考察—II)

川崎製鉄千葉製鉄所

工博 神崎 文暁・中川吉左衛門  
佐々木 徹・野原 清彦

Stress-Strain Curve Fitting of Steel Sheet  
(Studies on the stress-strain curve of steel sheet—II)

Dr. Fumiaki KANZAKI, Kichizaemon NAKAGAWA,  
Tohru SASAKI and Kiyohiko NOHARA

1. 緒 言

金属材料を塑性変形させた場合の応力-歪曲線 (塑性カーブ) を近似的にあらわす実験式は、これまで種々提唱されている。たとえば  $\sigma = a + C\epsilon^n$  [Ludwick],  $\sigma = b(\epsilon_0 + \epsilon)^n$  [Swift],  $\sigma = a + b(1 - e^{-C\epsilon})$  [Vocè],  $\epsilon = (\sigma/E) + \{(\sigma - \sigma_0)/F\}^{1/n}$  [Ramberg] その他があり、歪の小さい領域については  $\sigma = Y \tanh(E\epsilon/Y)$  [Prager] の式がある (ここに  $\sigma$ : 真応力,  $\epsilon$ : 真歪,  $a, C, n, b, \epsilon_0, \sigma_0, Y$ : const.,  $E$ : 弾性係数,  $F$ : 塑性係数)<sup>1)2)</sup>。鋼板については実際上取扱いに便利な  $n$  乗硬化特性式  $\sigma = C\epsilon^n$  が一般に用いられ、 $n$  を加工硬化指数と称してプレス加工性

をあらわす試験値として従来より用いてきた。ところで鋼板の塑性カーブを変化せしめる要因としては調質圧延・レベラー加工などの前歪、時効の程度、結晶粒度の大小および板厚内分布、成分元素または析出物の種類・量・存在形態、引張方向、歪速度、温度、集合組織、試験片形状、表面異相など種々なものが考えられる。この塑性カーブの変化に伴って上記  $n$  乗硬化式を用いたのでは近似性ははなはだ劣化することがあり、またこの式は一般に歪の小さい領域においては近似性が不十分である。そこで応力軸、歪軸の移動を可能ならしめた  $\sigma - \beta = C'(\epsilon - \alpha)^{n'}$  ( $\epsilon - \alpha$ ) $^{n'}$  ( $n', C', \alpha, \beta$ : const.) の形の近似式の近似性ならびに定数の変化を冷延鋼板を用いて、調質圧延による前歪および時効処理の程度を例にとり、 $\sigma = C\epsilon^n$  式とともに比較検討した<sup>3)</sup>。

2. 計算の方法

実際の塑性カーブから手計算で  $n', C', \alpha, \beta$  を決定することは不可能である。 $\beta$  をパラメータとして上式から 3 元連立方程式を立てて  $n', C', \alpha$  を求めるのも困難である。しかしこの場合は図式解法によるか<sup>4)</sup>、もしくは第 1 報に述べた方法<sup>3)</sup>、定数を求めることはできる。けれども、いずれの方法によっても手続きが煩雑であり、種々の塑性カーブに対して ( $\sigma, \epsilon$ ) の選び方の影響をうけるから一義的に解を求めにくい、近似性の程度を検証するのも面倒で実用的でない。そこで電子計算機を使用して計算をおこなった。すなわち、 $\beta$  をパラメータとして、ある ( $n', C', \alpha$ ) を上式に入れて計算した  $\sigma_d$  と原データの  $\sigma_i$  とから求めた分散  $D = (1/n) \sum (\sigma_i - \sigma_d)^2$  を最小にするような  $n', C', \alpha$  を 2 分法による逐次近似計算をおこなって求めた。フローチャートを Fig. 1 に示す。このように 2 分法によつてステップ数をいくつかにわけて逐次近似をおこなえば、はじめから最小刻みの格子点の数だけ  $D$  を計算するより計算時間が大幅に短縮され、実用的である。この場合解の一義性が保証されている必要があるが、予備計算の結果、原データの読取り誤差範囲内で同一解が得られることを確かめている。読込みデータの与え方は、引張試験における荷重 ( $P$ )—伸 ( $\lambda$ ) 線図において弾性限または降伏点伸の終了点から  $\lambda = 0.35$  までの各  $\lambda$  (刻み  $\Delta\lambda = 0.01$ ) に対応する  $P$  を読みとつて与えた。原チャートの  $P$  軸は  $5 \text{ kg} = 1 \text{ mm}$ 、 $\lambda$  軸は  $0.01 \text{ mm}$  である。

3. 調質圧延率の塑性カーブ近似への影響

低炭素リムド鋼板に湿水素処理をほどこして脱炭脱窒した板厚  $0.8 \text{ mm}$  の冷延鋼板 ( $C = 0.003 \text{ wt\%}$ ,  $Mn = 0.34 \text{ wt\%}$ ,  $P = 0.010 \text{ wt\%}$ ,  $S = 0.17 \text{ wt\%}$ ,  $D_2 = 0.031 \text{ wt\%}$ ,  $N = 0.0007 \text{ wt\%}$ ) について調質圧延率を  $0, 0.3, 1.0, 1.5, 2.2, 3.5\%$  の 6 段階に変化せしめた場合の近似計算の結果を示す。

Fig. 2 に各調質圧延率に対する定数  $D, n', C', \alpha$  の変化を示した。同時に通常の  $n$  乗硬化式  $\sigma = C\epsilon^n$  を使用したばあいの定数の変化をも示した ( $\beta$  は実質的に近似性の程度に影響をおよぼさなかつた)。軸の移動を可能ならしめる

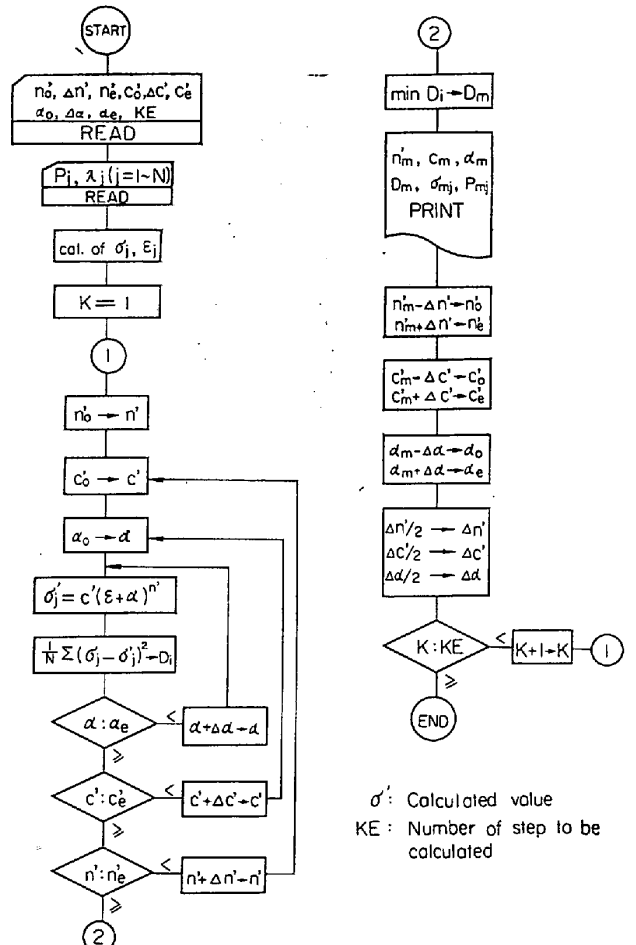


Fig. 1. Flow chart for solving  $\sigma - \beta = C'(\epsilon - \alpha)^{n'}$  by the digital computer.

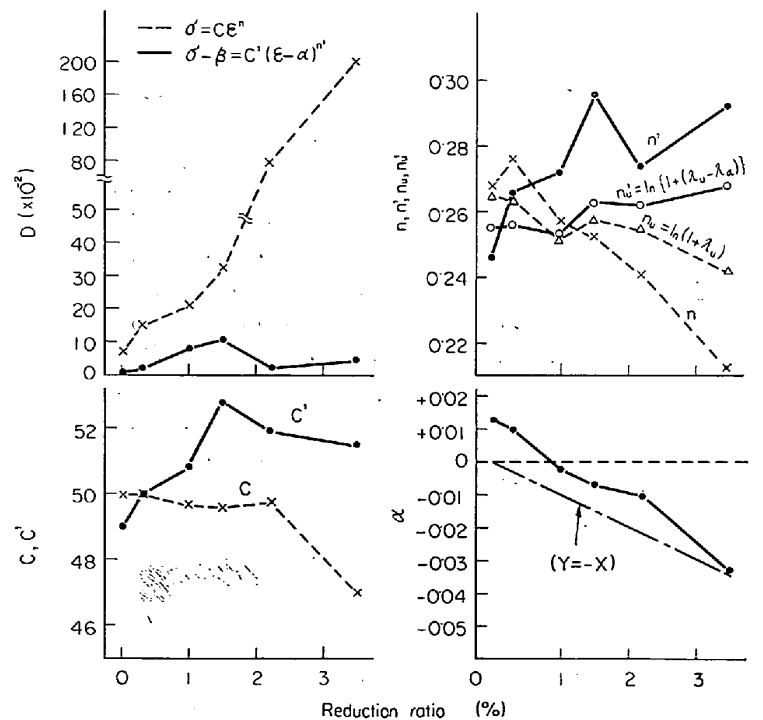


Fig. 2. Change of parameters both in  $\sigma = C\epsilon^n$  and  $\sigma - \beta = C'(\epsilon - \alpha)^{n'}$  with temper rolling reduction.

ことによつて塑性カーブの近似性が格段に向上していることが分散  $D$  を比較することによつて明らかに示されている。特に SK% が大なる場合にその効果は顕著である。しかし SK% で 1.0 および 1.5% の場合の近似性は  $\alpha$ ,  $\beta$  補正をおこなつてもまだ十分ではない。SK%

$n, n'$  との値の変化をみると、 $n$  値は SK% の増加につれてかなり急激に減少する。しかるに  $n'$  の値は SK% の増加につれて微増している。近似の精度からいつて、 $n$  の変化の傾向より  $n'$  の変化の傾向の方が信頼度が高いと考えられるので、通常のいわゆる加工硬化指数  $n$  値の調質圧延率による変化はみかけだけのものすぎないといえよう。また一様伸びから求めた  $n, n'$  の値をそれぞれ  $n_u, n'_u$  として同様に図示したが、このばあいも SK% の増加につれて  $n_u$  は減少し、 $n'_u$  は増加している。ただ、その程度は  $n, n'$  値のばあいほど顕著でない。SK% と  $\alpha$  の関係は図のように右下りであり、だいたい引張歪と等価の傾向を示しているが、仔細にみれば前述のように SK=1.0~1.5% における近似が劣化することからいつても単純なものではない。

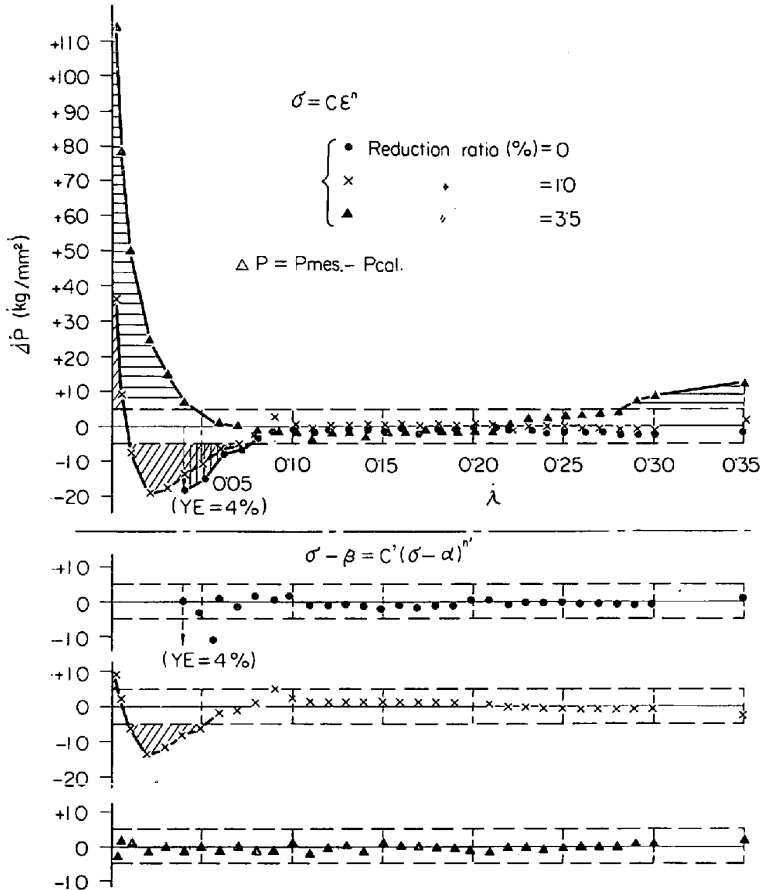


Fig. 3. Relation between nominal strain  $\lambda$  and difference of load between measured and calculated values  $\Delta P$  with temper rolling reduction ratio.

Fig. 3 には SK=0, 1.0, 3.5% の場合の各歪に対する近似性の変化の様子を  $\sigma = C\epsilon^n$  近似および  $\sigma - \beta = C'(\epsilon - \alpha)^{n'}$  近似について具体的に示した。これから  $\alpha, \beta$  補正をおこなうことにより近似性が全歪域にわたつて格段に向上することがわかる。

以上の結果の物理的な意味は推察の域を出ないが、 $n'$  値の変化についてみると、調質圧延によつてリューダース帯の本数が変わつたり、板厚方向における転位の配列や転位間の相互作用が変化し、本質的に加工硬化現象に影響がおよんで  $n'$  値を変化せしめていると考えられる<sup>56)</sup>。

#### 4. 時効処理の塑性カーブ近似への影響

前節の試料を約 1% の調質圧延率で圧下したのち 100°C × 30 min および 100°C × 180 min の人工時効処理をほどこした場合の近似計算の結果を示す。

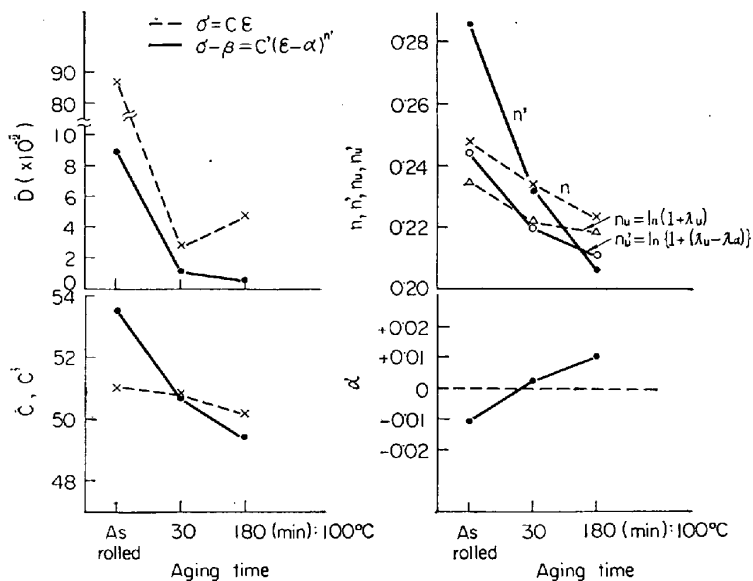


Fig. 4. Change of parameters both in  $\sigma = C\epsilon^n$  and  $\sigma - \beta = C'(\epsilon - \alpha)^{n'}$  with aging time.

Fig. 4 に各時効処理段階における定数  $D, n', C', \alpha$  の変化を示した。同時に通常の  $n$  乗硬化式  $\sigma = C\epsilon^n$  を使用した場合の定数の変化をも示した。(  $\beta$  の変化は便宜的に  $\alpha$  の変化でも近似しうるので、この場合も  $\alpha$  を変化せしめた。そのとき  $\beta$  を変化させても、近似性はあまり変わらなかつた) 軸の移動を可能ならしめることによつて塑性カーブの近似性が格段に向上していることが、分散  $D$  を比較することによつて、この場合も明らかに示されている。特に調質圧延をほどこしたままの試料および時効処理の程度がかなり進行した場合にその効果は顕著である。ただし調質圧延 (圧下率は約 1%) をほどこしたままの試料については  $\sigma - \beta = C'(\epsilon - \alpha)^{n'}$  近似をおこなつても  $D$  の絶対値はやや大きく、近似の精度が十分でないことは (特に低塑性歪域において) 前節の SK=1.0~1.5% の場合と同様である。これは近似性の問題だけではなく、物性論的な原因が存在していることを示唆しているのかもしれない。時効の程度  $n, n'$  値の変化をみると、時効が進むにつれて  $n, n'$  値とも減少するが、 $n'$  値のほうがより急速に減

少しており、これは前節の調質圧延の場合と大いに異なる場所である。また一様伸から求めた  $n$ ,  $n'$  の値をそれぞれ  $n_u$ ,  $n'_u$  とし同様に図示したが、この場合も時効が進むにつれて  $n_u$ ,  $n'_u$  とも減少するが、 $n'_u$  のほうがより急速に減少している。ただ、その程度は  $n$ ,  $n'$  値の場合ほど顕著でない。これらの事実は時効処理によって鋼板の加工硬化挙動が本質的に影響を受けていることを示唆している。おそらく、時効処理によって生じた析出物が塑性変形過程における転位の運動に対して、調質圧延によって生ずる内部組織とは、おそらく異なつた影響をおよぼしているのであろうと考える。 $\alpha$  の値は時効の程度が進むにつれて  $\ominus \rightarrow \oplus$  に変化してゆく。なお各歪に対する近似生の変化の様子を  $\sigma = Ce^n$  近似および  $\sigma - \beta = C'(\epsilon - \alpha)^{n'}$  近似について Fig. 3 と同様の図をかいてみると  $\alpha$ ,  $\beta$  補正をおこなうことにより全歪域にわたつて近似性が格段に向上していることがわかる。

### 5. 結 言

湿水素処理をほどこして脱炭脱窒した低炭素リムド冷延鋼板の応力-歪曲線を通常の  $n$  乗硬化式  $\sigma = Ce^n$  およびこれに応力軸、歪軸の移動を可能ならしめた  $\sigma - \beta = C'(\epsilon - \alpha)^{n'}$  式を用いて、調質圧延率の変化および時効処理の程度を例にとり、近似性を比較検討した結果を要約すると (1)  $\sigma - \beta = C'(\epsilon - \alpha)^{n'}$  の定数を決定するのに電子計算機を利用することにより必要十分な精度で近似計算を実用的に遂行することができる。(2)  $\alpha$ ,  $\beta$  補正をおこなうことにより応力-歪曲線の近似性を全歪域にわたつて格段に向上させることができる。(3) しかし 1% 程度調質圧延をほどこしたままの材料の近似性は  $\alpha$ ,  $\beta$  補正をおこなつても十分ではない。(4) 調質圧延率の増加につれて  $n$  値は減少し、 $n'$  値は逆に微増する。また圧延率の増加につれて  $C'$  は増す傾向があり、 $\alpha$  は  $\oplus \rightarrow \ominus$  へと変化する。(5) 時効処理の程度が進むにつれて  $n$  値は減少し、 $n'$  値は  $n$  値より急速に減少する。また  $C'$  も減少する傾向があり、 $\alpha$  は  $\ominus \rightarrow \oplus$  へと変化する。(6) 以上のごとき近似性の精度および各定数の変化は微視的には転位論的な加工硬化現象との、また巨視的にはプレス加工性との関連においてさらに検討を加えなければならないと考える。

### 文 献

- 1) 山田: 塑性力学, (1965), p. 9 [日刊工業新聞社]
- 2) R. HILL, 山田ら訳: 塑性学, (1954), p. 11 [培風館]
- 3) 神崎, 中川, 佐々木, 野原: 鉄と鋼, [本報告と同時掲載]
- 4) 強度データブック, (1962), p. 249, [裳華房]
- 5) P. R. SWANN: Acta Met., 14 (1966), p. 900
- 6) C. FENG and I. R. KRAMER: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 233 (1965), p. 1467

## (190) 13%Cr ステンレス鋼の熱間加工性

日本鋼管技術研究所

耳野 亨・木下 和久

○服部 圭助・松下 昭義

Hot Workability of 13%Cr Stainless Steel

Tooru MIMINO, Kazuhisa KINOSHITA

Keisuke HATTORI and Akiyoshi MATSUSHITA

### 1. 緒 言

13% Cr ステンレス鋼鋼管は JIS 規格 SUS21TB として規定されている。この鋼種は、熱間加工時に  $\delta$  フェライト相 (以下  $\delta$  相) が出現することがあり、特にマンネスマン穿孔時には、管内面傷発生の主たる原因となっている。

本編では  $\delta$  相と熱間加工性の関係を、SUS21TB を中心とした化学成分変化によって追求した。

### 2. 実験方法

供試材の化学成分は、熱間で組織変化 ( $\delta$  相変化) を与えるために、主として C と Cr を変化させ、Si, Mn, P, S, Al, N は一定となるように調整した。溶解は 50 kg 高周波誘導炉で行ない、ある一定 C 量のチャージを Cr 量を変えて 4 個の 10 kg 鑄型に注ぎ分けた。総数で 9 チャージの溶解を行ない、化学成分の異なる 10 kg 鋼塊を 36 コ造つた。これらの化学成分を Table 1 に示す。

これらの鋼塊を 25 mm  $\phi$  棒に鍛造後、焼戻しのために 750°C に 30 min 間保持後空冷し、それぞれ熱間振り試験片と、組織観察用試験片を切出した。

組織観察用試験片: 10 × 10 × 20 (mm)

熱間振り試験片 (平行部): 10  $\phi$  × 50 (mm)

組織観察実験は、上記試験片を 900°C - 1300°C 間 50°C おきにそれぞれ 20 min 間保持後水焼入れを行ない、 $\delta$  フェライト量 (面積率) を測定した。これは熱間加工前の組織を観察する目的で行なつた。実験的に熱間加工性を判断するために熱間振り試験を行なつた。試験はやは

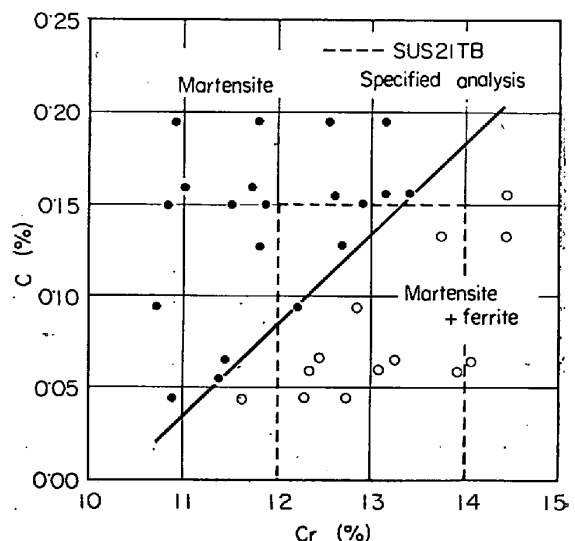


Fig. 1. Phase diagram of 13%Cr stainless steel. (Water quenched from 1050°C)