

© 1988 ISIJ

論 文

# 準安定 16-10 ステンレス鋼の結晶粒超微細化による強化

高木 節雄\*・谷本 征司\*<sup>2</sup>・富村 宏紀\*<sup>3</sup>・徳永 洋一\*

## Strengthening of Metastable 16-10 Austenitic Stainless Steel by Ultra Grain Refining

Setsuo TAKAKI, Seiji TANIMOTO, Kouki TOMIMURA and Youichi TOKUNAGA

### Synopsis :

The behavior of reversion from deformation induced martensite to austenite and the mechanical properties of specimens containing reversed austenite were investigated using a 15.6%Cr-9.8%Ni steel by means of transmission electron microscopy, magnetic analysis and tensile testing. Martensite content of specimens was controlled by cold rolling, and salt bath was used for reversion treatment. The results are as follows :

(1) In case of 0.6 ks isochronic annealing, martensite content of specimens decreases abruptly in the temperature range from 800 K to 900 K as the result of reversion to austenite and the temperature range where reversion occurs is not affected by the cold working before annealing.

(2) The 0.2% proof stress of specimens containing work hardened austenite and reversed austenite is dependent on the volume fraction and the strength of each phase.

(3) Additional cold rolling of deformation induced martensite is very effective for grain refining of reversed austenite formed by the following 873 K-0.6 ks annealing, resulting in increase of 0.2% proof stress. A specimen, for example, with 93% cold rolling prior to the reversion treatment has an ultra fine austenitic structure with the mean grain size of 0.5  $\mu\text{m}$  giving a high 0.2% proof stress of about 0.7 GPa.

**Key words :** austenitic stainless steel ; deformation induced transformation ; lath martensite ; reversion ; ultra fine grain structure ; 0.2% proof stress ; Hall-Petch equation.

## 1. 緒 言

マルテンサイト ( $\alpha'$ ) を冷間で加工してオーステナイト ( $\gamma$ ) へ逆変態させると、加工を施さない場合よりも、 $\gamma$  粒が微細になる<sup>1)~5)</sup> ことは、すでに多くの研究により明らかにされている。また準安定  $\gamma$  鋼についても、加工誘起  $\alpha'$  が逆変態して形成される  $\gamma$  は、未変態の  $\gamma$  が再結晶したものより粒が微細になる<sup>6)</sup> ことも指摘されており、 $\alpha'$  の逆変態は  $\gamma$  粒を微細化する有効な方法と考えられる。

著者らは、準安定  $\gamma$  系ステンレス鋼の結晶粒を 1  $\mu\text{m}$  以下に超微細化することを目的として、冷延で多量の  $\alpha'$  を導入したのち、できる限り低温で  $\gamma$  へ逆変態させる加工熱処理法を提案し、ステンレス鋼の基本成分である Fe-Cr-Ni 3 元合金について、加工誘起  $\gamma \rightarrow \alpha'$  変態や  $\alpha' \rightarrow \gamma$  逆変態に及ぼす Cr と Ni 量の影響を前報<sup>7)</sup> で

† Ni と Cr は、各元素の含有量 (質量%) を意味する。

報告した。その結果、(1) Ni 当量 ( $\text{Ni}+0.35\text{Cr}$ )<sup>†</sup> が 16.0% 以下の合金では、90% の冷延で  $\gamma$  のほとんどが  $\alpha'$  へ変態し、残留  $\gamma$  は 10% 以下となる。(2) Cr 当量 ( $\text{Cr}-1.2\text{Ni}$ ) が 4.0% 以下の合金では、873 K-0.6 ks の逆変態焼鈍で残留する  $\alpha'$  の量は 10% 以下に低減し、かつ (3) Ni 当量 ( $\text{Ni}+0.65\text{Cr}$ ) が 19.7% 以上の合金では、逆変態  $\gamma$  の  $M_s$  点が室温以下になることを確認した。

本研究は、上述の成分条件を満足する 15.6% Cr-9.8% Ni ステンレス鋼を用いて、逆変態  $\gamma$  を含む試料の組織と機械的性質の関係を明らかにしようとするものである。

## 2. 実験方法

### 2.1 供試材および熱処理

電解鉄、電解ニッケルおよび金属クロムを配合し、Table 1 に示すような低炭素、低窒素の Cr-Ni 鋼を真空溶解で得た。鋼塊は、1523 K-18 ks の均質化焼鈍後、

昭和 60 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 62 年 6 月 15 日受付 (Received June 15, 1987)

\* 九州大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Kyushu University 6-10-1 Hakozaki Higashi-ku Fukuoka 812)

\*<sup>2</sup> 住友金属工業(株)鋼管製造所 (Steel Tube Works, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

\*<sup>3</sup> 九州大学工学部 (Faculty of Engineering, Kyushu University)

Table 1. Chemical composition of steels used (mass %).

Steels	Cr	Ni	Others
16-10	15.59	9.82	C <0.005 N <0.005
19-13	18.82	13.10	Si <0.1 Mn <0.1

1 323K で熱延し，さらに所定の寸法まで冷延したのち，1 373K-1.8 ks の溶体化処理後空冷して各種試験に供した。

熱処理は，塩浴炉を用いて行った。設定温度に達するまでの時間は，組織定量用試料や電顕観察用試料では 2s，引張試験片では 4s 程度である。焼鈍したあとは空冷して各種試験に供した。

### 2.2 組織の定量

試料中の  $\alpha'$  量は，前報<sup>7)</sup>と同様な方法で，4×1×30 mm の板材を 2~4 枚重ね合わせた試験片の飽和磁化の値から算出した。なお，逆変態  $\gamma$  の量は，冷延材と焼鈍材で  $\alpha'$  量を求め，その減少量とした。また，本供試材では，焼鈍後の冷却中に  $\gamma \rightarrow \alpha'$  変態が起こらないことも確認している。

### 2.3 組織観察と粒径の測定

組織は，1 000 kV の超高压電顕を用いて観察した。観察用試料は，硫酸 20%，エチルアルコール 40%，メチルアルコール 40% の電解液を用い，ジェット研磨法により作製した。

$\gamma$  粒径は，まず電顕写真を ASTM で規定されている 100 倍での標準組織と比較して仮の粒径を決定したのち，電顕写真の倍率に換算して求めた。粒が不均一な組織については，5~10 枚の写真について同様な測定を行い，最大値，最小値および平均値を求めた。また，電顕で観察できない程度に粗大化した粒については，りん酸クロム酸溶液中で電解腐食した試料を光顕で観察し，同様な比較法により粒径を決定した。

### 2.4 引張試験

引張試験は，厚さ 0.7 mm，平行部の幅 6 mm，長さ 35 mm の平板試験片を用い，インストロン型試験機によりクロスヘッド速度 0.02 mm/s で行った。0.2% 耐力は，標点間距離 20 mm の伸び計を試験片の平行部に装置して得た荷重-変位曲線より求めた。伸びは，付き合わせ法により破断伸びで評価した。

## 3. 実験結果および考察

### 3.1 加工誘起マルテンサイト変態

Fig. 1 は 15.6% Cr-9.8% Ni 鋼の冷延による加工率

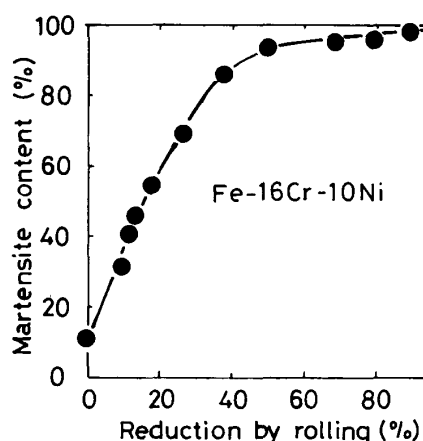


Fig. 1. Relation between reduction by cold rolling and deformation induced martensite content.



Photo. 1. Transmission electron micrograph of a 15.6%Cr-9.8%Ni stainless steel with 16% cold rolling. Showing lath martensite induced by cold rolling.

と誘起される  $\alpha'$  量の関係を示す。本鋼の  $M_s$  点は室温より若干高いため，加工する前から少量の  $\alpha'$  が存在する。これを加工すると，初期の段階で  $\alpha'$  量の急激な増加が起こり，50% までの加工で  $\gamma$  の 90% 以上が  $\alpha'$  へ変態してしまう。そしてそれ以上の加工では， $\alpha'$  量はほぼ飽和している。つまり，約 50% の加工率を境界として，低加工率側では  $\gamma$  の変形と  $\alpha'$  への変態が，そして高加工率側ではほぼ飽和した  $\alpha'$  の変形が主に起こっていることになる。

Photo. 1 は，16% 冷延した 16-10 鋼の電顕組織を示す。試料全体としては加工を受けた  $\gamma$  ( $\gamma_c$  とする) が 50% 程度残留しているが，写真は bcc 構造の回折パター

ンが得られた  $\alpha'$  に対応する場所を示している。幅 0.2 ~ 0.5  $\mu\text{m}$  のラスが集まってブロックを形成する、いわゆるラスマルテンサイトの特徴を呈していることがわかる。光顕では、このようなブロックは幅数  $\mu\text{m}$ 、長さ 10 ~ 20  $\mu\text{m}$  の針状組織として観察され<sup>8)</sup>、その形態は、ブロックやパッケージが発達した Ni マルエージング鋼のラスマルテンサイト<sup>9)</sup>とは大きく異なっている。

### 3.2 加工誘起マルテンサイトの逆変態

Fig. 2 は、あらかじめ 12~90% の冷間加工を施して加工誘起  $\alpha'$  の量を調節した試料を、種々の温度で 0.6 ks 焼鈍したときの  $\alpha'$  量の変化を示す。加工率が高い試料ほどより低温側から  $\alpha'$  量が減少する傾向にあるようであるが、 $\gamma$  単相となる温度はすべて 900 K 付近にあり、800~900 K で顕著に起こる  $\alpha'$  量の減少挙動には、加工の影響はほとんど見られない。とくに、45% 冷延材と 90% 冷延材を比較すると、後者の  $\alpha'$  はかなりの強加工を受けているにもかかわらず、 $\alpha'$  量の減少挙動にほとんど差異がないことは注目すべきである。従来、 $\alpha' \rightarrow \gamma$  逆変態が、拡散を伴わないせん断型機構で起こる Ni マルエージング鋼<sup>10)</sup> や高 Ni 鋼<sup>11)</sup> については、 $\alpha'$  を加工しても  $\alpha' \rightarrow \gamma$  逆変態挙動にはその影響が顕著には現れないことがわかっており、Fig. 2 の結果は、本鋼でもせん断型逆変態が起こっていることを示唆している。逆変態機構については、次報<sup>8)</sup> で詳細に検討する。また、1000 K 以下の温度で焼鈍した試料については、 $\alpha'$  が逆変態して形成された  $\gamma$  ( $\gamma_R$  とする) の  $M_s$  点は室温以下にあることも確認している。 $\gamma \rightarrow \alpha'$  変態には  $\gamma$  粒径が大きく影響することが指摘されており<sup>12)13)</sup>、著者らも本研究で用いた鋼と同一成分の鋼を用いて、 $\gamma$  粒径が 2  $\mu\text{m}$  以下まで微細化すると、77 K まで冷却しても  $\alpha'$  がほとんど形成されない程度に  $\gamma$  相が安定化する<sup>14)</sup> ことを確認している。

Photo. 2 は、種々の加工率で冷延後 873 K で 0.6 ks 焼鈍した 16-10 鋼の電顕組織を示す。873 K の温度は、前掲 Fig. 2 からわかるように、焼鈍された状態の  $\alpha'$  ( $\alpha'_T$  とする) がわずかに残留する温度であり、 $\alpha'_T$  については、 $\gamma_R$  の粒成長を抑制する効果が期待できる。Photo. 2 中に、参考までに各試料中の相比を示すが、電顕では微小領域を観察しているため、写真で示した場所の相比が、必ずしもこれに等しいとは限らない。16% 冷延材の写真 (a) では、それぞれ  $\alpha'_T$ 、 $\gamma_R$ 、 $\gamma_C$  と思われる場所を示している。 $\alpha'_T$  と  $\gamma$  は、電子線回折により識別した。 $\gamma_R$  については、旧  $\alpha'$  ブロックの痕跡が認められ、ブロック壁に縁取られるような形で  $\alpha'_T$  のラスの方向と平行に形成されている。また、粒内には

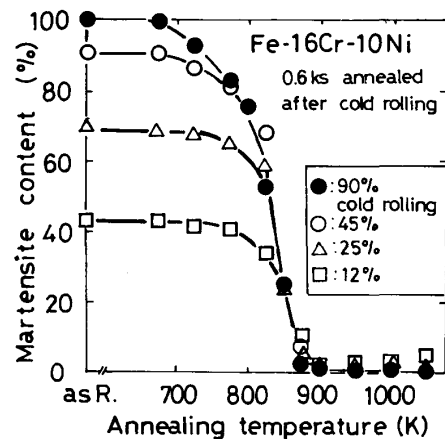


Fig. 2. Changes in martensite content as a function of annealing temperature. Martensite content was previously controlled by cold rolling in several reduction.

ほとんど転位が存在せず、干渉縞が観察されることも特徴の一つである。このような干渉縞は、 $\alpha' \rightarrow \gamma$  逆変態が拡散を伴った核形成・成長型機構で起こるか、または、せん断型機構で形成された  $\gamma_R$  をある程度の時間焼鈍した場合に  $\gamma$  粒内に観察されるが、本鋼では後者に相当する<sup>8)</sup>。また、写真中に  $\gamma_C$  で示した場所については、fcc 構造の回折パターンが得られ、かつ内部にかなり高密度の転位が依然として残存していること、および旧  $\alpha'$  の痕跡が全く認められず、形態も  $\gamma_R$  で示した場所とは大きく異なっていることなどから、 $\gamma_C$  に対応すると言える。一方、加工率が 51% の写真 (b) では、組織はほとんど  $\gamma_R$  となっており、個々の粒は干渉縞の不連続性から区別できる。これらの中で 3~4  $\mu\text{m}$  程度の比較的大きな粒は、写真中に示したようないくつかの双晶で分割されていることが多い。加工率が 93% の写真 (c) も、組織の大部分は  $\gamma_R$  であるが、写真 (b) とは異なり  $\gamma_R$  粒は約 0.5  $\mu\text{m}$  にまで微細化している。ただし、その粒界は明確な大傾角粒界ばかりではなく、Photo. 3 に矢印で示した糸で縫い合わせたような亜結晶粒界も観察された。写真から明らかなように、その粒界をはさんだ両側の回折条件は異なっているが、結晶方位の差はわずかであり、界面は小傾角粒界となっていると思われる。

Fig. 3 は、電顕写真から求めた  $\gamma_R$  の粒径を、焼鈍前の加工率との関係で整理したものである。なおこの粒径測定では、亜結晶粒も 1 個の粒として取り扱っているが、双晶は考慮に入れていない。粒径は 40% の加工率まではほぼ一定で、加工率の増加とともに微細になり、かつ均一化する傾向にある。この変化は、前掲 Fig. 1 の結

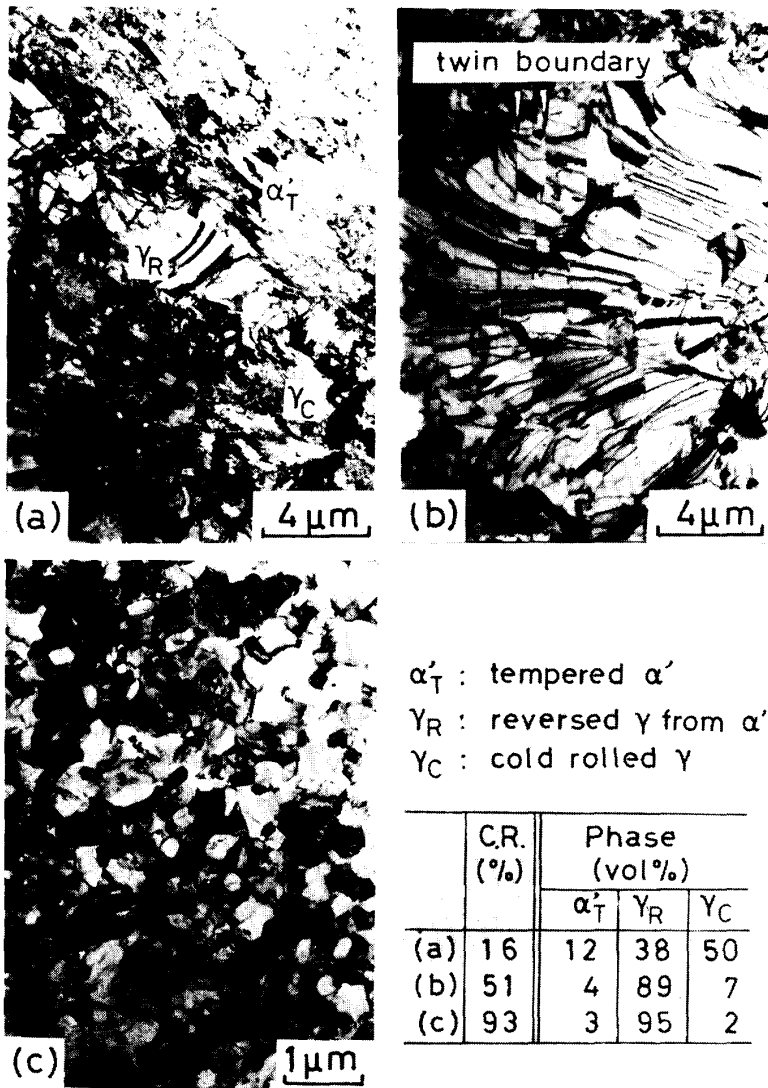


Photo. 2. Transmission electron micrographs of a 15.6Cr-9.8Ni stainless steel annealed at 873 K for 0.6 ks after cold rolling in several reduction.

果ともよく対応しており、50% 付近の加工率で  $\alpha'$  が飽和したのち  $\alpha'$  自体がさらに強加工されると、 $\gamma_R$  の粒径が微細化することを示している。つまり、前述のように  $\alpha'$  を強加工しても 870 K 付近で起こる  $\alpha' \rightarrow \gamma$  逆変態には影響が現れず、 $\gamma_R$  粒の微細化のみに寄与していることになる。その理由については、今後検討する予定である。

### 3.3 組織と機械的性質の関係

Fig. 4 は、種々の加工率で冷延後 873 K で 0.6 ks 焼鈍した 16-10 鋼の組織の量比と焼鈍前の加工率の関係を示す。冷延後に残留する  $\gamma_C$  の量（焼鈍後も不変）は加工率の増加とともに減少するが、 $\gamma_C$  の加工度がしだいに増大していることも留意すべきである。一方、873 K で焼鈍すると少量の  $\alpha'_T$  は残留するが、 $\alpha'$  のほとんどは  $\gamma$  へ逆変態してしまう。その結果、逆変態処理した試料では、加工率 50% を境界として、低加工率側で

は主として  $\gamma_C$  と  $\gamma_R$  の量比が、そして高加工率側では  $\gamma_R$  自体の性質が、機械的性質に大きな影響を及ぼすことが予想される。

Fig. 5 は、逆変態処理した 16-10 鋼の機械的性質の変化を、焼鈍前の加工率との関係で整理したものである。伸びは、加工率によらず 25% 程度の安定した値が得られており、すべての試料で加工誘起マルテンサイト変態による TRIP 現象が起こっていることも確認している。一方引張強度 ( $\sigma_B$ ) は、強加工材で若干高くなる傾向にあるが、加工の影響はそれほど顕著には現れていない。ところが、0.2% 耐力 ( $\sigma_{0.2}$ ) については、加工率 50% 付近を境界として 2 段階の強化が起こっていることがわかる。これは前述のように、低加工率側と高加工率側で基地の組織が大きく異なるためであり、つぎにそれぞれの強化機構について検討する。

#### 3.3.1 加工硬化したオーステナイトが混在する場合



Photo. 3. Transmission electron micrograph of a 15.6%Cr-9.8%Ni stainless steel annealed at 873 K for 0.6 ks after 90% cold rollings. Arrows show subgrain boundaries.

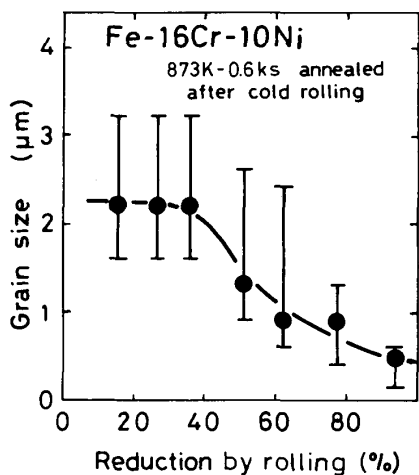


Fig. 3. Effect of cold rolling prior to 873 K-0.6 ks annealing on grain size of austenite reversed from martensite.

加工率が50%以下の試料では、 $\gamma_C$ と $\gamma_R$ の量比が機械的性質に大きく影響すると考えられ、 $\gamma_R$ の体積率を $V_R$ (vol%)、その耐力を $\sigma_R$ 、また $\gamma_C$ の耐力を $\sigma_C$ として、 $\alpha'_T$ の量を無視して混合則を適用すると、( $\gamma_R + \gamma_C$ ) 2相試料の耐力( $\sigma$ )は次式で与えられる。

$$\sigma = \sigma_R \times \frac{V_R}{100} + \sigma_C \left(1 - \frac{V_R}{100}\right) \dots\dots\dots (1)$$

また、溶体化処理材の耐力を $\sigma_0$ 、焼鈍前の加工率を

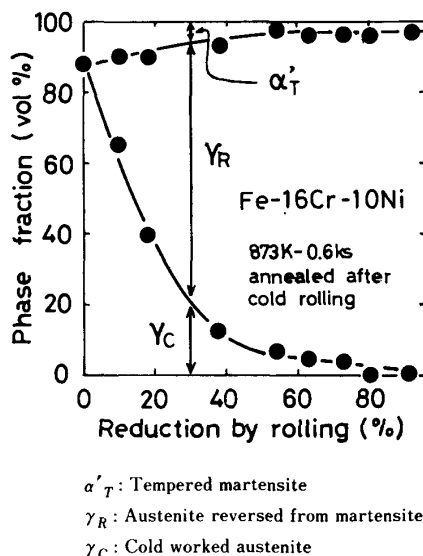


Fig. 4. Relation between structure and reduction by cold rolling prior to 873 K-0.6 ks annealing.

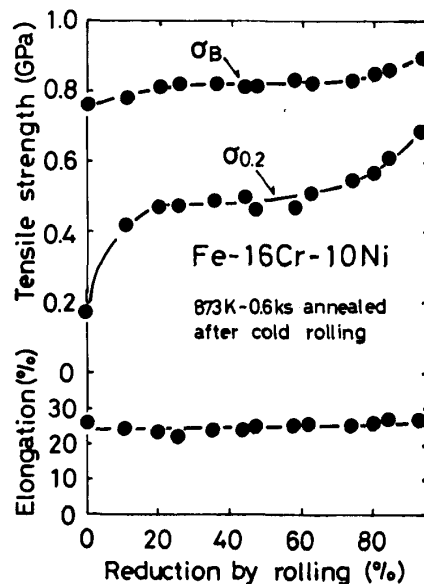


Fig. 5. Changes in ultimate tensile strength ( $\sigma_B$ ), 0.2% proof stress ( $\sigma_{0.2}$ ) and elongation as a function of reduction by cold rolling prior to 873 K-0.6 ks annealing.

$\epsilon$  (%) とすると、 $\sigma_C$ は加工の影響で $\sigma_0$ より高い値となっているはずであるから、ここでは次式で $\sigma_C$ を近似する。

$$\sigma_C = \sigma_0 + k\epsilon \dots\dots\dots (2)$$

ただし、 $k$ は焼鈍材について加工の影響を示す定数である。一方、 $V_R$ は $\alpha'_T$ が残留しない条件下では、冷延で導入された $\alpha'$ 量に等しいので、Fig. 1より $\epsilon$ の関数として求められる。したがって、 $\sigma_R$ 、 $\sigma_0$ 、 $k$ の値がわかれば、種々の加工率の試料の耐力を算出できる。 $\sigma_R$ については、 $\gamma_R$ の粒径に依存すると考えられるが、Fig.

3の結果より、0~40%の加工率の試料では $\gamma_R$ の粒径はほぼ同一であることから、ここではほぼ $\gamma_R$ 単相となる40%付近の加工率に対応する耐力をFig. 5から求めて、 $\sigma_R$ を0.48 GPaとする。また、 $\sigma_0$ は0.17 GPaである。 $k$ については、不安定な鋼では求められないので、ここでは安定な18.8% Cr-13.1% Ni鋼にFig. 5の場合と全く同じ加工熱処理を施して決定した。その結果をFig. 6に示す。焼鈍前の加工率と耐力の間には良好な直線関係が成立し、その傾き $k$ は約11 MPa/%である。なお、50%までの冷延では、加工誘起 $\alpha'$ は全く検出されないことを確認している。

Fig. 7は、このようにして決定した $\sigma_R$ 、 $\sigma_0$ 、 $k$ の値をもとに、( $\gamma_R + \gamma_C$ ) 2相試料の耐力を計算した結果を示しており、実際の強度変化とほぼ一致している。厳密に言えば、冷延途中の( $\alpha' + \gamma_C$ ) 2相の状態ですんなり $\gamma_C$ の方にひずみが集中しやすいこと、および少量の $\alpha'_T$ が残留していることも考慮して補正する必要があるが、少なくともFig. 5の低加工率側の強化機構については、 $\gamma_R$ と $\gamma_C$ の単純な混合則で十分に説明できる。

### 3.3.2 逆変態オーステナイト単相組織の場合

Fig. 8は、逆変態処理後の組織がほぼ $\gamma_R$ 単相( $\gamma_C$ と $\alpha'_T$ の総量は10%以下)となる試料について、Fig. 3とFig. 5の結果をもとに、 $\gamma_R$ の粒径( $d$ )と0.2%耐力の関係を示したものである。両者の間にはホール・ペッチの関係が成立しているようであり、50%以上の加工率の試料では、 $\gamma_R$ 粒の微細化により強化されていることが明らかである。とくに93%の強加工材では、 $\gamma_R$ 粒は0.5 $\mu\text{m}$ 程度にまで微細化し、耐力は約0.7 GPaの値に達している。また、粒径の平均値を結んだ直線(図中の破線)について傾きを求めると約12 MPa $\cdot\text{mm}^{1/2}$

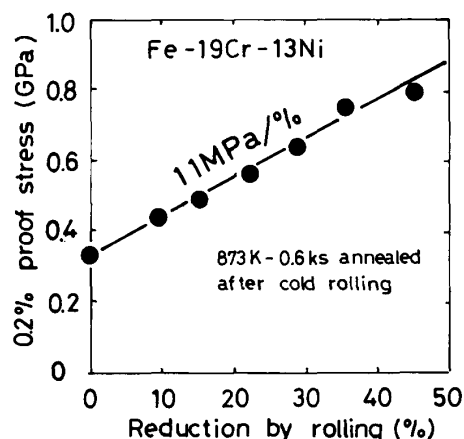


Fig. 6. Change in 0.2% proof stress as a function of reduction by cold rolling prior to 873 K-0.6 ks annealing in a stable austenitic stainless steel.

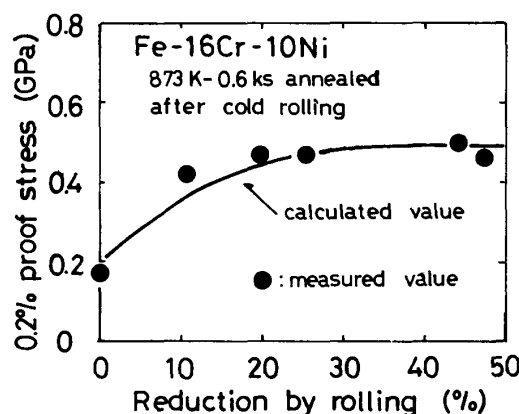


Fig. 7. Comparison of the experimental result and calculated result for 0.2% proof stress in the reduction range (0~50%) of the figure 5.

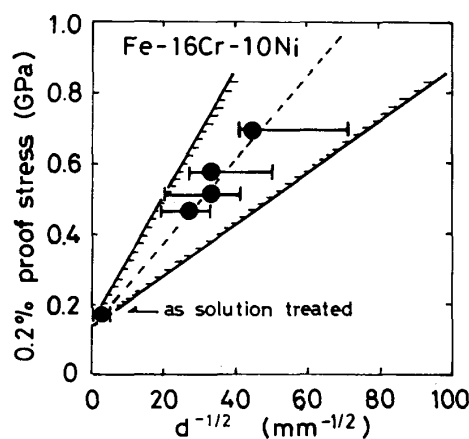


Fig. 8. Relation between austenite grain size and 0.2% proof stress. This result was obtained from the figure 3 and 5.

となり、これは30% Niの $\gamma$ 鋼で報告されている値(12.2 MPa $\cdot\text{mm}^{1/2}$ )<sup>15)</sup>にはほぼ等しい。この値は組織や成分に依存して9~18 MPa $\cdot\text{mm}^{1/2}$ の範囲で変化することも知られており<sup>16)</sup>、亜結晶粒や双晶の取扱方によっても変わり得る。また、比較的大きな結晶粒の試料について成立するホール・ペッチの関係が、どの程度の微細粒にまで適用できるかなど、若干の問題点も残されている。

## 4. 結 言

準安定オーステナイト組織を有する15.6% Cr-9.8% Ni ステンレス鋼について、冷延で導入した加工誘起マルテンサイトのオーステナイトへの逆変態挙動ならびに逆変態オーステナイトを含む試料の組織と機械的性質の関係を調査して、つぎのような結論を得た。

1) 冷延で加工誘起マルテンサイト量を調節した試料

を, 種々の温度で 0.6 ks 等時焼鈍した場合, いずれも 800~900 K の温度域で逆変態に起因したマルテンサイト量の急激な減少が起こり, その挙動には加工率の影響は見られない.

2) 加工硬化したオーステナイトと逆変態オーステナイトが混在した組織を有する試料の 0.2% 耐力は, 両相の体積率と各相の強度に依存する.

3) 加工誘起マルテンサイトを約 50% 以上冷間加工すると, 加工率の増加とともに, 873 K-0.6 ks の焼鈍で形成される逆変態オーステナイトの粒径は小さくなり, 0.2% 耐力も増大する. とくに, 93% の強加工を施した試料では, 平均粒径が約 0.5  $\mu\text{m}$  の超微細オーステナイト組織となり, 0.2% 耐力は約 0.7 GPa にまで高められた.

## 文 献

- 1) M. TOKIZANE, N. MATSUMURA, K. TSUZAKI, T. MAKI and I. TAMURA: *Metall. Trans. A*, **13** (1982), p. 1379
- 2) 木下修司, 上田武司, 鈴木 章: *鉄と鋼*, **59** (1973), p. 1124
- 3) 添野 浩, 黒田哲郎, 土屋正利, 田口和夫: *鉄と鋼*, **62** (1976), p. 220
- 4) M. ENOMOTO and E. FURUBAYASHI: *Mater. Sci. Eng.*, **24** (1976), p. 123
- 5) K. ONO and T. J. KOPPENAL: *Metall. Trans.*, **5** (1974), p. 739
- 6) T. H. COLEMAN and D. R. F. WEST: *Met. Technol.*, **3** (1976), p. 49
- 7) 高木節雄, 谷本征司, 富村宏紀, 徳永洋一: *鉄と鋼*, **74** (1988), p. 1052
- 8) 富村宏紀, 高木節雄, 徳永洋一: *鉄と鋼*, **74** (1988) 8, 投稿中
- 9) 牧 正志, 田村今男: *鉄と鋼*, **67** (1981), p. 852
- 10) 牧 正志, 森本啓之, 田村今男: *鉄と鋼*, **65** (1979), p. 1598
- 11) 牧 正志, 狭間徳一, 下岡貞正, 田村今男: *材料*, **24** (1975), p. 296
- 12) W. C. LESLIE and R. L. MILLER: *Trans. Am. Soc. Met.*, **57** (1964), p. 972
- 13) 牧 正志, 友田 陽, 田村今男: *日本金属学会誌*, **38** (1972), p. 871
- 14) 富村宏紀, 谷本征司, 高木節雄, 徳永洋一: *鉄と鋼*, **72** (1986), S 505
- 15) W. B. MORRISON and R. L. MILLER: *ULTRAFINE GRAIN METALS*, Proc. 16th Sagamore Conf. (1970), p. 183 [Syracuse Univ. Press]
- 16) R. L. MILLER: *Metall. Trans.*, **3** (1972), p. 905