

© 1988 ISIJ

論 文

加工誘起マルテンサイトの逆変態による結晶粒  
超微細化に適した Fe-Cr-Ni 合金成分の検討高木 節雄\*・谷本 征司\*<sup>2</sup>・富村 宏紀\*<sup>3</sup>・徳永 洋一\*Optimal Chemical Composition in Fe-Cr-Ni Alloys for Ultra Grain  
Refining by Reversion of Deformation Induced Martensite

Setsuo TAKAKI, Seiji TANIMOTO, Kouki TOMIMURA and Youichi TOKUNAGA

## Synopsis :

A thermo-mechanical treatment using reversion from deformation induced martensite to austenite was suggested to obtain ultra fine grain structure in metastable austenitic stainless steels. And, in order to determine steel composition suitable for the thermo-mechanical treatment, influence of Cr and Ni content on deformation induced transformation from metastable austenite to martensite and successive reversion to austenite was investigated for low carbon Fe-Cr-Ni ternary alloys by means of magnetic analysis. The results are as follows :

(1) An amount of martensite induced by 90% cold rolling can be estimated by the Ni equivalent of  $(Ni + 0.35Cr)$ , where Ni and Cr represent mass% of these elements in the alloy. In case the Ni equivalent of  $(Ni + 0.35Cr)$  is smaller than 16.0%, austenite almost transforms to martensite by 90% cold rolling. An amount of austenite retained in specimens is less than 10 vol%.

(2) In case the Cr equivalent of  $(Cr - 1.2Ni)$  is smaller than 4.0%, martensite induced by 90% cold rolling almost reverses to austenite by 873 K-0.6 ks annealing. An amount of martensite retained in specimens is less than 10 vol%.

(3) On alloys whose Ni equivalent of  $(Ni + 0.65Cr)$  is larger than 19.7%,  $M_s$  temperature of reversed austenite is below the room temperature, if specimens are annealed 0.6 ks at 873 K after 90% cold rolling.

For the Fe-Cr-Ni ternary alloys which satisfy the three conditions of (1)-(3) for composition, therefore, we can obtain almost single structure of reversed austenite by the above thermo-mechanical treatment.

**Key words :** austenitic stainless steel ; Ni equivalent ; Cr equivalent ; deformation induced transformation ; reversion ; martensitic transformation temperature ; thermo-mechanical treatment.

## 1. 結 言

オーステナイト ( $\gamma$ ) 系ステンレス鋼は耐食・耐錆性に優れた鋼種であるが、耐力が低いことが最大の欠点である。これを改善するには、まず結晶粒を微細化することが先決であるが、 $\gamma$ 系鋼種では加熱および冷却過程で相変態が起こらないので、冷延または熱延後の再結晶を利用して粒を微細化する以外に方法がない。しかし、18-8 ステンレス鋼を例にとると再結晶温度は 1 200 K 付近の高温にあるため、細粒化も 10~30  $\mu\text{m}$  (ASTM No. 10~8) 程度が限度である<sup>1)</sup>。したがって、たとえば鉄道車両用鋼板などのように高い耐力が要求される場合には、

冷間加工でマルテンサイト ( $\alpha'$ ) が誘起される SUS 301 や SUS 201 などの不安定な鋼種を調質圧延し、( $\gamma + \alpha'$ ) 2 相組織として用いているのが現状である<sup>2)3)</sup>。ただし、加工誘起  $\alpha'$  変態は加工率だけでなく加工温度に対してもきわめて敏感なため<sup>4)</sup>、冷間圧延で機械的性質を的確に調節するにはかなり高度の技術を要する。

一方、このような ( $\gamma + \alpha'$ ) 2 相鋼を 800 K 以上の温度に加熱すると、 $\alpha'$  相が  $\gamma$  相へ逆変態して急激に軟化することが知られており、従来その機構の解明に関する研究も行われてきた<sup>5)~13)</sup>。なかでも WEST ら<sup>12)</sup>は、16-12 ステンレス鋼をサブゼロ圧延して多量の  $\alpha'$  相を導入し、873 K 以上の温度で焼鈍すれば、 $\alpha'$  相から形

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)

成された  $\gamma$  粒は、未変態の再結晶  $\gamma$  粒より微細になることを指摘している。その性質を利用して著者らは、準安定な  $\gamma$  鋼を強加工していつた  $\alpha'$  単相としたのち、850 K 付近の温度で再び  $\gamma$  相へ逆変態させることにより、平均粒径が 0.5  $\mu\text{m}$  の超微細  $\gamma$  粒組織を得ている<sup>14)</sup>。

本研究は、 $\gamma$  系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、このような超微細粒化処理が適用できる成分域を選定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 Fe-Cr-Ni 3 元合金を高周波真空 (約 0.1 Pa) 溶解炉で 1.5 kg 溶製し、30 mm×50 mm×100 mm の金型に铸造した。その鋼塊を 1523 K-18 ks の均質化焼鈍後、1323 K で圧下率 70% 以上の熱間圧延を行い、10 mm 厚の素材を得た。ついで、所定の寸法まで冷間圧延したのち、1373 K-1.8 ks の溶体化処理後空冷して各種試験に供した。逆変態処理は、塩浴炉を用いた急速加熱で行った。加熱速度は約 300 K/s である。なお、主に用いた鋼種は、本文中では、Cr と Ni のそれぞれの質量 % によつて、Table 1 に示した方法で (たとえば 14-12 鋼のように) 表示する。

### 2.2 組織の定量

試料中の  $\alpha'$  量は、4×1×30 mm の板材を 2~4 枚重ね合わせた試験片を用い、直流型磁束計法<sup>15)</sup>により約 550 kA/m<sup>2</sup> 磁場中での飽和磁化 ( $I_s$ ) を実測して (1)

式から求めた。

$$\alpha'(\text{vol}\%) = \frac{I_s}{I_s^*} \times 100 \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここで  $I_s^*$  は、被測定物が  $\alpha'$  単相状態の時に得られる飽和磁化であり、Fe-Cr-Ni 系において化学成分との間には (2) 式が成立することがわかっている<sup>15)</sup>。

$$I_s^*(\text{Wb}/\text{m}^2) = 2.154 - 0.0304 \times (\text{Cr} + 0.5\text{Ni})^\dagger \quad \dots\dots\dots (2)$$

$I_s$  の測定は冷延材およびこれを焼鈍した材料について行い、焼鈍で減少した  $\alpha'$  相の量を逆変態  $\gamma$  相の量とした。

また、 $\gamma$  相から  $\alpha'$  相への変態挙動は、 $\phi 0.3$  mm のニクロム線を 20 回巻きつけた  $\phi 10$  mm の石英管に 4×1×30 mm の試料を入れ、焼鈍後 60 Hz の交流磁場中で空冷しながら、ニクロム線のコイルに誘導される交流電圧の変化を測定して検出した。

## 3. 実験結果および考察

### 3.1 超微細粒化加工熱処理の概要

Fig. 1 に超微細  $\gamma$  粒組織を得るための加工熱処理法の概略を示すが、これにはつぎの三つの条件が必要である。前述のように、加工された  $\gamma$  相 ( $\gamma_c$  相とする) は、再結晶しても、 $\alpha'$  相が逆変態して形成される  $\gamma$  相 ( $\gamma_R$  相とする) より粗大である<sup>12)</sup>ため、まず、(i)溶体化処理して得られる準安定  $\gamma$  相は、室温での加工により、できれば完全に  $\alpha'$  相へ変態させておくことが望ましい。ついで、(ii)加工誘起  $\alpha'$  相から  $\gamma$  相への逆変態温度は、 $\gamma$  粒の成長を抑制するために、できる限り低い方が望ましい。そして、(iii)逆変態処理後の  $\gamma$  相の  $M_s$  点は室温以下であることも要するが、幸いにして粒の微細化により  $\gamma$  相が安定化することがよく知られている<sup>16)~18)</sup>。いずれにせよ、 $\gamma$  系ステンレス鋼においてこ

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

| Steels  | Cr                | Ni                |
|---------|-------------------|-------------------|
| ※ 14-12 | 13.89             | 12.03             |
| ※ 15-10 | 15.18             | 9.97              |
| ※ 16- 8 | 16.11             | 7.66              |
| ※ 16- 9 | 16.06             | 8.75              |
| ※ 16-10 | 15.59             | 9.82              |
| ※ 17-10 | 17.49             | 9.94              |
| -----   |                   |                   |
|         | 15.78             | 10.04             |
|         | 13.93             | 10.92             |
|         | 15.07             | 11.95             |
|         | 15.08             | 11.02             |
|         | 16.37             | 11.04             |
|         | 18.43             | 10.08             |
|         | 12.75             | 12.01             |
|         | 15.19             | 9.09              |
|         | 14.28             | 10.10             |
|         | 11.88             | 12.87             |
|         | 13.00             | 10.79             |
|         | 11.39             | 11.35             |
|         | 12.52             | 11.59             |
|         | 13.38             | 11.51             |
|         | 15.91             | 9.50              |
|         | 15.38             | 10.36             |
|         | 15.53             | 11.29             |
|         | 17.38             | 10.88             |
| Others  | C<0.005<br>Si<0.1 | N<0.005<br>Mn<0.1 |

※: Mainly used steels

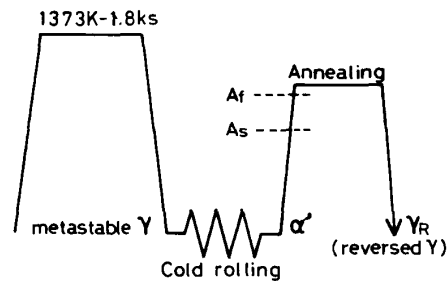


Fig. 1. Thermo-mechanical treatment to obtain ultra fine grain structure in metastable austenitic stainless steels.

† 本文や式の中で使用する Cr や Ni の表示は、それぞれの元素の含有量 (質量 %) を意味する。

これらの条件をすべて満足させるには、かなり狭い成分域に限定されることが予想される。

### 3.2 加工誘起マルテンサイト変態に及ぼす Cr, Ni 量の影響

Fig. 2 は、加工に対する安定度が異なる 16-10 鋼と 14-12 鋼を室温に保持しながら、多パス圧延した時の加工誘起  $\alpha'$  相の増加挙動を示したものである。加工に対する安定度は平山らが提唱した Ni 当量<sup>19)</sup>でおよそ推定でき、 $\alpha'$  相の増加挙動は  $\gamma$  相の安定度に依存して大きく異なっている。とくに、加工に対してより不安定な 16-10 鋼でも変態量が 90% を超えると、それ以上の変態がきわめて困難になることがわかる。Fig. 3 は、Table 1 に示した種々の成分の Fe-Cr-Ni 3 元合金について、90% 冷延材の  $\alpha'$  量を Cr と Ni 量の関係で整理

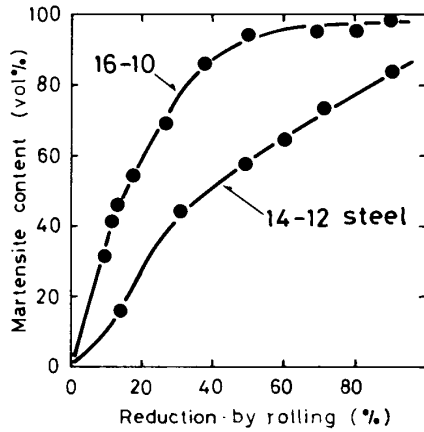


Fig. 2. Relation between reduction by cold rolling and deformation induced martensite content in 14-12 and 16-10 steels.

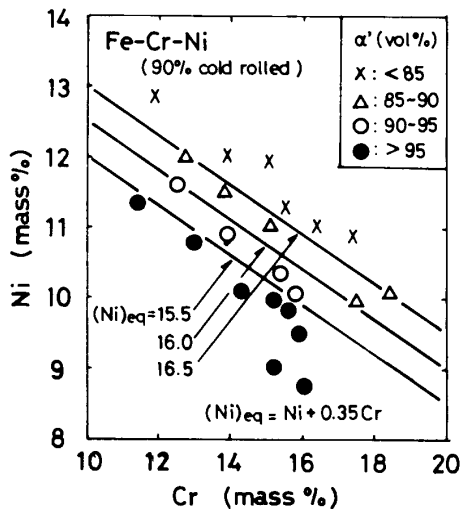


Fig. 3. Effect of Ni and Cr content on the amount of martensite induced by 90% cold rolling in Cr-Ni stainless steels.

した結果を示す。ただし、Cr と Ni の含有量が少ない合金では、溶体化後の冷却中に形成された  $\alpha'$  相も含まれている。図中の直線は、それぞれ  $\alpha'$  量が 85%, 90%, 95% となる境界を示しており、Ni 当量 ( $Ni + 0.35 Cr$ ) でうまく整理できることがわかる。Ni 当量式に用いる Cr の係数については、自由エネルギー能力から算出した場合には 0.65<sup>19)</sup>、 $Md_{30}$  に関しては 0.47<sup>20)</sup>、そして 90% の強加工を施した本実験では 0.35 の値が得られており、加工の程度が大きくなるほど係数は小さくなる傾向にある。これは Cr による  $\alpha'$  変態に対する安定化効果は Athermal な場合より加工誘起変態において、若干その寄与が小さくなることを示唆している。

また Fig. 4 は、Fig. 3 で用いた試料の  $\alpha'$  量を、Cr の係数が 0.35 の Ni 当量との関係で示したもので、測

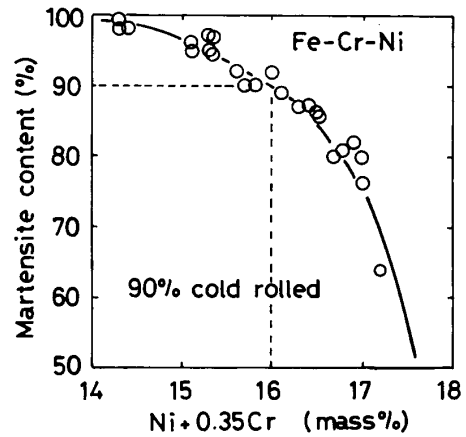


Fig. 4. Relation between Ni equivalent ( $Ni + 0.35Cr$ ) and the amount of martensite induced by 90% cold rolling in Cr-Ni stainless steels.

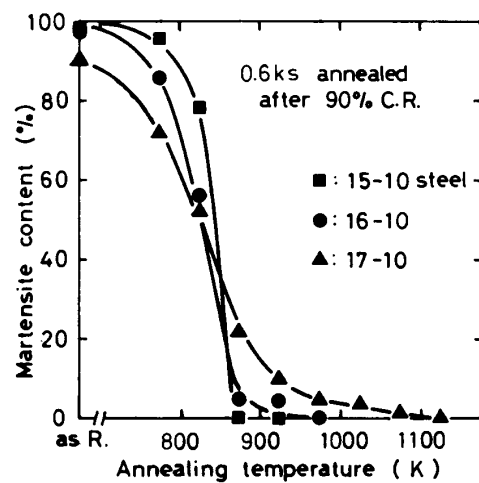


Fig. 5. Changes in martensite content as a function of annealing temperature in 15-10, 16-10 and 17-10 steels with 90% cold rolling.

定点は一つの曲線上に位置していることがわかる。したがって、合金の化学成分から 90% 冷延材の  $\alpha'$  量 ( $V_{\alpha'}$ ) を求めることも可能であり、Ni 当量が 14 から 17 の合金については (3) 式で示した近似式が成り立つ。

$$V_{\alpha'} (\text{vol}\%) = 100 - 2.5 \times (\text{Ni} + 0.35 \text{Cr} - 14)^2$$

..... (3)

Ni 当量が小さくなると、 $\gamma$  相は不安定化し冷間加工で  $\alpha'$  相へ変態しやすくなるが、前掲 Fig. 2 でも示したように、完全に  $\alpha'$  単相とすることはきわめて困難である。そこで、前述の条件(i)に代わるものとして、ここでは 90% の冷延で  $\gamma_c$  量が 10% 以下となることを条件とし、(Ni+0.35 Cr) の値が 16.0% 以下となるように合金の成分を限定した。

### 3.3 逆変態焼鈍後の組織に及ぼす Cr, Ni 量の影響

$\alpha'$  相から  $\gamma$  相への逆変態挙動についても、成分の影響が大きく現れる。Fig. 5 は、Ni 量を 10% と一定にして Cr 量を変化させた試料について、0.6 ks の等時焼鈍を行った場合の逆変態挙動を示す。いずれも加工率 90% の冷延で  $\gamma$  相の 90% 以上が  $\alpha'$  相へ変態し、次の焼鈍により再び  $\gamma$  相へ逆変態して  $\alpha'$  量が減少する。しかし、その挙動は合金成分によつて異なり、15-10 鋼では 850 K 付近の狭い温度域で  $\alpha'$  量が激減し変態が終了しているのに対し、Cr 量が多い試料ほど  $\gamma$  相への逆変態が完了する温度が高温側へ移行する傾向にある。とくに 17-10 鋼では、1100 K 以上の高温で焼鈍しない限り  $\gamma$  単相は得られない。

次に Fig. 6 は Cr 量を 16% と一定にし、Ni 量を変化させた試料の逆変態挙動を同様に示したものである。Ni 量を低減した 16-8 鋼と 16-9 鋼についても、850 K

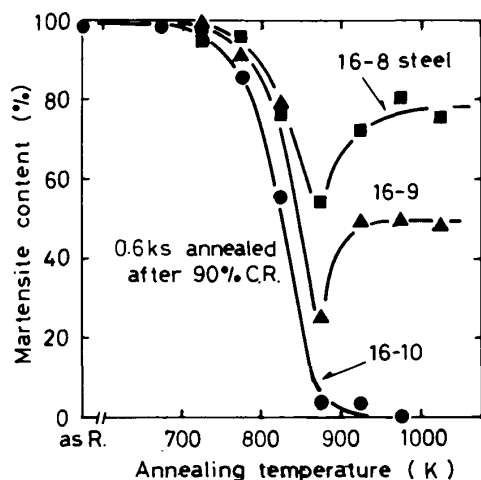


Fig. 6. Changes in martensite content as a function of annealing temperature in 16-8, 16-9 and 16-10 steels with 90% cold rolling.

付近までは  $\alpha' \rightarrow \gamma$  逆変態により  $\alpha'$  量が減少するが、それ以上の温度で焼鈍すると再び  $\alpha'$  量が增大する傾向が見られ、1000 K 付近の温度域ではほぼ一定の  $\alpha'$  量となる。これはつぎに示すように、焼鈍で形成された  $\gamma_R$  相が冷却中に再び  $\alpha'$  相 ( $\gamma_R$  より生じた  $\alpha'$  を  $\alpha'_F$  とする) に変態するためであり、この現象は、Ni 量が少ない 16-8 鋼でより顕著に現れている。Fig. 7 は、90% 冷延した 16-8 鋼を 850~950 K の各温度で 0.6 ks 焼鈍したのち、交流磁場中で空冷したときに、試料に装着したコイルに誘導される交流電圧の変化を示す。  $V_0$  は試料を入れないで測定した値であり、常磁性の  $\gamma$  単相の試料を入れた場合も同一の値を示す。また、強磁性の  $\alpha'$  相が存在すると誘導電圧は増大するが、その増加分と  $\alpha'$  量の間には良好な対応関係が成立することも確認している。850 K 焼鈍材では、逆変態せずにそのまま焼鈍どしされた状態の  $\alpha'$  相 ( $\alpha'_T$  相とする) が多量に残留しているため、700 K 付近でも高い誘導電圧が得られている。温度の低下とともに、その値はしだいに低下する傾向にあるが、これは  $\alpha'_T$  相の透磁率の変化に起因するものと考えられる。なお、850 K 以下の焼鈍材についても、誘導電圧が異なるだけで、同様な結果が得られる。900 K 焼鈍材では、700~400 K でやはり  $V_0$  より若干高い誘導電圧が得られており、わずかではあるが  $\alpha'_T$  相が残留していることがわかる。ところが 400 K 以下の温度域では誘導電圧はしだいに増大しており、これは  $\gamma_R$  相の一部が  $\alpha'_F$  相に変態していることを示している。950 K 焼鈍材では  $\alpha'_T$  相は全く存在せず、400 K 以

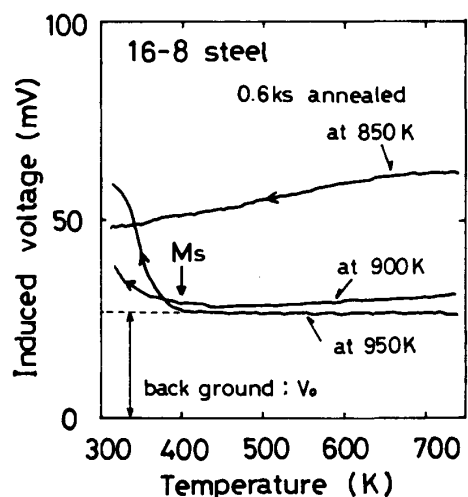


Fig. 7. Changes in alternating induction voltage during air cooling from the selected annealing temperatures. Induction voltage difference from back ground;  $V_0$  corresponds to martensite content in a specimen.

下の温度域での誘導電圧の上昇がより顕著になっている。950 K 以上の温度での焼鈍材は、すべてこれと同様な挙動を呈することも確認しており、焼鈍温度が高い場合には多量の  $\alpha'_F$  相が導入されていることを示している。以上のことから、90% 冷延した 16-8 鋼を種々の温度で焼鈍した場合に、焼鈍温度が 850 K 以下の試料では  $\alpha'_T$  相、950 K 以上の試料では  $\alpha'_F$  相、そして 850 ~ 950 K の試料では両相が存在していることになる。これをもとに、Fig. 6 で示した 16-8 鋼の  $\alpha'$  量の変化を  $\alpha'_T$  と  $\alpha'_F$  に分離して示すと、Fig. 8 のような結果が得られる。図中の破線は 16-10 鋼の  $\alpha'_T$  相の変化を示すが、Ni 量を増加するとこの逆変態曲線が全体的に低

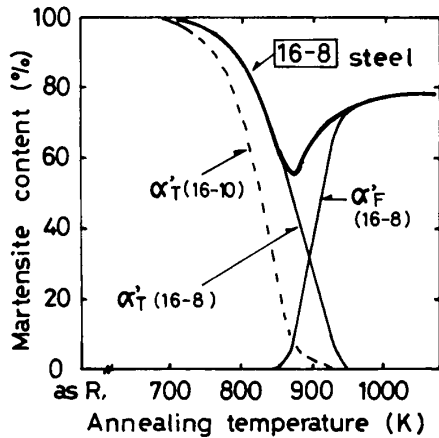


Fig. 8. Analysis in martensite content for a 16-8 steel in the figure 6. Showing the difference in reversion behavior between a 16-10 and a 16-8 steel.

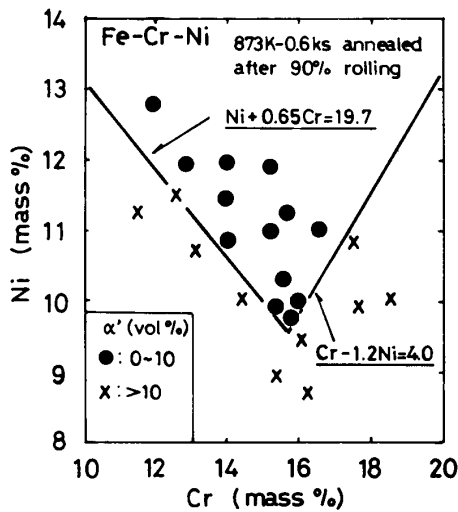


Fig. 9. Effect of Ni and Cr content on the amount of martensite in specimens annealed at 873 K for 0.6 ks after 90% cold rolling in Cr-Ni stainless steels.

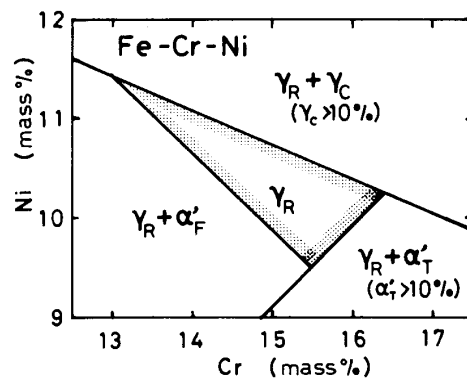
温側へ移行する傾向にあることがわかる。また、950 K より低温側で  $\alpha'_F$  の量が減少しているのは、結晶粒の微細化により  $\gamma_R$  相が安定化した<sup>16)</sup>ためと思われる。

Fig. 9 は、種々の成分の Fe-Cr-Ni 3 元合金について、90% 冷延後 873 K で 0.6 ks 焼鈍した試料の  $\alpha'$  量を、Cr と Ni 量の関係で整理したものである。図中の●印は、 $\alpha'$  量が 10% 以下となつた試料を示しており、Cr 当量 ;  $Cr - 1.2 Ni \leq 4.0\%$  および Ni 当量 ;  $Ni + 0.65 Cr \geq 19.7\%$  の条件を満足する成分の合金に限定されている。この Cr 当量が 4.0% 以上の成分の合金では、873 K の温度で多量の  $\alpha'_T$  が残留するが、 $\gamma_R$  相の粒成長を抑制するためには、むしろ好都合かもしれない。一方、Ni 当量 ( $Ni + 0.65 Cr$ ) が 19.7% 以下の成分の合金では、16-8 鋼のように焼鈍後の冷却中に  $\gamma_R \rightarrow \alpha'_F$  変態が起こってしまうが、Fig. 9 中に●印で示した試料については、この変態は認められなかつた。すなわち、この Ni 当量の値が 19.7 となる成分の合金については、 $\gamma_R$  相の  $M_s$  点はちょうど室温付近にあることになる。

### 3.4 超微細粒化加工熱処理に適した Fe-Cr-Ni 3 元合金の成分域

Fig. 10 は、90% 冷延後 873 K で 0.6 ks 焼鈍した試料の組織と成分の関係を示したもので、中央の三角形の成分領域はつぎの 3 条件を満足している。

- (1) 加工率 90% の冷延で組織の 90% 以上が  $\alpha'$  相へ変態する。 ( $Ni + 0.35 Cr \leq 16.0\%$ )
- (2) 逆変態焼鈍後に残留する  $\alpha'_T$  相の量が 10% 以下となる。 ( $Cr - 1.2 Ni \leq 4.0\%$ )
- (3)  $\gamma_R$  相の  $M_s$  点が室温以下にあり、逆変態焼鈍後の冷却中に  $\alpha'_F$  相が形成されない。 ( $Ni + 0.65 Cr \geq 19.7\%$ )



$\gamma_R$ : Austenite reversed from martensite  
 $\gamma_C$ : Cold worked austenite  
 $\alpha'_T$ : Tempered martensite  
 $\alpha'_F$ : Fresh martensite formed from  $\gamma_R$

Fig. 10. Effect of Ni and Cr content on the structure of specimens annealed at 873 K for 0.6 ks after 90% cold rolling in Cr-Ni stainless steels.

また, Fig. 10 からわかるように, 本実験で採用した加工熱処理に適した成分域は, 高 Ni・低 Cr 側で狭く, 低 Ni・高 Cr 側で広がっている. これは, 冷却中に起こる Athermal な  $\gamma \rightarrow \alpha'$  変態に対して同一の安定度を有する合金であれば, Cr 量が多く Ni 量が少ない方が, 冷間加工で  $\alpha'$  へ変態しやすいことを意味している. また平山<sup>19)</sup>は, Ni 当量 (Ni+0.65 Cr) が 20.7% より小さくなると, Athermal な  $\alpha'$  の量が急激に増大することを指摘しているが, 本実験では  $\gamma_R$  から  $\alpha'_F$  が形成される限界の成分は, 同じ Ni 当量値で 19.7% となる. これは, 結晶粒微細化による  $\gamma$  相の安定化効果<sup>16)</sup>によるもので, その寄与は上述の Ni 当量に換算して 1% 程度に相当し, この値は Fig. 10 からわかるように, かなり大きなものである.

#### 4. 結 言

低炭素の Fe-Cr-Ni 3 元合金を用いて, 準安定オーステナイトのマルテンサイトへの加工誘起変態, ついでこれを焼鈍して起こるオーステナイトへの逆変態に及ぼす Cr と Ni 量の影響を調査して, つぎのような結論を得た.

(1) 90% 冷延で誘起されるマルテンサイトの量は, Ni 当量 (Ni+0.35 Cr) で推定できる. この Ni 当量が 16.0% 以下の成分の合金では, 加工中にオーステナイトのほとんどがマルテンサイトに変態し, 残留するオーステナイトは 10 vol% 以下となる.

(2) Cr 当量 (Cr-1.2 Ni) が 4.0% 以下の成分の合金では, 90% 冷延で導入されたマルテンサイトは, 873 K-0.6 ks の焼鈍でほとんどオーステナイトへ逆変態し, 残留するマルテンサイトは 10 vol% 以下となる.

(3) Ni 当量 (Ni+0.65 Cr) が 19.7% 以上の成分の合金では, 90% 冷延と 873 K-0.6 ks 焼鈍を組み合わせた加工熱処理で得られる逆変態オーステナイトの  $M_s$  点は室温以下にある.

(4) (1) ~ (3) に示した成分条件を満足する Fe-Cr-Ni 3 元合金では, 上述の加工熱処理法により, ほぼ単相の安定な逆変態オーステナイト組織を得ることができる.

最後に, 試料用母材を溶製していただいた日新製鋼株式会社周南研究所に謝意を表します.

#### 文 献

- 1) 加根魯和宏, 南 雄介, 白石 隆, 峯岸 功, 小宮善徳, 松下昭義: 日本鋼管技報, **87** (1980), p. 51
- 2) 澤谷 精: 日本金属学会第VI総合分科企画『最近のステンレス鋼』シンポジウム予稿集 (1985), p. 12
- 3) 鋸屋正喜: 鉄と鋼, **70** (1984), p. 2196
- 4) 平山俊成, 小切間正彦: 日本金属学会誌, **34** (1970), p. 826
- 5) J. F. BREEDIS: Trans. Metall. Soc. AIME, **236** (1966), p. 218
- 6) S. R. THOMAS and G. KRAUSS: Trans. Metall. Soc. AIME, **239** (1967), p. 1136
- 7) H. SMITH and D. R. F. WEST: J. Mater. Sci., **8** (1973), p. 1413
- 8) H. SMITH and D. R. F. WEST: Met. Technol., **1** (1974), p. 37
- 9) H. SMITH and D. R. F. WEST: Met. Technol., **1** (1974), p. 295
- 10) T. H. COLEMAN and D. R. F. WEST: Metallography, **7** (1974), p. 203
- 11) T. H. COLEMAN and D. R. F. WEST: Met. Sci., **9** (1975), p. 342
- 12) T. H. COLEMAN and D. R. F. WEST: Met. Technol., **3** (1976), p. 49
- 13) K. B. GUY, E. P. BUTLER and D. R. F. WEST: Met. Sci., **17** (1983), p. 167
- 14) 高木節雄, 谷本征司, 徳永洋一: 日本金属学会シンポジウム講演予稿 (1984年10月), p. 162
- 15) 高木節雄, 徳永洋一, 富村宏紀: 鉄と鋼, **73** (1987), S 539
- 16) 富村宏紀, 谷本征司, 高木節雄, 徳永洋一: 鉄と鋼, **72** (1986), S 505
- 17) W. C. LESLIE and R. L. MILLER: Trans. ASM, **57** (1964), p. 972
- 18) 牧 正志, 友田 陽, 田村今男: 日本金属学会誌, **38** (1972), p. 871
- 19) 平山俊成, 小切間正彦: 日本金属学会誌, **34** (1970), p. 507
- 20) 野原清彦, 小野 寛, 大橋延夫: 鉄と鋼, **63** (1977), p. 772