

# 準安定オーステナイト系ステンレス鋼における加工誘起マルテンサイトの拡散型逆変態に及ぼす前加工の影響

富村宏紀\*・上田精心\*<sup>2</sup>・高木節雄\*<sup>3</sup>・徳永洋一\*<sup>3</sup>

## Effect of Prior Deformation on Diffusional Reversion of Deformation Induced Martensite in Metastable Austenitic Stainless Steel

Kouki TOMIMURA, Seishin UEDA, Setsuo TAKAKI and Youichi TOKUNAGA

### Synopsis :

Effect of prior deformation on the microstructure of diffusionaly reversed austenite from lath martensite and the mechanical properties of the reversed austenite have been investigated in a metastable austenitic 18.08 mass% Cr-8.65 % Ni steel by means of transmission electron microscopy and tensile test. The steel used transforms to almost full lath martensitic structure through 50% cold rolling. Further cold rolling changes the martensite microstructure from lath to cell.

The reversion occurs with two different processes, depending on prior microstructure. The austenite reversed from martensite lath structure are nucleated at the lath boundaries and grow along them. The morphology is platelike and looks like martensite lath structure. They gather to form austenite block, which is composed of austenite lath with the same crystallographic nature. On the other hand, the austenite reversed from martensite containing cell structure are fine equiaxed in shape and random in orientation.

The 0.2% proof stress of reversed austenite is higher with increasing deformation rate. This increase can be explainable in terms of a refinement of effective grain size. The effective grain size of austenite reversed from martensite lath structure corresponds to austenite block one. The effective grain size of equiaxed austenite is smaller than that of austenite block.

**Key words :** austenitic stainless steel; prior deformation; deformation induced martensite; diffusional reversion; microstructure; lath structure; cell structure; grain refining; strength.

## 1. 緒 言

著者らは、これまでに準安定オーステナイト ( $\gamma$ ) 系ステンレス鋼の結晶粒を超微細化する方法として、加工誘起マルテンサイト ( $\alpha'$ ) から  $\gamma$  への逆変態を利用してきた<sup>1)</sup>。この逆変態には拡散型とせん断型の2種類の機構があり<sup>2)</sup>、それぞれ異なったプロセスで細粒化が進行し<sup>3)</sup>、これら逆変態機構は鋼の成分や加熱速度、焼鈍温度などに依存する。また、逆変態  $\gamma$  の組織は  $\alpha'$  相状態での前加工によっても、顕著な影響を受けると考えられる。

せん断型逆変態を起こす準安定  $\gamma$  系ステンレス鋼については加工誘起  $\alpha'$  相に強加工を施すと、すべり帯が

導入された領域で逆変態後の回復-再結晶が促進され、再結晶粒が微細化することをすでに明らかにしている<sup>4)</sup>。一方、拡散型逆変態に及ぼす前加工の影響についても炭素鋼を中心にこれまでに多くの解説がなされており、一般に前加工率が高くなると、逆変態  $\gamma$  の結晶粒が微細化し<sup>5)-7)</sup> 強度が上昇することが知られている。結晶粒径は核形成と成長速度により決定されるが、粒微細化の主たる要因としては強加工による核形成頻度の増加が挙げられる<sup>5)</sup>。前組織がラス  $\alpha'$  の場合には  $\alpha'$  ラス境界が優先的な核形成サイトになるという報告<sup>6)</sup> もあるが、前加工率の増加が具体的に  $\gamma$  相の核形成挙動にどのような影響を与えているのかまだ十分には解明されていない。さらに、結晶粒微細化による強化を論ずる場合、

平成2年9月本会講演大会にて発表 平成3年2月25日受付 (Received Feb. 25, 1991)

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

\*<sup>2</sup> 九州大学大学院 (現:日立金属(株)) (Graduate School, Kyushu University, Now Hitachi Metals Ltd.)

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

逆変態  $\gamma$  の形態も重要な要因の一つと考えられるが、強度に及ぼす粒の形態の影響を定量的に評価した例は見られない。

本研究では加工誘起  $\alpha'$  の拡散型逆変態が起こる 18Cr-8.5Ni 鋼を用い、前加工率の増加に伴うラス  $\alpha'$  の形態変化を詳細に調査し、前組織と逆変態  $\gamma$  の核形成挙動との関係をまず明らかにした。ついで、前加工率を変えて逆変態  $\gamma$  の形態を変化させた  $\gamma$  単相鋼について、強度に及ぼす粒の形態の影響を、ホール・ペッチの関係に基づいて有効結晶粒径の観点から評価し、検討した。

## 2. 供試材および実験方法

試料は所定の成分になるように電解鉄、電解ニッケルおよび金属クロムを配合し、高周波真空溶解炉（真空度約 0.1Pa）を用いて 1.5 kg 溶製したのち、30 mm×50 mm×100 mm の金型に铸造した。その化学成分を Table 1 に示す。30 mm 厚のインゴットは 1523 K で 20 mm 厚まで圧延し 1523 K-18 ks の均質化焼鈍後、1323 K で 10 mm まで圧延した。さらに 1373 K-1.8 ks の溶体化処理後、空冷して各種試験に供した。冷延による前加工は室温（290 K）でおこない、その加工率は断面減少率で評価した。また、逆変態処理は塩浴炉を用いた急速加熱で行った。逆変態温度域の加熱速度は、試料形状により多少異なるが 300 K/s~100 K/s である。

本供試材は強磁性の  $\alpha'$  と常磁性の  $\gamma$  からなる 2 相混合組織を呈するので、組織定量は直流磁束計法による飽和磁化測定<sup>8)</sup>で行った。なお、測定試料には 0.8 mm×4 mm×30 mm の板材を用いた。

組織観察は光学顕微鏡および 200 kV 透過型電子顕微鏡を用いて行った。光顕試料の腐食液には王水を用い、また電顕用薄膜は硫酸 20%・エチルアルコール 40%・メチルアルコール 40% の電解液を用いたジェット研磨法で作製した。逆変態  $\gamma$  の平均粒径は 100 倍の ASTM 標準組織を基準に比較法で、また加工誘起  $\alpha'$  相のセルならびにラス組織の体積率は線分法により決定した。

引張試験は、厚さ 0.7 mm・平行部の幅 6 mm・長さ 35 mm の平板試験片を圧延方向と平行に採取し、インストロン型試験機（クロスヘッド速度 0.02 mm/s）で常温にて行った。

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

| Steel      | Cr    | Ni   | C     | N     | Others     |
|------------|-------|------|-------|-------|------------|
| 18Cr-8.5Ni | 18.08 | 8.65 | 0.004 | 0.003 | Si, Mn<0.1 |

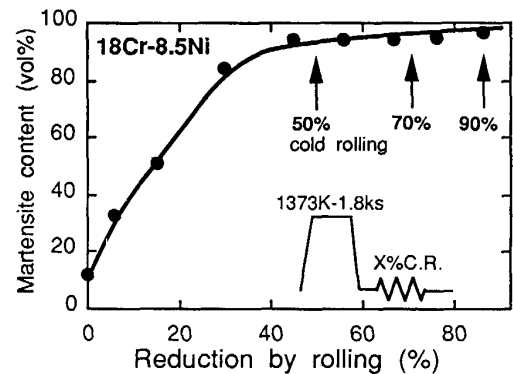


Fig. 1. Change in martensite content of 18Cr-8.5Ni steel with deformation by cold rolling.

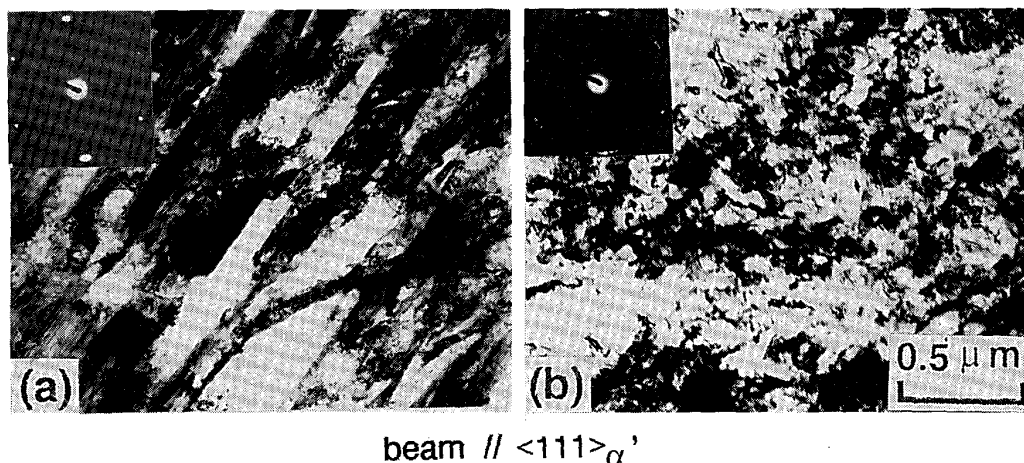
## 3. 実験結果

### 3.1 加工誘起ラスマルテナイト組織に及ぼす加工の影響

Fig. 1 に溶体化処理した 18Cr-8.5Ni 鋼を室温で圧延したときの加工率と誘起される  $\alpha'$  量の関係を示す。溶体化材の  $M_s$  点が室温直上にあるため、溶体化後室温まで冷却した段階ですでに 10% 程度のアサーマル  $\alpha'$  を含んでいる。加工率の上昇にともない加工誘起  $\alpha'$  量は増加し、加工率 50% ではほぼ  $\alpha'$  単相になる。

これ以上の加工率では加工による機械的仕事は  $\alpha'$  相自体への変形に費やされている。以下の実験では逆変態前の前加工率として Fig. 1 に矢印で示したように、ほぼ  $\alpha'$  単相組織が得られる 50%、70% および 90% を選定した。

Photo. 1 に 50% と 90% 加工材の  $\alpha'$  組織ならびにこれら領域での  $\langle 111 \rangle_{\alpha'}$  の電子線回折パターンを示す。50% 加工材は典型的なラス組織を呈しており、その幅は 0.1 から 0.2  $\mu\text{m}$  程度である。一方、強加工を施した 90% 加工材では明確な  $\alpha'$  ラスは存在せず、転位セル（セル組織）でおおわれている。これはラス組織中に加工により導入されたすべり帯で周辺の組織が乱されたためである<sup>4)</sup>。また、50% 加工材の組織はある方向性を有しているのに対し、90% 加工材ではその回折パターンのスポットが数多くあり、結晶学的にも種々の方向を持った組織であることを示唆している。この  $\alpha'$  相のラス組織ならびにセル組織の割合は前加工率に依存するがその変化を Fig. 2 に示す。加工率の増加にともない  $\alpha'$  相の組織がラスからセルへ変化していき、90% 加工材になると大半がセル組織で占められる。このように、 $\alpha'$  相への加工はマイクロ組織の変化に大きな影響を与えている。



(a) 50% cold rolled (b) 90% cold rolled

Photo. 1. TEM microstructures of cold rolled 18Cr-8.5Ni steel, showing the change in the morphology of lath martensite. Diffraction patterns taken from these areas are also shown in the photographs.

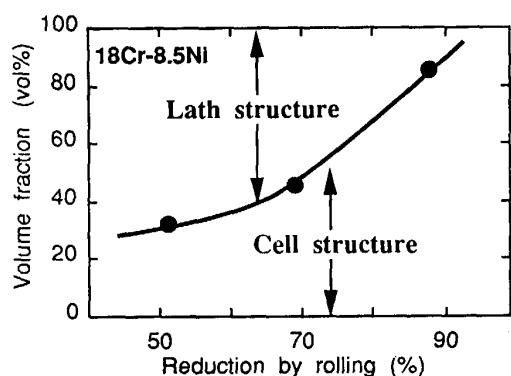


Fig. 2. Change in the morphology of lath martensite of 18Cr-8.5Ni steel with deformation by rolling.

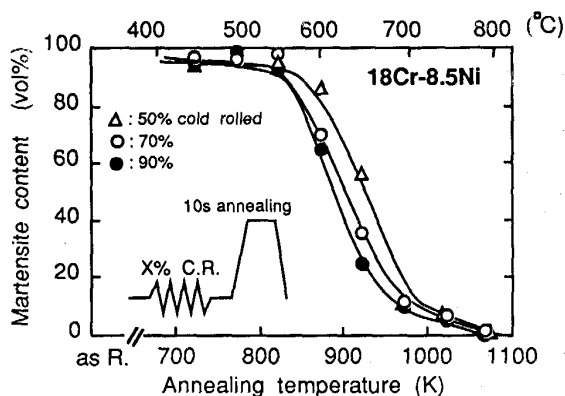


Fig. 3. Relation between martensite content and annealing temperature in 18Cr-8.5Ni steel previously cold rolled at several deformation rate.

### 3.2 各加工材の逆変態挙動ならびに逆変態組織

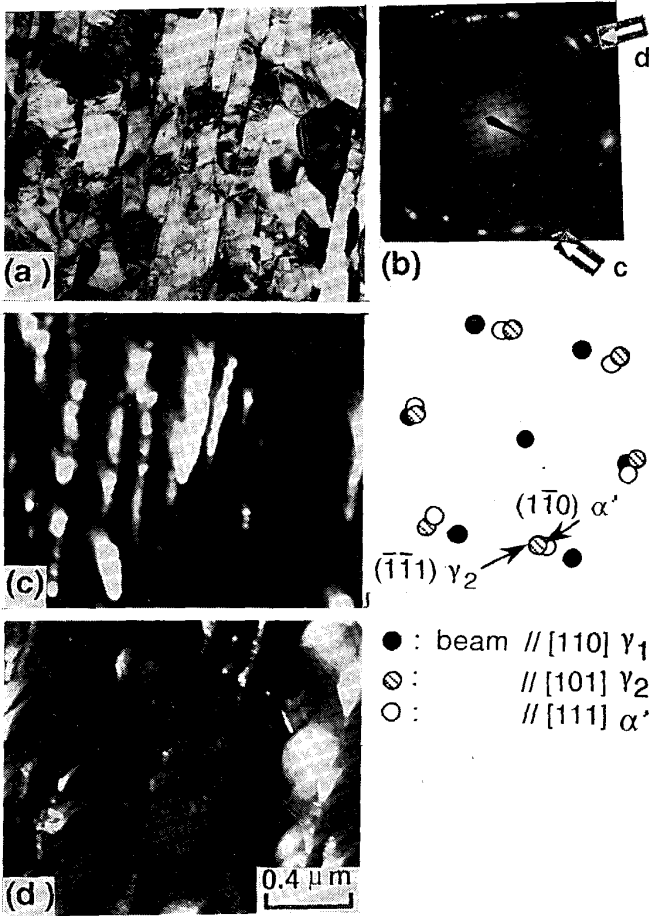
Fig. 3 は、室温でそれぞれ 50%、70% および 90% の前加工を施し、種々の温度で 10 s 等時焼鈍後空冷し

た各試料の焼鈍温度と  $\alpha'$  量の関係を示す。逆変態は焼鈍温度 823 K 以上で開始し 1073 K ではほぼ完了しており、逆変態が広い温度範囲で起こる拡散型の特徴を示している。この温度域の中心に相当する 923 K 付近では、前加工率が高い試料ほど逆変態がすばやく進行している。これらの現象は拡散型逆変態の大きな特徴である。ちなみに、せん断型逆変態が起こる Fe-14Cr-11Ni では、同様な焼鈍条件のもとで、逆変態温度域が 50 K 程度で非常に狭く、また逆変態挙動の加工率による影響もほとんどない<sup>4)</sup>。本供試材 18Cr-8.5Ni 鋼でも焼鈍温度が上昇するにつれて、せん断型の逆変態  $\gamma$  が形成されやすくなるので<sup>3)</sup>、本実験は焼鈍温度の上限を 923 K とし、すべて拡散型で逆変態が起こるような条件で行った。

### 3.3 ラス組織を有する加工誘起マルテンサイト相からの逆変態オーステナイト組織

Fig. 2 で示したように 50% ならびに 90% 加工材はそれぞれラスならびにセル組織で大部分が占められている。各加工組織からの逆変態プロセスを核形成初期の 773 K-5.4 ks 焼鈍材、ならびに逆変態がほぼ完了する 923 K-10 ks 焼鈍材の電顕組織より検討した。

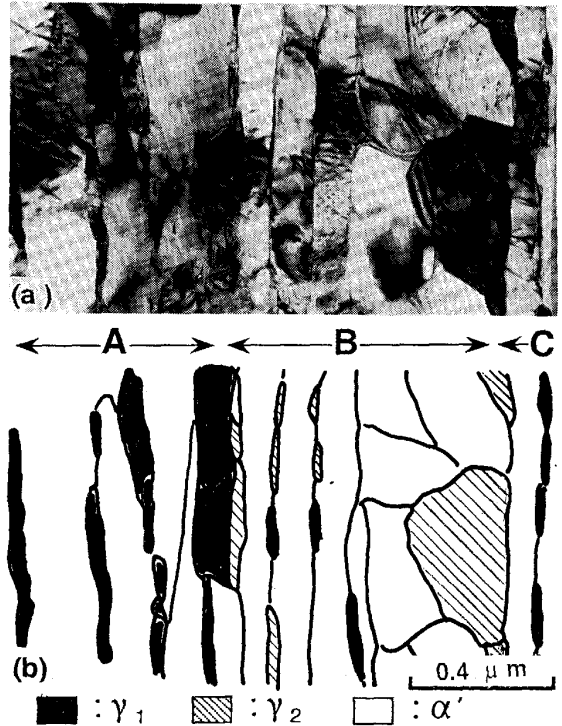
Photo. 2 に 50% 前加工後、773 K-5.4 ks 焼鈍して空冷した試料の組織を示す。逆変態  $\gamma$  相の量比は約 20% である。この組織の制限視野回折から基地組織の  $\alpha'$  相と逆変態  $\gamma$  相は結晶学的に、K-S 関係を満足している。また、 $\langle 110 \rangle_\gamma$  を満足する二つの回折パターンが見られ ( $\gamma_1: \bullet, \gamma_2: \otimes$ )、両者の方位関係は  $[110]_{\alpha'}$  を軸として約  $7/18 \pi$  rad の回転をもつ。この 2 種類の  $\gamma$  は K-S 関係において晶へき面を共通とした場合の 6 とおりあるバリエントのうちの双晶関係を満足する組合せに



(a) Bright field transmission electron micrograph  
 (b) Diffraction pattern taken from the area of (a)  
 (c), (d) Dark field image obtained by the spots of different reversed austenite shown by arrows in the diffraction pattern (b)

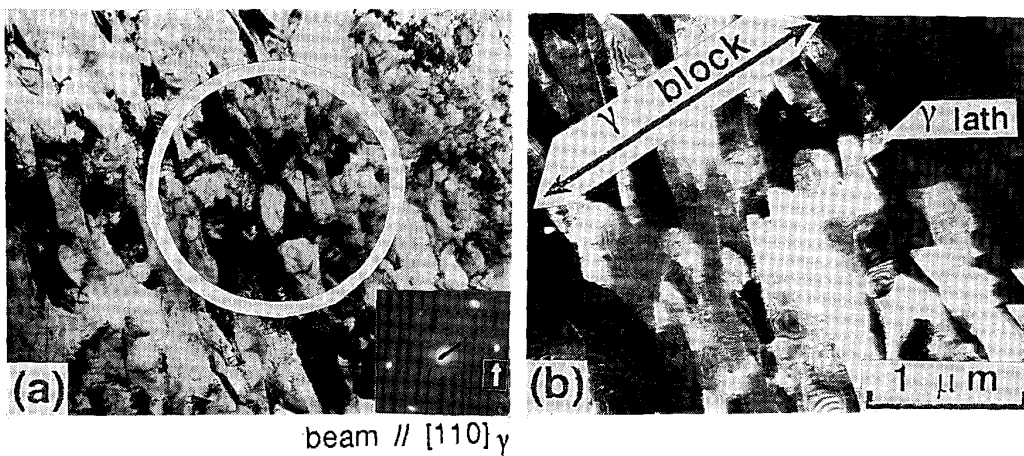
Photo. 2. TEM microstructures of austenite nucleated at martensite lath boundaries in 18Cr-8.5Ni steel. Annealed at 773 K for 5.4 ks after 50% pre-cold rolling. The amount of reversed austenite is about 20%.

相当する<sup>9)</sup>。これは、 $\gamma \rightarrow \alpha'$  正変態で形成される  $\alpha'$  ブロックの結晶方位が互いに双晶関係を満足する<sup>10)</sup>現象と非常に類似している。二つの回折パターン各矢印で示したスポットから得られる暗視野像 (Photo. 2 (c),



(a) Magnified image of Photo. 2(a)  
 (b) Distribution of reversed austenite ( $\gamma_1, \gamma_2$ ) within martensite ( $\alpha'$ )

Photo. 3. TEM microstructure of 18Cr-8.5Ni steel annealed at 773 K for 5.4 ks after 50% pre-cold rolling : showing platelike austenite nucleated at martensite lath boundaries.



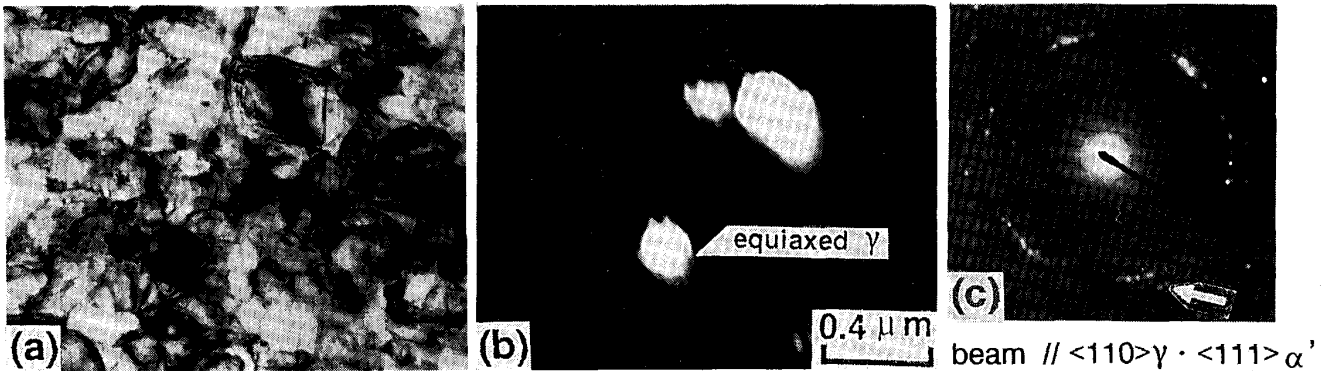
(a) Bright field transmission electron micrograph and diffraction pattern taken from the area enclosed by a circle  
 (b) Dark field image obtained by the arrowed spot in the diffraction pattern (a)

Photo. 4. TEM microstructures of full austenite reversed from lath martensite in 18Cr-8.5Ni steel. Annealed at 923 K for 10 ks after 50% pre-cold rolling. An austenite block is composed of a lot of austenite laths with the same crystallographic nature.

(d) より、逆変態で形成された  $\gamma$  の大部分が板状を呈していることがわかる。Photo. 3 は Photo. 2 (a) の明視野像を拡大した組織であり、全領域を双晶関係を満足する二つの逆変態  $\gamma$  相 ( $\gamma_1, \gamma_2$ ) ならびに加工誘起  $\alpha'$  相に電子線回折法より分類した結果を示している。逆変態  $\gamma$  核は回復した  $\alpha'$  ラスの境界から優先的に形成されている。A, C の領域では  $\gamma_1$  が B 領域で  $\gamma_2$  が優先的に核形成し、同一のバリエントを有する  $\gamma$  が局所的に変形する傾向にある。

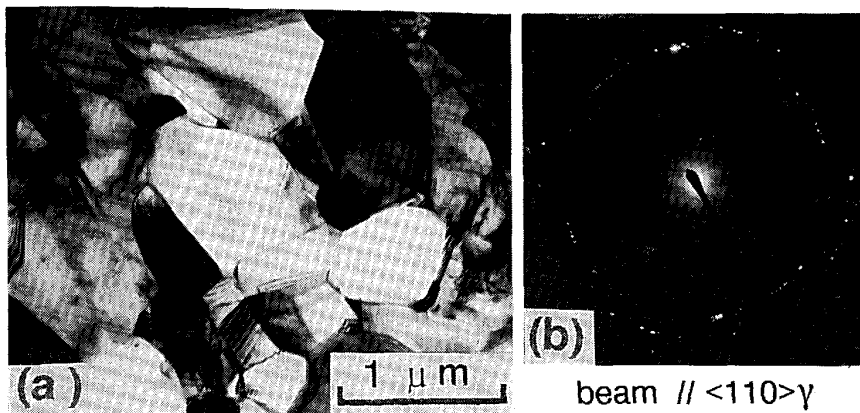
Photo. 4 に 50% 加工後 923 K-10 ks 焼鈍を施し逆変態が完了したときの  $\gamma$  組織を示す。明視野像 (a) でみられるように個々の  $\gamma$  の形態は、逆変態初期と同様の板状を呈しており、これを  $\gamma$  ラスと定義する。この平

均幅は 0.1 から 0.2  $\mu\text{m}$  程度であり、前組織の  $\alpha'$  ラスの幅とほぼ等しい。これは、1 個の  $\alpha'$  ラスからは 1 個の  $\gamma$  粒が形成されることを示唆している。この明視野像の制限視野 (○印) から得られた回折パターンでは 1 種類の  $[110]_\gamma$  しか得られておらず、この  $\gamma$  はすべて同じバリエントで構成されている。さらに回折パターンの矢印で示した箇所での暗視野像 (b) から、明らかなように、この同じバリエントで形成された  $\gamma$  ラスはある集合体を形成しており、これを  $\gamma$  ブロックと呼ぶことにする。この  $\gamma$  ブロックの形態については試料傾斜による電顕観察から棒状と推定される。従って、板状の  $\gamma$  ラスが集合して棒状の  $\gamma$  ブロックを形成しているわけである。



(a) Bright field transmission electron micrograph and diffraction pattern (c) taken from the area (b) Dark field image obtained by the arrowed spot in the diffraction pattern (c)

Photo. 5. TEM microstructures of austenite nucleated from martensite with dislocation cell structure in 18Cr-8.5Ni steel annealed at 773 K for 5.4 ks after 90% pre-cold rolling. The amount of reversed austenite is about 20%.



(a) Bright field transmission electron micrograph (b) Diffraction pattern taken from the area of (a)

Photo. 6. TEM microstructure of full austenite reversed from martensite with dislocation cell structure in 18Cr-8.5Ni steel annealed at 923 K for 10 ks after 90% pre-cold rolling and corresponding diffraction pattern : showing many equiaxed austenite grains with different crystallographic nature.

### 3.4 セル組織を有する加工誘起マルテンサイト相からの逆変態オーステナイト組織

Photo. 5 に 90% 前加工後、773 K-5.4 ks で焼鈍した試料の組織を示す。逆変態  $\gamma$  量は約 20% である。Photo. 2 で見られた加工誘起  $\alpha'$  相のラス境界は全く観察されていない。この明視野像の範囲での回折パターン(c) では数多くの  $\alpha'$  ならびに  $\gamma$  の回折像が認められ、矢印で示す一つの  $\gamma$  スポットから得られた暗視野像(b) では、等軸状の逆変態  $\gamma$  粒が確認される。このように 90% 前加工材で代表される  $\alpha'$  のセル組織から形成する  $\gamma$  粒を等軸  $\gamma$  と定義する。Photo. 6 に同じ加工率で逆変態が完全に終了した 923 K-10 ks 焼鈍材の組織を示す。逆変態  $\gamma$  粒は平均粒径  $1\mu\text{m}$  以下で等軸状を呈している。また、粒界3重点も数多くみられ、個々の粒界が大角粒界をなしている。これはこの領域の種々の回折パターンの  $\langle 110 \rangle_\gamma$  の存在からも十分に確認できる。

## 4. 考 察

Fig. 4 は、各前加工後 923 K-10 ks の焼鈍を行い、完全に逆変態させた試料の室温での 0.2% 耐力の変化を前加工率で整理した結果である。前加工率が高い試料ほど 0.2% 耐力は大きくなり、50% ならびに 90% 前加工材の耐力はそれぞれ 0.44, 0.54 GPa とその差は 0.1 GPa 程度である。以下、この原因について逆変態  $\gamma$  組織と関連させて考察を行った。

Photo. 7 は、50% 前加工後 923 K-10 ks の焼鈍を施したときの逆変態  $\gamma$  の光顕組織である。粒の形態は棒状であり、この粒界は  $\gamma$  ロックのそれに対応する。その幅も Photo. 4 の結果と一致しており、その大きさは断面の直径:長さ=1:4 (アスペクト比:4) と推定さ

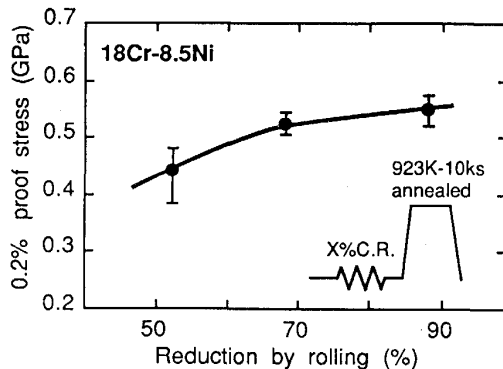


Fig. 4. Effect of prior deformation in martensite structure on the 0.2% proof stress of reserved austenite in 18Cr-8.5Ni steel. Annealed at 923 K for 10 ks after cold rolling at several deformation rate.

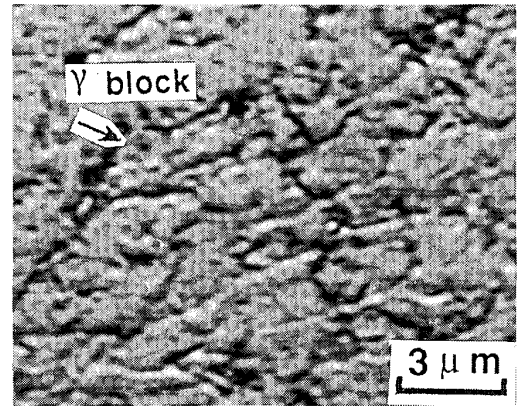


Photo. 7. Optical micrograph of reversed austenite in 18Cr-8.5Ni steel. Annealed at 923 K for 10 ks after 50% pre-cold rolling : showing austenite block.

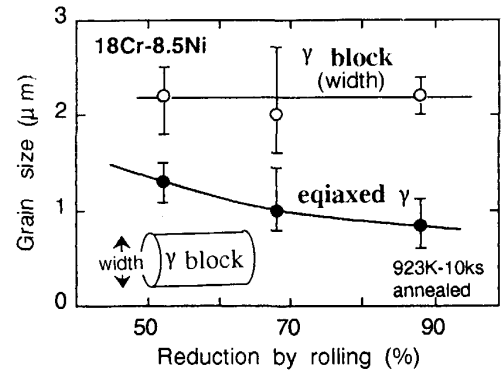


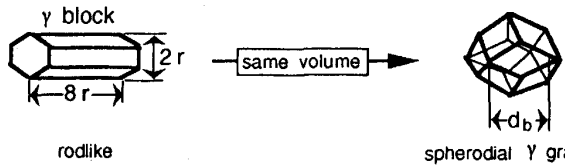
Fig. 5. Changes in grain size of austenite block and equiaxed austenite in 18Cr-8.5Ni steel. Annealed at 923 K for 10 ks after cold rolling at several deformation rate.

れる。

Fig. 5 は種々の前加工後 923 K-10 ks 焼鈍で逆変態  $\gamma$  単相とした試料の二つの形態をもつ  $\gamma$  の粒径と前加工率の関係を示す。 $\alpha'$  ラスから形成する  $\gamma$  ブロックの粒径については、ここでは仮に棒状の断面直径をそれとして評価した。その大きさは各写真の中で最大の幅をもつものをその値とし、数十枚の写真からその平均を求めた。 $\gamma$  ブロックの断面直径は前加工率によらずほぼ一定で平均  $2.2\mu\text{m}$  である。一方、等軸  $\gamma$  の粒径は、前加工率の増加に伴い徐々に微細化する。これは、前組織がセルの場合には加工率の増加に伴い、核形成頻度が増加するためである。

つぎに粒径と強度の関係を、ホール・ペッチ則に基づいて評価してみる。本来、ペッチ則は粒形状が等軸粒であつ粒界が大角粒界の場合に成立するものである。ここで  $\alpha'$  ラス組織から形成する棒状の  $\gamma$  ブロックの場合に

Table 2. Effective grain size ( $\bar{d}$ ) of reversed austenite in several pre-cold rolled 18Cr-8.5Ni steel specimens.



| Specimens | equiaxed $\gamma$ grain size $d_e$ ( $\mu\text{m}$ ) | $d_e^{-1/2}$ ( $\text{mm}^{-1/2}$ ) | cell fraction $V_c$ | $\gamma$ block width $2r$ ( $\mu\text{m}$ ) | $\gamma$ block size $d_b$ ( $\mu\text{m}$ ) | $d_b^{-1/2}$ ( $\text{mm}^{-1/2}$ ) | $\bar{d}^{-1/2}$ (mm $^{-1/2}$ ) |
|-----------|--|-------------------------------------|---------------------|---|---|-------------------------------------|----------------------------------|
| 50%C.R.   | 1.3  | 27.7                                | 0.34                | 2.2   | 2.6   | 19.6                                | 22.4                             |
| 70%C.R.   | 0.9  | 33.3                                | 0.42                | 2.2   | 2.6   | 19.6                                | 25.4                             |
| 90%C.R.   | 0.8  | 35.4                                | 0.88                | 2.2   | 2.6   | 19.6                                | 33.5                             |

$$t) \bar{d}^{-1/2} = d_e^{-1/2} V_c + d_b^{-1/2} (1 - V_c)$$

は補正した粒径を用い、等軸  $\gamma$  の粒径と合わせた有効結晶粒径  $\bar{d}^{-1/2}$  で評価した。その結果を Table 2 に示す。なお、Fig. 5 の結果をもとに棒状の  $\gamma$  ブロックの断面直径はいずれの前加工率の試料も  $2.2 \mu\text{m}$  を、等軸  $\gamma$  粒径については各実測の平均値を用いた。まず棒状の  $\gamma$  ブロックを組織観察に基づいて断面の対角線の長さ 1:高さ 4 の六角柱とおき、これを実際の等軸状の結晶粒に近い斜方十二面体に近似した。ブロック断面の対角線の長さを  $2r$  ( $r$ : 断面である六角形の一辺に相当)、斜方十二面体の公称粒径を  $d_b$  とおくと体積一定の条件から (1) 式が成立する<sup>11)</sup>。

$$\frac{3\sqrt{3}\gamma^2}{2} \cdot 8\gamma = \frac{1}{\sqrt{2}} \left( \frac{3d_b\sqrt{\pi}}{4} \right)^3 \dots\dots\dots (1)$$

なお、この  $\gamma$  ブロックを構成する  $\gamma$  ラスについてはその境界が小角粒界であり、強度への寄与は非常に小さいため<sup>12)</sup>、その影響を無視して  $\gamma$  ブロックを最小のユニットとして考慮した。ペッチ則における有効結晶粒径  $\bar{d}^{-1/2}$  は (2) 式に示す  $\gamma$  ブロック ( $d_b^{-1/2}$ ) と等軸  $\gamma$  ( $d_e^{-1/2}$ ) の混合則で評価した。

$$\bar{d}^{-1/2} = d_e^{-1/2} V_c + d_b^{-1/2} (1 - V_c) \dots\dots\dots (2)$$

$V_c$ : 等軸  $\gamma$  の体積率

$d_e$ : 等軸  $\gamma$  の粒径 (mm)

$d_b$ : 斜方 12 面体近似した  $\gamma$  ブロックの粒径 (mm)

なお、等軸  $\gamma$  の体積率は Fig. 2 で求めた  $\alpha'$  セル組織のそれと等しいものとした。  $1 - V_c$  は  $\gamma$  ブロックの体積率 ( $\alpha'$  ラス組織の体積率) に相当する。この混合則に基づいた有効結晶粒径の評価を用いたのは、 $\gamma$  ブロックと等軸  $\gamma$  が混在した状態で、両方の強度差が小さいため歪み一定モデル<sup>13)</sup>に基づき、算出したためである。Fig. 6 は各前加工材の有効結晶粒径  $\bar{d}^{-1/2}$  と 0.2% 耐力の関係ペッチ則に従って表したものである。破線は本鋼のペッチ則による強度と粒径の実験式 ( $\sigma_{0.2} = 0.07$

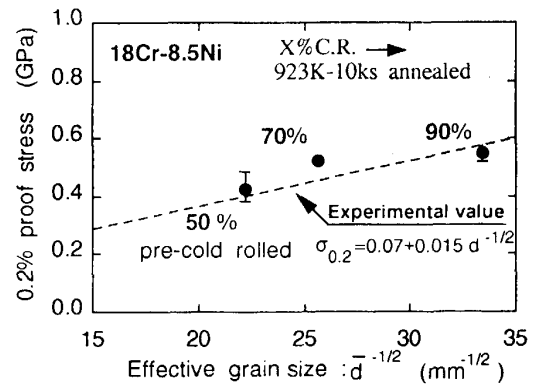


Fig. 6. Relation between effective grain size of reversed austenite and 0.2% proof stress in several 18Cr-8.5Ni steel specimens.

+ 0.015  $d^{-1/2}$ ) に相当するが、これは前加工率を 90% 以上にし、焼鈍温度をさらに上げて完全に大角粒界をもつ粒径  $2 \mu\text{m}$  から  $50 \mu\text{m}$  の等軸粒が得られる領域で決定した式である<sup>14)</sup>。有効結晶粒径で整理した耐力の実測値は、ほぼこの実験値と一致することがわかる。

逆変態  $\gamma$  の形成プロセスは前組織の  $\alpha'$  に依存し、 $\gamma$  粒径については  $\alpha'$  ラスから形成する  $\gamma$  ラスの方が等軸  $\gamma$  よりも小さい。しかしながら、強度への寄与としては  $\gamma$  ラスが集合した  $\gamma$  ブロックの方が最小のユニットと考えられるので、 $\alpha'$  セル組織から形成する等軸  $\gamma$  の方が有効結晶粒径としては微細である。従って、強加工を施してなるべく等軸  $\gamma$  の逆変態組織を生成させることが強度上昇には有効である。

### 5. 結 言

準安定  $\gamma$  系ステンレス鋼である 18Cr-8.5Ni 鋼を用いて、加工誘起  $\alpha'$  相から形成する拡散型逆変態  $\gamma$  相のミクロ組織ならびにその機械的性質に及ぼす前加工率の

影響を調査し、次のような結論を得た。

(1)本鋼種は室温での50%加工で $\gamma$ 相からラス組織を有する加工誘起 $\alpha'$ 単相に変態する。これをさらに強加工すると、ラス組織が破壊され転位セルを形成する領域が増大する。

(2)加工誘起 $\alpha'$ から $\gamma$ への逆変態は前加工率が大きい試料ほどはやく進行する。

(3)母相 $\alpha'$ の組織形態により、逆変態 $\gamma$ 核の発生場所が変化する。 $\alpha'$ ラス組織からの $\gamma$ は $\alpha'$ ラス境界から優先的に発生する。逆変態 $\gamma$ も $\alpha'$ ラスに類似した板状組織であり( $\gamma$ ラス)、これら結晶方位の等しい集合体となり棒状の $\gamma$ ブロックを形成する。一方、セル組織からの $\gamma$ は均一に核形成し、形状も等軸状で結晶方位もランダムである。

(4)逆変態 $\gamma$ 相の0.2%耐力は90%前加工材が50%前加工材より高くなっている。これは90%前加工材の方が等軸状の $\gamma$ が多く、強度に寄与する有効結晶粒径が微細なためである。この強度変化は、有効結晶粒径を用いたホール・ペッチの関係から説明できる。

最後に、試料用母材を溶製していただいた日新製鋼(株)鉄鋼研究所に謝意を表します。

## 文 献

- 1) 高木節雄, 谷本征司, 富村宏紀, 徳永洋一: 鉄と鋼, **74** (1988), p. 1052
- 2) K. B. GUY, E. P. BULTER and D. R. F. WEST: Met. Sci., **17** (1983), p. 167
- 3) 富村宏紀, 高木節雄, 徳永洋一: 鉄と鋼, **74** (1988), p. 1649
- 4) 富村宏紀, 川内祐治, 高木節雄, 徳永洋一: 鉄と鋼, **77** (1991), p. 1519
- 5) M. TOKIZANE, N. MATSUMURA, K. TSUZAKI, T. MAKI and I. TAMURA: Metall. Trans. A, **13** (1982), p. 1379
- 6) 荒木弘安, 平田健一, 藤村全戒: 日本金属学会誌, **44** (1980), p. 1244
- 7) 木下修司, 上田武司, 鈴木章: 鉄と鋼, **59** (1973), p. 1124
- 8) 高木節雄, 徳永洋一, 富村宏紀: 鉄と鋼, **73** (1987), S539
- 9) 牧正志, 田村今男: 鉄と鋼, **67** (1981), p. 852
- 10) 松田昭一, 井上泰, 三村宏, 岡村義弘: Proc. Int. Sympo. toward Improved Ductility and Toughness, Kyoto (1971), p. 47
- 11) 梅本実, 田村今男: 熱処理, **24** (1984), p. 334
- 12) L. Å. NORSTRÖM: Met. Sci., **10** (1976), p. 429
- 13) 田村今男, 友田陽, 山岡幸男, 金谷三郎, 小沢正俊, 赤尾明: 鉄と鋼, **59** (1973), p. 454
- 14) 上田精心: 九州大学修士論文 (1991)