

準安定オーステナイト系ステンレス鋼における せん断型逆変態オーステナイトの細粒化機構に 及ぼす前加工の影響

富村宏紀*・川内祐治*²・高木節雄*³・徳永洋一*³

Effect of Prior Deformation on Grain Refining Process of Martensitic Shear Reversion in Metastable Austenitic Stainless Steel

Kouki TOMIMURA, Yuuji KAWAUCHI, Setsuo TAKAKI and Youichi TOKUNAGA

Synopsis :

Effect of prior deformation on the martensite shear reversion mechanism of the lath martensite to austenite and the grain refining of the reversed austenite has been investigated in a metastable austenitic 14.25%Cr-10.94%Ni steel in terms of the microstructures. The steel used transforms to almost fully lath martensitic structure through 60% cold rolling at room temperature. Further cold rolling above 60% results in an additional deformation to the lath martensite. Martensite lath structures are significantly damaged on and around the slip bands and dislocation cells are formed in the damaged areas. The volume fraction of damaged areas increases with increasing deformation rate.

The lath martensite reverts to austenite abruptly with a martensitic shear between 800 K and 900 K, independing on prior deformation. The reversed austenite in the undamaged areas receives the microstructural characteristics of martensite after the reversion. Lath austenitic structure, which is constructed by austenitic laths and blocks, are formed in the undamaged areas and the traces of slip bands exist in the damaged areas of reversed austenite as a line of dislocation cells. In the undamaged areas, the lath austenitic structure recovers very slowly. Dislocation forms cell structure in the austenitic blocks and the cell structure changes to subgrains. In the damaged areas, recovery of the reversed austenite proceeds very fast and fine recrystallized austenite grains are formed along the traces of slip bands in a short time annealing. In order to obtain uniform fine austenite grains, a lot of slip bands should previously be introduced by heavy cold rolling in the lath martensitic structure.

Key words : austenitic stainless steel; deformation induced martensite; martensitic shear reversion; microstructure; dislocation; slip band; recovery; recrystallization; grain refining.

1. 緒 言

鉄鋼材料におけるマルテンサイト（以下 α' ）相からオーステナイト（以下 γ ）相への逆変態に関する研究は、 γ 粒の微細化に関連して近年数多くなされている^{1)~3)}。著者らも準安定 γ 系ステンレス鋼において加工誘起 α' を γ へ逆変態させる処理により γ 粒を超微細化させ、その耐力を 1.1 GPa まで高めることに成功している⁴⁾。

この逆変態には時間の経過とともに核の生成、成長が起こり変態が進行する拡散型と、マルテンサイト変態のように原子の拡散を伴わずに変態が進行するせん断型の

2 種類の機構がある⁵⁾が、後者の機構による粒微細化はまだ不明な点も多く完全には把握されていない。

せん断型逆変態の研究は室温で α' 相組織を有する 18Ni マルエージ鋼を中心とした Fe-Ni 系合金で主に行われており、 α' 相の組織制御にも関連するので逆変態 γ と α' の組織の関係などを中心に報告がなされている^{6)~10)}。せん断型で逆変態した γ 粒界はアサーマルな α' 変態前の旧 γ のそれと全く同一位置にあり、逆変態 γ の粒内には大量の格子欠陥による歪みを内蔵している⁸⁾。 γ 粒の微細化は、その内蔵された歪みのストアド・エネルギーを駆動力として、その後の回復・再結晶を通して起こると考えられている⁶⁾⁹⁾。

平成元年 9 月・2 年 4 月本会講演大会にて発表 平成 2 年 12 月 21 日受付 (Received Dec. 21, 1990)

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

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

*³ 九州大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Kyushu University)

一方、前加工を受けた α' から γ へのせん断型逆変態の場合の逆変態 γ 粒径は、無加工材のそれに比べより微細になる傾向がある¹⁰⁾。これは再結晶核の発生が旧 γ 粒界のみではなく、粒内全体に広がるためである⁹⁾。しかし、加工率の増加がどのように再結晶核の増加に結びつくのかまだ十分に検討されていない。

本研究では、せん断型の逆変態が起こる準安定 γ 系ステンレス鋼として 14Cr-11Ni 鋼を選定し、種々の前加工を施した場合の加工誘起 α' 相の形態とその後の逆変態組織との関係を詳細に調査し、せん断型逆変態 γ の細粒化機構を明らかにしようとするものである。

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 0.1 Pa）を用いて 1.5 kg 溶製したのち、30 mm × 50 mm × 100 mm の金型に鑄造した。本鋼種は極低炭素・極低窒素であり、その化学成分と強加工時の γ の安定度を表す Ni 当量 ($\text{Ni} + 0.35\text{Cr}$)¹²⁾ を Table 1 に示す。30 mm 厚のインゴットを 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~100 K/s である。

本供試材は強磁性の α' と常磁性の γ からなる 2 相混合組織を有するので、組織は直接磁束計法により飽和磁化を測定¹¹⁾ して定量した。なお、測定試料には 0.8 mm × 4 mm × 30 mm の板材を用いた。試料の飽和磁化 (I_S) を測定し、(1) 式から α' 量を求めた。

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

ここで I_S^* は被測定物が α' 単相状態のときの飽和磁化であり、Fe-Cr-Ni 系では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¹²⁾。

$$I_S^* (\text{Wb/m}^2) = 2.154 - 0.0304 \times (\text{Cr} + 0.5\text{Ni}) \\ (\text{Cr, Ni : mass}\%) \quad \dots\dots\dots (2)$$

組織観察には光学顕微鏡と電子顕微鏡を併用し、圧延

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

Steel	Cr	Ni	C	N	P	S	Ni _{eq.}
14Cr-11Ni	14.25	10.94	0.004	0.003	0.009	0.003	15.9

$$\text{Ni}_{\text{eq.}} = \text{Ni} + 0.35 \text{ Cr}$$

面を観察した。光顕試料の腐食液には 3% ピクリン酸アルコール溶液を用いた。電顕組織は、硫酸 20%・エチルアルコール 40%・メチルアルコール 40% の電解液中でジェット研磨法で作製した薄膜試料について、200 kV ならびに 1000 kV 透過型電子顕微鏡を用いて観察した。

機械的性質は厚さ 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（クロスヘッド速度 0.02 mm/s）を用いて常温引張試験で評価した。

3. 実験結果

3.1 加工誘起ラスマルテンサイト組織に及ぼす加工の影響

$\alpha' \rightarrow \gamma$ 逆変態を利用して結晶粒超微細化を試みる場合、まず逆変態前の組織を α' 単相にしておくことが必要である¹²⁾。Fig. 1 に 14Cr-11Ni 鋼を室温 (290 K) で加工したときの加工率と誘起される α' 量ならびに 0.2% 耐力の関係を示す。本鋼は Table 1 に示した Ni 当量 ($\text{Ni} + 0.35\text{Cr}$) の値が 16 以下¹²⁾ で室温での 90% 加工により、 γ の 90% 以上が α' 変態するようになるように調節しているが、一方 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 α' を含んでいる。これを加工すると、加工率の上昇にともない加工誘起 α' 量は増加し、加工率 60% ではほぼ α' 単相になる。この加工率までは、加工による機械的仕事量は $\gamma \rightarrow \alpha'$ の加工誘起変態に使われるが、それ以上では α' 相自体への変形にのみ費やされ、60% 以上の加工を受けた試料では 0.2% 耐力は強加工材ほど上昇している。耐力は転位密度とよい比例関係があり¹³⁾¹⁴⁾、80% ならびに 90% 加工材の加工誘起 α' 相の転位密度は、類似した成分で同様な加工条件から実験

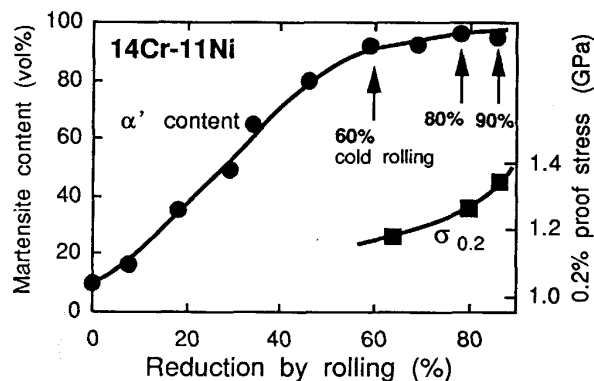
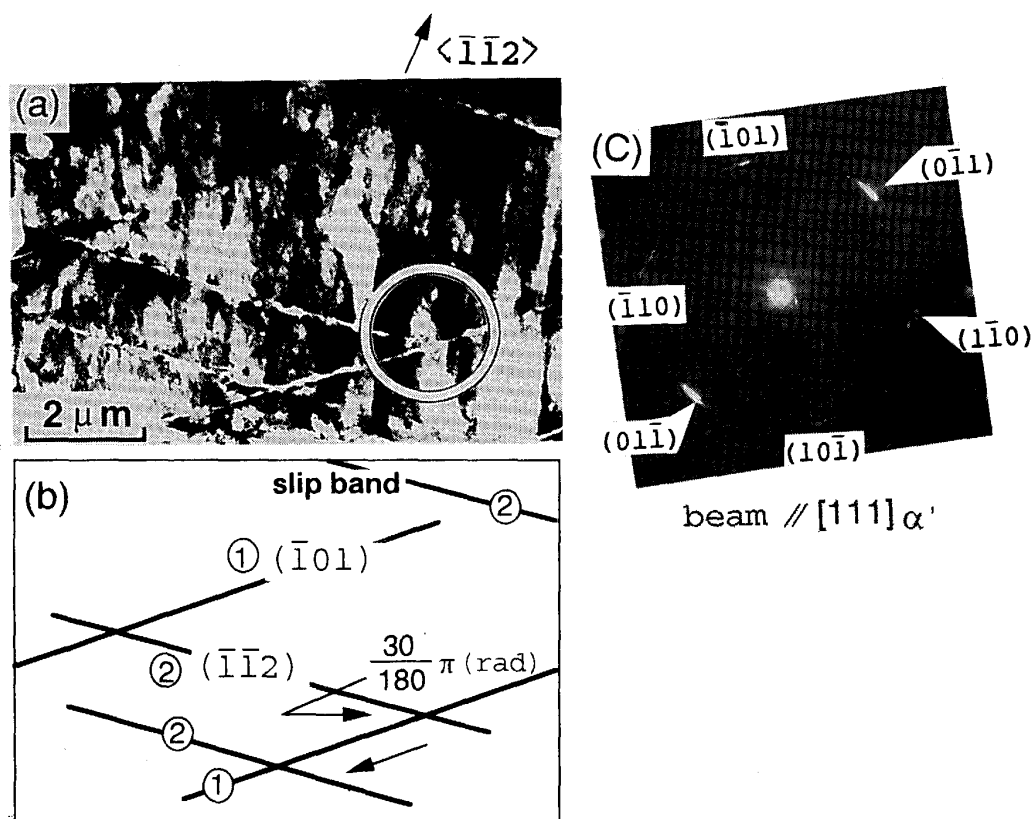


Fig. 1. Changes in martensite content and 0.2% proof stress of 14Cr-11Ni steel with cold rolling.



(a) Bright field transmission electron micrograph (b) Schematic drawing of slip bands in (a)
(c) Selected area electron diffraction pattern taken from the circle in (a)

Photo. 1. TEM microstructure of 60% cold rolled 14Cr-11Ni steel, showing slip bands induced into lath martensitic structure. Electron beam $// [111]_{bcc}$.

的に求めた成谷の関係式¹⁵⁾より算出するとそれぞれ $2.1 \times 10^{15} (\text{m}^{-2})$, $2.4 \times 10^{15} (\text{m}^{-2})$ である。ただ冷却中に生成するアサermal α' 相の転位密度は $10^{14} \sim 10^{15} (\text{m}^{-2})$ であり¹⁶⁾、それと比較した場合、必ずしも α' 相への加工により著しい転位密度の上昇がもたらされたとは言えない。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 α' 単相組織が得られる 60%, 80% ならびに 90% を選定した。

Photo. 1 は 60% 加工材の α' 組織を示す。(a)に示すようにすべり帯が長手方向に $\langle 112 \rangle_{\alpha'}$ をもつ幅 $0.5 \mu\text{m}$ 以下のラス α' 基地中を横断する形で観察される。これを模式的に示したのが (b) である。①, ②の2種類の方向を持ったすべり帯が数本走っており、いずれも $30/180 \pi (\text{rad})$ の角度で交差している。このすべり帯は加工により不均一な変形が導入されたために生じるものであり、他の合金系¹⁷⁾でもよく観察されている。これはさらに遷移帯やせん断帯などに分類されるが¹⁸⁾、ここではそのような区別はせず、広義な意味ですべり帯と定義して用いる。また、(a)の○印の制限視野から得られた (c) の回折像より、この α' 母相の試料面は

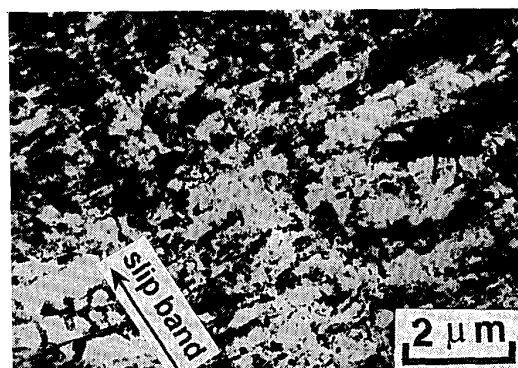


Photo. 2. TEM microstructure of 90% cold rolled 14Cr-11Ni steel, showing the microstructural change in lath martensite by the intrusion of slip bands.

$(111)\alpha'$ である。さらにこの2種類のすべり帯のもつ面は $(111)\alpha'$ に垂直な① $(\bar{1}01)$ と ② $(\bar{1}\bar{1}2)$ であり、これは bcc 構造を有する α' 相中での優先すべり面に相当する¹⁹⁾。従って、これは加工による $\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態のあと、加工誘起 α' 相中に導入されたことは明らかである。前加工率の増加はこのすべり帯の頻度を増加させる傾向に

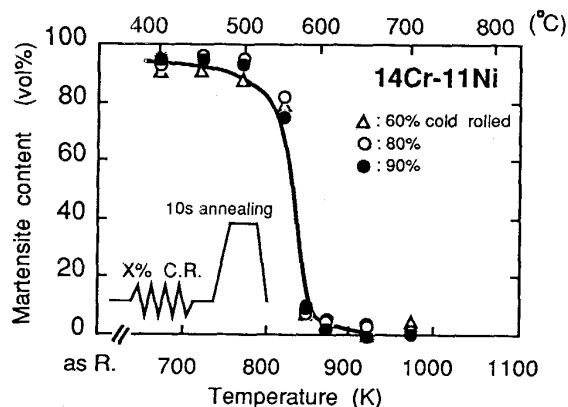


Fig. 2. Relation between martensite content and annealing temperature in previously cold rolled 14Cr-11Ni steel.

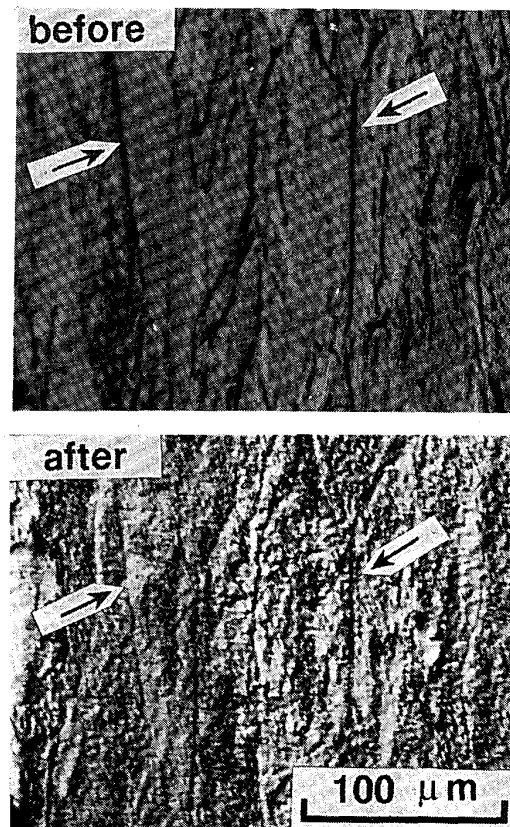
ある。Photo. 2 に 90% 加工材の組織を示すが、非常に強加工を受けているために鮮明なすべり帯はほとんど観察されなくなり、転位セルが多く形成されている。これは強加工材では、1度すべり帯が形成され変形歪みが生じた箇所に、また別のすべり帯が誘発されることで、大きな格子欠陥を生じ、その周辺の組織が乱されるためと考えられる。

このように α' 相への加工は、転位密度の上昇よりも、加工組織中ですべり帯などの不均一変形の導入の役割が大きい。

3.2 加工誘起マルテンサイトのせん断型逆変態

Fig. 2 は、室温でそれぞれ 60%、80% 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 α' 量の関係を示す。逆変態は焼鈍温度 723 K 以上で開始し、923 K ではほぼ完了している。とくに 823 K から 848 K にかけて急激に逆変態が進行し、非常に狭い温度範囲で変態が進行するせん断型逆変態の特徴を呈している。せん断型逆変態の場合、その開始温度が前加工率の影響を受けるという報告もあるが²⁰⁾、本研究ではいずれの試料でも逆変態の進行度合いはほぼ等しく、逆変態 γ 量は前加工率に依存しない。なお、以下の実験で焼鈍温度は 10 s 焼鈍により逆変態 γ 単相が得られる 923 K とした。

Photo. 3 は 60% 前加工を施した試料(a)ならびにそのあと 923 K で 10 s 焼鈍した試料(b)の同一箇所を観察した光顕組織である。(a)の加工誘起 α' 組織で、伸張した旧 γ 粒界が観察される。また、旧 γ 粒内はわん曲した筋がみられるが、これは α' のブロック・パケット境界やすべり帯に相当すると考えられる。(b)の逆変態終了直後の試料では、矢印に示すように逆変態 γ 粒界が焼鈍前の加工組織と全く同じ位置にあり、牧らがす



(a) 60% cold rolled : Showing deformation induced martensite
(b) 923 K-10 s annealed : Showing reversed austenite

Photo. 3. Optical microstructures of the same area of 14Cr-11Ni steel before and after reversion treatment.

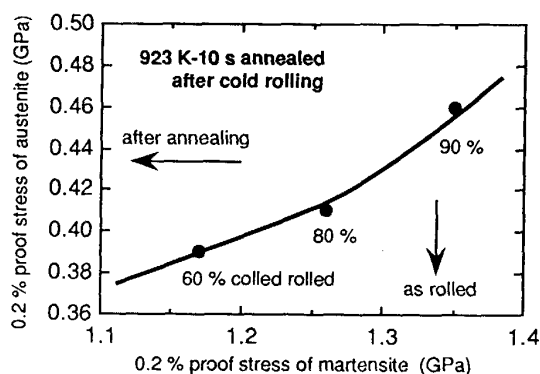
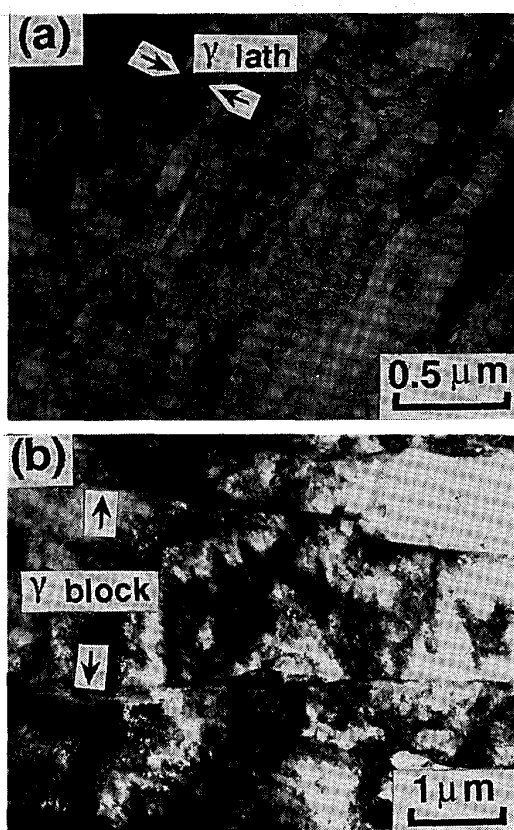


Fig. 3. Effect of pre-cold working on 0.2% proof stress of the austenite reserved from lath martensite in 14Cr-11Ni steel.

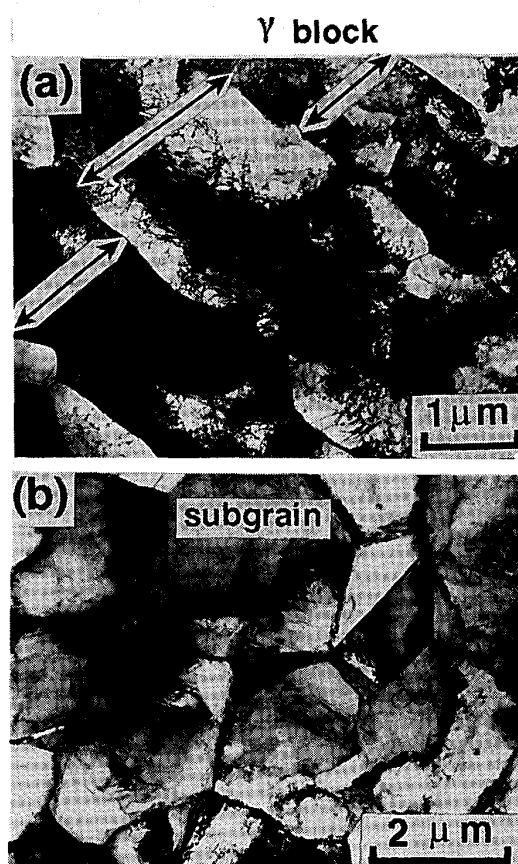
でに指摘している一種の組織記憶現象⁹⁾がみられ、せん断型逆変態の大きな特徴を示している。

Fig. 3 は各前加工材の試料について、加工材と 923 K-10 s 焼鈍材の耐力の関係を示したものである。両者は良い対応関係にあり、これは加工誘起 α' 相への加工がその後の逆変態 γ 相のミクロ組織に非常に大きな影



(a) Austenite laths (b) Austenite blocks

Photo. 4. TEM microstructures of austenite reversed from deformation induced lath martensite in 14Cr-11Ni steel annealed at 923 K for 10 s after 60% cold rolling.



(a) 10 ks annealed : Showing recovered austenite blocks
(b) 100 ks annealed : Showing subgrains in austenite blocks

Photo. 5. TEM microstructures of reversed austenite blocks in 14Cr-11Ni steel annealed at 923 K after 80% cold rolling.

響を与えていることを示唆している。

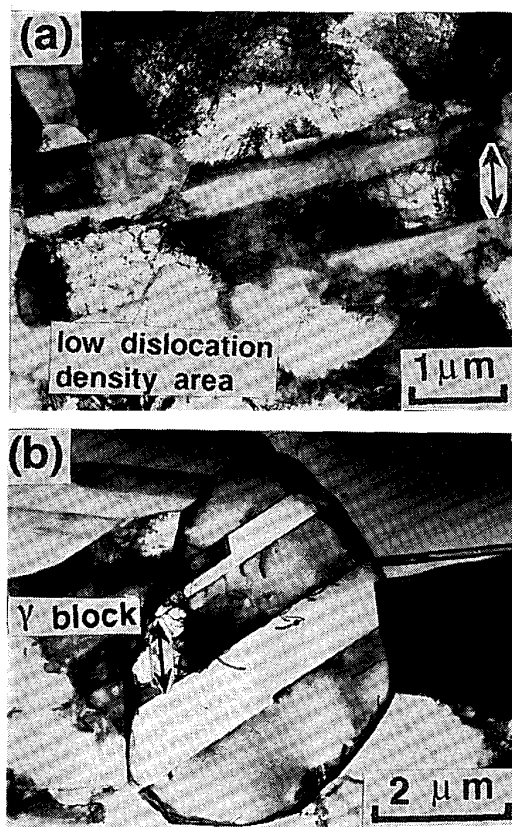
3.3 逆変態オーステナイトの回復・再結晶過程

Photo. 4 は 60% 前加工後 923 K-10 s 焼鈍空冷した試料の逆変態 γ 相の電顕組織を示す。組織内部には非常に多くの転位を内蔵し、典型的なせん断型逆変態の特徴の一つを示している。共に、形状は板状であるが、その幅はそれぞれ (a) 0.1~0.2 μm , (b) 1~2 μm と大きく異なっている。また、隣接するものとの方位関係は (a) ではほぼ等しいのに対し、(b) では全く異なっていることを制限視野回折で確認した。その大きさならびに結晶学的観点から各板状組織は α' 相でみられるラス、ブロックに非常に類似しているといえる。従って、個々の板状の逆変態 γ 組織のうち結晶方位が等しい場合は γ ラスとし、その集合体で結晶方位が異なるものを γ ブロックと定義した[†]。また、(b) ではこの γ ラスが非常に速く消失したと考えられる。

Photo. 5 は 80% 冷延後 (a) 10 ks および (b) 100 ks

焼鈍した逆変態 γ ブロックの組織である。個々のブロック ((a) の矢印) 内で、転位のセル化が起こっており、ブロック境界も粒界の移動によりわん曲している。保持時間が長くなった (b) では、 γ ブロックの境界は明確ではないが、サブグレインが形成されている。なお、一部焼鈍双晶を含む再結晶粒が観察される。Photo. 6 にさらに強加工を施した 90% 冷延材の逆変態 γ 組織を示す。10 ks 焼鈍材 (Photo. 6 (a)) の矢印で示した γ ブロックに注目すると、内部の転位は長手方向 (矢印の垂直方向) に転位密度の低い部分に向かって移動が起こっている。これは転位密度の差から生じる粒界のバルジ (張出し) 機構と同じ原理である。100 ks 焼鈍材 (Photo. 6 (b)) では、個々の γ ブロックを一つのユニットに再結晶が完了しており、これら結晶粒界は直線的な双晶境界を有している。これはブロック同士のバリエーションの組合せに、双晶関係を満足する場合がある²¹⁾ ためである。なお、これら双晶境界には焼鈍双晶として新たに形成された再結晶粒も存在する。

[†] α' 相と逆変態 γ 相でのブロック、ラスの区別を明確にするため、それぞれ α' ラス、 α' ブロックと γ ラス、 γ ブロックと定義する。



(a) 10 ks annealed : Showing recovered austenite blocks
(b) 100 ks annealed : Showing block boundaries retained within a recrystallized austenite

Photo. 6. TEM microstructures of reversed austenite blocks in 14Cr-11Ni steel annealed at 923 K after 90% cold rolling.

すべり帯が導入されたラス α' 組織での逆変態組織を Photo. 7, 8 に示す。前加工率 60% の 10 s 焼鈍材では前組織の α' 相中に導入されたすべり帯のこん跡をとどめた逆変態 γ 組織 (γ すべり帯) が γ ラスや γ ブロックを横断している (Photo. 7)。Photo. 8 の前加工率 80% の焼鈍材では γ すべり帯である白い筋に沿って、一列に逆変態 γ のセル組織 (矢印 1)、サブグレイン (矢印 2) や再結晶粒 (矢印 3) が形成され、その成長速度は他の箇所に比べ著しく大きい。

4. 考 察

せん断型逆変態で形成された γ の形態は、その後の回復・再結晶による細粒化過程から、Fig. 4 に示すような加工組織ごとに三つのタイプに分類できる。加工誘起 α' は典型的なラス α' 組織であり、 α' 相中への加工によりすべり帯が導入され、ラス組織の破壊やすべり帯での転位セルが形成される。タイプ I, II は加工組織が α' ブロックの部分であり、それぞれ全くすべり帯の影

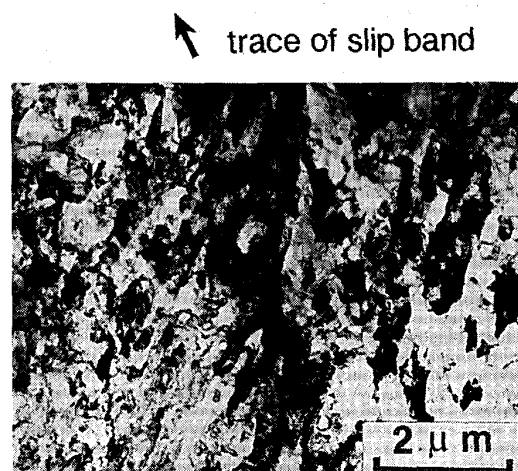
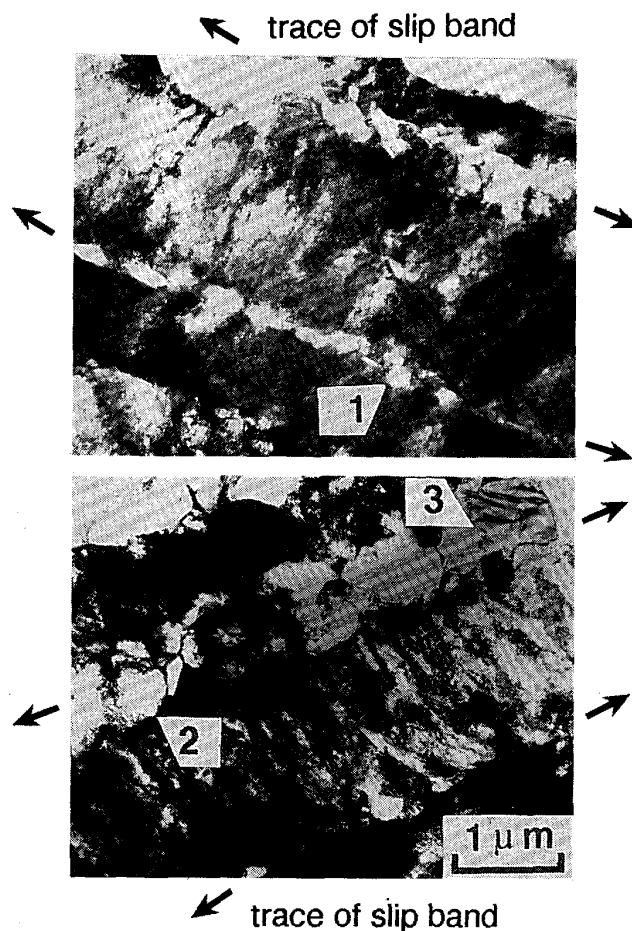


Photo. 7. TEM microstructure of traces of slip bands in reversed austenite in 14Cr-11Ni steel annealed at 923 K for 10 s after 60% cold rolling.



1 : Dislocation cell 2 : Subgrain 3 : Recrystallized grain

Photo. 8. TEM microstructural change of traces of slip bands in reversed austenite in 14Cr-11Ni steel annealed at 923 K for 10 s after 80% cold rolling.

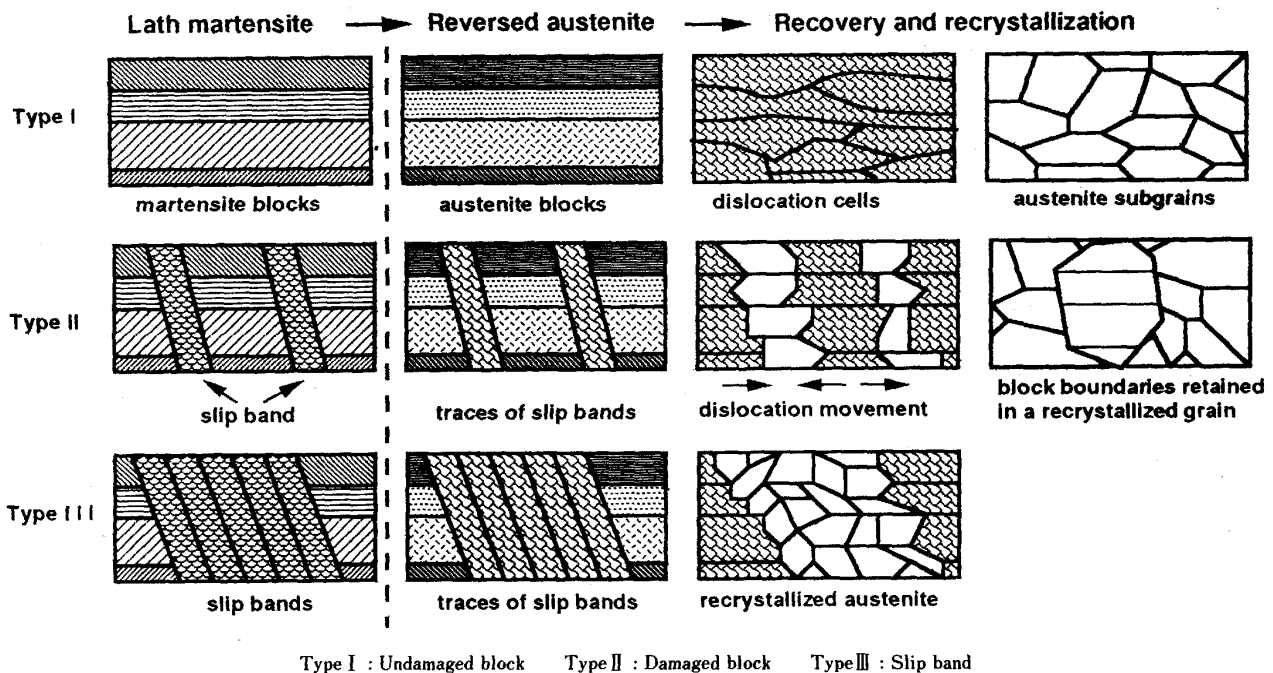


Fig. 4. Schematic illustration of the martensitic shear reversion from lath martensite to austenite and the subsequent refining process of the reversed austenite.

響を受けていない箇所と受けている箇所である。タイプⅢはすべり帯部分での過程である。

タイプⅠ、Ⅱの α' ブロック領域の逆変態直後の組織形態は、加工組織の α' 相のそれと非常に類似しており、ラスやブロックが存在する。 α' 相の組織構成は、母相 γ と生成相 α' の間でK-S関係²²⁾などの結晶方位関係に基づいて、決定される¹⁶⁾。 $(111)\gamma \parallel (011)\alpha'$ 、 $[\bar{1}01]\gamma \parallel [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]\alpha'$ を満足するK-S関係の場合には、等価なバリエーションが24とあり存在する。ラス α' 組織は微細な α' ラスにより構成され、晶へき面が等しくかつ同じ方位の α' ラスの集合がブロックに相当する¹⁶⁾。本研究でのせん断型逆変態の場合も、前組織の加工誘起 α' 相と逆変態 γ 相の間の方位関係はK-S関係を十分に満足している²³⁾。 $\alpha' \rightarrow \gamma$ 逆変態が起こる場合に、前組織の α' ブロックが一つの変態ユニットになっていると考えられる。このユニットをもとに完全な可逆的な逆変態が進行すると仮定した場合、逆変態組織は加工誘起 α' 相が誘起される前の溶体化状態の組織に対応する。しかし、実際には逆変態後の組織中に γ ブロックの境界が存在しており、これは $\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態でK-S関係に基づいて24とおりの等価なバリエーションがあるように¹⁶⁾、 $\alpha' \rightarrow \gamma$ 逆変態でも同様な組合せがあり、逆変態の場合に成立する母相 α' と γ のバリエーションは必ずしも正変態のものと同様でなく、可逆的に逆変態が進行していないことを示唆している。

逆変態直後では、 γ 組織内部には多量の転位を内蔵する。逆変態前後での転位密度の変化に関する十分な報告はこれまでにないが、栗林らはNiマルエージ鋼の $\gamma \rightarrow \alpha'$ 正変態に関して、 γ 相中の転位密度の差がそのまま変態後の α' 相に受け継がれることを指摘している⁸⁾。したがって、 $\alpha' \rightarrow \gamma$ 逆変態の場合も前組織の α' 相中に加工により導入された転位が、逆変態 γ 相に受け継がれる可能性は十分にある。さらに逆変態によるせん断歪みもせん断型 γ の内部に付加されていると考えられる。

タイプⅠでは逆変態後、焼鈍保持中に転位の再配列が起こり、一つの γ ブロックの中でいくつかの転位セルやサブグレインを形成する。このとき初期段階で γ ラス境界は消失するが、これはその粒界が小角であるため、同様な現象は低炭素鋼のラス α' の再結晶でも確認されている²⁴⁾。そして、最終的にそのサブグレインの合体で再結晶粒が形成される。これらの細粒化プロセスは加工オーステナイトの再結晶と非常によく類似している。

タイプⅢの α' 相中に導入されたすべり帯のこん跡を引き継ぐ逆変態 γ 相内(γ すべり帯)では、 γ ブロックの場所と比較して逆変態 γ の回復、再結晶が著しく早く進行する。この原因はすべり帯部分での応力集中によるストアードエネルギーの増大や転位密度の上昇が考えられる。さらに、すべり帯のこん跡が残存する箇所では再結晶の核となる転位セルやサブグレインのサイズも小



Photo. 9. TEM microstructure of fine recrystallized grains formed from the reversed austenite in 14Cr-11Ni steel annealed at 923 K for 10 s after 96% cold rolling.

さい。このように γ すべり帯の部分では再結晶粒が早く形成されるために、タイプ II のすべり帯の近くの γ ブロックでは、その影響を受けやすい。つまり、ブロック内の転位は転位密度の低い γ すべり帯からの再結晶粒に向かって移動し、すべり帯の部分の再結晶粒が γ ブロック内を成長していく。

以上、前加工率の増大が前組織の α' 相中に非常に多くのすべり帯の導入をもたらし、そのすべり帯から生成するせん断型の逆変態 γ の再結晶化が著しく早く進行し、かつその粒も微細になる傾向にある。Photo. 9 はさらに前加工率を上げた 96% 加工材を、923 K で 10 s 焼鈍した場合の逆変態 γ 組織である。全体がすでに完全な等軸状の再結晶粒からなっており、平均粒径も $0.6 \sim 0.9 \mu\text{m}$ と微細である。従って、せん断型逆変態を利用した結晶粒超微細化を試みる場合、前組織の α' 相に対しなるべく強加工を施し、タイプ III の細粒化プロセスを導入することが非常に有効である。

5. 結 言

準安定 γ 系ステンレス鋼である 14Cr-11Ni 鋼を用いて、加工誘起 α' 相から形成するせん断型逆変態 γ の機構ならびにその細粒化過程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 60% 加工で γ 相からラス組織を有する加工誘起 α' 単相に変態する。これをさらに強加工すると、 α' 相中にすべり帯や転位セルが導入され、内部組織のラスやブロックが破壊される。

(2) 加工誘起 α' から γ への逆変態は焼鈍温度 800 から 900 K で急激に起こるが、この変化は前加工率にはほとんど依存しない。せん断型で逆変態した γ 相は高密

度の転位を有し、前組織の α' 相と同様なラスやブロックならびにすべり帯のこん跡を内蔵する。前加工率の増加に伴い、すべり帯のこん跡を残す領域が増大する。

(3) ブロック状の逆変態 γ は、その内部で転位やラス状の γ を消失しながら、回復・再結晶して細粒化する。

(4) α' 相中ですべり帯が導入された場所の逆変態 γ は回復・再結晶が早く進行し、そのすべり帯のこん跡に沿って等軸の微細な再結晶粒が形成される。

(5) せん断型逆変態で形成する γ の結晶粒超微細化には前加工率を増加させて、前組織の α' 相中に多くのすべり帯を導入することが有効である。

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。また、本研究の一部は昭和 62 年度石原・浅田研究助成金によったことを付記し謝意を表します。

文 献

- 1) K. B. GUY, E. P. BULTER and D. R. F. WEST: Met. Sci., 17 (1983), p. 167
- 2) J. F. BREEDIS: Trans. Met. Soc. AIME, 236 (1966), p. 218
- 3) 荒木弘安, 平田健一, 藤村全成: 日本金属学会誌, 44 (1980), p. 1244
- 4) 富村宏紀, 永守浩樹, 高木節雄, 徳永洋一: 日本金属学会誌, 55 (1991), p. 376
- 5) 富村宏紀, 高木節雄, 徳永洋一: 鉄と鋼, 74 (1988), p. 1649
- 6) 細見広次, 芦田喜郎, 波戸 浩, 安宅 龍, 石原和範, 中村 均: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 595
- 7) 中沢興三, 河部義邦, 宗木政一: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 1795
- 8) 栗林一彦, 堀内 良: 鉄と鋼, 72 (1986), p. 2109
- 9) 牧 正志, 森本啓之, 田村今男: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 1598
- 10) 添野 浩, 黒田哲郎, 堀 正利, 田口和夫: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 220
- 11) 高木節雄, 徳永洋一, 富村宏紀: 鉄と鋼, 73 (1987), S 539
- 12) 高木節雄, 谷本征司, 富村宏紀, 徳永洋一: 鉄と鋼, 74 (1988), p. 1052
- 13) J. E. BAILEY: Phil. Mag., 8 (1963), p. 223
- 14) M. KEHOE and P. M. KELLY: Scr. Metall., 4 (1970), p. 473
- 15) T. NARUTANI: Trans. Jpn. Inst. Met., 30 (1989), p. 33
- 16) 牧 正志, 田村今男: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 852
- 17) J. L. WALTER and E. F. KOCH: Acta Metall., 10 (1962), p. 1059
- 18) 川崎宏一, 松尾宗次: 鉄と鋼, 70 (1984), p. 1808
- 19) 幸田成康: 改訂金属物理学序論 (1964), p. 150 [コロナ社]
- 20) 牧 正志, 狭間徳一, 下岡貞正, 田村今男: 材料, 24 (1975), p. 296
- 21) 飴山 恵, 牧 正志, 田村今男: 日本金属学会誌, 50 (1986), p. 10
- 22) G. V. KURDJUMOV and G. SACHS: Z. Phys., 64 (1930), p. 325
- 23) 川内祐治: 九州大学修士論文 (1990 年 3 月)
- 24) R. N. CARON and G. KRAUSS: Metall. Trans., 3 (1972), p. 2381