間再加熱すると $d\text{-hcp}$ 相だけの単相となる。これによって $\text{fcc} \rightarrow d\text{-hcp}$ の変態は非常に緩慢に進行し、変態が完了するにはかなりの時間を要することがわかった。しかし変態温度は加熱、冷却速度を変えてもほとんど変化しない。

(3) 本実験によって得られた結果は以前増本が報告した結果とはほぼ一致している。すなわち常温では $\epsilon(d\text{-hcp})$ 相は Fe が約 1~4.7% までの組成範囲[†], γ 単相はそれから約 20.5% Fe までの組成範囲, $\alpha + \gamma$ の 2 相状態はそれ以上約 22% Fe までの組成範囲で, Fe がこれより多くなると α 単相になり, Hansen らの結果とは著しく異っている。

文 献

- (1) 増本 量：金属の研究, 2(1925), 877; Sci.Repts. Tōhoku Imp.Univ., 15(1926), 449.
- (2) 増本 量：金属の研究, 2(1925), 1023; Sci.Repts.Tōhoku Imp.Univ., 15(1926), 469.
- (3) W.C.Ellis and E.S.Greiner: A.S.M.Trans., 29(1941), 415.
- (4) M.Hansen and K.Anderko: *Constitution of Binary Alloys*, McGraw-Hill, New York, (1958), 472.
- (5) 橋本字一：金属の研究, 9(1932), 57; 日本金属学会誌, 1(1937), 177.
- (6) T. Onozuka, S. Yamaguchi, M. Hirabayashi and T. Wakiyama: J. Phys. Soc. Japan, 37(1974), 687.

大きな温度勾配下における Ni の一方向再結晶*

三 浦 維 四** 浜 中 人 士**

Ishi Miura and Hitoshi Hamanaka: Unidirectional Recrystallization in Cold-Swaged Ni over a Wide Range of Temperature Gradient. Unidirectional recrystallization in cold-swaged Ni was investigated over a temperature gradient range of 140~900 K/cm. It was found that recrystallization structures depend strongly on the temperature gradient and transfer rate of the hot zone in addition to the cold-swaged reduction. Secondary recrystallized grains at high temperature gradients grew larger and longer with increased swaging reduction. Single crystals were found in the specimens cold-swaged by 81% under suitable conditions. These conditions were given by a curve drawn through the transfer rates of 0.55, 1.4 and 2.8 $\mu\text{m/s}$ and the temperature gradients of 900, 660 and 450 K/cm respectively. Primary recrystallized region became narrower and the grain size just in front of the secondary recrystallization became smaller with increasing temperature gradient. At the temperature gradient of 900 K/cm the recrystallized structure consists of highly elongated grains aligned parallel to the transfer direction, that grew directly from the deformed region. The growth process was observed up to the rate of 27.8 $\mu\text{m/s}$.

(Received July 11, 1977)

I. 緒 言

金属および合金の組織は、変態の際の界面の温度勾配および成長速度に左右されるが、組織制御のためには変態の際の熱流を制御することが必要であると考えられる。この考えはすでに凝固において、一方向凝固として取り入れられており、単結晶の作成や凝固の理論的解析、さらには复合材料の開発に役立っている⁽¹⁾⁽²⁾。

一方向組織制御は固相反応についても取り入れられるようになり、共析変態組織の一方向制御が行なわれている⁽³⁾⁽⁴⁾。固相反応において、反応の前後の結晶格子が不連続であるような界面を持って成長する場合、高い温度勾配をつけ反応界面前面において核生成の起るのを抑制し界面

の移動速度をコントロールすれば、組織制御が可能であると考えられている⁽⁵⁾。

再結晶においては、転位密度の小さい再結晶粒が、転位密度の高い変形領域に向って成長していくことが知られており、一種の不連続反応である。そこで非常に高い温度勾配をつけ結晶粒界前面に再結晶の核生成が起るのを抑制し、一定の移動速度で徐々に成長させた場合、どのような再結晶組織が得られるかは興味のあることである。

再結晶に関する研究は非常に多く行なわれてきたが、温度勾配を制御し、一定速度で再結晶を進める研究は、まだないようである。この研究においては、非常に高い温度勾配の得られる装置により、純 Ni について、一方向再結晶を

** 東京医科歯科大学医工器研究所 (Institute for Medical and Dental Engineering, Tokyo Medical and Dental University, Tokyo)

* 1976 年 10 月日本金属学会仙台大会に発表；金属組織と機械的性質の関係について (第 32 報)

試み、一方向再結晶により得られる組織について検討してみることにした。

II. 実験方法

この研究で用いた高い温度勾配の得られる装置は、先に報告した Cu-Al 合金の一方向共析変態の研究で用いたものと同一である⁽⁶⁾。一方向共析変態の場合と異なるのは、一方向共析変態が高温から低温側へ移動するのに対して一方向再結晶の場合は逆に低温側から高温側へ移動する点である。

試料は 99.97% Ni ($\text{Co} < 0.0005$, $\text{Cu} < 0.0008$, $\text{Fe} < 0.010$, $\text{S} < 0.002$, $\text{C} < 0.010$) を用いて高純度アルミナルツボ中で真空溶解を行ない 12 mm ϕ の丸棒を作った。これをスエーディングマシンにより 5 mm ϕ まで加工した。また比較のために、途中で焼鈍を繰り返し断面減少率 33%, 50% の加工試料も準備した。

これらの加工試料を高い温度勾配下で一方向再結晶するわけであるが、加熱はうず巻状に巻いた高周波コイルにより部分的に集中加熱し、そのすぐ下に水冷套を取り付け試料を水冷するという方法により高い温度勾配を得た。試料と水冷套の間はバイトンの O リングによりシールされ、水冷套中では試料表面に直接水を吹き付けるようにし冷却効果が上るように工夫されている。一方向再結晶は、試料を固定し、高周波コイルと水冷套を一緒に一定速度で水冷套側すなわち低温側に向けて移動することによって行なう。移動方向は、水冷套中で冷却された加工領域が次第に加熱帯に移行する方向であるが、一方向再結晶においては冷却部から加熱帯に移行する際の温度勾配が重要な要因である。温度勾配は高周波コイルと水冷套の間隔を調節することにより変化できる。この研究においては 140 K/cm から 900 K/cm の温度勾配について実験を行なった。実験の雰囲気は $\text{Ar}:\text{H}_2=10:1$ の混合ガス中である。

試料中の温度勾配および温度分布を知るために、予備実験において、5 mm ϕ の Ni の丸棒の中心に直径 1.7 mm ϕ 長さ 70 mm の穴をあけ、その中に外径 1.6 mm ϕ のステンレスシースされた Pt-PtR 熱電対線を挿入し、実際に実験で用いると同じような条件で高周波コイルおよび水冷套を移動し温度分布を測定した。一方向再結晶を行なう場合、加熱帯の最高温度はおよそ 1223 K 一定とした。試料の加熱部の温度の検出には、実際に一方向再結晶を行なう試料に熱電対挿入用の穴をあけるわけにいかないため、赤外線温度計を用いた。赤外線温度計の感度を調整するためには、予備実験において熱電対線を挿入した試料を用いて、各温度に対する補正曲線を求めた。

一方向再結晶した後の試料は必要部分を切断し縦割りにした断面を研摩観察を行なった。エッチングには 99% 酢酸溶液と 61% HNO_3 溶液と 1:1 に混合したものをを用い、室温で数分間エッチングした。さらに結晶方位の決定には

微小焦点 X 線マイクロラウエカメラにより個々の結晶粒の方位を決定した。

III. 実験結果

1. 予加工率の影響

高温温度勾配の下で一方向再結晶した場合について、まず試料の予加工率の影響についてみていくことにする。Photo.1 は、温度勾配およそ 900 K/cm の下で、ゾーンの移動速度 0.55 $\mu\text{m/s}$ で一方向再結晶させたときの平行断面の組織である。(a) は予加工率 33% の場合、(b) は 50% の場合、(c) は 81% の場合である。これらの組織は

Photo.1 Structures of Ni cold-swaged and unidirectionally annealed at the rate of 0.55 $\mu\text{m/s}$ at the temperature gradient of 900 K/cm. Reduction of cold-swaging are (a) 33%, (b) 50%, (c) 81%. D: unrecrystallized region, R1: primary recrystallized region, R2: secondary recrystallized region.

一方向再結晶している途中で高周波電源を切ることにより急冷したため、再結晶の進行していく様子がよくあらわれている。左側が低温側で右側にくるほど高温になっているが、左から変形領域(D)、1次再結晶領域(R1)、2次再結晶領域(R2)となっている。これらの組織を比較すると、予加工率が高くなるほど2次再結晶粒は粗大化し、移動方向に長く伸びるようになる。予加工率81%では結晶粒が半径方向全体にわたって占めるようになり単結晶として成長する。予加工率が高いからといっても高温度勾配の下で一方向再結晶すると必ずしも単結晶が得られるわけではなく、後述のように一方向再結晶組織は温度勾配およびゾーンの移動速度により大きく変化する。温度勾配 900 K/cm

の下では移動速度 0.55 $\mu\text{m/s}$ のとき単結晶が得られるため、ここに取りあげたわけであるが、高い温度勾配の下では試料の予加工率が高いほど2次再結晶粒は大きく成長する傾向がある。

2. 温度勾配とゾーン移動速度の影響

試料の予加工率が高いほど一方向再結晶に及ぼす影響が大きいことがわかり、予加工率81%の試料について、温度勾配およびゾーンの移動速度を変えて再結晶組織に及ぼす影響について調べていくことにした。

Fig.1は温度勾配およびゾーンの移動速度を変えた場合の再結晶組織について1つの図上にまとめたものである

Fig.1 Effect of the temperature gradient and heating rate to the unidirectionally recrystallized structures.

が、横軸には温度勾配を取り、縦軸には試料中の任意の点における温度上昇率(dT/dt)を取った。これは再結晶組織には温度上昇率が関係すると思われるからであり、また条件が異っても同じ温度上昇率について比較できるようにしたためである。Fig.1 中の写真は Photo.1 と同様、一方向再結晶の途中で高周波電源を切り急冷した平行断面の組織であるが、左側が低温側、右側が高温側である。写真の倍率は書いていないが試料の直径は 5 mm である。また左上の写真は温度勾配をつけない普通の方法で焼鈍した場合の組織であり、比較のために示したものである。これはおよそ 0.1 K/s の昇温速度で加熱していき、一方向再結晶の場合の加熱帯の最高温度である 1223 K まで達した後、その温度で 3.6×10^4 s 保持した後炉中冷却したものである。以下に一方向再結晶した組織についてみていくことにする。

まず温度勾配 900 K/cm の下では、移動速度 $0.055 \mu\text{m/s}$ から $55.5 \mu\text{m/s}$ の広い範囲にわたって調べた。移動速度 $0.055 \mu\text{m/s}$ と非常に遅い場合は、温度勾配が高くても 2 次再結晶領域の結晶粒の大きさは温度勾配をつけない普通の再結晶の場合とあまり変わらない。移動速度 $0.28 \mu\text{m/s}$ では、2 次再結晶粒はかなり大きく成長するようになるが、単結晶で成長するまでには至らない。移動速度 $0.55 \mu\text{m/s}$ となると 2 次再結晶により、1 つの結晶粒が試料の半径方向全体に拡がり単結晶として成長する。Fig.1 中の写真は図を見やすくするためフィルムを反転したものであり、Photo.1 (c) の写真とは白黒が逆になっている。単結晶の成長方向は $\langle 111 \rangle$ 方向が移動方向すなわち試料の軸方向とほぼ平行になっている。このような単結晶はたまたま偶然に生じるのではなく、同一条件で 5 本の試料について行なったが 2 個の結晶粒で成長したのは 1 本だけで 4 本はすべて単結晶となった。この単結晶の中にはところどころ双晶により生じた小さな双晶粒界を生じることがある。

同じ温度勾配 900 K/cm でも、移動速度 $0.83 \mu\text{m/s}$ になるともう単結晶とはならず、いくつかの結晶粒で成長するようになる。移動速度 $0.83 \mu\text{m/s}$ の場合の組織は Fig.1 の中に加えていないが、この移動速度では Photo.2 に示すように、(a) の変形領域 $\rightarrow$ 1 次再結晶 $\rightarrow$ 2 次再結晶となる場合と、(b) に示すように、2 次再結晶と考えられる部分が 1 次再結晶の領域を突き抜けて、変形組織からいきなり粗大結晶粒が成長するようになる場合とがある。(a) のように 1 次再結晶を経て 2 次再結晶粒が成長する場合はかなり大きく成長し、試料全体で 2 個ないしは 3 個の結晶粒で成長するが、(b) のように変形組織からいきなり粗大結晶粒が成長する場合は数個の結晶粒で細長く伸びるようになる。これらの細長く伸びた結晶粒は $\langle 111 \rangle$ 方向が移動方向とほぼ平行になっている。

これ以上の移動速度になると、たまに部分的に 1 次再結晶領域を生じることもあるが、Fig.1 中の組織に見られるようにほとんどすべての試料において、変形領域からい

Photo.2 Structures of Ni cold-swaged by 81% and unidirectionally annealed at the rate of $0.83 \mu\text{m/s}$ at the temperature gradient of 900 K/cm.

きなり粗大結晶粒が成長するようになる。このような組織は移動速度 $6.9 \mu\text{m/s}$ あたりまでほとんど変わらず、ただ移動速度が増大するにしたがって結晶粒が細くなるだけである。移動速度が $13.9 \mu\text{m/s}$ あたりからやや乱れた組織となるがまだ変形領域から直接粗大結晶粒が成長しており、移動方向に長く伸びている。移動速度 $27.8 \mu\text{m/s}$ となると、変形領域から直接成長する粗大結晶粒が少なくなり、移動方向に伸びた結晶粒と粒状の結晶粒の混った組織となっている。部分的にせよ変形領域から直接粗大結晶粒が成長できるのはこの移動速度が限度のようで、移動速度 $55.5 \mu\text{m/s}$ となると 1 次再結晶を経て普通の再結晶組織に見られるような等軸の 2 次再結晶粒となる。結晶粒は右側の高温側になるほど大きく成長していく。

つぎに温度勾配 770 K/cm の場合について見ていくことにする。この温度勾配では温度勾配 900 K/cm の場合に見られたような変形領域から直接粗大結晶粒が成長することは少なくなる。移動速度 $1.4 \mu\text{m/s}$ および $2.8 \mu\text{m/s}$ で一部の粗大結晶粒が変形組織から直接成長しているだけで、大部分は 1 次再結晶を経て 2 次再結晶粒が成長するようになる。しかし移動速度 $27.8 \mu\text{m/s}$ でも一部に成長方向に長く伸びた結晶粒が観察される。

温度勾配 660 K/cm となると、温度勾配の減少に伴い 1 次再結晶の領域が広がってくる。2 次再結晶に近い部分では一部の結晶粒が成長し始めているのが観察される。この温度勾配ではもう、すべての移動速度にわたって変形領域

から直接粗大結晶粒が成長することはなくなり、1次再結晶を経て2次再結晶するようになる。移動速度 $0.55 \mu\text{m/s}$ では、単結晶に近いものが得られる。しかし、きれいな単結晶ではなく、その結晶粒の中には双晶により生じたと考えられるいくつかの小さな結晶粒が含まれている。移動速度 $1.4 \mu\text{m/s}$ では、温度勾配 900 K/cm の下で移動速度 $0.55 \mu\text{m/s}$ で得られたと同じようなきれいな単結晶が得られる。ただ、先の場合と異なるのは、温度勾配の差により1次再結晶の領域の広さが大きくなっているだけである。移動速度 $2.8 \mu\text{m/s}$ となると2次再結晶粒はかなり大きく成長するが、単結晶とはならない。

温度勾配 450 K/cm となると1次再結晶領域がさらに大

のである。そこでこの破線の延長線上に近い点で一方向再結晶を試みた。Photo.3は温度勾配 140 K/cm 、移動速度 $13.9 \mu\text{m/s}$ で一方向再結晶したときの組織である。その他同じ温度勾配で移動速度 $6.9 \mu\text{m/s}$ についても調べたがこれとはほぼ同じ組織となる。この温度勾配になるともう温度勾配の影響は弱くなり、左側の低温側から右側の高温側へ向って1次再結晶を経て2次再結晶へと徐々に再結晶が進行するだけで、普通の再結晶の場合と変らなくなる。これらの場合1ヶ所での昇温速度は $0.1 \sim 0.19 \text{ K/s}$ であり Fig.1の左上の写真の場合の昇温速度 0.1 K/s と同じ程度である。この程度の温度勾配では再結晶組織に及ぼす影響は少ないが、1本の試料上に再結晶の各段階を現出させることができる。

Photo.3 Structure of Ni cold-swaged by 81% and unidirectionally annealed at the rate of $6.9 \mu\text{m/s}$ at the temperature gradient of 140 K/cm .

きくなる。それに伴い2次再結晶の領域に近づくにつれて結晶粒がしだいに大きく成長していることが観察される。移動速度 $0.55 \mu\text{m/s}$ の場合、Fig.1においての写真に見られるように1次再結晶と2次再結晶の境界がはっきりせず、移動方向に細長く伸びた結晶粒がしだいに大きく成長する場合と、また別な試料では、細長く伸びた結晶粒の後に2次再結晶と思われる大きな結晶粒が成長する場合とがある。後者の場合、結晶粒はかなり大きく成長するが、単結晶として成長するまでには至らない。移動速度 $1.4 \mu\text{m/s}$ では、1次再結晶の領域と2次再結晶の境界がはっきりしてくるが、移動速度 $0.55 \mu\text{m/s}$ の場合のように細長く伸びた結晶粒はなくなる。移動速度 $2.8 \mu\text{m/s}$ となると、2次再結晶により単結晶に近い結晶粒で成長する。この場合、先の温度勾配 900 K/cm 移動速度 $0.55 \mu\text{m/s}$ や温度勾配 660 K/cm 移動速度 $1.4 \mu\text{m/s}$ の場合のようにきれいな単結晶ではなく、結晶粒の間に小さな結晶粒がみられるが、ほぼ単結晶として成長している。移動速度 $6.9 \mu\text{m/s}$ となると、かなり大きな結晶粒が成長するが、単結晶とはならず、それ以上の移動速度になると移動速度の増大に伴い2次再結晶による結晶粒はしだいに小さくなっていく。

以上温度勾配と移動速度による再結晶組織に及ぼす影響をみてきたわけであるが、Fig.1全体をみわたすと、2次再結晶によって単結晶の得られる条件は1つの曲線上にあることが考えられる。図中の破線はこれらの点を結んだも

IV. 考 察

以上のように再結晶組織は、材料の純度が与えられた場合、試料の予加工率の他にも温度勾配および移動速度の2つの要因により大きく左右されることがわかる。再結晶においても、凝固の場合と同様に、温度勾配および移動速度の2つの要因をコントロールすることにより組織を変化させることは興味深いことである。

予加工率の影響については Photo.1 に示されているが、高い温度勾配の下では、試料の予加工率が高いほど2次再結晶粒は大きくしかも移動方向に長く伸びる傾向がある。予加工率が高くなるにしたがって再結晶粒が大きく成長するというのは、通常の再結晶の場合から考えるとむしろ逆のように思われる。通常の再結晶においては、予加工率が高くなると再結晶の核が発生する場所が増加し、これが一斉に成長を始めるため結晶粒が互いに衝突し合い、再結晶粒は小さくなると考えられる。高温度勾配下においては、結晶成長はゾーンの移動方向にのみ許されるわけであるが、結晶界面の駆動力が大きければ一旦生じた結晶は引続いて成長し大きな結晶粒となると考えられる。高温度勾配下の一方再結晶を考える場合、予加工率が高くなるほど2次再結晶の駆動力は大きくなるものと考えられる。

2次再結晶の駆動力についてはいろいろな説があるが、粒界面エネルギーによるという説が最も有力であると思われる^{(7)~(9)}。この研究においての一方再結晶においても、

2次再結晶の駆動力として1次再結晶後の粒界面エネルギーが考えられる。予加工率が高くなると1次再結晶粒は小さくなり、これに伴って界面エネルギーが増加しその後の2次再結晶の駆動力は増すと考えられる。このような結晶成長の駆動力が、各温度勾配およびゾーンの移動速度の下でFig.1に示す再結晶組織にどのように影響するかについて見ていくことにする。

まず移動速度 $0.28 \mu\text{m/s}$ 以下という移動速度の非常に小さい範囲では、温度上昇率が小さく、1次再結晶の段階での保持時間が長いので結晶成長が起り始め、部分的に2次再結晶の核にまで成長するものもあり、また界面エネルギーも減少してしまう。そのため高温部へ移行し2次再結晶の段階に入っても駆動力が小さく、全体として通常の再結晶で得られると同じような等軸の再結晶組織となってしまう。

移動速度が大きくなり温度上昇率が大きくなると、1次再結晶の段階での保持時間は短くなり、駆動力は増す。そのため2次再結晶粒は大きく成長するようになる。しかし同じ温度上昇率でも温度勾配によって1次再結晶の組織は異なるようである。Fig.1において、温度勾配 900 K/cm 、移動速度 $0.28 \mu\text{m/s}$ と温度勾配 450 K/cm 、移動速度 $0.55 \mu\text{m/s}$ の条件は同じ温度上昇率 0.025 K/s であるが、温度勾配 900 K/cm の方は細かい等軸の1次再結晶粒であるのに対して、温度勾配 450 K/cm の方は細長く伸びた結晶粒となっている。それに伴い界面エネルギーに差を生じこれがその後の2次再結晶組織に影響しているようである。

さらに温度上昇率が増すと、2次再結晶の駆動力は増し、温度勾配 900 K/cm 、移動速度 $0.55 \mu\text{m/s}$ の時2次再結晶は単結晶として成長するようになる。この条件の下ではゾーンの移動速度と再結晶の駆動力との釣合いが取れ、きれいな単結晶として成長するものと考えられる。しかし、温度勾配が異なると、前述のように1次再結晶の組織に差があり、単結晶の得られる条件は異なる。1次再結晶領域の状態を良く観察すると、温度勾配の高い場合は2次再結晶の界面付近まで細かい結晶粒であるのに対し、温度勾配が低下するにつれて1次再結晶領域内の結晶粒は2次再結晶界面に近づくにつれて若干粗大化しているのが見られる。これが、きれいな単結晶が得られる条件がFig.1の破線で示されるように、温度勾配の低下に伴い温度上昇率を増す原因であると考えられる。しかし一方向再結晶により単結晶の得られるのは温度勾配 450 K/cm あたりが限度のようで、Fig.1中の写真においても小さな結晶粒が含まれているのが観察される。

ゾーンの移動速度が増し温度上昇率が増すと、2次再結晶の界面駆動力はさらに増すことになる。この場合温度勾配が高く1次再結晶領域の幅が小さいと、2次再結晶粒は1次再結晶領域を突き抜けてしまい、よりエネルギーの高い変形領域まで達してそこから直接再結晶するようになる。

Photo.2に示した温度勾配 900 K/cm 、移動速度 $0.83 \mu\text{m/s}$ という条件は、ちょうどこの境界の条件に相当すると考えられ、ある場合には(a)のように1次再結晶を経て2次再結晶するが、またある場合には(b)のように1部の結晶粒は変形領域まで達してしまい1次再結晶を経ることなく結晶成長していくのはこのような理由によるものと考えられる。

温度勾配 900 K/cm の下ではこれ以上の移動速度となるとFig.1中の写真に見られるようにほとんどの試料で1次再結晶領域が現われることなく、変形領域から直接粗大結晶粒が成長する。しかしたまに部分的に1次再結晶領域があらわれることもある。変形領域から直接粗大結晶粒が成長するという特殊な再結晶も、ゾーン移動の最初からではなく、ゾーンの温度が所定の温度に到達するまでは一定のところに保持されるわけであるから、少なくとも最初には1次再結晶を経て2次再結晶していると考えられるが、どの段階から変形領域から直接粗大結晶粒が成長し始めるのかは不明である。このような特殊な再結晶も、温度勾配 900 K/cm の下では移動速度 $27.8 \mu\text{m/s}$ まで観察される。しかし、 $27.8 \mu\text{m/s}$ あたりが限度のようで、それ以上の移動速度ではFig.1中の写真に見られるように変形領域が1次再結晶して2次再結晶していくという通常の再結晶方法にもどる。また、温度勾配については、このような変形領域から直接粗大結晶粒が成長するという特殊な再結晶が現われるのは、 770 K/cm が限度のようである。

温度勾配 $450 \sim 660 \text{ K/cm}$ では、単結晶の得られる移動速度以上でも、かなりの移動速度にわたって通常の再結晶で得られるよりも大きい結晶粒が得られるが、温度上昇率、すなわち移動速度の増加に伴い結晶粒はしだいに小さくなっていく。

このように高い温度勾配の下での一方向再結晶は通常の再結晶では得られないような特殊な現象が現われる。さらに温度勾配と移動速度の2つの要因を変化させることにより、再結晶についていろいろな事実が判明してくるものと思われる。

V. 結 論

冷間スエージ加工した純 Ni の試料について、 $140 \sim 900 \text{ K/cm}$ の温度勾配の下で、加熱ゾーンの移動速度 $0.055 \sim 55.5 \mu\text{m/s}$ にわたって一方向結晶を試みた。この研究で得られた主な結果はおおよそつぎのとおりである。

(1) 高い温度勾配の下での一方向再結晶においては、予加工率が高くなるほど2次再結晶粒は大きく長く成長する。予加工率81%では条件が適当ならば単結晶にまで成長する。

(2) 2次再結晶により単結晶の得られる条件は、温度勾配 900 K/cm の下では移動速度 $0.55 \mu\text{m/s}$ であるが、温度勾配が 660 K/cm 、 450 K/cm と減少するにつれて移動

速度は $1.4\mu\text{m/s}$, $2.8\mu\text{m/s}$ と増加する.

(3) 温度勾配が高くなるにつれて 1 次再結晶領域の幅は小さくなる. そればかりでなく 1 次再結晶組織にも影響を及ぼし, 同じ温度上昇率でも温度勾配が高くなるにつれて 2 次再結晶直前の 1 次再結晶は小さくなる. これがその後の 2 次再結晶組織に影響を及ぼすと考えられる.

(4) 温度勾配 900 K/cm の下では移動速度 $0.83\mu\text{m/s}$ 以上になると 2 次再結晶粒は 1 次再結晶領域を突き抜け, 変形領域から直接粗大結晶粒が成長するようになる. このような結晶成長は移動速度 $27.8\mu\text{m/s}$ あたりまで観察される. またこのような結晶成長は温度勾配 770 K/cm 以下では見られなくなる.

終りに本研究を進めるにあたり, 実験に協力された当時東海大学生 笹本文彦君に深く感謝の意を表します.

文 献

- (1) J.D.Livingston: Mater. Sci. Eng., **7**(1971), 61.
- (2) 三浦維四: 金属複合材料, 材料科学シリーズ 5, 共立出版, (1973), 123.
- (3) G.F.Bolling and R.H.Richman: Met. Trans., **1**(1970), 2095.
- (4) F.M.A.Carpay: Acta Met., **18**(1970), 747.
- (5) E.Hornborgen: Met. Trans., **3**(1972), 2717.
- (6) 浜中人士, 高橋和子, 三浦維四: 日本金属学会誌, **38**(1974), 1096.
- (7) K.T.Aust and J.W.Rutter: *Recovery and Recrystallization of Metals*, L.Himmel Ed., John Wiley & Sons, (1963), 131.
- (8) 阿部秀夫: 再結晶, 材料科学シリーズ 2, 共立出版, (1969), 113.
- (9) J.Byrne: *Recovery Recrystallization and Grain Growth*, (1965), Macmillan; 小原嗣朗訳: 回復および再結晶, 丸善, (1968), 101.

17Cr ステンレス鋼の熱延集合組織の特徴とそれが冷延焼鈍集合組織に及ぼす影響

宮地 博文* 渡辺 敏* 金子良一**

Hirofumi Miyaji, Satoshi Watanabe and Ryôichi Kaneko: The Hot-Rolled Texture and Its Effect on the Cold-Rolled and Annealed Textures in 17Cr Stainless Steel Sheets. It is the purpose of this study to investigate the possibility of controlling the texture of 17Cr stainless steel sheet to the $\{100\}\langle 011\rangle$ type which is proposed to be appropriate for a canned motor. The characteristics of the textures were studied on the hot-rolled sheet, which did not recrystallize during the hot-rolling process, and on the same sheet after annealing. The variation of texture in the cold-rolling and annealing processes was studied, paying particular attention to the differences in the initial orientation.

The results are as follows:

- (1) The texture of the as-hot-rolled sheet consists of a strongly developed $\{100\}\langle uvw\rangle$ orientation, whereas that of the annealed sheet is nearly random due to recrystallization.
- (2) The $\{100\}\langle uvw\rangle$ texture component rapidly decreases with cold-rolling and reduction. The cold-rolling recrystallization textures of 70% cold-rolled sheets mainly consist of the $\{100\}\langle 011\rangle$ component.
- (3) A canned motor with a sheet having the $\{100\}\langle 011\rangle$ texture shows high efficiency.

(Received July 15, 1977)

I. 緒 言

近年キャンドモータと呼ばれるモータに集合組織制御された薄板を適用すると, その特性を改善することができる⁽¹⁾. キャンドモータとは, モータを高温高圧状態であったり, 腐食性を有して, しかも漏洩をまったく許さない気体や液体のポンプに使用する場合や単にモータの固定子巻線や鉄心などを防護する目的で, 固定子と回転子とのすきまに薄肉円筒状の板(キャン)をはめ込んで密閉し, 外気などを遮断したモータのことである. 一

般に板をモータにはめ込むと, 磁氣的すき間が増大するため誘導モータの効率, 力率その他の諸特性が低下する. そこで板と磁力線の方向との関係から, 板面法線方向(以下 N.D.)に磁化容易軸が, また円周方向には磁化困難軸がそれぞれ向いた集合組織を持つ薄板を用いれば, 主磁束を直接強めるだけでなく, 側路的磁束の発生を困難にするという二重の効果により, 磁気特性の優れたキャンドモータを提供できる⁽¹⁾.

17Cr 鋼をこの目的に使用する場合は, N.D.が $\langle 100\rangle$ 方位で円周方向が $\langle 011\rangle$ 方位の $\{100\}\langle 011\rangle$ 型集合組

* 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals, Tokyo)

** 株式会社前川製作所 (Mayekawa MFG.Co., Ltd., Tokyo)