Fe-Ni-(C) 合金における加工オーステナイトおよび 逆変態オーステナイトの再結晶挙動*

牧 正志** 中川 忍*** 田村 今男**

Recrystallization Behavior of Austenite Cold Rolled or Formed by the Reverse
Martensitic Transformation in Fe-Ni-(C) Alloys

Tadashi Maki**, Shinobu Nakagawa*** and Imao Tamura**

Recrystallization behavior of austenite cold rolled or formed by the $\alpha' \rightarrow \gamma$ reverse martensitic transformation was investigated using Fe-33Ni, Fe-35Ni and Fe-25Ni-0.4C austenitic alloys. The main results obtained are as follows.

(1) In the case of Fe-35Ni alloy in which slip deformation occurs by cold rolling of 20~80%, recrystallized grains are preferentially formed along the austenite grain boundaries. The number of recrystallized grains formed along austenite boundaries increases with increase in the amount of prior deformation. When specimens were slightly deformed by 20%, the recrystallization also occurs by the bulging mechanism of existing austenite grain boundaries.

(2) The Fe-25Ni-0.4C alloy is deformed not only by slip but also by twinning when cold rolled by 50%. In such a case, many recrystallized grains are preferentially formed at the intersections of deformation twins within austenite grains. Because of such a preferential nucleation at deformation twins, austenite grain size after recrystallization in Fe-25Ni-0.4C becomes much smaller than that in Fe-35Ni.

(3) The Fe-33Ni martensite which are formed by subzero cooling to 77 K transforms to austenite by shear mechanism during heating. Reversed austenite boundaries correspond to prior austenite boundaries before heating. Recrystallized grains are preferentially formed along grain boundaries of reversed austenite. The number of recrystallized grains in the reversed austenite are very few. Therefore, the austenite grain refinement by recrystallization is not observed in the case of reversed austenite in Fe-33Ni alloy.

(4) When the Fe-25Ni-0.4C martensites which are formed by subzero cooling to 77 K are heated up above the A_f temperature, the reversed transformation occurs mainly by the shear mechanism, but partly by the diffusional process because of the rapid carbide formation in martensites on heating. In this case, fine austenite grains which are formed by the diffusional transformation are observed within reversed austenite grains, in addition to the few recrystallized grains at the reversed austenite grain boundaries.

(Received May 2, 1980) J. Japan Inst. Metals, Vol. 44, No. 10 (1980), pp. 1164~1170

I. 緒 言

鉄鋼材料における冷間加工材の再結晶に関しては、軟化、結晶粒微細化や集合組織の制御などの観点から多くの研究がなされているが、そのほとんどはフェライト(α)またはフェライト・パーライト鋼を対象としたものであり、オーステナイト(γ)系高合金鋼の再結晶に関する研究は比較的少ない。近年、耐熱鋼、耐食鋼、非磁性鋼などとして γ 鋼に対する関心が高まってきた。 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態のない γ 鋼の結晶粒微細化法としては、再結晶を利用するのがほとん

ど唯一の手段である。それゆえ、種々な γ 鋼につき、その再結晶挙動に関するより多くのデータの蓄積が望まれる。

本研究は、 γ 鋼の基本的合金系のひとつである Fe-高 Ni および Fe-高 Ni-C 合金についての再結晶挙動を、主に金属組織学的観点から研究したものである。著者らのひとり⁽¹⁾⁽²⁾は、以前に、Fe-Ni γ 合金では室温加工での変形がすべりのみでおこるのに対し、Fe-Ni-C γ 合金では室温加工によりすべりと同時に双晶変形がおこることを明らかにした。本研究の第1の目的は、すべり変形のみがおこる Fe-35Ni 合金を用い、再結晶挙動におよぼす前加工度

** 京都大学工学部金属加工学教室 (Department of Metal Science and Technology, Faculty of Engineering, Kyoto University, Kyoto)

*** 京都大学大学院、現在：伏見工業高等学校 (Graduate School, Kyoto University, Kyoto. Present address: Fushimi Technical High School, Kyoto)

* 1979年4月日本金属学会東京大会に一部発表

の影響を明らかにすること, および Fe-25Ni-0.4C 合金を用い, 加工により導入される変形双晶が再結晶挙動にどのような影響をおよぼすかを明らかにすることである. 室温で γ 組織である Fe-高 Ni-(C) 合金は, その組成が適当であればサブゼロ処理によりマルテンサイト(α')組織となる. このような α' は再加熱すると比較的低温でマルテンサイト的に $\alpha'\rightarrow\gamma$ 逆変態がおこり, 逆変態 γ 組織へと変化する. 逆変態 γ はマルテンサイトのなシア機構により生成するため, 高密度の転位を含んでおり, 加工組織と類似した組織となっている^{(3)~(5)}. それゆえ, 逆変態 γ をさらに高温に加熱すると再結晶をおこすことは知られている^{(6)~(8)}が, 詳細な研究は少ない. 本研究の第2の目的は, 逆変態 γ の再結晶挙動の金属組織学的特徴を明らかにし, 冷間加工材の場合と比較することにある.

II. 実験方法

本研究に用いた試料は高周波真空溶解により溶製した Fe-33Ni, Fe-35Ni および Fe-25Ni-0.4C 合金であり, その化学組成を Table 1 に示す. Table 1 には電気抵抗変化(冷却および加熱速度 2K/s)より決定した M_s , A_s , A_f 点を参考のため併せて示してある. いずれの合金とも室温で γ 単相である. 20 kg インゴットを熱間鍛造, 均一化のち, 熱間圧延, 冷間圧延により 3~5 mm 厚の板材とした. Fe-35Ni は 1473 K, Fe-33Ni および Fe-25Ni-0.4C は 1373 K で各 3.6 ks 真空中にて加熱し, 溶体化処理をおこなった. このときに得られた γ 粒径は Fe-33Ni で 96 μm , Fe-35Ni で 246 μm , Fe-25Ni-0.4C で 383 μm であった. 加工 γ の再結晶挙動の研究のためには, 溶体化 γ を室温にて 50% 圧延を施したのち, 673~1473 K の間の様々な温度にそれぞれ 1.8 ks 加熱後水冷した. なお, Fe-35Ni については, 前加工度の影響を調べるために前加工度を 20% と 80% としたものについてもおこなった. いずれの合金でも, 圧延により α' は生成していないことを組織観察により確認した. 逆変態 γ の再結晶挙動の研究のためには, Fe-33Ni および Fe-25Ni-0.4C を用い, 先と同じ溶体化処理後, 液体窒素中に 1.8 ks 保持のサブゼロ処理をおこない α' を生成させた. これらを A_f 点以上の様々な温度にそれぞれ 1.8 ks の加熱保持をおこない水冷した. 所定の保持温度までの加熱速度は, 冷間加工材, サブゼロ処理材ともに約 30 K/s であった. これら各熱処理をおこなった試片について, 圧延面に平行な面での組織を光学顕微鏡により観察した. 光頭用腐食液として, Fe-Ni 合金では

HF 5 cm³ + H₂O₂ 10 cm³ + H₂O 85 cm³, Fe-Ni-C 合金では Na₂S₂O₅ 35 g + H₂O 65 cm³ を用いた. 硬さ測定はビッカース硬度計(荷重 196 N)によりおこなった. さらに γ 粒径の測定は光頭写真を用い線分法によりおこなった.

III. 実験結果および考察

1. 加工オーステナイトの再結晶挙動

(1) Fe-35Ni オーステナイトの再結晶におよぼす前加工度の影響(加工によりすべりのみがおこる場合)

Fig. 1 は室温にて 20%, 50%, 80% 圧延した Fe-35Ni γ 加工材を種々な温度で各 1.8 ks 保持したときの硬さ変化を示す. 本合金は, いずれの前加工度でも変形はすべりのみでおこり, 80% 圧延でも加工誘発 α' の生成は認められなかった. 加工前の溶体化 γ の硬さは Hv 117 であり, 前加工度が増すにつれて硬化量が増している. 加熱により, わずかの軟化後, 再結晶によって急激に軟化する. 後述するような組織観察により決定した再結晶粒が認められる最低の加熱温度(保持時間 1.8 ks)は Fig. 1 に R_s で示したように, 20% 圧延材で 873 K, 50% 圧延材で 823 K, 80% 圧延で 798 K であった. また再結晶完了温度は 20% 圧延材で 973 K, 50% および 80% 圧延材では 873 K であり, 再結晶温度域は前加工度増大とともに低温側へ移行する.

Photo. 1 は Fe-35Ni 合金の前加工度が異なる場合の再結晶進行途中の様相を示す光頭組織である. いずれの組織も Fig. 1 での再結晶による大きな硬さ低下がおこっている

Fig.1 Effect of heating temperature (1.8 ks holding) on the room temperature hardness of austenite cold rolled by 20, 50 and 80% in Fe-35Ni alloy. R_s indicates the lowest temperature at which the recrystallized grains were detected with metallographic observations.

Table 1 Chemical compositions (in mass %) and transformation temperatures (M_s , A_s and A_f) of alloys used.

Designation	C	Si	Mn	P	S	Ni	Fe	M_s /K	A_s /K	A_f /K
Fe-33Ni	0.001	0.004	0.005	0.003	0.002	33.06	bal	163	468	703
Fe-35Ni	0.01	<0.01	0.005	0.003	0.002	35.30	bal	<77	—	—
Fe-25Ni-0.4C	0.36	0.02	0.01	0.002	0.007	24.54	bal	213	713	803

る段階に対応するものである。前加工度が20%と小さい場合には、Photo.1(a)の↑で示すように γ 粒界に比較的小さい再結晶粒が観察されると同時に、元の γ 粒界が↑で示したように大きく張出した領域が多く観察されるのが特徴である。それゆえ、Fe-35Ni γ の20%圧延材の再結晶は、粒界近傍での新しい粒のいわゆる核生成による再結晶と、粒界の張出しによる再結晶の2つの機構が共存するものと考えられる。Beckら⁽⁹⁾はAlの再結晶の研究において、前加工度が小さい場合(約40%圧延以下)には元の粒界の張出し機構による再結晶が顕著におこることを報告している。Photo.1(a)の粒界張出しは彼らの示した組織と類似している。50%圧延材(Photo.1(b))では、20%圧延材でみられたような γ 粒界の大きな張出しは認められず、 γ

粒界近傍に細かい再結晶粒が密に生成している。その再結晶粒の数は20%圧延材に比べて多い。粒界近傍での優先生成後、それらの粒に接して次々と新しい再結晶粒が生成されコロニー状を呈する。コロニー状領域が γ 粒内へ進展していくことにより再結晶が進行していく。一方、80%圧延材でもPhoto.1(c)に示すように再結晶粒は γ 粒界近傍に優先的に生成する傾向があるが、同時に粒内にも孤立した多くの再結晶粒が生成しているのが50%圧延材と異なる点である。結晶粒界近傍が新しい再結晶粒生成の優先場所になることは良く知られている⁽¹⁰⁾。Photo.1に示したように、粒界近傍で優先生成した再結晶粒は加工度が増すほど密に細かく生成するようになる。なお、本研究に用いたFe-Ni合金には点状の非金属介在物が存在しているが、Photo.1から明らかなように本研究の場合、これらが再結晶粒生成にはほとんど影響をおよぼしていない。

(2) Fe-25Ni-0.4C オーステナイトの50%圧延材の再結晶挙動(加工により変形双晶が導入される場合)

Photo.2はFe-25Ni-0.4Cの溶体化 γ (Photo.2(a))および50%圧延後の光顕組織(Photo.2(b))である。50%圧延材では γ 粒内に多くの帯状を呈する変形双晶が認められ、すべりと同時に双晶変形がおこるのが先のFe-35Niの場合と異なる。このような帯状組織が薄い板状の変形双晶の集合体であることは、著者らのひとり⁽¹¹⁾により透過電顕組織観察および電子線回折により確認されている。なお、

Photo.1 Optical micrographs of partially recrystallized structure in cold rolled Fe-35Ni austenite. Etchant: HF 5 cm³ + H₂O₂ 10 cm³ + H₂O 85 cm³.

- (a) 20% rolled → 923 K, 1.8 ks
- (b) 50% rolled → 833 K, 1.8 ks
- (c) 80% rolled → 823 K, 1.8 ks

Photo.2 Optical micrographs of (a) solution-treated austenite and (b) deformed austenite cold rolled by 50% in Fe-25Ni-0.4C alloy. Etchant: Na₂S₂O₅ 35g + H₂O 65 cm³.

本合金では20%圧延では変形双晶はほとんど観察されず、それ以上の加工度になると加工度が増すにつれて変形双晶の数が増す。Fe-25Ni-0.4Cの γ には焼鈍双晶が比較的多く観察され(Photo.2(a))、その発生ひん度がFe-35Ni(Photo.1)に比べ大きいことや、変形双晶がおこることになることから、Fe-Ni合金にCを添加することにより γ の積層欠陥エネルギーが小さくなるものと思われる。

50%圧延により変形双晶が導入された場合の再結晶進行途中の光頭組織を**Photo.3**に示す。再結晶粒は γ 粒の内部に細かく生成しており、 γ 粒界での優先生成がおこるFe-35Niの場合(Photo.1(b))と異なる。なお、Photo.3(b)の高倍率写真より明らかなように、再結晶粒は変形双晶の交叉部に生成しやすい傾向がある。このように、加工により導入された変形双晶とくにその交叉部、もしくはその近傍は再結晶粒の優先生成場所として非常に有効に作用することが明らかになった。再結晶が進行すると、 γ 粒界近傍での再結晶粒生成も認められるようになるが、その傾向は弱い。

Fe-25Ni-0.4Cの50%圧延材を種々な温度でそれぞれ1.8 ks保持したのちの硬さ変化を、すべりのみで変形がおこるFe-33Ni、Fe-35Niの50%圧延材の結果と併せて**Fig.2**に示す。溶体化 γ の硬さはいずれの合金もHv120前後とほぼ同じであったが、Fe-25Ni-0.4Cの方がFe-Niに比べ50%圧延後の硬さ上昇量が大きく、加工硬化が大

Photo.3 Optical micrographs of partially recrystallized structure in Fe-25Ni-0.4C austenite cold rolled by 50% and then heated at 873 K for 1.8 ks. Etchant: $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_8$ 35 g + H_2O 65 cm^3 . (a) low magnification, (b) high magnification

きい。いずれの場合でも、再結晶粒の生成は823 Kから認められる。ただし、再結晶完了温度はFe-33Ni、Fe-35Niでは約873 Kであるのに対し、Fe-25Ni-0.4Cでは約1023 Kと高温側にある。

2. 逆変態オーステナイトの再結晶挙動

(1) 逆変態 γ の再結晶による硬さ変化

Fe-33NiおよびFe-25Ni-0.4Cを液体窒素中にサブゼロし α' 組織にした試片を、種々な温度で1.8 ksの加熱保持したのちの硬さ変化を**Fig.3**に示す。77 Kのサブゼロ処理により生じた α' 量をX線ディフラクトメーターにより測定した結果、Fe-33Niで約85%、Fe-25Ni-0.4Cで約90%の α' が生成していた。サブゼロ処理後の硬さは、Fe-33NiでHv210、Fe-25Ni-0.4CでHv478であった。Ar点以上の温度まで加熱したときの組織は、 α' から生じた逆変態 γ と、加熱前のサブゼロ処理で残留していた約10~15%の残留 γ から成っている。その硬さはFe-33NiでHv175、Fe-25Ni-0.4CでHv192であり、溶体化 γ (Hv約120)より硬い。 $\alpha' \rightarrow \gamma$ 変態が無拡散型変態によりおこる

Fig.2 Effect of heating temperature (1.8 ks holding) on the room temperature hardness of austenite cold rolled by 50% in Fe-33Ni, Fe-35Ni and Fe-25Ni-0.4C alloys.

Fig.3 Effect of heating temperature (1.8 ks holding) on the room temperature hardness of reversed austenite, starting with martensite in Fe-33Ni and Fe-25Ni-0.4C alloys.

場合、逆変態 γ は多くの格子欠陥を含み、溶体化 γ に比べて強度が大きいことはよく知られている⁽⁵⁾⁽⁶⁾⁽⁸⁾。加熱温度の上昇とともにわずかに軟化し、その後再結晶がおこると急激に軟化している。組織観察により再結晶粒が認められた最低温度および再結晶完了温度は、Fe-33Ni で 873 K および 973 K, Fe-25Ni-0.4C で 1123 K および 1173 K であり、後者の方が再結晶温度域が高温側にある。

(2) Fe-33Ni 合金の逆変態オーステナイトの再結晶組織

Photo.4 は Fe-33Ni 溶体化材を液体窒素でのサブゼロ処理により生成した α' 組織およびそれを Ar 点以上の種々な温度に加熱したときの光顕組織の例を示す。77 K でのサブゼロ処理により、約 85% のレンズ状 α' が生成した

Photo.4 Optical micrographs of Fe-33Ni alloy. Etchant: HF 5 cm³ + H₂O₂ 10 cm³ + H₂O 85 cm³. (a) subzero cooled to 77 K (lenticular martensite) (b) and (c) subzero cooled to 77 K → heated at 923 K for 1.8 ks (partially recrystallized structure of reversed austenite)

(Photo.4(a)). この組織を Ar 点以上の 923 K まで約 30 K/s の加熱速度で加熱し、1.8 ks 保持により逆変態 γ が一部再結晶を開始したときの組織を Photo.4(b), (c) に示す。Photo.4(b), (c) で白く観察される粒が再結晶粒であり、黒っぽく腐食されているのが逆変態 γ である。無拡散型 $\alpha' \rightarrow \gamma$ 逆変態の場合、 α' はほとんどが元の方位の γ に変態し⁽⁶⁾⁽¹¹⁾、逆変態完了後の γ 粒界は加熱前の α' 組織での旧 γ 粒界と同一である。逆変態 γ 粒内に α' のこん跡のような組織が観察されるが、 γ 単相であることはX線によっても確認した。Fe-高 Ni 合金の $\alpha' \rightarrow \gamma$ 逆変態が無拡散型変態によりおこった場合、逆変態 γ 中に元の α' 組織に対応するこん跡(ghost image)が観察されることはすでに報告されている⁽⁶⁾。Photo.4(b)にみられるように、再結晶粒は逆変態 γ の粒界から生成し、粒内へと不規則な形状を呈して成長したようにみえる。逆変態 γ の再結晶の初期には、このような一方側の粒内のみへ成長している再結晶粒がしばしば観察されるのが特徴である。このような再結晶粒は、いわゆる粒界の張出し機構による再結晶の特徴⁽⁹⁾⁽¹²⁾を呈しているように思われるが、その詳細は明らかではない。Photo.4(c)は(b)と同じ試片の別な視野で、再結晶がより進行した状態の組織を示す。再結晶 γ 粒は界面が不規則な凹凸状を呈しており、いくつもの逆変態 γ 粒を侵食して大きく成長している。再結晶粒の数が非常に少ないのが特徴である。なお、Fe-高 Ni の逆変態 $\alpha' \rightarrow \gamma$ (無拡散型変態)の際、 α' の大部分は元の方位にもどるが、方位の異なる小さな領域(母相の γ と双晶の関係になる場合が多い)が局部的に island 状に形成されるという報告がある⁽³⁾⁽⁶⁾⁽¹¹⁾⁽¹³⁾。本研究では、そのような微細な island 状の γ 領域を明らかに認めることはできなかったが、たとえ存在していたとしても、それらは再結晶には重要な役割を演じないものと思われる。

(3) Fe-25Ni-0.4C 合金の逆変態オーステナイトの再結晶組織

Photo.5 は Fe-25Ni-0.4C 溶体化 γ を液体窒素中へサブゼロ処理したときに生じた α' 組織およびそれを Ar 点以上の種々な温度に加熱したときの組織を示す。サブゼロ処理により約 90% のレンズ状 α' が生成し(Photo.5(a))、これを Ar 点以上の 923 K で 1.8 ks 保持したときの逆変態 γ を Photo.5(b)に示す。Fe-33Ni(Photo.4)と同様に、逆変態 γ 粒内に α' のこん跡(ghost image)が観察される。さらに全面に細かい粒状組織が認められるが、これらは加熱時に α' 中に生成した炭化物が逆変態 γ 中に未溶解のまま残り残されたものであろう⁽¹⁴⁾。逆変態 γ の粒界は加熱前の旧 γ 粒界と同一であり、この場合も Fe-33Ni と同様に α' の大部分はほぼ元の γ の方位にもどる。このような逆変態 γ を 1123 K で 1.8 ks の加熱保持により、Photo.5(c)の↑で示すように微細な粒が逆変態 γ 粒内に認められるようになる。このような細かい粒は逆変態 γ 粒内のいた

Photo.5 Optical micrographs of Fe-25Ni-0.4C alloy. Etchant : $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ 35 g + H_2O 65 cm^3 .

- (a) subzero cooled to 77 K (lenticular martensite)
- (b) subzero cooled to 77 K → heated at 923 K for 1.8 ks (reversed austenite)
- (c) subzero cooled to 77 K → heated at 1123 K for 1.8 ks
- (d) subzero cooled to 77 K → heated at 1143 K for 1.8 ks.

るところに観察されるが、元の α' 晶に対応するように列状に生成する傾向がある。一方、Photo.5(c)の↑で示したように、逆変態 γ 粒界に再結晶 γ 粒の生成が認められる。加熱温度がより高くなると、Photo.5(d)のように逆変態 γ 粒界近傍での再結晶粒の増加、成長がおけると同時に、矢印で示したように粒内で生成した微細粒の成長がおこる。

Photo.4 および 5 を比較して明らかなように、Fe-33Ni の逆変態 γ はその後の加熱によって γ 粒界近傍に再結晶粒が生成し、それが大きく成長するのに対し、Fe-25Ni-0.4C の場合は γ 粒界近傍での再結晶粒生成と同時に、逆変態 γ 粒内での微細粒生成がおこることが相違点である。この相違は $\alpha' \rightarrow \gamma$ 逆変態の機構と関連しているものと思われる。つまり、Fe-25Ni-0.4C の場合、加熱時に α' で急速な炭化物の生成がおこるため α' マトリックスに固溶した炭素量はきわめて少なくなり、Ni 量が 25% と Fe-33Ni に比べて少ないので α' マトリックスの逆変態温度がより高温側へ移行することになる。つまり、Fe-33Ni に比べ Fe-25Ni-0.4C は逆変態が高温でおこるようになるので、逆変態相の一部は拡散型変態によって α' 晶内に生成する可能性が大きくなる。実際、Apple と Krauss⁽¹⁴⁾ は、Fe-高 Ni-C 合金の $\alpha' \rightarrow \gamma$ 逆変態機構におよぼす加熱速度の影響について研究し、超急熱をおこなわない限り、逆変態 γ の一部は拡散型変態によりおこることを示している。それ

ゆえ、Photo.5(c)の↑で示したような Fe-25Ni-0.4C の逆変態 γ 粒内に認められる微細粒は、逆変態後の再結晶により形成されたものではなく、逆変態時に拡散型変態により生じた微細 γ 粒(これは無拡散型で生じた周囲の逆変態 γ とは方位が異なる)がその後のより高温での加熱保持によって成長したものと考えられる。

3. 加工および逆変態オーステナイトの再結晶粒径

本研究により得られた加工 γ および逆変態 γ の再結晶完了直後の γ 粒径($\bar{D}$)を Table 2 にまとめて示す。先に示した再結晶粒の生成機構や優先生成場所の変化に対応して $\bar{D}$ も変化している。変形がすべりのみでおこる Fe-35Ni の加工 γ では、加工度が大きくなるほど再結晶 γ 粒径が小さくなる。粒界張出し機構による再結晶が一部おこる 20% 圧延材では、再結晶による微細化効果は小さい。加工によりすべりと同時に変形双晶が導入される Fe-25Ni-0.4C の 50% 圧延材では、変形双晶、とくにその交叉部が再結晶の優先生成場所となり、粒内に比較的均一に核生成がおこるので極めて微細な γ 粒となり、粒界近傍で優先的に再結晶がおこる Fe-35Ni 50% 圧延材に比べて微細化効果が著しく大きい。

一方、Fe-33Ni の逆変態 γ の場合は、粒界近傍に再結晶粒が優先的に生成するがその数が極めて少ないために、

Table 2 Recrystallized austenite grain size ($\bar{D}$) of deformed or reversed austenite.

Deformed austenite

	Amount of deformation by rolling	$D_0^*/\mu\text{m}$	$\bar{D}^*/\mu\text{m}$
Fe-35Ni	20% 50% 80%	246	140 55 39
Fe-25Ni-0.4C	50%		18

Reversed austenite

	$D_0^*/\mu\text{m}$	$\bar{D}^*/\mu\text{m}$
Fe-33Ni	96	145
Fe-25Ni-0.4C	383	105**

* D_0 : Initial austenite grain size $\bar{D}$: Recrystallized austenite grain size

** : In this alloy, some of austenite grains are formed directly from martensites by diffusional transformation.

再結晶粒径($\bar{D}$)は初期粒径(D_0)よりもむしろ大きくなった。ただし、本研究での初期粒径が小さかったので、必ずしも逆変態 γ の再結晶粒径は常に初期粒径より大きくなるとは結論できないが、再結晶による微細化効果はほとんどないと言えそうである。それに対し、炭素を含む Fe-25Ni-0.4C の場合、逆変態 γ の粒界近傍での再結晶粒の生成と同時に、粒内に $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態時に拡散型変態によると思われる微細な γ 粒が生成されるため、 $\bar{D}$ は比較的小さくなった。ただし、この場合でもその微細化効果は加工材に比べると大きくはない。

IV. 結 論

室温で γ が安定な Fe-33Ni, Fe-35Ni および Fe-25Ni-0.4C 合金を用い、加工 γ の再結晶挙動におよぼす加工度、加工組織の影響、ならびに $\alpha \rightarrow \gamma$ 逆変態により生じた逆変態 γ の再結晶挙動の特徴を明らかにすることを目的として、主に金属組織学的研究をおこなった。得られた結果を要約すると次のとおりである。

(1) 20~80%の室温圧延ですべり変形のみがおこる Fe-35Ni の場合、再結晶温度は加工度増加とともにわずかに低温側へ移行する。加工度が20%と小さい場合には、 γ 粒界の張出し機構による再結晶が顕著におこるが、同時に通常のいわゆる核生成による γ 粒界近傍での再結晶粒生成もおこる。50%圧延材では主に粒界近傍の優先的再結晶粒生成がおこり、80%圧延ではこれに加えて粒内での再結晶粒優先生成も活発になる。このような再結晶の生成機構や優

先生成場所および数の変化によって、再結晶完了直後の γ 粒径は加工度が増すほど微細になる。

(2) Fe-25Ni-0.4C γ は50%室温圧延により、すべりと同時に双晶変形がおこる。加工により導入された変形双晶の交叉部もしくはその近傍は、再結晶の優先生成場所として非常に有効に作用する。その結果、再結晶粒が γ 粒内に比較的均一に生成するようになり、再結晶による微細化効果が著しく大きい。

(3) Fe-33Ni の $\alpha \rightarrow \gamma$ 逆変態は無拡散型変態によりおこり、逆変態 γ は溶体化 γ より硬く、その後の加熱により再結晶がおこる。逆変態 γ の粒界は、加熱前のサブゼロ処理により生じた α' 組織の旧 γ 粒界と同一である。再結晶初期には逆変態 γ 粒界の近傍に優先的に再結晶粒が観察される。この場合、生成する再結晶粒の数が極めて少ないのが特徴であり、再結晶粒はいくつもの逆変態 γ 粒を侵食して大きく成長する。その結果、逆変態 γ の再結晶による微細化効果はほとんど認められない。

(4) Fe-25Ni-0.4C の逆変態 γ を加熱した場合も、Fe-33Ni と同様に逆変態 γ 粒界近傍での再結晶粒生成がおこる。しかし、 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態時に拡散型変態により生じたと思われる細かい γ 粒が、逆変態 γ 粒内に比較的均一に生成する点が Fe-33Ni の場合と異なる。このような微細な γ 粒の生成のために、Fe-25Ni-0.4C では γ 粒微細化効果が認められる。

文 献

- (1) H. Onodera and I. Tamura : Scripta Met., **11** (1977), 1057.
- (2) 小野寺秀博, 岡 弘, 田村今男 : 日本金属学会誌, **42**(1978), 898.
- (3) G. Krauss : Acta Met., **11**(1963), 499.
- (4) S. Shapiro and G. Krauss : Trans. Met. Soc. AIME, **239**(1967), 1408.
- (5) 須藤 一, 内田憲正 : 日本金属学会誌, **36**(1972), 779.
- (6) G. Krauss and M. Cohen : Trans. Met. Soc. AIME, **224**(1962), 1212.
- (7) B. Hyatt and G. Krauss : Trans. ASM, **61**(1968), 168.
- (8) T. J. Koppenaal and E. Gold : Met. Trans., **3** (1972), 1972.
- (9) P. A. Beck and R. R. Sperry : J. Appl. Phys., **21** (1950), 150.
- (10) 阿部光延, 小甲康二, 林 征夫, 速水哲博 : 日本金属学会誌, **44**(1980), 84.
- (11) S. Kajiwaru : Phil. Mag., **39**(1979), 325.
- (12) J. E. Bailey : Phil. Mag., **5**(1960), 833.
- (13) H. Kessler and W. Pitsch : Acta Met., **15**(1967), 405.
- (14) C. A. Apple and G. Krauss : Acta Met., **20** (1972), 849.