

冷延した Fe-10Ni マルテンサイト合金の($\alpha + \gamma$)微細 2 相組織の形成に及ぼす再結晶とオーステナイト生成の役割*

古 林 英 一**・榎 本 正 人***

Role of Recrystallization and Austenite Formation in Forming ($\alpha + \gamma$) Microduplex Structures in Cold Rolled Martensitic Fe-10Ni Alloys

Ei-ichi FURUBAYASHI and Masato ENOMOTO

Synopsis:

For the purpose of finding practical means to obtain ultrafine grain structures, competition between the recrystallization of martensite and the formation of austenite was studied during annealing of cold worked Fe-Ni martensitic alloys in the ($\alpha + \gamma$) field.

In an Fe-10%Ni alloy a "microduplex structure" was formed above a critical temperature where the formation of austenite advanced prior to the recrystallization of martensite. Below the temperature the recrystallization preceded the austenite formation, resulting in a "recrystallized ferrite structure".

Addition of 0.18%Nb and 0.02%C to the alloy caused marked retardation of recovery and recrystallization of deformed martensite with little effect on the austenite formation. Consequently, an increment of the recrystallized ferrite fraction compared to a given amount of transformed austenite during annealing in the ($\alpha + \gamma$) region is reduced to one fifth and the "microduplex structure" can be obtained by annealing at lower temperatures.

1. 緒 言

結晶粒を微細化した鋼は、一般に常温または低温での靱性が高く¹⁾、また高温では超塑性を示す²⁾など、興味深い強度特性をもつ。結晶粒を微細化するもつとも一般的な方法は塑性変形後、焼なましを行なう再結晶法である。この方法の利点は大傾角粒界で囲まれた細粒組織が得られることである。また鋼を($\alpha + \gamma$) 2 相域に加熱する、いわゆる intercritical heat treatment³⁾によつても、microduplex^{4)~6)}と呼ばれる微細粒組織が得られる。Fe-Ni 2 元合金の duplex 組織は、ALLEN らの報告⁷⁾にあるように条件によつては大きさ 1μ 前後の超微細粒が生成する。 α 鉄固溶体などの単相合金では、再結晶法によつて達せられる最小の結晶粒の大きさは $7 \sim 10 \mu$ 程度である⁸⁾⁹⁾ から、この 2 相域での熱処理は細粒化の方法として魅力的である。しかし、この方法で超微細粒を得るには、オーステナイト (以下、 γ とする) から直接ではなく、マルテンサイト (またはベイナイト) の状態から

2 相域に移行させなければならない¹⁰⁾が、そこで生成する γ 相は地のマルテンサイトと特定の K-S バリエントの関係にあるため、ひとつのパケット内では同一方位を有し、また常温に冷却するとそのマルテンサイトと同一の方位にもどる傾向がある¹¹⁾。すなわち、たんに 2 相域に加熱しても松田ら¹²⁾¹³⁾の「有効結晶粒径」、または寺崎、大谷ら¹⁴⁾¹⁵⁾の「{100} 面を微小な角度で共有する隣接結晶粒からなる破面単位」を減少させる効果をもたせることは難しい。

そこで、再結晶法と 2 相域での熱処理法の利点を組み合わせる好ましい機械的性質をもつ微細粒組織を得る方法を見出す目的で、著者らは強加工を加えた Fe-Ni 2 元合金を ($\alpha + \gamma$) 2 相域で焼なまし、その組織を調べた¹⁰⁾。強加工した Fe-Ni 合金マルテンサイトを ($\alpha + \gamma$) 域で焼なますと、MILLER の報告¹⁶⁾と同様、加工しない場合にはマルテンサイトラースに沿った針状の γ 粒が形成するのに対し、等軸粒の microduplex 組織が生成し、その生成速度も早められる。しかしそれは ($\alpha + \gamma$)

* 昭和 51 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 51 年 8 月 17 日受付 (Received Aug. 17, 1976)

** 金属材料技術研究所 工博 (National Research Institute for Metals, 2-3-12 Nakameguro Meguro-ku Tokyo 153)

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

Table 1. Chemical compositions (wt%).

Alloy	Ni	Nb	C	N	O	S	Mn
10Ni	10.1	—	0.003	0.001	0.003	0.004	0.001
10Ni-Nb	10.1	0.18	0.02	0.0008	—	0.005	0.001

域の高温-高 Ni 濃度にかたよつた領域に限られる¹⁰⁾. 強加工を加えたために γ 相の生成に先行して母相のマルテンサイトが再結晶を起こしやすく, $(\alpha + \gamma)$ 2 相域にもかかわらず, 低 Ni 濃度域では単相合金と同様の 5~10 μ の大きさの再結晶したフェライト粒の優先した組織が形成される¹⁰⁾. すなわち超微細な microduplex 組織とするためには, γ 相の生成が再結晶に先行する領域で焼なましを行わなければならないが, これは Ni 濃度が 10% 以下の合金ではかなり大きな制約となる.

以上の理由から, $(\alpha + \gamma)$ 域のより広い温度および Ni 濃度範囲で確実に microduplex 組織を形成させるには, 何らかの方法で γ 相の生成に対し, 再結晶によるフェライトの生成を抑制する必要性が示唆された. 本報では再結晶抑制効果の大きいといわれている Nb¹⁷⁾ を Fe-10%Ni に対して少量添加し, その再結晶および γ 相の生成に及ぼす効果を中心に調査した. この場合, Nb は炭化物などのほか, Ni との化合物を形成するので, 再結晶の抑制に対してさらに大きな効果が期待できる. 以下に述べるように, 0.18% の Nb 添加によつて microduplex 組織のえられる温度範囲がかなり拡大される.

2. 実験方法

電解鉄, 電解ニッケルおよび超高真空中で帯域精製したニオブを溶解原料とし, 真空高周波溶解, C 脱酸によりインゴットに溶製した. その分析値を Table 1 に示す. インゴットは 10Ni 合金では 7 kg, 10Ni-Nb 合金では 3 kg であつた. 後者で C 量が若干高いが, 通常の 18Ni マルエージ鋼における C 量と同程度である. インゴットは頭部を切りすてたのち, 1200°C の水素中で均質化し, 鍛造熱延により, 10Ni 合金では 2 mm, 10Ni-Nb 合金では 4 mm の厚さとした. Table 2 はフォーマスターによる変態点の測定値である. 0.18% の Nb の添加は, Ni 量に換算すると As 点に対しては 2.5% の減少に, また Ms 点に対しては 3% の増加にほぼ相当することがわかつた.

熱延板は 80% 冷延したのち, 種々の温度で焼なましを行なつた. その方法は一定温度にあらかじめ保持した炉に 10% H₂ + Ar の混合ガスを満たし, 試料は炉内の冷却ゾーンから加熱ゾーンに移動させ, 保定後ふたたびも

Table 2. Transformation temperatures.

Alloy	As	Af	Ms	Mf
10Ni	650°C	700°C	520°C	430°C
10Ni-Nb	680°C	710°C	425°C	395°C

どす方法によつた. この場合速度は炉内温度より 20°C 低温に達するのに 1~2 min であつた. 焼なました試料は化学研磨によつて表面から約 0.05 mm の厚さを除去したのち, 通常の方法によつて微小硬度測定, および透過電子顕微鏡観察を行なつた. 結晶粒の大きさは電顕写真上で線分析 (linear analysis) 法によつて求めた.

X線ディフラクトメーターにより回折線幅と残留 γ 量および集合組織を次のような方法で測定した. 本実験の合金はいずれも 500°C \pm 100°C の狭い温度範囲を除き残留 γ 相の存在は検知されず, 未再結晶のマルテンサイト相, または焼なましにより生成した γ 相が変態したマルテンサイト相, あるいは再結晶によつて生成したフェライト相のいずれも BCC 構造の相だけが存在していた. 反転極点図により集合組織を測定する目的で, 反射法でも透過力が大きく, 表面状態に鈍感な Mo ターゲットを使用した. 波長が短いため, 回折線の幅を測定するのに通常の測定方法では非常に不利となる. そこで集合組織が存在するために強い反射強度が得られる BCC の (222) 面による回折線に着目し, その線幅を直接測定する代わりに, Fig. 1(b) の挿図に示すように MoK _{α_2} 線の 222 回折線の高さ a と K _{α_2} 線の頂点から測つた K _{α_1} 線との間の谷の深さ b を測定し, これを用いて $\Delta \equiv 2 - (b/a)$ なるパラメータ (line broadening parameter) を回折線幅を示す指標とした. この Δ は回折線の幅にほぼ比例する値をもつが, 用いる X線の波長や反射面などによつて変わり, 絶対値は意味をもたない. しかし同一の回折線で比較する限り, 相対値としては半値幅と同等の意味をもち, しかも幅のわずかな変化も容易に測定でき高い測定技術を必要としない利点がある. 同様な手法はすでに試みられている¹⁸⁾.

残留 γ 相の定量は MILLER の方法¹⁹⁾ を修正した方法によつて行なつた. すなわち本実験の試料は強い集合組織をもつが, 焼なまし温度によつてその変化が少ないこ

とから、比較的強い回折線、すなわち FCC 相の 200, 220, 311; 400, および BCC 相の 200, 211, 220, 310, 222 の強度の和の比較から MILLER¹⁹⁾と同様にして算定した。この場合、完全に γ 相だけの比較試料として Fe-30%Ni 合金を 80% 冷延し、500°C で 10 min 焼もどしたものをを用いた。残留 γ 量の測定精度は測定値の $\pm 15\%$ 以内である。

3. 実験結果

3.1 硬度, Line broadening parameter および残留 γ 量

Fig. 1 は 80% 冷延したマルテンサイトを各温度で焼なましたときの (a) 硬度 Hv, (b) BCC 相の (222) 回折線幅 Δ , および (c) 残留 γ 量 $F(\gamma)$, を示す。焼なました保持時間は 560°C 以下では 15 h, 600°C では 9 h, 650°C では 1 h, 700°C では

1 min である。600°C 以上で保持時間を逐次短縮したのは、この温度域での結晶粒成長が同程度になるようにする目的からであり、本論文の要点とはあまり関係はない。この温度-時間の組み合わせは Photo. 1 を除き、以下ではつねにこのとおりとする。また図中の記号もすべて共通で、丸印は 10%Ni 合金、四角印は 10%Ni-Nb 合金のそれぞれ実測点を意味する。

まず硬度に着目すると、圧延前には両合金ともピッカース硬度で 206 程度の値をもつが、80% の冷延によって 260~285 に加工硬化する。300°C 焼なましでは両合金とも少し硬化している。10Ni 合金は 400°C 付近で硬度の急激な低下があるが、これは後述のように回復および再結晶の開始に対応する。10Ni-Nb 合金では 400°C 付近をピークにした時効硬化がみられる。

一方、Fig. 1(b)の Δ の減少が 100°C 以上から始まり、硬度低下の開始前にすでに大幅な Δ の低下を生じている。10Ni 合金では硬度最低となる温度と Δ が最小となる温度はほぼ一致している。460°C 以上では硬度および Δ とも上昇に転ずるが、その理田は Fig. 1(c)の残留 γ 量の変化と関連して次のような説明が可能である。すなわち、残留 γ 量は 410°C 以上で検出され始め、520°C 付近を最高として、それより高温ではふたたび減少する。この温度範囲はまだ ($\alpha + \gamma$) 域内であるから、 γ 相の生成量は焼もどし温度においては温度が高いほど増加するはずであるが、520°C 付近以上で生成する γ 相の Ni 濃度は 27% 以下²⁰⁾となり、その Ms 点が常温以上となる。換言すれば、いつたん生成した γ 相が焼なまし後の冷却中にマルテンサイトに変態し、 Δ と硬度が増加したのではないかと考えられる。 Δ の最小値は残留 γ 量の最大値と同じか、それよりほんの少し低い温度で達せられていることもこれを証明している。

10Ni-Nb 合金も定性的には同様にして説明されよう。しかし、ここでとくに注目すべきことは、370°C から 410°C にかけて 10Ni-Nb 合金の Δ の減少の遅滞する現象がみられることで、またこの温度域は硬度が最高となる温度に等しい。時効硬化の原因となつた析出物の形成が、マルテンサイト地の回復抑制に影響を及ぼしていることを、この事実は示唆している。同様な現象はアルミキルド鋼の回復再結晶の遅滞に及ぼす Δ IN 析出の効果²¹⁾などで知られている。 Δ および硬度は 610°C 以上 As 点以下では温度の上昇とともに増加するが、これは 10Ni 合金と同様、生成する γ 量が温度とともに増加し、したがって変態によつて生ずるマルテンサイト量が増加することが最大の理田と考えられる。As または Ar 点以上では Δ は減少する。

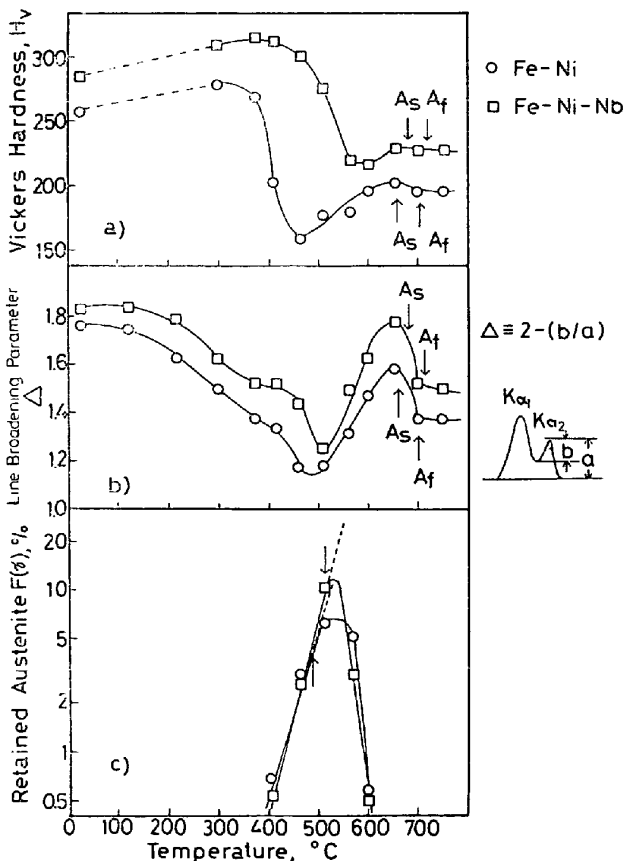


Fig. 1. Changes in (a) Vickers hardness, Hv, (b) X-ray line broadening parameter, Δ , of 222 reflection of BCC structure, and (c) fraction of retained austenite $F(\gamma)$, of cold rolled alloys with annealing temperature. The holding times are : 15h at each temperature below 600°C, 9h at 600°C, 1h at 650°C, 10 min at 700°C, and 1 min at 750°C.

3.2 組織観察および集合組織

X線測定に用いた試料をそのまま薄膜にして 500 kV 透過電子顕微鏡による観察を行なった。Fe-Ni 2元合金について前報¹⁰⁾に詳述したように、Ni 濃度 10% (10Ni 合金) では焼なまし温度が 500°C と 600°C の間を境界とし、それ以下ではまずマルテンサイトが再結晶して同じ BCC 構造をもつフェライト再結晶粒を生成する。 γ 粒は再結晶と並行してマトリックス中に生成はするが、その量は少ない。そして主として再結晶がほぼ完了してから、その再結晶粒界および粒内¹¹⁾に形成され、粗大なフェライト粒と微細な γ 粒からなる混粒組織となる。これらの γ 粒は再結晶フェライト粒に対する成長阻止効果があり顕著ではなく、したがってフェライト粒の大きさは単相の再結晶粒と同様 5 μ 以上である。このフェライトの優先した組織を便宜上「再結晶フェライト組織」と呼ぶ。それに対して 600°C 以上 As 点以下では再結晶に比べて γ 相の生成が先行するため、再結晶で生ずるフェライト粒の成長が完全に抑制される。その結果、全体として 1 μ 前後の様な大きさの粒からなる microduplex 組織が形成される。

0.18% の Nb を含む 10Ni-Nb 合金でも、本質的にはこれと同じ現象が観察された。しかし Nb を含まない 10Ni 合金との最大の相異は、再結晶が著しく抑制されることである。Fig. 2 は両合金について 400°C から 600°C の焼なまし温度において、透過電顕で測定した再結晶分率^{*}(a)と、再結晶している領域の平均結晶粒径(b)を示す。後者については、フェライト再結晶粒が優先している場合は、その粒界に生成した小さい γ 粒 (大きさ 1 μ 程度) は測定から除外したので、平均フェライト粒径と考えてよい。Fig. 2 から明らかなように、Nb 添加によつて再結晶温度が 50°C ほど高温側に移行し、それに対応して平均 (フェライト) 粒径が 4~5.5 μ の再結晶フェライト組織から、1.4~1.8 μ の microduplex 組織へ移行する臨界温度が 580°C から 540°C へと 40°C ほど低下している。

Photo. 1 および Photo. 2 はいずれも 10Ni-Nb 合金の代表的な再結晶フェライト組織、および microduplex 組織をそれぞれ示す透過電顕写真である。Photo. 1 では再結晶で生じたフェライト粒の粒界などに γ 粒が析出している。Photo. 2 では再結晶フェライト粒は転位を含まないが、そのほかに 600°C で生成した γ 粒が冷却中に変態することによつて導入された転位密度の高いマルテンサイト粒が混在している。フェライト粒内には大き

* 再結晶によるフェライト粒の生成、および逆変態 γ 粒の面積の全面積に対する割合を再結晶分率とした。

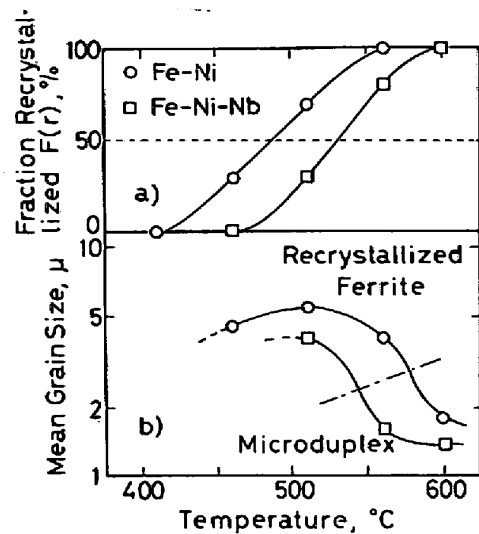


Fig. 2. Variation in the fraction of mixed microstructure composed of recrystallized ferrite and inversely transformed austenite, $F(r)$, and mean grain diameter, \bar{d} , with annealing temperature. Microduplex structures are formed above critical temperatures which are shown by intersections between a dot and dashed line and solid lines.



Photo. 1. Transmission electron micrograph showing typical "recrystallized ferrite structure" in Fe-10 Ni-0.2 Nb alloy, cold rolled 80% and annealed at 500°C for 100h. Small austenite grains are seen within or among large recrystallized ferrite grains.

さ 200 Å 程度の微細な析出物がみとめられる。本実験ではこれらの析出物の同定は行わなかつたが、おそらく

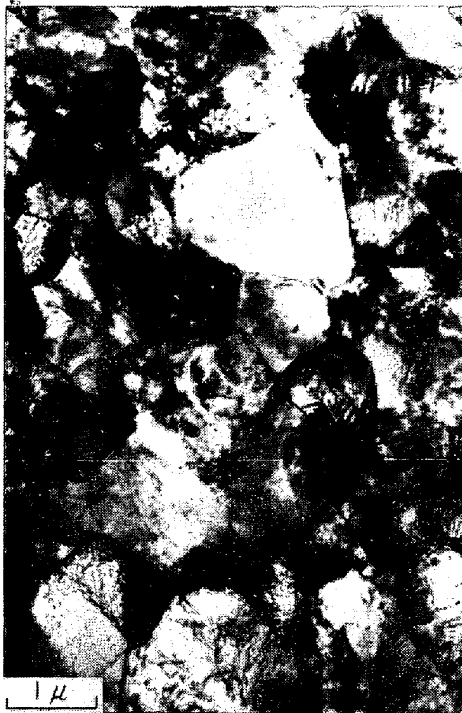


Photo. 2. Transmission electron micrograph showing typical "microduplex structure" in Fe-10, Ni-0.2 Nb alloy, cold rolled 80% and annealed at 600°C for 9h. Austenite grains formed at 600°C are transformed into dislocated martensite during cooling. Dislocation free ferrite grains are also observed.

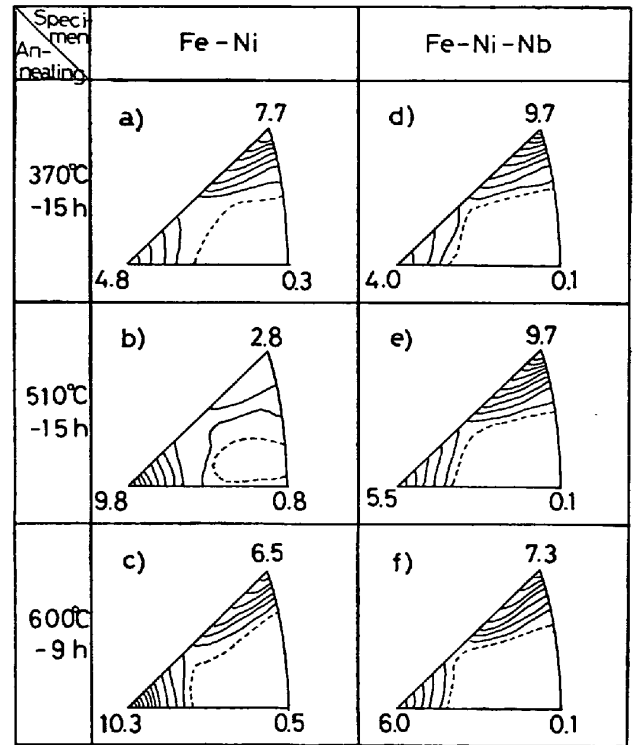


Fig. 3. Inverse pole figures showing sheet plane normals for BCC phase. (a) and (d) : unrecrystallized textures; (b) and (e) : partially recrystallized textures; ferrite grains due to recrystallization cover 66% of the specimen of (b); (c) and (f) : microduplex textures.

Ni₃Nb または NbC ではないかと考えられる。

Fig. 3 は板面法線方向の反転極点図で示した焼なまし温度による BCC 相の集合組織の変化の比較である。370°C で焼なましたものでは再結晶や γ 相の生成はまだ開始していないので、その集合組織 (a) と (d) は as rolled のものと理解できる。600°C で焼なまし、microduplex 組織となつたものでは、(c) と (f) に示すように 370°C と類似した特徴をもつ集合組織となつている。しかし詳細にみると (111) 極付近の強度が少し低下すること、(100) 極付近の強度が増加している。これに対して 510°C で焼なましたものでは、再結晶分率の低い 10Ni-Nb 合金 (e) では未再結晶の (d) とほぼ同一であるが、再結晶フェライト組織の得られている 10Ni 合金 (b) では、(111) 極付近の強度が低下し、その他の方位は全般的に強度が増加している。すなわち再結晶によつて生じたフェライト粒は、母相のマルテンサイトや焼なまし中に生成した γ 相から変態したマルテンサイトとは、明らかに異なる集合組織をもつ。このことは母相と結晶構造の等しい結晶の生成する再結晶と、母相と異なる構造をもつ相の生成する相変態とで、その結晶方位関

係など、その生成相の方位を支配する因子が異なると考えられることから期待される結果であり、本論文の要点である再結晶と γ 相の生成という二つの対立する現象を区別する有力な傍証になると思われる。そして、再結晶により生成したフェライト相は、microduplex 組織 (c) および (f) においても、(111) 極の強度低下と (100) 極の強度上昇に寄与すると考えられ、一方の γ 相の生成と冷却中の変態はおそらく K-S 関係を可逆的にたどるためか、見かけ上集合組織にあまり変化を与えないのではないかと推定される。

4. 考 察

10Ni 合金は 80% 冷延後、580°C 以上で焼なませば Fig. 2 (b) に示したように microduplex 組織が得られるが、それ以下の温度では再結晶フェライト組織となる。580°C 付近におけるフェライト相中の Ni の平衡濃度は 4%²²⁾ から 6%²³⁾ といわれているが、($\alpha + \gamma$) 域の $\alpha/\alpha + \gamma$ 境界に近いところにおいて再結晶フェライト組織が形成されることは、 γ 相の生成に対する熱力学的駆動力が低いことによるためと考えられる。Nb を

0.18% 添加すると、この臨界の温度は約 40°C 低下し、As 点の 30°C の上昇とともに microduplex 組織の得られる温度範囲が、580°C ~ 650°C から 540°C, 680°C に拡大される。この結果で、臨界温度の Nb による低下はどのように説明されるであろうか。

冷間加工を受けたマルテンサイトは、1200°C からの熱間圧延後の冷却中に変態によつて導入された内部欠陥と、さらに冷間加工による内部欠陥を含んでいる。後者はとくに局部的な方位回転をともなっている。このような加工を受けたマルテンサイトを ($\alpha + \gamma$) 2 相域で焼なますと、(1) γ 相の生成、および(2)マルテンサイト中より同じ BCC 構造をもつ再結晶粒の生成、の二つの現象が生ずる。後者の粒は転位をほとんど含まず、これを本論文では再結晶フェライト粒とよんでいる。しかしこれはその温度での熱平衡の Ni 濃度をもつわけではない。その理由はさらに焼なましを進めると γ 相が粒界や粒内に析出するからである。

Fig. 4 は前節で測定した残留 γ 量 $F(\gamma)$ と再結晶分率 $F(r)$ の関係を両合金について示した図である。この図上の実験点は Fig. 1 および Fig. 2 からプロットしたもので、これらをつないだ実線は焼もどし温度の上昇による変化である。今、再結晶分率の低い部分に着目すると、残留 γ 量と再結晶分率は共に増加している。しかし途中からはいつたん生成した γ 相の Ms 点が焼なまし温度とともに上昇し常温以上となるため、逆に残留 γ 量が減少する。そこでもし、焼もどし温度における γ 量の定量を実施したと仮定すれば、破線のように単調に温度とともに増加しているであろう。すなわち破線と実線との間にはさまれた部分の量の γ 相が、常温まで冷却中に変態したとみなしうる。

次に残留 γ 量 $F(\gamma)$ が最大に達する以前の、初期の部分についてさらに考察を進める。前述のように、再結晶分率 $F(r)$ の測定には γ 相による分も含まれているので、再結晶により生成したフェライト量を $F(f)$ とすれば、

$$F(f) = F(r) - F(\gamma)$$

となる。Fig. 5 は $F(\gamma)$ に対して $F(f)$ の変化をプロットした図である。この図から、10Ni 合金では γ 相が 1% 生成する間にフェライト相は 12.5% 形成されるが、0.18% Nb を含む 10Ni-Nb 合金では再結晶によるフェライト相の生成はわずか 2.6% となり、約 1/5 に低下する。Fig. 1 から 10Ni 合金の γ 相の生成は Nb 添加によつてほとんど変わらないか、若干促進されるので Fig. 5 に示されたフェライト相の生成「速度」の低下は Nb による再結晶抑制効果にもとづくものと結論される。

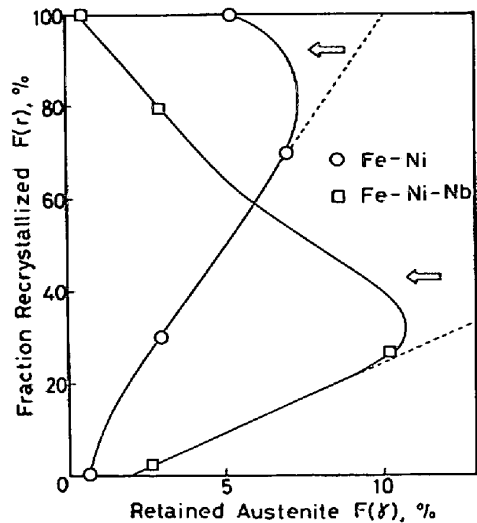


Fig. 4. Relation between the fraction of retained austenite, $F(\gamma)$, and the fraction recrystallized, $F(r)$, as replotted from Fig. 1(c) and Fig. 2. Solid lines show the relations observed at room temperature. Dashed lines indicate presumed values at annealing temperatures (T_a).

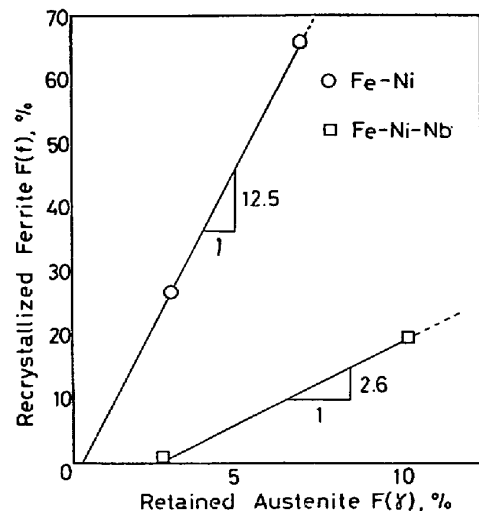


Fig. 5. Relation between the amount of retained austenite, $F(\gamma)$, and the amount of recrystallized ferrite, $F(f)$, in the low annealing temperature range.

Nb が再結晶を抑制する機構として、硬度上昇とマトリックスの回復の遅滞が同一の温度域で観察されることなどから、固溶 Nb 原子よりも、Nb を含む化合物の析出が有力と考えられるが、詳細はここではふれない。前報²⁴⁾で Fe-16Ni について調査し、microduplex の結晶粒の微細化に Nb (の化合物) が有効であることを報告したが、今回の 10Ni-Nb 合金ではあまり顕著な効果はみとめられなかつた。

5. 結 言

Fe-10Ni 合金のマルテンサイトを常温で強加工し、($\alpha + \gamma$) 2 相域で焼なました組織は、(1) 粒径 1μ 程度のいわゆる「microduplex 組織」か、または(2) 5~10 μ の粒径をもつ「再結晶フェライト組織」である。この組織のどちらが形成されるかは、加工を受けたマルテンサイトの再結晶とオーステナイトの生成の 2 つの過程のいずれが先行するかによつて決まる。microduplex 組織をより広い成分-温度域で容易に得るためには、Nb のように微量添加によつて再結晶を効果的に抑制しうる元素の利用が有効である。

本研究を遂行するにあたり、たえず有益な助言をいただいた金属材料技術研究所 強力材料研究部 津谷和男部長をはじめ、同研究部の各位に深い感謝の意を表す。

文 献

- 1) A. S. TETELMAN and A. J. McEVILY, Jr.: Fracture of Structural Materials, Chapt. 6 (1967), p. 234 [John Wiley & Sons]
- 2) R. W. ARMSTRONG: Ultrafine-Grain Metals, ed. by J. J. BURKE, et al., (1970), p. 1 [Syracus Univ. Press]
- 3) T. WADA and D. V. DOONE: Met. Trans., 5 (1974), p. 231
- 4) H. W. HAYDEN and S. FLOREEN: Trans. ASM, 61(1968), p. 474, p. 489
- 5) H. W. HAYDEN and S. FLOREEN: Met. Trans., 1(1970), p. 1955
- 6) 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
- 7) M. P. ALLEN and C. C. EARLY: JISI, 166 (1950), p. 281
- 8) 田岡忠美, 古林英一, 竹内 伸: 鉄と鋼, 54 (1968), p. 162
- 9) M. ENOMOTO and E. FURUBAYASHI: Script. Met. 10(1976), p. 717; 鉄と鋼, 63(1977), p. 469
- 10) M. ENOMOTO and E. FURUBAYASHI: Mater. Sci. Eng., 24(1976), p. 123
- 11) 榎本正人, 古林英一: 未発表, 一部金属学会 (1976 年 10 月) に発表予定
- 12) S. MATSUDA, T. INOUE, and M. OGASAWARA: Trans. JIM, 9(1968), p. 343
- 13) 松田昭一, 井上 泰, 三村 宏, 岡村義弘: 鋼の強靱性, (1971), p. 45 [鉄鋼協会, 金属学会, Climax Molybdenum Co., Ltd.]
- 14) 寺崎富久長, 大谷泰夫: 鉄と鋼, 58(1972), p. 283
- 15) 大谷泰夫, 寺崎富久長, 邦武立郎: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 434
- 16) R. L. MILLER: Met. Trans., 3(1972), p. 905
- 17) 例えば, 関根 寛, 丸山忠克: 鉄と鋼, 58(1972), p. 1424
- 18) A. E. Van ARKEL, et al.: Z. Phys., 48(1928), p. 690
- 19) R. L. MILLER: Trans. ASM, 57(1964), p. 892
- 20) P. M. HANSEN: Constitution of Binary Alloys, 2nd ed., (1958), p. 677 [McGraw-Hill]
- 21) 寺崎富久長, 金子輝雄: 鉄鋼薄板の再結晶と集合組織 (阿部秀夫編), 第 4 章, (1975), p. 63 [鉄鋼基共研再結晶部会]
- 22) E. A. OWEN and Y. H. LIU: JISI, 163(1949), p. 132
- 23) M. HILLERT, T. WADA, and H. WADA: JISI, 205(1967), p. 539
- 24) E. FURUBAYASHI and M. ENOMOTO: Trans. JIM, 17(1976), p. 51