

# 加工誘起マルテンサイトのオーステナイトへの 逆変態と結晶粒超微細化機構

高木 節雄\*

Setsuo TAKAKI

Reversion of Deformation Induced Martensite to Austenite and Mechanism  
of Ultra Grain Refining

## 1 はじめに

鉄鋼材料において、延性や靱性をあまり損なうことなく強度を上昇させるためには、結晶粒を微細化する方法が最も有効である。とくに、加熱あるいは冷却中にオーステナイト( $\gamma$ )とフェライト( $\alpha$ )の間で相変態が起こることは鋼の最大の特徴でもあり、普通炭素鋼でもこの変態を数回繰り返すだけで平均粒径で3~4 $\mu\text{m}$ にまで結晶粒を微細化できる<sup>1)</sup>。しかしながら、 $\gamma$ 系ステンレス鋼のように加熱/冷却過程で相変態を有しない鋼種については、冷延または熱延後の再結晶を利用して結晶粒を微細化する以外に方法がない。実用のSUS304ステンレス鋼を例にとると、再結晶法による細粒化も10~30 $\mu\text{m}$ (ASTM No.10~8)程度が限度のようである<sup>2)</sup>。したがって、より高い強度が要求されるような用途に関しては、SUS301やSUS201などの不安定な $\gamma$ 組織をもつ鋼種を調質圧延して一部マルテンサイト( $\alpha'$ )を誘起させ、加工された $\gamma$ と $\alpha'$ の2相組織にして用いているのが一般的な現状であろう<sup>3)4)</sup>。そして、このような2相組織の鋼を焼鈍した場合、誘起された $\alpha'$ が比較的低い温度で $\gamma$ に逆変態して急激な軟化を引き起こすことから、その機構の解明に関する研究も数多く行なわれてきた<sup>5)~13)</sup>。ただしここで注目すべきことは、加工された $\gamma$ が再結晶して生成した $\gamma$ 粒よりも加工誘起 $\alpha'$ の逆変態で形成された $\gamma$ 粒がより微細になるという点である<sup>12)</sup>。この性質をうまく利用すれば、平均結晶粒径で0.2 $\mu\text{m}$ の超微細粒を有する $\gamma$ 単相鋼を得ることも可能で、0.2%耐力を1.1GPa(溶体化処理したSUS304鋼の4~5倍)にまで増大させ得る<sup>14)</sup>。著者らは、加工誘起 $\alpha'$ の逆変態を利用した $\gamma$ 結晶粒の超微細化について一連の研究を行ってきたので、ここではFe-Cr-Ni 3元合金を中心にして、加工誘起 $\alpha'$ 変態や $\alpha' \rightarrow \gamma$ 逆変態の挙動を考慮にいたした合金設計の考え方、ならびに逆変態を利用した結晶粒微細化の機

構や熱力学について概説する。

## 2 加工誘起マルテンサイトにおける 逆変態オーステナイトの核生成

ある母相中で直径 $d$ の新相が生成した場合の自由エネルギー変化は、新相の生成に伴うひずみがない場合には、古典的な核生成理論を適用して一般に次式で与えられる。

$$\Delta G = \pi d^3 \Delta G_v / 6 + \pi d^2 \sigma \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここで $\Delta G_v$ は新相の生成による単位体積あたりの自由エネルギーの低下量、つまり体積エネルギー(核生成の駆動力; 負の値)であり、 $\sigma$ は単位面積あたりの界面エネルギーである。Fig. 1は、 $\Delta G$ と $d$ の関係の概略を示しており、臨界核の大きさ $d^*$ と核生成のための活性化エネルギー $\Delta G^*$ は次式で与えられる。

$$d^* = 4\sigma / (-\Delta G_v) \quad \dots\dots\dots (2)$$

$$\Delta G^* = 16\pi\sigma^3 / 3\Delta G_v^2 \quad \dots\dots\dots (3)$$

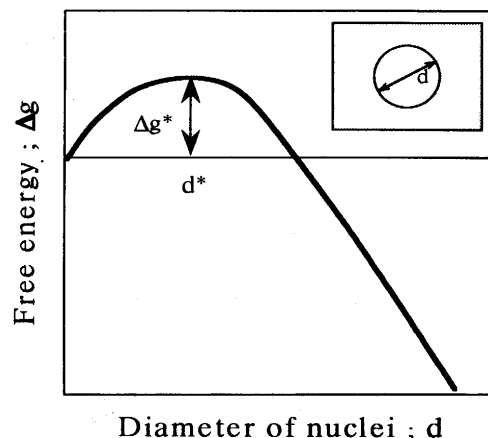


Fig. 1. Relation between the size of nuclei and free energy change in the homogeneous nucleation model.

平成6年1月26日受付 平成6年3月4日受理 (Received on Jan. 26, 1994; Accepted on Mar. 4, 1994) (依頼解説)

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

Key words: austenitic stainless steel; deformation induced transformation; lath-martensite; reversion; grain refining; Hall-Petch relation; free energy; nucleation.

結晶粒を細かくしようとすれば、当然のことながら $\Delta G^*$ と $d^*$ の値をできるかぎり小さくすることが重要である。界面エネルギーの値は母相と新相の関係で決まってしまうので、我々が変え得る変数は体積エネルギー $\Delta G_V$ のみで、これを大きくすればするほど臨界核の大きさは小さくなる。

鋼の $\gamma \rightarrow \alpha$ 正変態の場合、 $\Delta G_V$ を大きくする手段として、変態前の母相である $\gamma$ を加工してひずみエネルギーを蓄積しておく、あるいは $\gamma$ を過冷して $\alpha$ との化学的自由エネルギー差を大きくするなどの方法があり、実際にこれらの手法は、既に制御圧延や加速冷却などの処理で応用されている。加工で蓄積されるひずみエネルギー(物理的駆動力)は最大でも100J/molを越えない程度<sup>15)</sup>で、過冷で得られる化学的駆動力(数百J/mol)<sup>16)</sup>に比べるとかなり小さい。しかも高温で加工した場合、転位の回復も同時に進行するため、十分なひずみエネルギーを蓄積することは困難になる。一方、化学的自由エネルギー(化学的駆動力)についても、冷却速度の制約から過冷度を極端に大きくすることは困難であり、その利用にも限界がある。また、仮に十分な駆動力が得られたとしても、変態温度が高ければ容易に粒成長が起こるので、1 $\mu\text{m}$ 以下の超微細粒を得ることは到底困難である。

これに対して、加工誘起 $\alpha'$ を $\gamma$ に逆変態させる手法では、適当に合金組成を調整することにより、(1) $\gamma$ 粒の成長が困難な900K付近の低い温度で相変態を利用できる、(2)原子の拡散が可能になる温度に達するまで逆変態が起こり得ないので、加熱速度に依存せず大きな化学的駆動力を蓄積することができる、(3)室温で加工するのでひずみエネルギーを最大限に蓄積でき、かつ加熱中の回復による損失も小さいなど、室温からの加熱による変態(下から上への変態)ならではの数々の長所を十分に利用できる。Fig. 2はKaufman<sup>17)</sup>らのデータをもとに、種々のFe-Cr-Ni三元合金がfccとbcc構造をとった場合の化学的自由エネルギー差を計

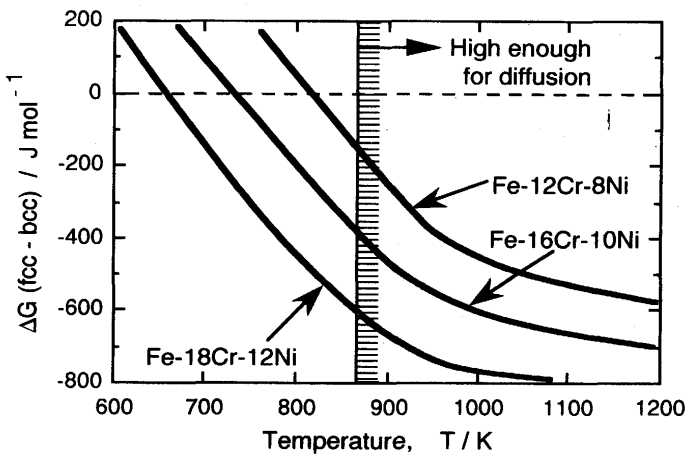


Fig. 2. Relation between temperature and Gibbs free energy change;  $\Delta G$  (fcc-bcc) in Fe-Cr-Ni ternary alloys.

算で求め、温度の関数として表わしたものである。自由エネルギーの値が正の場合はbcc構造が安定で、負の場合にはfcc構造が安定となる。いま、873Kより高温側で置換型元素の拡散が可能になると仮定すると、その温度に達するまでに12Cr-8Ni鋼では150J/mol、16Cr-10Ni鋼では400J/mol、18Cr-12Ni鋼では600J/mol程度の化学的駆動力を蓄え得ることがわかる。すなわち、CrやNiなどの合金元素の量を多くするほど逆変態の駆動力は大きくなるわけであるが、あまり多すぎて $\gamma$ が安定になり過ぎると、 $\alpha'$ に加工誘起変態させること自体が困難になる。仮に $\alpha'$ が誘起されたとしても、化学的駆動力が500J/molを上回ると原子の拡散を必要としない無拡散型の逆変態が起こってしまう<sup>18)</sup>ので、拡散型の逆変態で超微細 $\gamma$ 粒を得ることが困難になる。いま仮に、最大の化学的自由エネルギー差500J/molとひずみエネルギー100J/molを加算して600J/molの核生成の駆動力が得られたものとして、鋼のモル体積を $7 \times 10^{-6} \text{m}^3$ 、界面エネルギーを約1J/m<sup>2</sup>程度<sup>19)</sup>に見積って臨界核の大きさを(2)式から求めると約0.05 $\mu\text{m}$ になる。つまりこのことは、粒成長が十分に遅い低温で $\alpha'$ を $\gamma$ に逆変態させれば、粒径が1 $\mu\text{m}$ 以下の超微細 $\gamma$ 鋼が得られても不思議ではないことを示唆している。

### 3 結晶粒超微細化鋼の合金設計

マルテンサイトの逆変態を利用するには、加工誘起変態や逆変態の挙動を正確に把握したうえで合金設計することが重要である。ここでは、ステンレス鋼の基本成分で最も単純なFe-Cr-Ni三元合金について、合金設計の概略を述べる。まず、加工誘起 $\alpha'$ の逆変態を利用して超微細粒 $\gamma$ 組織を得るための加工熱処理図をFig. 3に示す。1300K付近の温度で溶体化処理したあと、室温で準安定 $\gamma$ 組織を有すべきことは言うまでもないが、それ以外に1)通常の圧延加工の限界にも近い90%までの冷間加工では $\alpha'$ に変態してしまうこと、2) $\gamma$ 粒の成長が起こり難い900K付近の焼鈍で拡散型逆変態が起こり得ること、3)焼鈍後の冷却中に $\gamma$ が $\alpha'$ に再変態しないこと、なども合金設計に取り入れる必要がある<sup>20)</sup>。Fig. 4は、これらの条件を1)90%の冷間圧延で $\gamma$ の90vol%

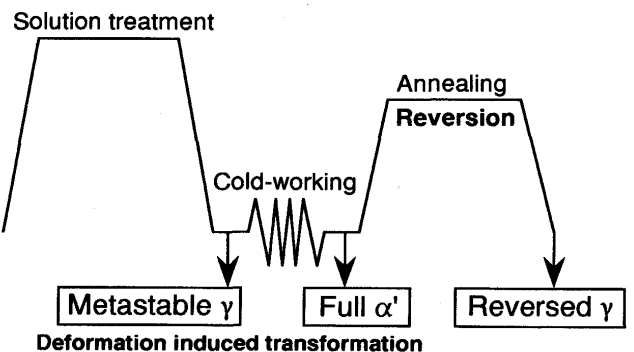


Fig. 3. Treatment for ultra grain-refining in metastable austenitic stainless steels.

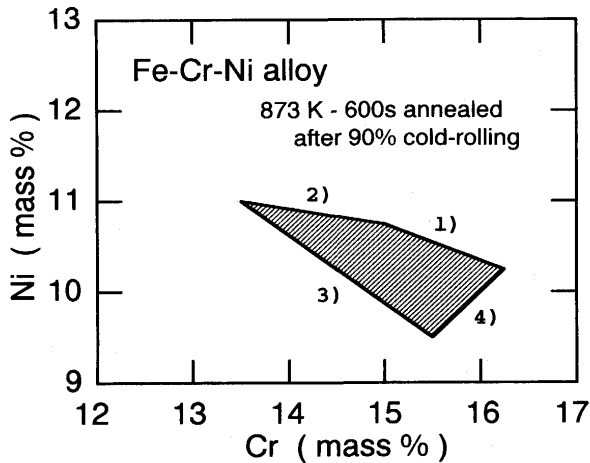


Fig. 4. Chemical composition of Fe-Cr-Ni ternary alloys, in which ultra fine austenite grains can be obtained by the reversion treatment of deformation induced martensite.

以上が $\alpha'$ に加工誘起変態する、2)加熱中に無拡散型の逆変態が起こらない、3)873K-0.6ksの焼鈍により拡散型逆変態で生成した $\gamma$ のathermalな $\alpha'$ の変態開始点( $M_s$ )が室温以下にある、4)焼鈍後に残留する焼き戻された $\alpha'$ の量が10vol%以下になる、と具体的に設定してこれらすべての条件を満たす成分領域を図示したものである。上記の条件を、いくつかのNi当量とCr当量を用いて示すと、つぎのようになる<sup>20)</sup>。

- 1)の条件： $(\%Ni) + 0.35(\%Cr) < 16.0\%$  ..... (4)  
 2)の条件： $(\%Ni) + 0.16(\%Cr) < 13.1\%$  ..... (5)  
 3)の条件： $(\%Ni) + 0.65(\%Cr) > 19.7\%$  ..... (6)  
 4)の条件： $(\%Cr) - 1.20(\%Ni) < 4.0\%$  ..... (7)

4)の条件については、逆変態処理ののちほぼ $\gamma$ 単相の組織を得る場合にのみ必要であり、不完全逆変態を利用してmicro-duplex( $\alpha' + \gamma$ )組織を得ようとする場合には、成分領域をもっと高Cr, 低Ni側へ広げることが出来る。また、 $\gamma$ の安定度については、通常の溶体化処理材の場合、Ni当量； $(\%Ni) + 0.65(\%Cr) > 20.7\%$ を満足する鋼組成でない<sup>21)</sup>とされているが、逆変態 $\gamma$ についてはNi当量で1%少ない19.7%で十分な安定化が起こっている。この安定化は、 $\gamma$ 粒の超微細化に起因している<sup>22)</sup>。図示した成分領域に属する代表的な鋼種は15.5%Cr-10%Ni組成の鋼であり、以下この鋼を代表例として、逆変態 $\gamma$ の組織の特徴と機械的性質の関係を説明する。

#### 4 15.5%Cr-10%Niオーステナイト鋼の加工誘起変態と逆変態

Fig. 5は、15.5%Cr-10%Ni鋼の室温での加工に伴う $\alpha'$ 量の変化を示す。本鋼の $M_s$ 点は室温付近にあるので、溶体化した状態で10vol%程度の $\alpha'$ が既に生成している。断面減少率で約50%の冷間圧延を施すと $\gamma$ はほぼ $\alpha'$ に変態してしまい、

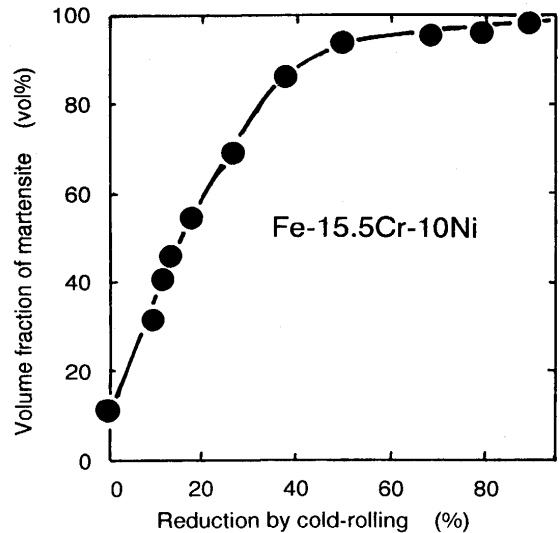


Fig. 5. Behavior of deformation induced martensitic transformation as a function of the amount of cold-working in an Fe-15.5%Cr-10%Ni alloy.

それ以上の加工を施すと $\alpha'$ 自体が変形を受けることを示している。 $\gamma$ の安定度は、ここに示したように50%の冷間加工で加工誘起 $\alpha'$ 変態が完了することを一つの目安とすれば良いようであるが、変態は加工温度に極めて敏感<sup>23)</sup>なため、加工中の温度上昇には十分に注意すべきである。Fig. 6は、種々の加工率で前加工した試料について、種々の温度で0.6ks焼鈍した場合の試料中の $\alpha'$ 量の変化を、焼鈍温度の関数として示したものである。前加工率の影響は、 $\gamma$ への逆変態の完了温度(約900K)には顕著に現われないが、逆変態の開始温度は前加工率の増大とともに低温側へ移行している。前加

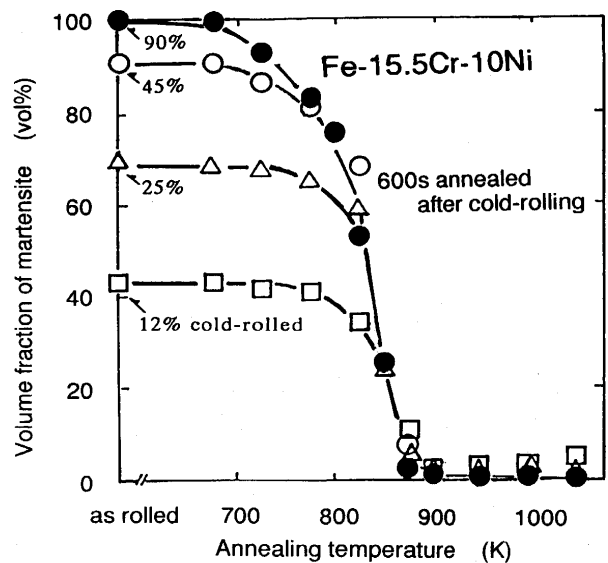


Fig. 6. Relations between the volume fraction of martensite and annealing temperature in an Fe-15.5%Cr-10%Ni alloy which was previously cold-rolled by 12~90% in thickness reduction.

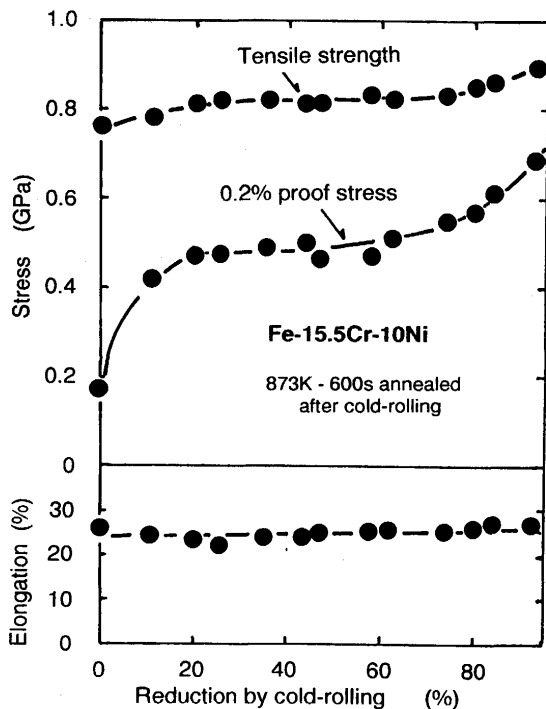


Fig. 7. Changes in mechanical properties as a function of the amount of pre-cold-working in an Fe-15.5%Cr-10%Ni alloy. Annealed at 873K for 600s after cold-working.

工率が大きくなるほど逆変態が促進される事実は、他の鋼種でも確認されている<sup>24)</sup>。Fig. 7は、種々の加工率で前加工したあと、逆変態がほぼ完了する873Kで逆変態処理した試料(残留 $\alpha'$ <10vol%)について、前加工率と機械的諸特性の関係を示している。前加工率とは無関係に、すべての試料で引張り変形中にTRIPが起り、25%程度の安定した伸びと約0.8GPaの引張り強さが得られている。ところが、0.2%耐力については2段階の変化を呈している。前加工率50%までの耐力の増大は、加工された $\gamma$ と逆変態 $\gamma$ の複合強化に起因している<sup>25)</sup>。前加工率50~90%における耐力の増大は、



Fig. 8. Transmission electron micrograph showing ultra fine austenite grains obtained in an Fe-15.5%Cr-10%Ni alloy. Annealed at 873K for 600s after 93% cold-rolling.



Fig. 9. Subgrains observed in the specimen used for Fig. 8. Arrows show subgrain boundaries.

次章で示すような逆変態 $\gamma$ の組織変化に大きく依存しているが、90%前加工した試料については、約0.7GPaの高い耐力(溶体化材の3倍程度)が得られている。Fig. 8に、この試料の透過電顕組織を示す。組織は、平均粒径で0.5 $\mu$ m程度の超微細粒 $\gamma$ 単相組織となっており、結晶粒微細化強化によって耐力が増大したことは明らかである。ただし、 $\alpha'$ の逆変態を利用する場合、 $\gamma$ の核生成頻度も極めて高いため、24通りある変態バリエーション<sup>26)</sup>のなかで同一の変態バリエーションの核が隣接して生成する確率もかなり高い。その結果、同種の $\gamma$ 粒同士がぶつかりあって、Fig. 9に示すような亜粒界を形成する。亜粒界で仕切られたサブグレインは、結晶粒径が細くなるほど多く観察される傾向にある。

## 5 逆変態オーステナイトの組織に及ぼす前加工の影響

前述のように、逆変態 $\gamma$ の耐力を増大させるためには、単に加工誘起 $\alpha'$ を $\gamma$ に逆変態させればよいと言うのではなく、完全に $\alpha'$ 化したあとさらに十分に加工する必要がある。つまりこのことは、逆変態 $\gamma$ の組織が、逆変態前の $\alpha'$ の組織形態に大きく依存していることを暗示している。これまで代表例として扱ってきた15.5%Cr-10%Ni鋼は、できるかぎり微細な結晶粒を得るために、873Kの温度に加熱した段階で無拡散型逆変態を起こさない限界の化学的駆動力(500J/mol)が蓄えられるように設計された合金で、900K以上の温度に急速加熱すると無拡散型逆変態も起こし得る<sup>18)</sup>。そこで、ここでは現象をより単純化するために、15.5%Cr-10%Ni鋼に比べて逆変態の化学的駆動力が若干小さく、1000K付近の温度までは急速加熱しても拡散型逆変態しか起こり得ない18%Cr-8.5%Ni鋼について、逆変態 $\gamma$ と $\alpha'$ 基地の組織的な関係を述べることにする。加工誘起変態に対する $\gamma$ の安定度



Fig. 10. Transmission electron micrographs showing a change in the morphology of martensite with cold-working in an Fe-18%Cr-8.5%Ni alloy.

の目安となる前述のNi当量； $(\%Ni) + 0.35(\%Cr)^{20)}$ の値は両鋼種とも15前後であり、冷間加工に対して全く同様の加工誘起変態挙動を示す<sup>18)</sup>こと、また誘起される $\alpha'$ はいずれの場合も、Fig.10の写真(a)に示すようなラスマルテンサイトであることを確認している<sup>24)25)</sup>。したがって18%Cr-8.5%Ni鋼の場合も、50%の冷間加工で組織はほとんど $\alpha'$ 化し、それ以上の加工では $\alpha'$ 自体の変形が生ずる。90%の強加工を施すと $\alpha'$ 基地中に数多くのslip bandが導入され、その結果、写真(b)のように $\alpha'$ のラス組織は完全に破壊され、転位のセル組織が形成されるようになる<sup>27)~29)</sup>。1個のブロック内の $\alpha'$ ラスは、すべてほぼ同一の結晶学的な性質をもっているため、ラス境界は小角粒界の一種と考えてよい。したがって、多数のslip bandの導入で格子のすべりが生じ、ラス境界が消失しても不思議ではない。Fig.11は、0.2%耐力(a)および電子顕微鏡で観察された組織のなかで転位セルを形成した領域が占める割合(b)を、それぞれ冷間加工率との関係で示している。転位セル組織が占める割合は当然加工率の増加とともに大きくなり、90%の強加工を施すとラスマルテンサイトの形態をとどめた領域はほとんど観察されなくなる。また、加工の影響はこのような組織形態のみならず、 $\alpha'$ 自体の耐力にも顕著に現われる。加工率の増加とともに耐力もかなり上昇しており、この上昇は転位密度の増加<sup>30)~32)</sup>に起因すると考えてよいであろう。拡散を伴わないせん断型逆変態の場合には、 $\alpha'$ 中の転位がそのまま $\gamma$ へ受継がれて $\gamma$ が強化される可能性も否定できないが、拡散型

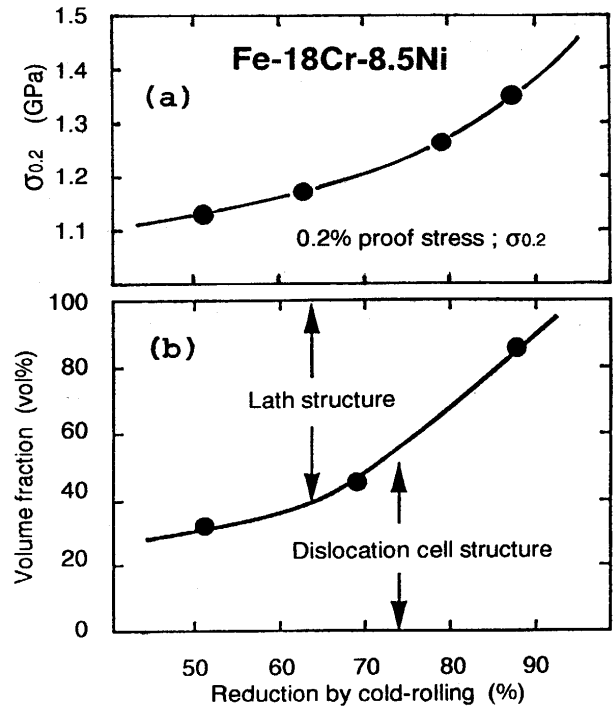


Fig. 11. Changes in 0.2% proof stress (a) and the volume fraction of dislocation-cell-type martensite (b), as a function of the amount of cold-working in an Fe-18%Cr-8.5%Ni alloy.

逆変態の場合には、 $\alpha'$ 中の転位の増加は、単に $\gamma$ の核生成の駆動力を大きくして、より微細な $\gamma$ 粒の生成を可能にしているにすぎない。前掲Fig. 7の、前加工率50~90%における耐力の増大は、あくまでも逆変態 $\gamma$ 粒の微細化に起因するものである<sup>25)</sup>。

一方、形態が大きく異なる $\alpha'$ を逆変態させた場合には、 $\gamma$ の核生成挙動が全く異なるため、最終的に得られる逆変態 $\gamma$ 組織も異なったものになってしまう。転位セル組織を持つ強加工された $\alpha'$ を逆変態させると、結晶学的にランダムな方位の等軸の $\gamma$ 粒が基地中に数多く核生成する<sup>24)</sup>ため、最終的には前掲Fig. 8で示したような等軸の超微細粒 $\gamma$ 単相組織が得られる。ところが、ラスの形態をとどめた $\alpha'$ を逆変態させた場合、優先的な核生成サイトであるラス境界に $\gamma$ が核生成する<sup>24)33)</sup>ため、Fig.12の写真(a)に示したような、ラスマルテンサイト組織に類似の“ラスオーステナイト組織”ともいべき組織が最終的に形成される。個々の $\gamma$ ラスの大きさや形態は、ちょうど元の $\alpha'$ ラスのそれに対応し、組織は見かけ上極めて微細に見える。しかし、元の1個の $\alpha'$ ブロック内では、同一のバリエーションの $\gamma$ のみが核生成する<sup>24)</sup>ため、個々のラスが集まって写真(b)のような $\gamma$ ブロックを形成する。結局、このような“ラスオーステナイト組織”は、高密度の転位の有無ならびに結晶構造の違いという点を除けば、元のラスマルテンサイト組織によく対応しており、このような組織を有する $\gamma$ 鋼の耐力をホールペッチの関係で論ずる場合、耐力は $\gamma$ ラスの大きさではなく、 $\gamma$ ブロック

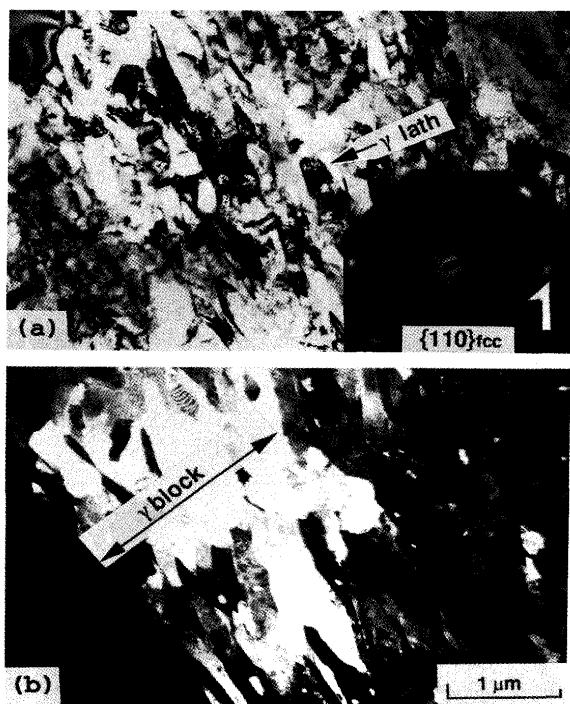


Fig. 12. Transmission electron micrographs showing the morphology of austenite reversed from lath martensite in an Fe-18%Cr-8.5%Ni alloy. Annealed at 923K for 10ks after 50% pre-cold-working. Bright field (a) and dark field image (b) taken by the arrowed spot in the diffraction pattern.

の大きさに依存することになる<sup>24)</sup>。つまり、 $\gamma$ ラスの境界はやはり小角粒界の一種であり、強度に対する寄与は小さい<sup>34)</sup>ものと理解できる。以上のことは、逆変態処理の前に $\alpha'$ を強加工することが、「転位密度を増大させて逆変態 $\gamma$ の核生成速度を大きくする」という熱力学的な側面からだけでなく、「 $\alpha'$ の形態を変えて、結晶学的にランダムな方位の等軸の $\gamma$ の生成を可能にする」という組織学的な観点からも、極めて重要であることを示唆している。

## 6 結晶粒超微細化鋼の機械的性質

結晶粒径をサブミクロンオーダーにまで超微細化しようとした場合、最初に述べたように、核生成頻度を大きくすることが最も重要と思われるが、それ以外にも、せっかく生成した微細粒が成長しないようにする工夫も必要である。一連の研究では、 $\gamma$ への逆変態が起こる温度を置換型原子の拡散が可能な限界温度付近まで下げるにより、最も単純なFe-Cr-Ni 3元系合金においても、一応平均粒径で0.5  $\mu\text{m}$ 程度の超微細粒 $\gamma$ 鋼を作製することができた。ここではさらなる超微細粒化を試み、ステンレス鋼で害の少ない窒化物による粒界pinning効果<sup>35)</sup>とMoによる粒界drag効果<sup>36)</sup>を期待して、MoとNを加えて合金設計した12.5%Cr-9.5%Ni-2%Mo-0.1%N鋼について $\gamma$ 粒径と機械的性質の関係

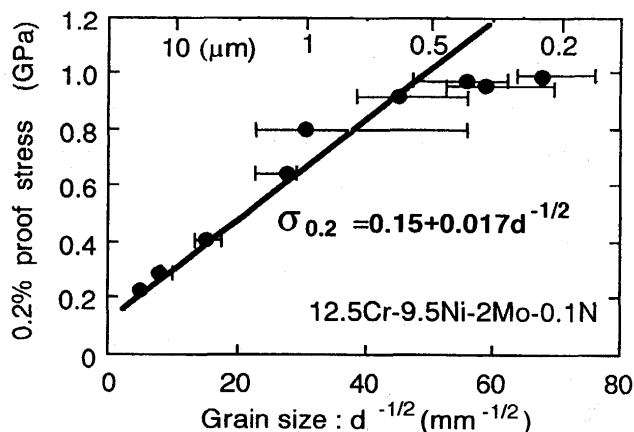


Fig. 13. Hall-Petch relation in an Fe-12.5%Cr-9.5%Ni-2%Mo-0.1%N austenitic alloy. Grain size was controlled by varying annealing temperature between 973~1373K in the 180s isochronal annealing for 80% pre-cold-rolled specimens.

を紹介する。まずFig.13に、結晶粒径と0.2%耐力の関係を示す。本鋼は、溶体化処理後80%冷間圧延して973~1373Kの温度で180s焼鈍することにより、平均結晶粒径を0.2~40  $\mu\text{m}$ の範囲で変化させることが可能である<sup>37)</sup>。耐力は、結晶粒径が0.5  $\mu\text{m}$ 付近まではホールペッチの関係に従って1 GPa (通常のスUS304鋼の4倍)程度にまで増大するが、それ以上細粒化しても頭打ちになる傾向にある。粒径 $d$ を $d^{-1/2}$ に変換した場合、結晶粒が細くなるほど誤差が大きく拡大されてしまうので粒径の測定には細心の注意を払う必要があるが、電子顕微鏡で観察した結果からは、粒径が1  $\mu\text{m}$ から0.2  $\mu\text{m}$ の試料については組織の細さに明確な差異が認められた。細粒化に伴って強化が頭打ちになる理由としては、Fig. 9で示したようなサブグレインの存在が挙げられる。本鋼でも、結晶粒径が1  $\mu\text{m}$ を下回るような超微細粒組織になると、かなりの頻度でサブグレインが観察された。強化への寄与が小さい小角粒界<sup>34)</sup>の亜粒界を無視して、大角粒界で囲まれた領域を超微細粒鋼の1個の結晶粒と見なすと、見かけの平均有効粒径は0.5~1  $\mu\text{m}$ 程度の値となって図中の直線上に乗るようになる。このことは、核生成頻度を高くして細かい粒を核生成させても、隣接する核同士がすべて異なるバリエーションで生成するようにしないかぎり、これ以上の結晶粒微細化強化が困難なことを物語っている。言い換えれば、サブミクロンオーダーの超微細粒鋼を加工熱処理で得ようとする場合、どうしても隣接した粒同士が基底に対して同一のバリエーションで核生成する確率も高くなり、変態が完了した段階で亜粒界を形成してしまうことになる。以上の結果から判断すると、バルク材の $\gamma$ 鋼の加工熱処理による結晶粒微細化強化は、平均粒径で0.5~1  $\mu\text{m}$ 程度が限界のように思われる。また、このような超微細粒化処理で極端に耐力を増大させると、耐力が材料の持つ固有のflow stressを大幅に上回って、リュウダース変形に類似の不均一

変形を起こすようになる<sup>37)</sup>点も留意すべきである。

## 7 おわりに

これまでの結晶粒微細化の技術は、製造上あるいは経済的な理由から、冷却中に起こる平衡変態とこれに加工を絡めた加工熱処理法に立脚したものが多くに思われる。この場合、最初に述べたように核生成の駆動力を蓄積しがなく、かつ粒成長も起こりやすいため、サブミクロンオーダーを目指した細粒化には多大の困難を伴う。今回示した結晶粒微細化の手法は、バルク材でミクロンの壁を破るための一手段として、加工誘起 $\alpha'$ 変態という非平衡変態と加熱中の相変態を組み合わせて利用した一例を紹介したにすぎない。同様な手法は、 $\gamma$ 系ステンレス鋼以外にも、準安定組織を有する合金(例えば、Fe-Ni合金やFe-Mn合金など)に応用することが可能であり、広範な分野でミクロンの壁を破る超微細粒化の研究が展開されることを期待する。

### 文 献

- 1) R.A.Granger : Trans. ASM, **59** (1966), p.26
- 2) 加根魯和宏, 南 雄介, 白石 隆, 峯岸 功, 小宮善徳, 松下昭義 : 日本鋼管技報, **87** (1980), p.51
- 3) 澤谷 精 : 日本金属学会第VI総合分科会企画「最近のステンレス鋼」シンポジウム予稿集, (1985), p.12
- 4) 鋸屋正喜 : 鉄と鋼, **70** (1984), p.2196
- 5) J.F.Breedis : Trans. Metall. Soc. AIME, **236** (1966), p.218
- 6) S.R.Thomas and G.Krauss : Trans. Metall. Soc. AIME, **239** (1967), p.1136
- 7) H.Smith and D.R.F.West : J. Mater. Sci., **8** (1973), p.1413
- 8) H.Smith and D.R.F.West : J. Met. Technol., **1** (1974), p.37
- 9) H.Smith and D.R.F.West : J. Met. Technol., **1** (1974), p.295
- 10) T.H.Coleman and D.R.F.West : Metallography, **7** (1974), p.203
- 11) T.H.Coleman and D.R.F.West : Met. Sci., **9** (1975), p.342
- 12) T.H.Coleman and D.R.F.West : Met. Technol., **3** (1976), p.49
- 13) K.B.Guy, E.P.Butler and D.R.F.West : Met. Sci., **17** (1983), p.167
- 14) S.Takaki and Y.Tokunaga : Proc. Innovation Stainless Steel, AIM, Florence, (1993), p.327
- 15) 高木節雄 : 第141・142回西山記念技術講座 (日本鉄鋼協会編), (1992), p.3
- 16) 牧 正志 : 第143・144回西山記念技術講座 (日本鉄鋼協会編), (1992), p.53
- 17) L.Kaufman, E.V.Clougherty and R.J.Weiss : Acta Metall. Sci., **11** (1963), p.323
- 18) 富村宏紀, 高木節雄, 徳永洋一 : 鉄と鋼, **74** (1988), p.1649
- 19) 平野賢一 : 粒界の偏析と鋼の諸性質 (鉄鋼基礎共同研究会微量元素の偏析部会編), (1979), p.21
- 20) 高木節雄, 谷本征司, 富村宏紀, 徳永洋一 : 鉄と鋼, **74** (1988), p.1052
- 21) 平山俊成, 小切間正彦 : 日本金属学会誌, **34** (1970), p.507
- 22) 富村宏紀, 谷本征司, 高木節雄, 徳永洋一 : 鉄と鋼, **72** (1986), S505
- 23) 平山俊成, 小切間正彦 : 日本金属学会誌, **34** (1970), p.826
- 24) 富村宏紀, 上田精心, 高木節雄, 徳永洋一 : 鉄と鋼, **78** (1992), p.141
- 25) 高木節雄, 谷本征司, 富村宏紀, 徳永洋一 : 鉄と鋼, **74** (1988), p.1058
- 26) 牧 正志, 田村今男 : 鉄と鋼, **67** (1981), p.852
- 27) 富村宏紀, 川内祐治, 高木節雄, 徳永洋一 : 鉄と鋼, **77** (1991), p.1519
- 28) 高木節雄, 飯塚俊二, 富村宏紀, 徳永洋一 : 日本金属学会誌, **55** (1991), p.1151
- 29) A.P.Davidson and D.R.F.West : Met. Sci., **13** (1979), p.170
- 30) H.M.Otte and J.J.Hren : Exp. Mech., **6** (1966), p.177
- 31) J.E.Bailey : Phil. Mag., **8** (1963), p.223
- 32) M.Kehoe and P.M.Kelly : Scr. Metall., **4** (1970), p.473
- 33) 荒木弘安, 平田健一, 藤村全戒 : 日本金属学会誌, **44** (1980), p.1244
- 34) L.Å.Norström : Met. Sci., **10** (1976), p.429
- 35) 磯部 晋, 岡部道生 : 電気製鋼, **56** (1985), p.122
- 36) M.Hillert and B.Sundman : Acta Metall., **24** (1976), p.731
- 37) 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