



特集記事・2

鉄鋼材料を活かすナノ組織制御技術

静的・動的フェライト変態機構に関する最近の解析

A Recent Study on Static/Dynamic Austenite-to-Ferrite Transformation in Steels

足立 吉隆
Yoshitaka Adachi

(独) 物質・材料研究機構 新構造材料センター
金相グループ 主幹研究員

友田 陽
Yo Tomoda

茨城大学 大学院理工学研究科
応用粒子線科学専攻 教授

1 緒言

この10年間あまりは日本の国家プロジェクト（スーパーメタルPJ、超鉄鋼PJ、プロテウスPJ）を発端として、全世界的に超微細粒鋼研究の隆盛期であった。超微細粒化は、必要最小限の合金元素添加で高強度と高靱性を確保することができることが最大の利点であるが、これに加えて析出物などの第二相の微細分散化のための下地組織としてや、粒径を制御することにより一つの鋼種で様々なグレードの材料が得られるなどの工程上の利点など、鉄鋼材料にかかわる産学官の多くの研究者、技術者がそれぞれ異なる次元で魅力を感じ今もなお永遠の課題として取り組んでいる課題である。超細粒化のための新しいメタラジの概念の構築が精力的に進められてきたのと並行して、工業化への取り組みのための国家プロジェクトも進められ、真に鉄鋼材料関係者が一体となって本課題に挑戦してきた。一部ではすでに粒径 $3\mu\text{m}$ の熱間圧延鋼板が実機で製造されている。最先端を走ってきた研究開発も今新たな時期を迎えようとしており、一つの研究の流れは必要最小限使った合金元素の役割の徹底的な有効活用、小歪で超細粒鋼を得るためのメタラジの探索といった高効率超微細粒化に関する研究であり、いま一つの流れは超細粒鋼の用途を探るための基礎研究として変形特性に関する研究が進められている。本稿では、超微細粒化メタラジの潮流と原理、それを解析するために新たに使われ始めた解析手法に焦点を当て、超微細粒鋼研究の現状を概観する。

2 超細粒化の潮流と原理

超細粒化を可能とするプロセスは大きく分けて二つあり、①変態後の組織（フェライトやマルテンサイト）を超強加工（例えば歪3以上）する方法【超強加工ルート（Sever plastic deformation route）】と、②変態前の母相（オーステナイト）

を強加工（例えば歪1程度）する方法【変態ルート（Transformation route）】に大別される（Fig.1）。超強加工ルートには更に、加工と再結晶が交互して繰り返して生じる動的連続再結晶と、加工のみで元の粒が分割して微細粒が生じる動的連続再結晶（粒分割）ルートがある。いずれも温度補償歪速度因子（Zener-Hollomon因子（ $Z = \exp(Q/RT)$ ））が大きいほど微細粒化するが、 Z 値と粒径の関係の勾配は再結晶機構の違いによって異なることが報告されている¹⁾。一方の変態ルートには、加工と変態が交互して繰り返して生じる動的変態²⁻⁴⁾と、変態前の母相域での加工のみの静的変態ルート^{5,6)}がある。以下では、紙面の都合上変態ルートに焦点を当てて、超微細粒化プロセスの特徴と原理について簡潔に述べる。超強加工による微細粒化については優れた解説^{1,7)}が他にあるので参照されたい。

2.1 動的変態による超微細粒化

2.1.1 動的変態の速度論的特徴

変態ルートでフェライト結晶粒径を微細化するにあたって重要な点は以下の四点である（Fig.2）⁸⁾。【1】母相オーステナイトにフェライトの核生成サイトとなる種々の仕組みを入れる。ここでいう仕組みとはオーステナイト結晶粒径を小さくする、転位組織を導入する、第二相を利用することである。

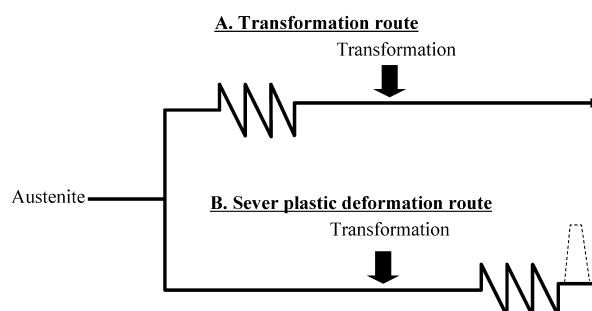


Fig.1 Two routes to obtain ultrafine ferrite grains

中でも加工により転位組織を導入することは、フェライト結晶粒の微細化に最も効果的である。【2】上記核生成サイトの能力を上げる（例えば大角粒界化、変形下部組織の方位差増加など）、【3】核生成サイトが有効化するように駆動力（過冷度）を高める、【4】変態したフェライトの粒成長を抑制する（低温保持、第二相の利用、ハード・ソフトインベンジメントの利用など）。これらの点は式では次のように表すことができる。

$$d_a = 0.91(V/I)^{1/4}$$

ここで d_a はフェライト粒径、 V はフェライトの粒成長速度、 I はフェライトの核生成速度である。フェライト粒径を小さくするためには V/I の比をできるだけ小さくすることが必要である。ここで I は次式で表わされる。

$$I = N_0 \exp\left(\frac{-Q_D}{kT}\right) N_v \exp\left(\frac{-\Delta g^*}{kT}\right)$$

上式中の N_v は核生成サイト数、 Δg は駆動力である。したがってフェライトの核生成速度を増すためには、オーステナイト中の核生成サイト密度を高め、そして駆動力（過冷度）を増すことが必要となる。以下に述べる動的変態は過冷オーステナイト域での加工中に変態が生じるので、核生成サイト数および過冷度両方を増すのに都合がよい変態機構といえる。そこでまず動的変態機構の特徴について以下に述べる。

Ar3点直上の未再結晶オーステナイト域で加工すると、加工中にフェライト変態が生じる場合がある^{2,3)}。このような加工中の変態を動的変態と呼ぶ。特に焼き入れ性が低い鋼種で動的変態は生じる。動的変態をうまく利用すると、本来ベイナイト変態が生じる500℃近傍の過冷オーステナイト域で加工することにより、ベイナイト変態に代わってフェライト変態が生じる（Fig.3a）⁴⁾。この加工を受けた過冷オーステナイトから変態したフェライトの粒径は1μm程度となる。こ

の超微細化は①低温加工により導入された核生成サイト能の高い転位下部組織と、②過冷により変態の駆動力が増すといった二つの理由が相乗した結果と理解される。低温オーステナイト域での加工で導入された転位下部組織はマイクロバンドと呼ばれ、絡まりあった転位で構成される二枚の近接した転位壁（透過型電子顕微鏡（TEM）で観察して初めて二枚の転位壁の存在が分かるが、ここでは二枚の転位壁をまとめてマイクロバンド界面と呼ぶことにする）がほぼ $\{111\}_\gamma$ に沿って形成する⁹⁾。マイクロバンドの幅は歪、加工温度、オーステナイト粒径によって変化し、歪が高いほど、加工温度が低いほど、オーステナイト粒径が小さいほど小さくなる、すなわちマイクロバンド密度は増加する（Fig.4）^{5,9)}。なお、fcc相の変形挙動や変形組織は積層欠陥エネルギーに大きく依存するので、Fig.2では低炭素鋼のオーステナイトと積層欠陥エネルギーがほぼ等しくかつ室温までfcc構造が安定な70Ni-30Fe合金を用いて、室温で変形下部組織を観察している。

未再結晶オーステナイト域であっても800℃以上の高温オーステナイト域加工では転位セル組織が形成する。隣接したマイクロバンド間の方位差が2-3度以上である場合が多いのに対して、転位セルの方位差は1度未満である場合が多く

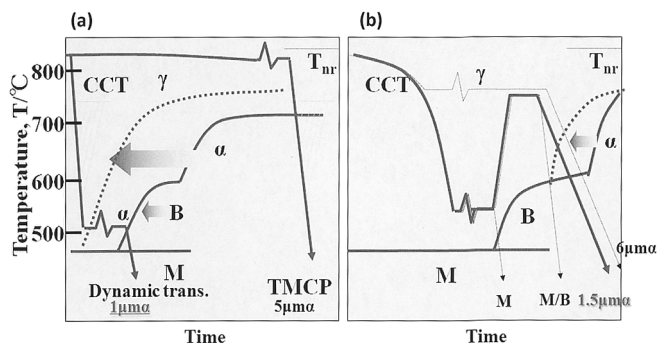


Fig.3 CCT diagram of (a) low and (b) high quench hardenability steels

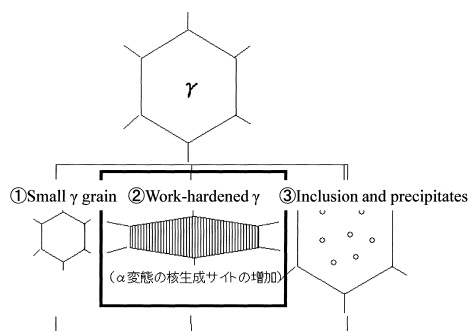


Fig.2 Principle to obtain fine ferrite grains⁸⁾

- 【1】 Increase of nucleation sites
- 【2】 Increase of potential of nucleation sites
- 【3】 Increase of driving force
- 【4】 Suppression of grain growth

観察される。転位セルに比べてマイクロバンドが高い核生成サイト能を有する理由はこの方位差の違いによるものと考えられる⁹⁾。

ところで以上の説明では、変態機構の違い(静的あるいは動的)が変態フェライト組織に及ぼす影響については述べていない。ここで静的変態と動的変態の違いを整理するとFig.5のように示すことができる。静的変態の場合はオーステナイト域で加工が終わったのちにフェライト変態が始まる。したがって変態フェライト組織は変態前加工の影響のみを受ける。一方動的変態の場合は、オーステナイト域加工中にフェライト変態が生じることが特徴で、したがって変態フェライト組織は変態前の加工のみならず変態後の加工の影響を受けることになる。この変態後の加工が最終組織に及ぼす影響を理解することが、動的変態機構をより理解する上で

重要となる。これは言い換えれば、オーステナイト→フェライト二相域加工時の組織変化を理解することが必要ということになる。

オーステナイトとフェライト間の歪分配に及ぼす加工温度、フェライト体積率の影響をその場中性子線回折で調べた結果をFig.6に示す¹⁰⁾。ここで用いた供試材は0.2C-2Mn-(0.03Nb)鋼 (mass %)である。900℃でのオーステナイト化に引き続き、640℃あるいは680℃で等温保持しこの間にフェライト変態を部分的に生じさせた後に25%の圧縮加工(歪速度0.1/s)を施し、更に同じ温度で等温保持する間の中性子線回折ピークプロファイル^{*1}を測定した¹⁰⁾。加工直前のフェライトの体積率は加工前の等温保持時間を変更することにより制御した。オーステナイト→フェライト二相域で加工すると、今回測定したオーステナイトの3つの回折面からのピーク強度が急激に減少するとともに、フェライトの3つの回折面からのピークの内2つのピーク強度が増す一方で残り1つのピーク強度が減少した。この結果は、二相域加工により加工歪がオーステナイトに導入されフェライト変態が促進したことを示唆するとともに、加工歪がフェライト中にも導入され変形集合組織が発達することを示している。更に、Fig.6を元にして求めたオーステナイト及びフェライトの体積率変化^{*2}の解析結果 (Fig.7)によると、680℃で加工した場合よりも640℃で加工した場合の方が、加工に伴うフェライトの体積率増加量が多い。これは、同じ二相域でも低温で加工した場合の方が加工歪がよりオーステナイトに集中しやすいことを示唆しているものと考えられる。実際、同時に測定した応力歪曲線 (Fig.8) をみると、680℃で加工した場合には加工前の等温保持時間を長くする(すなわちフェライトの体積率を増す)と流動応力が低くなるのに対して、640℃では高くなる傾向が認められる。この結果も二相域での加工温度が高いと加工歪はフェライトに集中するのに対して、低温ではフェライトよりもむしろオーステナイトが主に塑性変形していることを示唆しており、中性子線回折の結果と一致している。フェライトに加工歪が集中した場合にはやがて動的再結晶が生じることが想像され、最終的に得られるフェライト組織は主に動的再結晶により生じたフェライト組織になるものと考えられる。一方、オーステナイトに歪が集中した場合には変態で生じたフェライトが主組織になるものと思われる。実際の動的変態では動的変態とそれに引き続いて起こるフェライトの動的再結晶が同時に起こっている可能性がある。ただ上記結果は、低温加工になるほど動的変態が動的再結晶よりも支配的になっていることを示唆している。

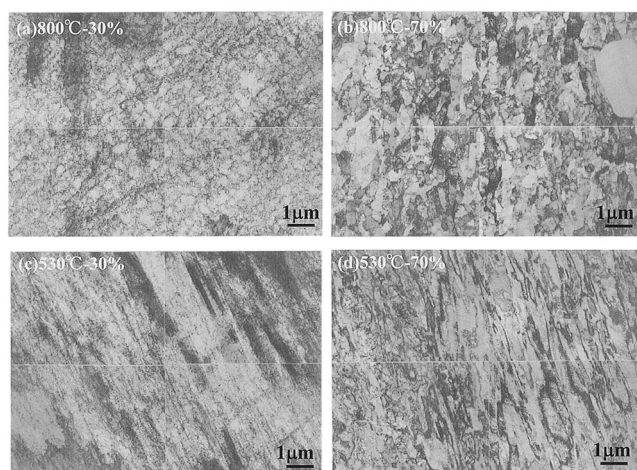


Fig.4 Dislocation substructures in Ni-30Fe alloy⁹⁾

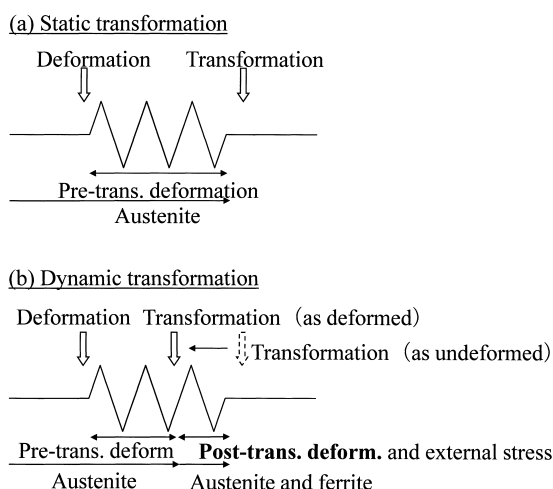


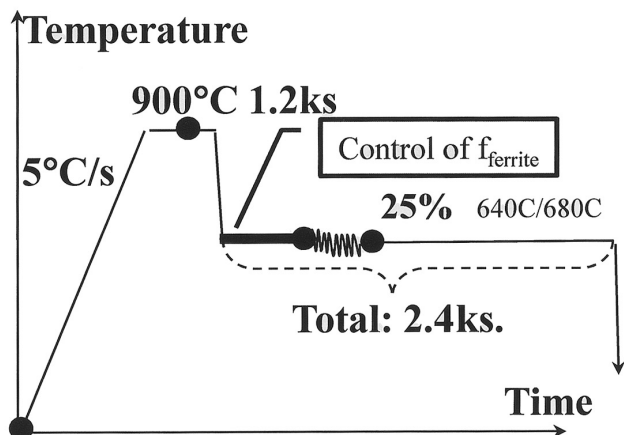
Fig.5 Comparison between static and dynamic transformation

*1 シングルピークフィッティングの結果による体積率

*2 リートベルト解析結果で、集合組織補正をした全回折ピーク一括フィッティングの結果による体積率

また歪速度が極端に小さい場合は、動的再結晶が超微細粒化の支配的な機構となることが指摘されている¹¹⁾。

オーステナイトに歪が集中する場合の相変態挙動について、更なる中子線回折で調べた結果をFig.9に示す¹²⁾。



中子線回折施設に熱間圧縮装置を敷設し、0.2C-2 Mn (-0.03Nb) 鋼を用いてオーステナイト域の700℃で25%の圧縮加工後、冷却途中でのフェライト体積率変化を測定した。加工は変態を促進するが、変態が進むにつれてその加工によ

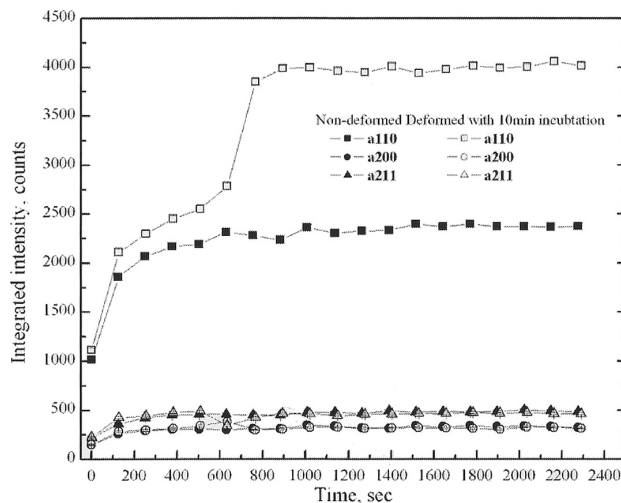
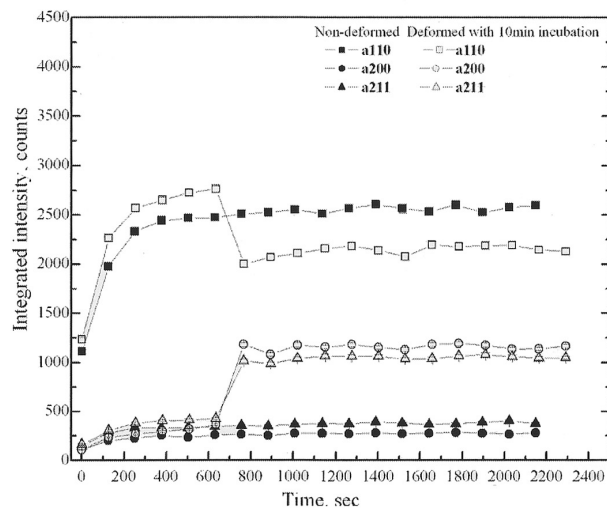
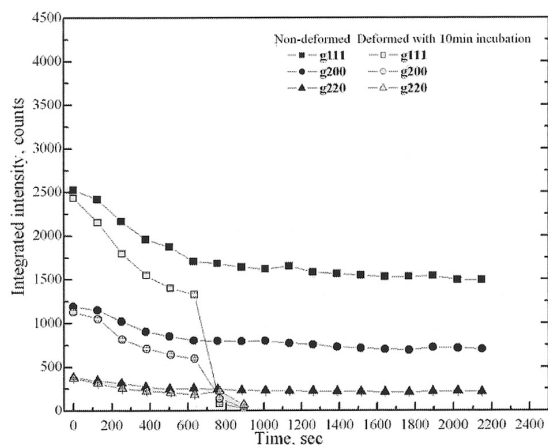


Fig.6 Change in peak integrated intensity. Nb-free steel, measured at 640°C¹⁰⁾

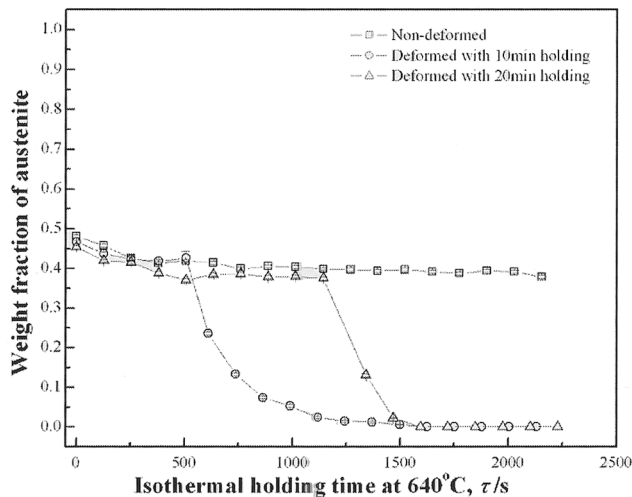
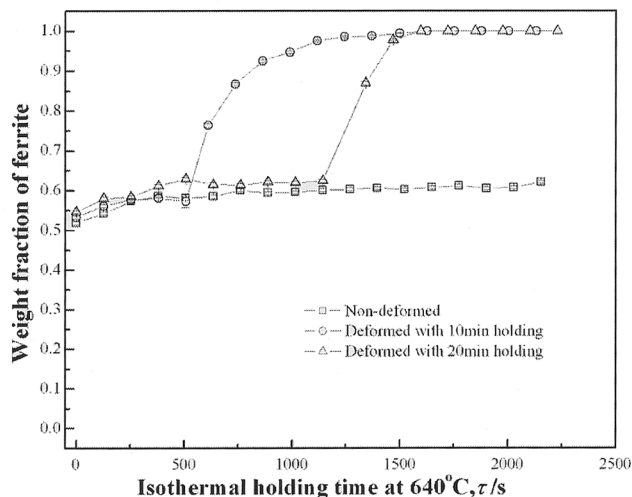


Fig.7 Effect of deformation on ferrite transformation evolution. Nb-added steel at 640°C¹⁰⁾

る促進効果は小さくなる事が分かる。この理由としては、最初に導入した核生成サイトの全てが変態時に消費されサイトサチュレーションが生じたことによる、あるいは変態の進行に伴いオーステナイト中の炭素濃度が上昇したことによる、などが考えられる。加工による促進効果が消失したところを見計らって二回目の加工を加えると、再度フェライト変態が促進されるという結果が見出されている (Fig.10)¹³⁾。このような二相域での加工が繰り返し加えられているのが動的変態の特徴である。

以上の結果をまとめると、動的変態が生じるような低温域では歪がオーステナイトに優先的に、しかも連続的に導入され、フェライト変態が繰り返し促進されるものと考えられる。

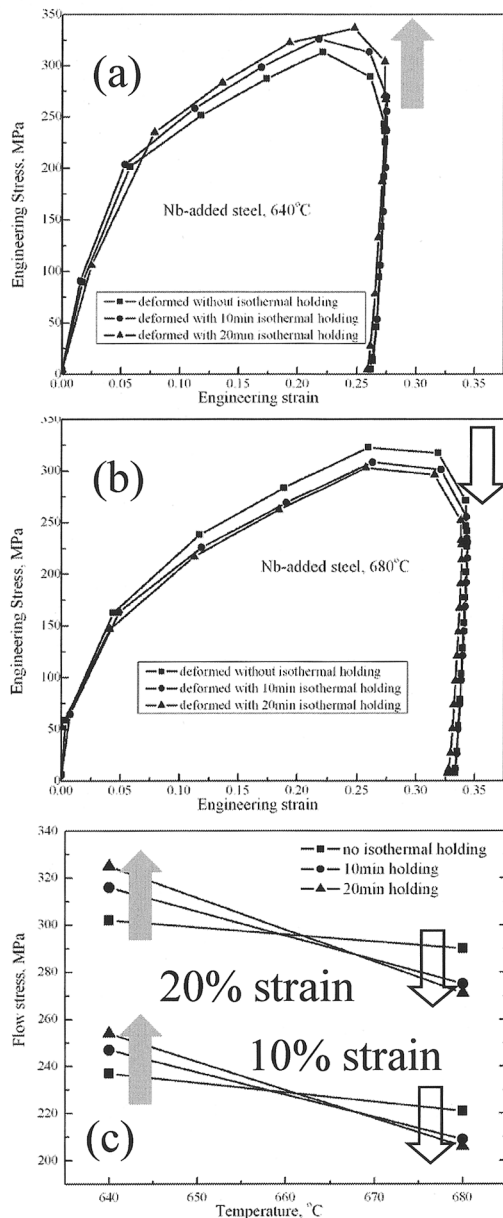


Fig.8 Effects of temperature and ferrite volume fraction on flow stress of Nb-added low alloy steel : (a) 640 °C ; (b) 680 °C ; (c) flow stress comparison between two temperatures¹⁰⁾

また一部の変態フェライトはその後の加工により動的再結晶している可能性がある。

2.1.2 動的変態の結晶学的特徴

たとえ核生成速度が高くなっても、近接して生成したフェライトの結晶方位が同じ場合、それらは合体し粗大粒となる。動的変態の場合、オーステナイト→フェライト二相域での加工で歪が界面のオーステナイト側に集中しオーステナイトの

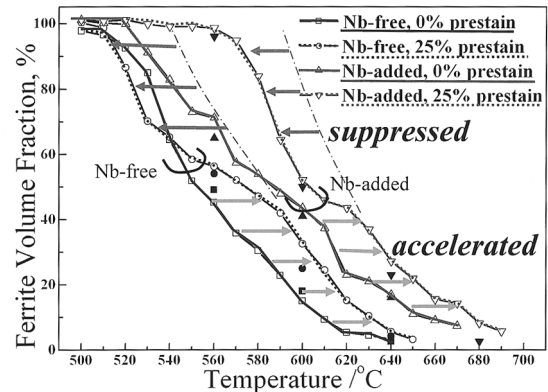


Fig.9 Effect of prestrain on ferrite transformation kinetics¹²⁾

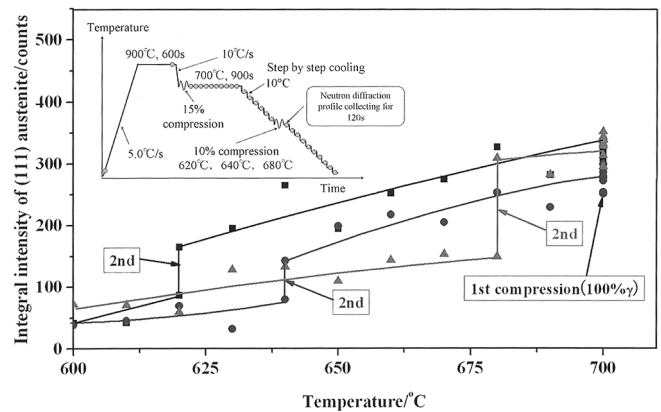


Fig.10 Effect of double hit deformation on ferrite transformation kinetics¹³⁾. Nb-free steel

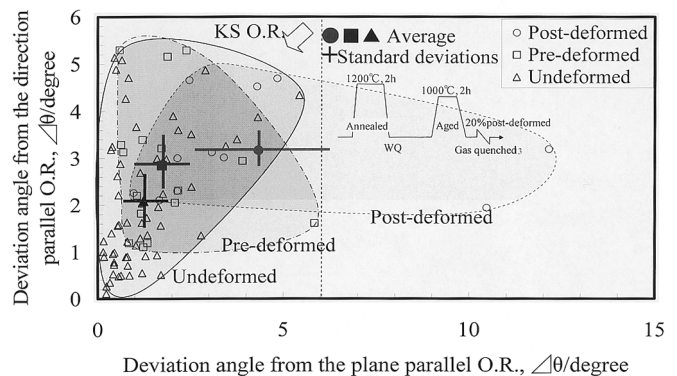


Fig.11 Comparison in the distribution of the deviation angles from the plane/direction parallel orientation relationships. Ni-43Cr alloy¹⁴⁾

結晶方位回転が生じ (Fig.11)¹⁴⁾、その後新たに生成するフェライトが結晶回転後のオーステナイトと方位関係を有して生成するので、近接して生じたフェライトの結晶方位が異なることになり、隣接粒間の合体による粗大化の機会は減少すると考えられる。すなわち動的変態ではバリエーション規制が緩和されると推定される。

2.2 静的変態による超微細粒化

動的変態のところで述べたように、第一にフェライトの超微細粒化に重要な点は、高い核生成サイト能 (大きな方位差) の転位下部組織を均一に微細分散することである。付加的に動的変態の特徴 (例えば、歪が繰り返して導入される、変態フェライトの方位が分散するなど) はあるものの、超微細粒化に変態機構の違い (動的か、静的か) は大きな意味を持たないものと思われる。実際に、静的変態で超微細粒化を達成した二つの場合を説明する。

焼き入れ性が高い鋼種の場合、加工によるフェライト変態の促進効果が低焼き入れ性鋼と同様に生じて、変態が加工中に生じるまで促進されることはない¹⁵⁾。結果として、オーステナイトの低温域で加工後冷却するとオースフォームドベイナイトや、オースフォームドマルテンサイトが生成する。ところが、低温オーステナイト域で加工後、再昇温しその後徐冷すると、粒径1.5 mmの超微細フェライト粒が生成する (Fig.3b)⁵⁾。この場合変態は最終冷却時に生じているので静的変態であり、この結果は低温オーステナイト域で加工することが超微細粒の生成に重要であることを示唆している。

異なる例として、安定オーステナイト域 (動的変態が生じない比較的高温の未再結晶オーステナイト域) で多段高速圧延を施し、加工パス時間を可能な限り短くし、加えて加工後一定の温度にまで冷却する時間を極力短時間にして転位の回復を抑制しようという試みがなされ⁶⁾、1 μm 程度の超微細粒が生成するといった結果も近年報告されている。ここでも変態機構は静的と考えられる。短時間パス熱間圧延により導入される転位下部組織は転位セルであることが報告されており上に述べたマイクロバンドとは異なるが、変形下部組織の形態の違いよりも、方位差に注目すべきと思われる、多段高速熱間加工により導入された隣接する転位セル間の方位差測定が望まれる。

3 超微細粒フェライトを得るための臨界歪軽減手法

超微細粒フェライトを得るためには変態ルートおよび超強加工ルートともに、比較的大きな歪が必要である。この臨界歪を小さくしたいという要望は当然である。そのために検討されている手法をTable.1に示す。

超強加工ルートによる超微細粒化の初期組織はこれまでフェライトや、オーステナイトなどの単純な組織が利用されてきた。初期組織フェライトを1 μm まで微細粒化するためにはより高Z値での加工が必要となるが、その場合臨界歪は増加する。SCM440 鋼の場合、加工条件500 $^{\circ}\text{C}$ 、0.01 s^{-1} ($\log Z = 15.3$) で全面超微細粒フェライトを得るためには歪 $\epsilon = 4$ が必要であることが示されている¹⁶⁾。超微細粒化のためには材料中にできるだけ多くのGN転位を導入することがポイントであり、そのために超強加工が施されているわけであるが、より有効にGN転位を蓄積する手法として初期組織にマルテンサイトを利用する方法が検討され始めている¹⁷⁻²⁰⁾。マルテンサイト組織を50% ($\epsilon = 0.8$) 冷間加工後、短時間焼鈍する静的再結晶法でも180 nm径の微細粒が得られることが報告されている¹⁸⁾。500 $^{\circ}\text{C}$ の温間域で $\epsilon = 0.26$ 程度の加工により1 μm 径以下の微細粒が部分的ではあるが生成した例も知られている (Fig.12)¹⁹⁾。この場合、著者らは超微細粒化の機構が連続再結晶であると考察している。この温間域での小歪加工による超微細粒化は、特に材料中に炭素が含まれている場合に、より小歪加工で超微細粒化が生じる¹⁸⁻²⁰⁾。よって、超微細粒を得るために必要な高Z域加工 (低温、高歪速度) であっても、小歪加工で超微細粒が得られるという大変興味深い結果がほぼ同時期に異なる研究グループから報告されている。その微細粒化促進機構については、初期組織マルテンサイト中に含まれるパケットやブロックが微細であることに起因するという考え方や、高い初期転位密度、固溶炭素による変態転位の固着、第二相 (残留オーステナイト、セメンタイト) 周辺での局所的な歪蓄積効果の向上、第二相による粒成長の抑制などが提案されているが、まだ統一した見解には至っていない。

一方の相変態ルートでも、超微細粒化に必要な歪を一層小さくするための努力が続けられている。一つは母相オーステ

Table.1 Potential methods to reduce a critical strain to realize ultra-grain refinement

相変態ルート	超強加工ルート
母相オーステナイト粒の微細化 ⁽⁵⁾	マルテンサイトを初期組織として利用 ⁽¹⁸⁾⁻⁽²⁰⁾
多軸加工 ⁽²³⁾	
パス間時間の短縮 ⁽⁶⁾ 、パス間冷却 ⁽²⁴⁾ 、圧延直後冷却 ⁽²⁴⁾	

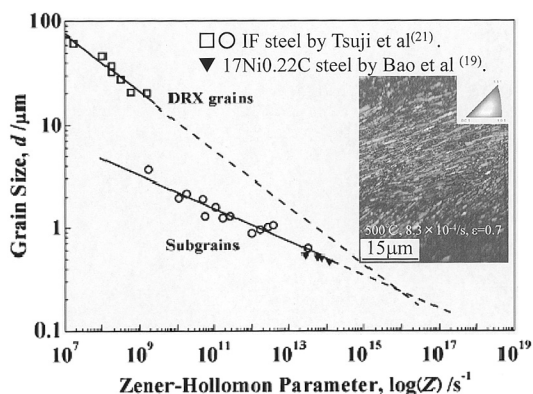


Fig.12 Grain size of dynamically recrystallized grains as a function of the Z parameter

ナイト粒径を微細化する方法^{4,22)}であり、析出物の利用によるピンニング効果を使った手法、オーステナイトの動的再結晶を使った方法²²⁾が報告されている。これらの母相オーステナイト粒の微細化は凝固過程にまで遡って組織制御が求められる課題であり、現在高温プロセス関連で検討が進められている。もう一つはプロセスの面からのアプローチであり、オーステナイト域での多段熱間加工時の加工パス時間をより短くし、加えて加工後一定の温度にまで冷却する時間を極力短時間にして転位の回復を抑制しようという試み⁶⁾であり、オーステナイト域でのより高温域での加工でも超微細粒を得ることができるという点で工業的価値がある成果である。多軸加工により同じ等価歪であってもより広い面積に歪を導入できるという結果も報告されている²³⁾。これらの知見(短時間パス圧延、直後急冷(およびパス間冷却)、異型ロール圧延による複雑な歪経路)を巧みに実機に反映した生産ラインが既に稼働しており、工業的規模で3 μm径の微細粒フェライト鋼が製造されるようになっている²⁴⁾。

4 未解決の課題

動的変態による微細粒化機構に焦点を当て、これまでに報告されている結果を概観した。しかし未だに次の二点が未解決のまま残されている。

- ・動的変態が生じる過程では二相域で加工されているので、フェライトは転位を含み、また扁平粒になっていてもよいと思われるのに、実際には動的変態で生じた微細粒は内部に転位を含まず(あるいはわずかし含まず)、また等軸である。なぜか?
- ・動的変態で生じた微細粒の粒径は1 μm程度であることが多く報告されている。粒径を決定している因子は何か?

動的変態で生じた微細粒フェライト粒は引き続き動的再結晶し、そのZ因子に相応した粒径が1 μmであるため、フェライト粒内の転位密度は比較的低く、1 μm程度の等軸微細

粒となるというモデルが提案されている¹¹⁾。一方、過冷オーステナイト域で加工した場合、変形下部組織の方位差が比較的大きく、かつその間隔が1 μm以下であるため、そこから短時間の間に一斉に核生成したフェライト粒は3次元的にハードインピンジメントにより粒成長が抑制され1 μm程度の等軸粒が生成するということも考えられる。より過冷されたオーステナイトの加工中に動の変態が生じる場合、加工歪はオーステナイト、(動の変態した)フェライトの両相に加わるものの、オーステナイトの方に歪が集中しやすいため、フェライト中の転位密度が低くなるという説明も可能である。今後、高温二相域での変形挙動の更なる検討が必要である。その際に、時分割能を改善したその場中性子線回折による平均的な情報の取得とともに、得られた微細組織の詳細な解析が求められる。

5 最後に

超微細粒が生成するルートには、超強加工ルートと相変態ルートがあり、いずれも動的あるいは準動的な組織変化が生じることを述べた。この変形下で生じる組織変化を直接捉えたいという要望は当然であり、高温変形中のその場中性子線回折法やその場電子線後方散乱法(EBSD)が今後組織形成機構のより一層の理解に益々有効になるものと思われる。

謝辞

本稿を執筆するにあたり、多くの方々にご協力をいただきました。特に、動の変態機構について議論していただいたDeaking UniversityのPeter Damian Hodgson教授、Bela-di Hossein博士、スーパーメタルプロジェクトメンバー各位、超鉄鋼プロジェクトメンバー各位、また特に中性子線回折実験に精力的に取り組まれた茨城大学P.G. Xu博士、M.S. Koo氏、Rutherford Appleton Laboratory (UK)のE.C. Oliver博士、Nuclear Physics Institute (Czech Republic)のDr.P. Lukáš博士、動的再結晶組織に及ぼす初期組織マルテンサイトの研究を中心になって遂行された中国鋼鉄研究総院のY.Z. Bao博士に厚く謝意を表します。

参考文献

- 1) 酒井拓：結晶粒微細化への新アプローチ，日本金属学会セミナーテキスト，(2000)，83.
- 2) H. Yada, Y. Matsumura and T. Senuma : Thermec '88, ed. by I. Tamura, ISIJ, (1988), 200.
- 3) P.J. Hurley¹, P.D. Hodgson and B.C. Muddle : Scripta Materialia, 40 (1999), 433.
- 4) Y. Adachi, T. Tomida and S.Hinotani : Tetsu-to-

- Hagane, 85 (1999) 8, 620.
- 5) Y. Adachi, M. Wakita, B. Hossein and P.D. Hodgson : *Acta Materialia*, 55 (2007) 14, 4925.
- 6) K. Miyata, M. Wakita, S. Fukushima, N. Imai, M. Yoshida and T. Tomida : *CAMP-ISIJ*, 17 (2004) 6, 1388.
- 7) N.Tsuji : *Tetsu-to-Hagane*, 88 (2002) 7, 359.
- 8) 牧正志 : *金属*, 71 (2001) 8, 771.
- 9) Y. Adachi, T. Tomida and S. Hinotani : *ISIJ Int*, 40 (2000), s194.
- 10) P.G. Xu, Y. Tomota, E.C. Oliver, Y. Adachia and T. Kamiyama : *Proc. of Conference on Stress Evaluation (MECA SENS VI)*, Vienna Austlia, September 2007, 99.
- 11) H. Beladi, G.L. Kelly and P.D. Hodgson : *International Materials Reviews*, 52 (2007) 1, 14.
- 12) P.G. Xu, Y. Tomota, P. Lukas, O. Muransky and Y. Adachi : *Materials Science and Engineering*, 435-436 (2006), 46.
- 13) M.S. Koo, P.G. Xu, Y. Tomota, V. Davydov, O. Muransky and P. Lukas : *Proc. of Conference on Stress Evaluation (MECA SENS VI)*, Vienna Austlia, September 2007, 98.
- 14) Y. Adachi and K. Tsuzaki : *ISIJ Int*, 45 (2005) 11, 1703.
- 15) Y. Adachi, T. Tomida and S. Hinotani : *Tetsu-to-Hagane*, 85 (1999) 9, 691.
- 16) S.V.S. Narayana Murty, S. Torizuka and K. Nagai : *Materials Science and Engineering A*, 410-411 (2005) 25, 319.
- 17) A. Ohmori, S. Torizuka, K. Nagai, N. Koseki and Y. Kogo : *Mater. Trans.*, 45 (2004), 2224.
- 18) R. Ueji, N. Tsuji, Y. Minamino and Y. Koizumi : *Acta Materialia*, 50 (2002) 16, 4177.
- 19) Y.Z. Bao, Y. Tomota, T. Suzuki and Y. Adachi : *Scripta Matereritalia*, 53 (2005), 1471.
- 20) B. Poorganji, T. Yamaguchi, G. Miyamoto, T. Furuhashi and T. Maki : *CAMP-ISIJ*, 20 (2007), 508.
- 21) N. Tsuji, Y. Matsubara, T. Saito and T. Maki : *J Jpn Inst Met*, 62 (1998), 967.
- 22) E. Yasuhara, K. Seto and K. Sakata : *Tetsu-to-Hagane*, 89 (2003) 2, 87.
- 23) S. Torizuka, T. Inoue and K. Nagai : *Tetsu-to-Hagane*, 86 (2000) 12, 801.
- 24) R. Kurahashi, I. Chikushi, T. Morimoto and J. Yanagimoto : *CAMP-ISIJ*, 14 (2001) 4-6, 1157.

(2007年10月4日受付)