

# SUS316L ステンレス鋼における超強ひずみ加工による ( $\alpha+\gamma$ )ナノ2相組織の形成

藤原 弘\*・井 尚志\*<sup>2</sup>・飴山 恵\*<sup>3</sup>

Formation of ( $\alpha+\gamma$ ) Nano-duplex Structure by Severe Plastic Deformation in an SUS316L Stainless Steel

Hiroshi FUJIWARA, Hisashi INOMOTO and Kei AMEYAMA

**Synopsis :** Mechanical milling (MM) process is applied to SUS316L austenitic stainless steel powder and a nano-duplex structure formation behavior is investigated. A nano grain structure with BCC phase forms in surface region of the powder milled for 720 ks. Those nano grains have the grain size of less than 20 nm. The ( $\alpha+\gamma$ ) nano-duplex structure, whose grain size is approximately 100 nm, forms in the inner region of the milling powder. The  $\alpha$  grain in the surface region is an aggregated structure and consists of equiaxed grains, while those  $\alpha$  grains in the inner region disperse homogeneously and indicate more spherical and smooth shape compared with the  $\gamma$  grains around them. TEM/EDS examination revealed that there occurs two kinds of BCC transformation. Those  $\alpha$  nano grains in the surface region are considered to form by increase of grain boundary energy. On the other hand, the spherical  $\alpha$  nano grains in the inner region form by increase of the grain boundary energy as well as the chemical free energy. Such an increase of chemical free energy is assumed to be caused by the existence of a huge number of vacancies which are introduced by the MM treatment. Although the austenite phase in the SUS316L steel is meta-stable at the room temperature, it hardly transforms to martensite phase even by a heavy cold rolling. Thus, these two kinds of  $\alpha$  transformation are extraordinary phenomena and are considered quite different from these conventional strain induced martensitic transformation. A ( $\gamma+\sigma$ ) nano-duplex structure material obtained by sintering ( $\alpha+\gamma$ ) nano-duplex powder has a good mechanical property.

**Key words:** nano-duplex structure; mechanical milling; severe plastic deformation; phase transformation; SUS316L stainless steel.

## 1. 緒言

材料の強化法の一つである結晶粒微細化法は、機械的特性や加工性の改善のために非常に効果的な方法である。近年、強ひずみ加工による結晶粒微細化の研究が盛んに行われている。これらの強ひずみ加工法には、ECAP(Equal Channel Angular Process)法<sup>1)</sup>、ARB(Accumulative Roll Bonding)法<sup>2)</sup>、HPT(High Pressure Torsion)法<sup>3)</sup>、そしてSPD-PM(Severe Plastic Deformation-Powder Metallurgy)法<sup>4-12)</sup>などがある。なかでも、SPD-PM法は、メカニカルミリング(Mechanical Milling: MM)やメカニカルアロイング(Mechanical Alloying: MA)などの粉末冶金プロセスと熱処理や焼結プロセスを組み合わせた新しい加工熱処理プロセスである。ミリングは、粉末に対して多軸方向から強ひずみ加工を加えることができる特徴を持つ。その結果、多くの金属材料でナノ結晶粒組織が形成される。著者らが報告したように<sup>7)</sup>、MMを行った場合、SUS316L、SUS304LやNiでは伸長したナノ層状粒が、まず形成され、その後ナノ層状粒が分割されてナノ結晶粒が生成する。

相当ひずみで10以上になると推測される超強ひずみ加

工プロセスの一つであるMMでは、ナノ結晶の生成だけでなく、大量の格子欠陥の導入や異常な構造を有する粒界<sup>13,14)</sup>などのために、異常な構造の粒界、異常に速い拡散<sup>15)</sup>、これまでにない相変態<sup>4,5,9-11,13,14)</sup>などの特異現象が起こることが注目されている。これは従来の強ひずみ加工プロセスでは起こらない。これらの特異な諸現象は、新しい材料開発手法の重要な知見を与える。本研究では、特異現象の一つであるMMにより起こる相変態について検討した。

## 2. 実験方法

PREP法<sup>16,17)</sup>により作製した粒子径1mm程度のSUS316L粉末に対してMM処理を施した。用いたSUS316L粉末の化学組成をTable 1に示す。SUS316L粉末はMM処理前に、1373Kで36ksの均質化処理を行った。MMは、Fritsch製P-5型遊星型ボールミルを使用し、Ar雰囲気中でボールと粉末の重量比を1.8:1として、Table 2に示す条件で行った。室温で空冷処理をしながらMMを行ったため、MM処理温度は室温からおよそ333K程度であると推定される<sup>5)</sup>。粉末組織の同定には、光学顕微鏡(OM: Optical Microscope)、

平成17年5月30日受付 平成17年7月11日受理 (Received on May 30, 2005; Accepted on July 11, 2005)

\* 立命館大学総合理工学研究機構 (Research Organization of Science and Engineering, Ritsumeikan University, Noji-Higashi 1-1-1 Kusatsu City Shiga 525-8577)

\*<sup>2</sup> 立命館大学大学院生 (現: ダイキン工業株式会社) (Graduate Student, Ritsumeikan University, now Daikin Industries, Ltd.)

\*<sup>3</sup> 立命館大学理工学部機械工学科 (Department of Mechanical Engineering, Ritsumeikan University)

走査型電子顕微鏡(SEM: Scanning Electron Microscope), ならびに透過型分析電子顕微鏡(TEM/EDS: Transmission Electron Microscope/Energy Dispersive X-ray Spectroscopy)を用い, 結晶構造の同定にはCuK $\alpha$ 線によるX線回折(XRD: X Ray Diffraction), TEMによる制限視野電子線回折像(SADP: Selected Area Diffraction Pattern)および極微小領域電子線回折像(MMDP: Micro Micro Diffraction Pattern)を用いた。

### 3. 結果および考察

#### 3.1 粉末内部に形成されるナノ2相組織

Fig. 1に, 均質化後のMM処理前粉末および720ks MM処理粉末の表面および断面のXRD結果を示す。MM処理前は粉末表面および断面ともにオーステナイト (以下,  $\gamma$ ) 単相であるが, MMを施すことにより表面はBCC単相, 断面は(BCC+FCC)構造となることがわかる。Fig. 1(b)からわかるように, BCCとFCCのピーク比はほとんど同じであり, 多量のBCC相が粉末内部に生成している。Fig. 2(a), (b)に, MM処理前後の粉末断面組織を示す。Fig. 2(a)の光学顕微鏡写真に示すように, MM前のPREP粉末は約200 $\mu$ mの粗大粒組織である。この粉末に720ksのMM処理を施すと, Fig. 2(b)のSEM組織写真に示すように, 造粒や

粉碎を起こさないにもかかわらず粉末表面部に約20 $\mu$ m程度の厚さで改質層が生成し, 粉末内部には明瞭な結晶粒を確認することができなくなる。

Fig. 3に, MMを施した粉末内部のTEM像とこのTEM像の中央付近の直径約800nmの領域からのSADPを示す。母相は, 黒矢印で粒界(G.B.)を示したように, 結晶粒径が数百nmで大量の転位が導入された組織である。このような組織中には白矢印で示すような, 粒径100nm程度の周囲の粒よりも小さな結晶粒が観察される。また, リング状の回折図形より(FCC+BCC)2相の大角粒組織を形成してい

Table 1. Chemical composition of the SUS316L PREP powder (mass %).

Cr	Ni	Si	Mn	Mo	P	S	C	Fe
16.26	12.09	0.25	1.69	2.01	0.035	0.011	0.013	bal.

Table 2. Mechanical milling condition.

Milling Ball	SUS304
Mill Pot	SUS304
Rotation speed	180rpm
Milling time	360ks, 720ks

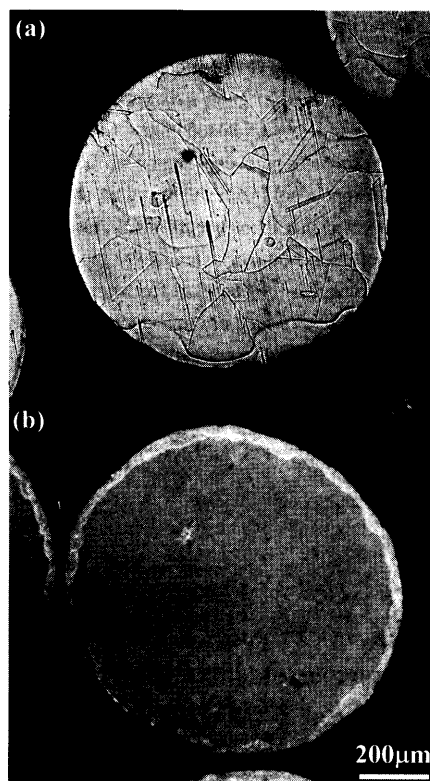


Fig. 2. (a) OM and (b) SEM images of cross section of the powder. (a): before and (b): after milling for 720 ks.

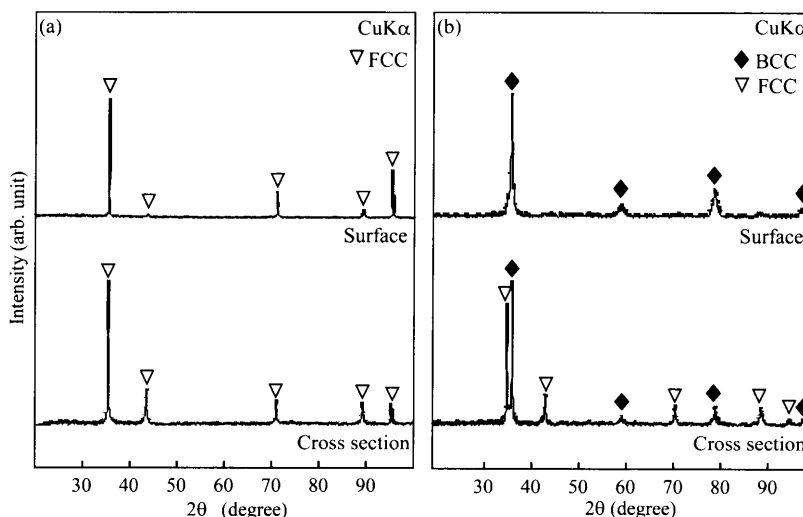


Fig. 1. XRD results of SUS316L PREP powder homogenized at 1373K for 36 ks. MM for (a) 0 ks and (b) 720 ks.

ることがわかる。

Fig. 4(a), (b)に、Fig. 3に矢印で示したような微細粒の例を示す。これらは(BCC+FCC) 2相領域の代表的な2つの結晶粒のTEM像である。Fig. 4(a)の粒は、SADPからFCC構造であることがわかり、母相 $\gamma$ が微細化した粒である。この粒の内部には、多数の転位だけでなく、微小な変形帯などが導入され、濃淡の顕著なコントラストが観察される。また、Fig. 4(a)中に四角で囲った部分を拡大した暗視野像を右側に示す。これからわかるように、この $\gamma$ 粒の界面は非常に凹凸が激しく、粒界面積が著しく増大している。一方、Fig. 4(b)に示す結晶粒は、SADPからBCC構造であり、粒内に若干の転位、あるいは亜粒界を含んでいる。Fig.



Fig. 3. TEM micrograph and the SADP of an inner region of the powder milled for 720 ks. Arrows indicate spherical fine grains.

4(a)の $\gamma$ 粒と比較してその数は少ない。また、右に示したFig. 4(b)の四角で囲った部分を拡大した暗視野像から、 $\gamma$ 粒とは対照的に界面にはほとんど凹凸が観察されず、なめらかな形状を呈していることがわかる。Table 3に、これらの $\gamma$ 粒およびBCC粒より得られたEDS結果を示す。EDS結果から、 $\gamma$ 粒、BCC粒ともにほぼ同一組成であり、拡散によりBCC相が生成したものではないことがわかる。

オーステナイト系ステンレス鋼の冷間加工による加工誘起マルテンサイト（以下、 $\alpha'$ ）の形態についての研究は数多くなされている<sup>18-20</sup>。SUS304鋼などで生成する加工誘起 $\alpha'$ 相は、ラス状、あるいは板状で集団で生成するという形態的特徴を有する。これに対して、Fig. 3, 4に示した粒状のBCC相は、MMされたSUS316L PREP粉末に特有の組織であり、 $\gamma$ 相の加工組織中に分散して存在している点が、加工誘起 $\alpha'$ 相と大きく異なっている。また、加工誘起 $\alpha'$ 相が生成後さらに加工され回復してフェライト（以下、 $\alpha$ ）相になると仮定しても、約100 nmの粒子形状で分散して存在することを説明できない。上述のように生成したBCC相の組成が母相とほぼ同じであること、形態が従来の加工誘起 $\alpha'$ 相や $\alpha$ 相が加工され回復した $\alpha$ 相と異な

Table 3. EDS results of the FCC and BCC grains shown in Fig. 4 (a) and (b) (mass%).

	Cr	Ni	Si	Mn	Mo	Fe
FCC	17.5	12.1	0.2	1.7	2.2	bal.
BCC	17.8	11.6	0.3	1.5	2.4	bal.

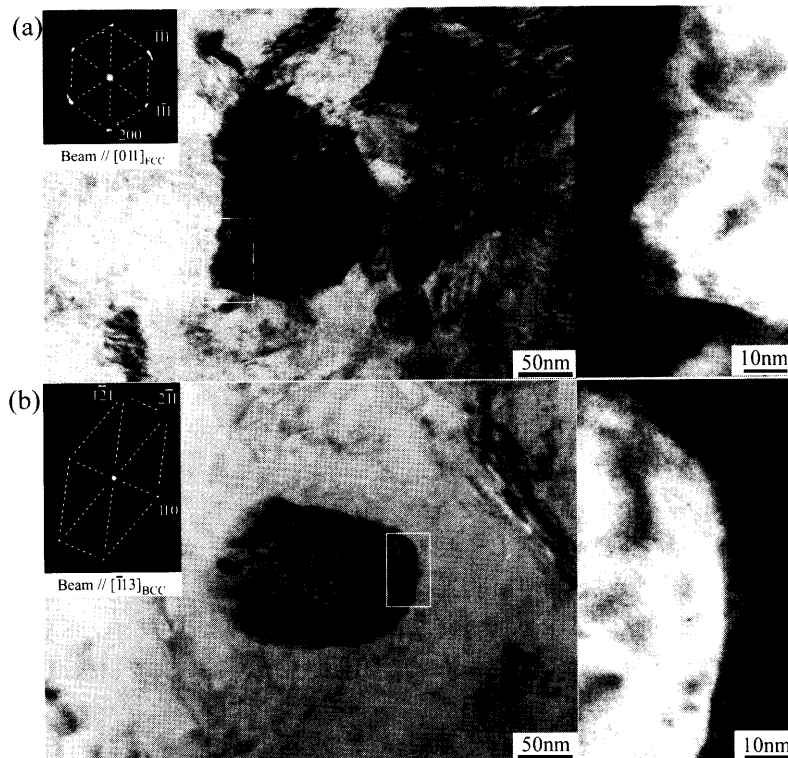


Fig. 4. TEM micrographs and the SADP images obtained from an inner region of the powder milled for 720 ks. (a) An irregular shaped grain with a heavy strain contrast and (b) A spherical shaped grain.

Table 4. Change in Vickers hardness of the SUS316L PREP powders (homogenized at 1373K for 36 ks).

	Before MM	After MM for 720ks	MM for 720ks + annealing at 357K for 3.6ks
Vickers Hardness, Hv	150	479	404

ることから、この $\alpha$ 相生成はMMによる特有な変態と考えられる。このような変態はマッシュ変態<sup>21)</sup>とも類似しており、Fig. 3, 4に観察された $\alpha$ 相は、強加工された100nm程度の $\gamma$ 相からマッシュ的に変態した $\alpha$ 相であると推測される。このようなマッシュ $\alpha$ 相にMMによる加工がさらに加えられて、Fig. 4(b)に示したように、粒内に転位が導入されたのであろう。

均質化した粉末の内部領域における焼鈍(358K(85°C)-3.6ks)後の硬さを、Table 4に示す。焼鈍した粉末をMMして、358Kで保持するだけで、硬さが75 Hvも低下している。これは、MM粉末中に大量の格子欠陥、特に原子空孔が導入されることを強く示唆している<sup>4,5)</sup>。その結果、鉄鋼材料であるにもかかわらず室温に近い温度でも回復が起こり、硬さの低下が起こったと考えられる。すなわち、Fig. 4(b)で示したBCC粒は、 $\gamma$ 相の微細化、界面の凹凸による界面エネルギーの上昇、微細な変形帯やマイクロツインなどの導入などに加えて、大量の格子欠陥が蓄積されたために、 $\gamma$ 母相の化学的自由エネルギーが増大し、その結果、FCC $\rightarrow$ BCC変態駆動力を得た可能性が考えられる。積層欠陥エネルギーの低いSUS316L鋼では不均一変形が起こりやすいので、変形帯が多量に形成される。このような変形帯の交差部分等でFig. 4(a)に示したような微細な $\gamma$ 粒が生成したと推測される。MMの処理時間とともにこのような $\gamma$ 粒、そしてマッシュ変態した $\alpha$ 粒が増加し、( $\alpha$ + $\gamma$ )ナノ2相組織が形成されると考えられる。

次に、( $\alpha$ + $\gamma$ )ナノ2相組織の熱処理による組織変化について検討するため、MM 720ks粉末に1073Kで1.8ksの熱処理を施した。Fig. 5(a)に熱処理粉末のTEM像、(b)にA粒から得られたSADP、そして(c)に(b)の模式図を示す。Fig. 5(a)からわかるように、組織は結晶粒径300nm程度の超微細等軸粒組織となっている。Fig. 5(b),(c)のSADPとTable 5のEDS結果から、A粒はCrとMoを母相より多く含んだ $\sigma$ 相であることがわかる。すなわち、Fig. 5では( $\gamma$ + $\sigma$ )ナノ2相組織が形成されている。Table 1に示したように本合金組成では1073Kでの $\sigma$ 相の析出には著しく長時間を要する<sup>22)</sup>ことから、MM粉末では $\sigma$ 相の析出が促進されていることがわかる。これは、加熱により700K近傍でCrやNiなどの拡散により $\alpha$ 相が生成し、さらに高温になり900K近傍でMoの拡散が起こることによって $\sigma$ 相が析出した結果<sup>5)</sup>であると考えられる。このようにMM処理を利用した加工熱処理により通常のオーステナイト系ステンレス鋼では生成しない( $\gamma$ + $\sigma$ )ナノ2相組織が得られる

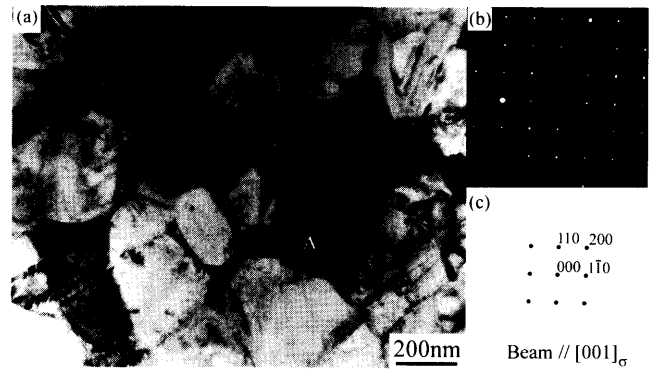


Fig. 5. (a) TEM micrograph of the MM powder annealed at 1073K for 1.8 ks, (b) SADP from grain A shown in (a) and (c) schematic diagram of (b).

Table 5. EDS results of the MM powder annealed at 1073K for 1.8 ks (mass%).

	Cr	Ni	Si	Mn	Mo	Fe
Grain A	71.8	2.0	0.1	1.2	4.3	bal.
Matrix ( $\gamma$ )	17.9	10.9	0.4	1.0	0.6	bal.

が、これも超強ひずみ加工プロセスによる特異現象を利用した組織制御法の一つである。SUS316LのMM粉末の熱間圧延焼結により得られる( $\gamma$ + $\sigma$ )ナノ2相材料の引張試験結果は、通常のバルク材料と比較して降伏強度で870 MPa、ビッカース硬さで388 Hvの高強度を示し、かつ約17%の伸びを示す<sup>23)</sup>。このように、MMによる結晶粒微細化と特異な相変態を利用した微細組織制御により、強度と延性を両立させた材料の開発が可能であると考えられる。

### 3.2 粉末表面付近に形成されるナノ結晶粒組織

Fig. 6に、MM粉末表面部近傍のTEM組織観察結果を示す。Fig. 6(a)は粉末表面から約15 $\mu$ m内部の組織であり、A, B領域は図中の「boundary」を境にそれぞれ左側と右側で区別できる。Fig. 6(b)はA領域の白破線で囲った部分の拡大写真、(c)はA, B領域の領域から得られたSADP像である。写真左側は粉末の表面側、右側は粉末の中心側である。A領域は粉末表面まで達しており、B領域のさらに右側(粉末中心側)には、Fig. 3に示したような加工組織が形成されている。なお、A, B領域のSADPは、それぞれ「boundary」から1 $\mu$ m程度離れた直径800nmの領域から得られた。Fig. 2(b)で示した表面層はA領域に相当する。Fig. 6(b)よりAは粒径20nm以下の等軸ナノ結晶粒領域であり、BはAよりも粉末内部側に形成され、Fig. 6(a)の黒矢印の方向に伸長した幅100nm以下で、長さ数百nmのアスペクト比の大きな結晶粒の領域(ナノ層状組織)である。AおよびBの領域より得られたSADPより、A領域はBCC構造、B領域は(BCC+FCC)2相構造であり、回折斑点がリング状を呈していることから、A, Bいずれも大角粒組織であることがわかる。

Fig. 7は、Fig. 6に示したBのナノ層状組織を拡大したTEM像ならびにMMDP像である。Fig. 7(b)は、(a)の四角

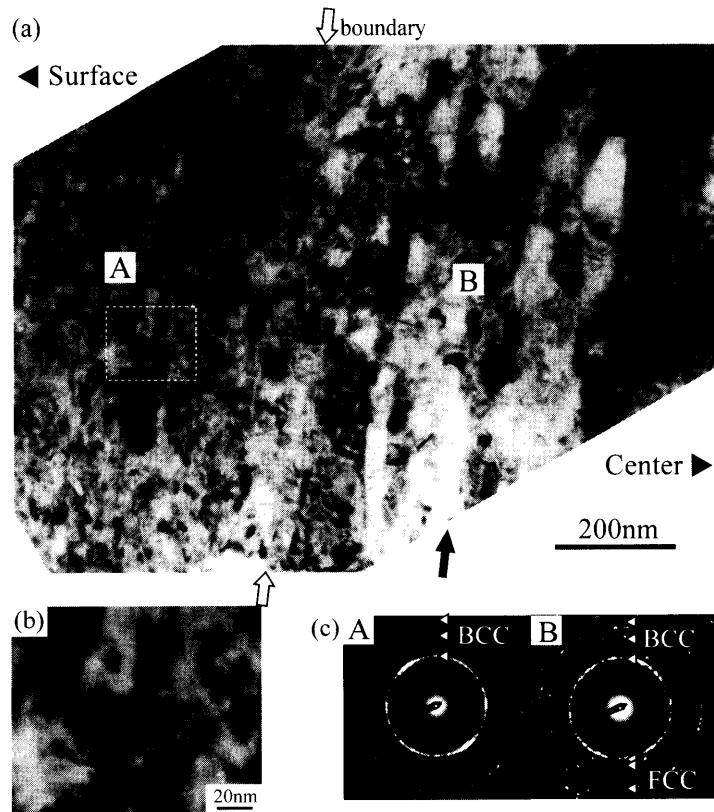


Fig. 6. (a) TEM micrograph of the MM powder milled for 360 ks, (b) enlargement of region A and (c) SADP images from region A and B. A: equiaxed nano grain region and B: nano layered grain region.

領域の模式図である。模式図には、MMDPを撮影した場所を丸印で示した。このナノ層状領域では、伸長した粒内に亜粒界が観察され、一つ一つの亜結晶粒は等軸ナノ結晶粒と同程度の大きさである。Fig. 7(c)は、試料を同じ傾斜角度にして撮影したX, Y粒からのMMDP像であるが、これらから明らかなようにXで示した粒はFCC構造( $\gamma$ )であり、Yで示した粒はBCC構造( $\alpha$ )である。さらに、これらの $\gamma$ ,  $\alpha$ 粒の間の結晶学的方位関係は $[001]_{\gamma}/[001]_{\alpha}$ ,  $[010]_{\gamma}/[110]_{\alpha}$ にきわめて近いことが認められ、Bainの対応<sup>24)</sup>が存在することを示唆している。このような $\alpha$ 粒は、 $\gamma$ 相のナノ層状組織中に分散して観察され、 $\alpha'$ 変態で特徴的なラス組織とは大きく異なる。Aの等軸ナノ $\alpha$ 粒領域に接して $\gamma$ 相の層状組織が観察されることから、Aの等軸ナノ $\alpha$ 粒組織の形成は、 $\gamma$ 相のナノ層状組織中での $\alpha$ 粒の生成により起こると推測される。

$\gamma$ 相が $\alpha$ 相に変態するために必要な駆動力は、過冷やせん断エネルギーによって生じる。また、前述のように粒界エネルギーの増加などによる化学的自由エネルギーの増加も駆動力に結びつくと考えられる。

ナノ結晶化にともなう駆動力の発生は、次のように見積もることができる。結晶粒径 $d$ (nm)を持つ結晶粒(球体)が存在すると仮定すると、単位面積あたりの $\gamma$ 相の粒界エネルギー $\sigma$ (J/m<sup>2</sup>)を用いて、1 molあたりの総粒界エネルギー $\sigma_N$ は、

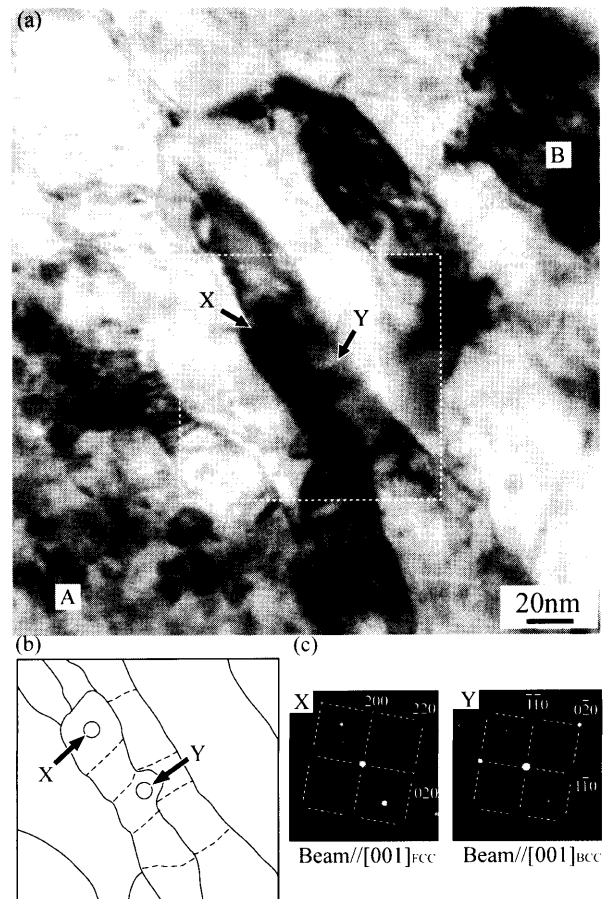


Fig. 7. TEM and the SADP from the nano layered grains in the MM powder.

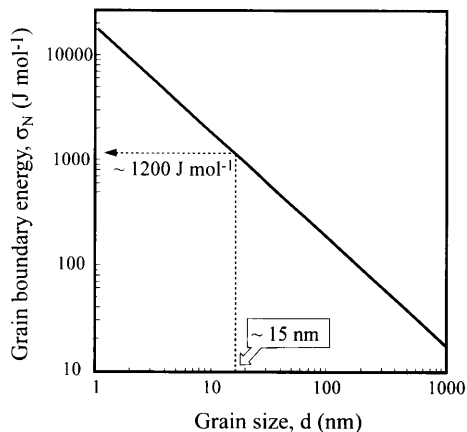


Fig. 8. Relationship between grain size and the total grain boundary energy.

$$\sigma_N = 2.1 \times 10^4 \times (\sigma/d) \dots \dots \dots (1)$$

と表される。 $\gamma$ 相の格子定数を0.3585 nmとして、式(1)により求めた結晶粒径と $\gamma$ 相の1 molあたりの総粒界エネルギーの関係をFig. 8に示す。ナノ結晶粒の場合は単位体積中の粒界面積は非常に大きい。式(1)から結晶粒径15 nmの超微細粒組織の $\sigma_N$ を、 $\gamma$ 相の界面エネルギー $\sigma$ を0.9 J/m<sup>2</sup><sup>25,26)</sup>として求めると、粒界エネルギー $\sigma_N$ は1260 J/molと見積もることができる。 $\gamma$ 相からの初析 $\alpha$ 変態や $\alpha'$ 変態の駆動力はそれぞれ90~230 J/mol, 1000 J/mol<sup>27)</sup>程度とされている。したがって、 $\gamma$ 相のナノ結晶粒組織の形成の結果、 $\alpha'$ 変態の駆動力と同等の駆動力が発生しうることがわかる。このような粒界エネルギーと加工により導入される格子欠陥による $\gamma$ 相の化学的自由エネルギーの増大が、 $\alpha$ 変態の駆動力となると考えられる。Fig. 7の $\alpha$ 粒も前述のFig. 4に示した $\alpha$ 粒と同様にマッシュ的に生成したのであろう。

以上のように、粉末表面部と内部のいずれの $\alpha$ 変態も超強ひずみ加工の結果生じた特異現象である。このような $\alpha$ 変態の発現機構の詳細は明らかにされたとは言い難いが、結晶粒超微細化による粒界面積の増大と膨大な量の格子欠陥の導入による母相の自由エネルギーの増大が、これまでに知られていない相変態を起こし、このような相変態の利用は新たな微細組織形成、および機械的性質の向上に応用できる可能性がある。

#### 4. 結言

オーステナイト系ステンレス鋼であるSUS316L鋼PREP粉末にMMを施し、以下の結果を得た。

(1) PREP法により作製した直径約1 mmの粉末を1373Kで7.2 ksの均質化処理後MMを施したところ、粉末内部と粉末表面に、異なる形態の $\alpha$ 相が生成した。

(2) 粉末内部には結晶粒径約100 nmの等軸な

( $\alpha+\gamma$ )nano-duplex組織が形成された。 $\alpha$ 粒は粒界がなめらかであり、かつ母相 $\gamma$ と同組成を有していることから、マッシュ的に生成した $\alpha$ 相と考えられる。

(3) 粉末表面にはナノ等軸 $\alpha$ 粒組織が形成されるが、ナノ層状組織を構成する $\gamma$ 相から $\alpha$ 相が変態して形成されたと考えられる。

(4) MM粉末に358K(85°C)で3.6 ks保持の焼鈍を施すと、硬さが75 Hv低下した。すなわち、358Kという低温でも回復が起こるほど大量の格子欠陥が導入されていることを示している。このような大量の格子欠陥の導入や、粒界面積の著しい増加が $\alpha$ 変態に大きく寄与していると考えられる。

(5) ( $\alpha+\gamma$ ) nano-duplex組織をもつ粉末に1073Kで1.8 ksの熱処理を施すと、MM処理により生成した $\alpha$ 相が $\sigma$ 相析出を促進させ、粒径300 nm程度の( $\gamma+\sigma$ ) nano-duplex組織が形成される。

本研究の一部は、(社)日本鉄鋼協会第12回鉄鋼研究振興助成、および平成15年度科学研究費補助金若手研究(B)(課題番号15760530)により行われたことを付記し、謝意を表す。

#### 文 献

- 1) Z.Horita, M.Furukawa, T.G.Langdon and M.Nemoto: *Materia Jpn.*, **37** (1998), 767.
- 2) Y.Saito, N.Tsuji, H.Utsunomiya, T.Sakai and R.G.Hong: *Scr. Mater.*, **39** (1998), 1221.
- 3) Z.Horita, D.J.Smith, M.Furukawa, M.Nemoto, R.Z.Variev and T.G.Langdon: *J. Mater. Res.*, **11** (1996), 1880.
- 4) K.Ameyama: *Scr. Mater.*, **38** (1998), 517.
- 5) K.Ameyama, M.Hiromitsu, N.Imai: *Tetsu-to-Hagané*, **84** (1998), 357.
- 6) H.Inomoto, H.Fujiwara and K.Ameyama: Proc. 2nd International Conference on Nanomaterials by Severe Plastic Deformation: Fundamentals-Processing-Applications, ed. by M.J.Zehetbauer and R.Z.Valiev, Wiley-VCH, (2004), 571.
- 7) H.Inomoto, H.Fujiwara and K.Ameyama: *J. Metastable and Nanocrystal. Mater.*, **15-16** (2003), 187.
- 8) M.Umemoto: *Mater. Trans.*, **44** (2003), 1900.
- 9) H.Fujiwara, H.Inomoto, R.Sanada and K.Ameyama: *Scr. Mater.*, **44** (2001), 2039.
- 10) H.Fujiwara and K.Ameyama: *Mater. Sci. Forum*, **304-306** (1999), 47.
- 11) H.Fujiwara, M.Ishida, H.Inomoto and K.Ameyama: Proc. 2nd International Conference on Thermomechanical Processing of Steels, ed. by M. Lamberigts, CRM, (2004), 405.
- 12) S.Takaki, K.Kawasaki and Y.Kimura: *Ultrafine Grained Materials*, ed. by R.S.Mishra, S.L.Semiatin, C.Suryanarayana, N.N.Thadhani and T.C.Lowe, TMS, (2000), 247.
- 13) T.Fujii, S.Sodeoka and K.Ameyama: *J. Jpn. Inst. Light Met.*, **47** (1997), 329.
- 14) T.Fujii, S.Sodeoka, K.Ameyama: *J. Jpn. Inst. Met.*, **62** (1998), 945.
- 15) R.Valiev: *Nature Materials*, **3** (2004), 511.
- 16) R.Kumagaya: *Materia Jpn.*, **37** (1998), 488.
- 17) K.Isonishi, K.Ameyama, M.Tokizane and R.Kumagaya: Proc. of 1993 Powder Metallurgy, (1993), 31.
- 18) R.Lagneborg: *Acta Metall.*, **12** (1964), 823.
- 19) I.Tamura, T.Maki, H.Hato: *J. Jpn. Inst. Met.*, **33** (1969), 1376.
- 20) T.Maki, S.Shimooka, M.Umemoto, I.Tamura: *J. Jpn. Inst. Met.*, **35** (1971), 1073.
- 21) 榎本正人: 金属の相変態, 内田老鶴圃, 東京, (2000), 177.

- 22) K.Kumada: *Bull. Jpn. Inst. Met.*, **2** (1963), 261.
- 23) H.Fujiwara, R.Akada, Y.Yoshita and K.Ameyama: *CAMP-ISIJ*, **18** (2005), 710.
- 24) 西山善次：マルテンサイト変態基本編，丸善，東京，(1971)，245.
- 25) T.A.Roth: *J. Mater. Sci. Eng.*, **18** (1975), 183.
- 26) L.H.Van Vlack: *Trans. AIME*, **191** (1951), 251.
- 27) T.Maki: *Tetsu-to-Hagané*, **81** (1995), N547.