- (3) 笹野久興, 木村啓造: 金属学会誌, **39**(1975), 142.
- (4) H.Sasano and H.Kimura: *Proceedings of 3rd International Conference of Titanium*, (in press), Akademiya Nauk SSSR.
- (5) T.Sakai and M.E.Fine: *Acta Met.*, **22**(1974), 135.
- (6) J.C.Williams, A.W.Sommer and P.P.Tung: *Met. Trans.*, **3**(1972), 2979.
- (7) T.R.Cass: *The Science, Technology and Application of Titanium*, Ed. by R.I.Jaffee and N.E.Promisel, Pergamon Press, Oxford, (1970), 459.
- (8) W.R.Tyson: *Canad. Met. Quart.*, **6**(1967), 301.
- (9) W.R.Tyson: *The Science, Technology and Application of Titanium*, Ed. by R.I.Jaffee and N.E.Promisel, Pergamon Press, Oxford, (1970), 479.
- (10) W.R.Tyson: *Scripta Met.*, **3**(1969), 917.
- (11) 笹野久興, 木村啓造: 金属学会誌, **41**(1977), 933.
- (12) D.Gupta and S.Weinig: *Acta Met.*, **10**(1962), 292.
- (13) D.R.Miller: *Trans. Met. Soc. AIME*, **224**(1962), 275.
- (14) D.R.Miller and K.M.Browne: *The Science, Technology and Application of Titanium*, Ed. by R.I.Jaffee and N.E.Promisel, Pergamon Press, Oxford, (1970), 401.
- (15) K.M.Browne: *Acta Met.*, **20**(1972), 507.
- (16) A.W.Cochardt, G.Schoek and H.Wiedersich: *Acta Met.*, **3**(1955), 533.
- (17) R.L.Fleischer: *Acta Met.*, **10**(1962), 835.
- (18) D.Gupta and S.Weinig: *Trans. Met. Soc. AIME*, **215**(1959), 209.
- (19) E.A.Gurbransen and K.F.Andrew: *J. Metals*, **185**(1949), 741.
- (20) W.P.Roe, H.R.Palmer and W.R.Opie: *Trans. ASM*, **52**(1960), 191.
- (21) L.F.Sokiryanskiy, D.V.Ignatov and A.Ya.Shinyaev: *Fiz. Metal. Metalloved.*, **28**(1969), 287.
- (22) P.Kofstad: *J. Less-Common Metals*, **12**(1967), 449.
- (23) 箕西靖秀, 吉永日出男, 諸住正太郎: 金属学会誌, **40**(1976), 1000.

α -チタン合金の変形双晶と低温の機械的性質*

笹 野 久 興** 木 村 啓 造**

Hisaoki Sasano and Hirozo Kimura: The Effect of Deformation Twinning on Mechanical Properties of α -Titanium Alloys at Low Temperatures. The effect of deformation twinning on the mechanical properties of α -solid solution titanium alloys containing various substitutional elements has been investigated. The results obtained are summarized as follows:

(1) Almost all of the twins observed in the specimen deformed below 25°C are identified as {11 $\bar{2}$ 2}.

(2) The easiness of {11 $\bar{2}$ 2} twinning increases with the decrease of c/a ratio.

(3) Stress-strain curves show a linear work hardening character and a large work hardening rate with deformation twinning.

(4) If the prestrain at -196°C and the subsequent deformation at 25°C are added, the total elongation and the work hardening rate become greater than those of a specimen deformed only at 25°C.

(5) The increase of the work hardening rate is considered to be due to the number of the twin than the volume fraction of the twin. The effect of deformation twinning on the mechanical properties is similar to that of grain size refining.

(Received March 26, 1977)

I. 緒 言

純チタンおよびチタン合金は、これまで主として耐食材料、あるいは比強度が優れていることを利用して室温から 500°C までの温度範囲での構造材料として用いられてきた。純チタンは室温以下の低温では、室温に比較すると強さははるかに大であり、しかも延性も優れていることが知られている。これらの優れた性質と熱伝導度が比較的低い

ことなどの性質を利用することにより、低温の液化ガス容器などの極低温材料としての新たな用途が考えられる。また低温での延性が優れていることを利用することにより、チタンの用途拡大上の一つの問題点とされている冷間加工が比較的困難であるという問題を解決できる可能性も考えられる。したがってチタンおよびチタン合金の低温の塑性変形の特徴を明らかにすることは意義のあることと思われる。

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

* 1976 年 10 月金属学会仙台大会に発表

Garde と Reed-Hill⁽¹⁾ は、純チタンの低温における変形は変形双晶の発生によって著しい影響を受けると述べており、一方 Orava ら⁽²⁾ および Jones と Conrad⁽³⁾⁽⁴⁾ は、純チタンを低温で変形しても変形双晶は観察されないことを報告している。この違いは、試料の純度、結晶粒度あるいは集合組織などの違いによるものと考えられる。試料条件の僅かな違いによって純チタンの双晶の発生し易さが異なることより、少量の合金元素の添加によってチタンの双晶の発生および低温の機械的性質は著しい影響を受けるものと考えられる。本報告では、チタンに対し α 相の固溶範囲内の置換型金属元素を添加した数種類の α 固溶体チタン合金について、変形双晶と機械的性質の関連を検討した。

II. 実験方法

別報⁽⁵⁾ で用いた試料の中から、工業用純チタンと Zr, Hf, Al, In, Sn を 1 at% および 4 at% 含む合金、および

ンの顕微鏡組織を **Photo. 1** に示す。同様の写真を同一試料について 4 視野以上撮り、写真面上で双晶の占める面積率を測定し、その値を双晶の占める体積率とした。20% 以上のひずみを与えた場合は、双晶が非常に多くなり双晶の占める体積率の測定が困難であった。変形の初期では、**Fig. 1** に示すようにひずみに比例して双晶の量は増大する。このひずみと双晶の量の間の比例関係は、Garde と Reed-Hill⁽¹⁾ がゾーン精製した純チタンについて得た結果と一致している。合金の種類による双晶の発生し易さを測るために、この比例関係が成り立つ限度の 10% ひずみを与えた試料の双晶の占める体積率を基準とした。

Table 1 には、1 at% と 4 at% の置換型元素を含む各種合金に、 $-196, 60, 25^{\circ}\text{C}$ で 10% の引張りひずみを与えた場合に観察された双晶の体積率を示す。いずれの合金でも、**Photo. 2** に示すように変形温度が低下するに従って、双晶の量は増大する。Zr, Hf, V, Ag, Ta を含む合金では、工業用純チタンに較べて双晶が発生し易くなるのに対

Photo. 1 Microstructures of commercially pure titanium deformed (a) 2%, (b) 5%, (c) 10%, (d) 20% and (e) 40% at -196°C .

Ag, Nb, Ta, V を 1 at% 含む合金の試料を主として用いた。

引張り試験は、インストロン型試験機を用いて、 $-196 \sim 25^{\circ}\text{C}$ の温度範囲で、引張り速度 $5.5 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$ でおこなった。

変形双晶の観察には、表面を電解研摩した試料を用い、引張り変形を与えた後、微分干渉顕微鏡(Nomarski 法)により双晶にともなう表面の凹凸を観察した。なおこの方法では表面の凹凸が色の違いとして観察されるが、組織写真の撮影にはモノクロームフィルムを用いた。また透過電子顕微鏡によって変形双晶の観察をおこなった。

III. 実験結果

1. 双晶の観察

-196°C で 2~40% 引張りひずみを与えた工業用純チタ

Fig. 1 The volume fraction twinned as a function of strain on commercially pure titanium deformed at -196°C .

Table 1 The volume fraction twinned in various alloys deformed 10% at -196 , -60 and 25°C .

Alloys	Volume fraction twinned. (%)		
	-196°C	-60°C	25°C
Commercially pure titanium	6.7	1.3	0.1
Ti-1at% Zr	7.9	1.7	0.2
Ti-1at% Hf	7.0	1.2	0.1
Ti-1at% Al	4.7	0.1	0
Ti-1at% In	5.5	0.3	0
Ti-1at% Sn	5.7	0.3	0
Ti-1at% Nb	4.4	1.7	0.1
Ti-1at% Ag	8.2	0.2	0
Ti-1at% V	8.4	0.2	0
Ti-1at% Ta	7.1	1.1	0.1
Ti-4at% Zr	11.9	2.5	0.4
Ti-4at% Hf	8.2	2.0	0.2
Ti-4at% Al	2.0	0.1	0
Ti-4at% In	0.3	0	0
Ti-4at% Sn	0.2	0	0

して, Al, Sn, In, Nb を含む合金では双晶が発生し難くなる. 特に Sn と In を 4at% 含む合金では, -196°C での変形に際して, ほとんど双晶は観察されない. 最も多く双晶が観察される Ti-4at% Zr 合金と, ほとんど双晶が観察されない Ti-4at% Sn 合金の顕微鏡写真を **Photo. 3** に示す.

純チタンの双晶変形は $\{10\bar{1}x\}$ 面および $\{11\bar{2}x\}$ 面上で起ると報告されている^{(6)~(8)}. 本実験で現われた双晶がいずれの双晶であるかを透過電子顕微鏡観察によって調べた. **Photo. 4** は, -196°C で 10% 引張りひずみを与えた工業用純チタンの透過電顕組織および地と双晶の部分の電子線回折像を示す. これらの電子線回折像を解析すると, **Fig. 2** に示すように, 地の部分と双晶の部分の方位関係は $(11\bar{2}2)$ 面に関してわずかのずれはあるがほぼ鏡映対称の関係にあることが明らかであり, したがってこの双晶は $\{11\bar{2}2\}$ 双晶であることになる. 同様に他の合金について

Photo. 2 Temperature dependence of twin formation in Ti-1at% Zr alloy deformed 10% at (a) 25°C , (b) -60°C and (c) -196°C .

Photo. 3 Microstructures of (a) Ti-4at% Zr alloy and (b) Ti-4at% Sn alloy deformed 10% at -196°C .

Photo. 4 (a) Transmission electron micrograph of commercially pure titanium deformed 10% at -196°C . Diffraction patterns of (b) matrix and (c) twin.

Fig.2 (a), (b) Key diagrams of Photo. 4(b), (c). (c) Stereographic projection associated with the diffraction patterns of Photo. 4(b), (c), showing that $\{11\bar{2}2\}$ plane is the mirror plane.

も透過電顕観察と電子線回折をおこなったが、本実験の試料に現われた双晶は、ほとんどすべて $\{11\bar{2}2\}$ 双晶であった。また、Paton と Backofen⁽⁸⁾ は、純チタンの単結晶を 300°C 以下で c 軸方向に圧縮したときに見られる双晶は、ほとんどすべて $\{11\bar{2}2\}$ 双晶であると報告している。

2. 機械的性質

工業用純チタンの低温の引張り性質を Fig. 3 に示す。温度の低下にともなって引張り強さと耐力は上昇し、伸びも増大する。

25°C と -196°C のいずれの変形温度でも変形双晶がほとんど現われない合金の真応力 - 真ひずみ曲線の例を Fig. 4 に示す。変形温度が異なっても、応力のレベルが異なるだけで、ほぼ同様の曲線を示す。また -196°C で 10% 引張り変形を与えた後、 25°C で変形すると、 25°C でのみ

Fig.3 Tensile properties of commercially pure titanium at low temperatures.

変形した場合の曲線と一致する。このことは、すべりによる変形機構はこの温度範囲では変わらないことを示している。

一方、 -196°C で変形すると多数の双晶が現われる合金の真応力 - 真ひずみ曲線は、例を Fig. 5 に示すように、変形温度が -196°C と 25°C では著しく異なっている。多数の双晶が発生する -196°C では、変形にともなって直線的な加工硬化を示し、しかも伸びも大であるのに対して、 25°C では真応力 - 真ひずみ曲線は 2 次曲線に近く、伸びも少ない。 -196°C で 10% の変形を与えた後、 25°C で変形すると 25°C のみで変形した場合に較べて加工硬化率は上昇し、伸びも増大する。すなわち双晶が存在すると、その後の変形において、加工硬化率と伸びは増大する。

Fig.4 Stress-strain curves of Ti-4at%In alloy deformed at -196°C and 25°C .

Fig.5 Stress-strain curves of Ti-4at%Zr alloy deformed at -196°C and 25°C .

3. 双晶の発生と成長

双晶の観察を容易にするために結晶粒度を大きくした試料を用いて、ひずみの増加にともなう変形双晶の数と大き

Fig. 6 Stress-strain curves of Ti-1at% Ag alloy deformed at -196°C and 25°C .

Photo. 5 Twinning in Ti-1 at% Ag alloy. Micrographs (a)~(h) correspond to the structures at the same symbols on the curves in Fig. 6.

さの変化を、試料の同一箇所を観察した。Fig. 6には、結晶粒径を $40\mu\text{m}$ とした Ti-1at% Ag 合金の真応力-真ひずみ曲線を示す。曲線上に示した各点における組織を Photo. 5 に示す。 -196°C で 10% のひずみを与えた状態で存在した双晶は、その後の 25°C での変形によって成長し、その幅は広がるが、新たな双晶の発生は認められない。逆に、 25°C で 10% 変形した状態では双晶はほとんど観察されないが、その後さらに -196°C で変形すると、変形の進行にともなって双晶が発生して数を増すとともに双晶の幅も広がる。 -196°C と 25°C での変形量がほぼ等しい Photo. 5(c) と Photo. 5(g) を比較すると、 25°C で 10% の変形後 -196°C で変形した場合は双晶の幅は狭いが数はやや多くなっている。したがって、 25°C で予ひずみを与

えると、その後の -196°C での変形に際して発生した双晶の成長が抑制されるものと考えられる。

Fig. 6 の真応力-真ひずみ曲線では、Fig. 5 の場合と同様に、変形にともなって双晶が発生する場合は直線的に加工硬化する。また -196°C での予ひずみを与えた状態で双晶が存在する場合は、その後の 25°C での変形に際して新たに双晶が発生しなくても、 25°C のみで変形した場合に較べて加工硬化率は大きくなっている。 -196°C のみで変形した場合と、 25°C で予ひずみを与えた後に -196°C で変形した場合を較べると、 -196°C の変形に際して幅が狭い双晶が数多く発生する後者の場合の方が、加工硬化率は大きく、伸びも大きくなっている。

IV. 考 察

α 相の固溶範囲内で 4 at% 以下の置換型元素を含む各種の 2 元チタン合金を、 25°C 以下で変形した場合に観察される変形双晶は、ほとんど $\{11\bar{2}2\}$ 双晶である。この双晶変形は、 $(11\bar{2}2)$ 面を鏡映対称面とするように、3 層おきの原子面が $[\bar{1}\bar{1}23]$ 方向に均一なせん断ひずみを受けるというモデルで説明されることが、Rapperport⁽⁹⁾ によって指摘されている。Westlake⁽¹⁰⁾ は、この時のせん断ひずみ S は、格子定数 a と c の関数、

$$S = 2a[(c/a)^2 - 2]/3c \quad (1)$$

によって与えられるとした。また、Paton と Backofen⁽⁸⁾ は、純チタンの単結晶を c 軸方向に圧縮した時に現われる双晶はほとんど $\{11\bar{2}2\}$ 双晶であり、せん断ひずみの方

向は $[1\bar{1}23]$ 方向であること、およびせん断ひずみの大きさは式(1)の關係に従うことを確かめている。式(1)によると、軸比 c/a が $\sqrt{2}$ のとき S は 0 であり、 c/a が $\sqrt{2}$ より離れるに従って S は大きくなる。このことから双晶変形の起り易さは、 c/a と関連があることが予想される。Table 1 に示した各合金の変形双晶の量を、X線回折によって測定した c/a によって整理すると Fig. 7 のようになる。 c/a が純チタンよりも大きい Ti-Al, Ti-Sn, Ti-In 合金では変形双晶の量は少なくなり、 c/a が純チタンより小さい Ti-Zr, Ti-Hf 合金では変形双晶の量は多くなる。固溶体の軸比 c/a が小さい合金、すなわち双晶変形のせん断ひずみ S が小さい合金ほど、双晶変形が起り易い傾向がある。

Fig. 7 The volume fraction twinned as a function of axial ratio c/a , for various alloys deformed 10% at -196°C .

多結晶のチタンの双晶変形は、集合組織の影響を強く受けると考えられる。Larson⁽¹¹⁾は、各種の2元チタン合金の集合組織を調べた結果、ジルコニウムとすずの添加はチタンの集合組織にほとんど影響をおよぼさないと結論している。したがって本実験に用いた純チタン、Ti-Zr および Ti-Sn 合金はほぼ同一の集合組織を持っていると考えられる。Fig. 7 に示した双晶の量と軸比の關係では、ほぼ同じ集合組織を持った純チタン、Ti-Zr 合金と Ti-Sn 合金については、軸比が大きいほど双晶の量は少なくなっている。他の合金については、集合組織に関するデータがあまりないが、固溶範囲内の組成であり、かつ本研究に用いた試料板は双晶変形が起らない 25°C 以上で圧延して作られているために、集合組織が著しく純チタンと異なっているとは考え難い。しかし Fig. 7 の各点のバラツキは、集合組織の微妙な影響を受けていることを示唆しているとも考えられる。

$\{11\bar{2}2\}$ 双晶によるせん断ひずみは、軸比が約 1.59 のチタンでは約 0.22 である。この値は bcc 金属の $\{112\}$ 双晶や、 fcc 金属の $\{111\}$ 双晶のせん断ひずみの $1/2$ 以下であり、非常に小さい。このせん断ひずみを引張りひずみに換

算すると約 0.11 である。 -196°C で 10% の引張りひずみを与えた純チタンでは、約 7% の体積が双晶変形する。したがって試料全体の 10% の引張りひずみの中で、双晶変形は 0.8% の引張りひずみしか担わない。すなわち、チタンの変形のほとんどは、すべり変形によると考えられる。

Fig. 5 および Fig. 6 に見られる双晶の発生にともなう直線的な加工硬化、および双晶の存在による加工硬化率の増大は、双晶境界が転位の動きに対する障害となるためか、双晶変形した部分の方位回転によって双晶内部でのすべりが起り難くなるためかのいずれかによるものと考えられる。もし後者の理由によって加工硬化率の増大がもたらされるとすると、加工硬化率は双晶変形した体積に依存するはずである。しかし、Fig. 6 および Photo. 5 に示したように、加工硬化は双晶変形した部分の体積よりも、むしろ双晶の数の影響を受けている。したがって、双晶の境界が、結晶粒界と同様に転位の動きに対する障害となるために、加工硬化率が増大するものと考えられる。すなわち、双晶変形が起ることは、結晶粒を微細化することと同様の効果があるものと考えられる。

V. 結 言

α 相の固溶範囲内の 1 at% または 4 at% の置換型元素を含むチタン合金の機械的性質におよぼす変形双晶の影響を調べて、次の結果を得た。

- (1) α -固溶体チタン合金を 25°C 以下の温度で変形した場合に現われる双晶のほとんどは、 $\{11\bar{2}2\}$ 双晶である。
- (2) $\{11\bar{2}2\}$ 双晶は、固溶体の軸比 c/a が小さいほど発生し易い。
- (3) 変形中に双晶が発生すると、直線的な加工硬化を示し、加工硬化率は大きくなる。
- (4) -196°C で予ひずみを与えて双晶を存在せしめた後、 25°C で変形すると、 25°C のみで変形した場合に較べて伸びは大きく、加工硬化率も大きくなる。
- (5) 双晶発生にともなう加工硬化率の増大は、双晶変形した部分の体積よりも、双晶の数の影響を強く受ける。すなわち双晶変形は結晶粒を微細化することと同様の効果を示す。

おわりに、有益な討論をして戴いた鈴木敏之博士と上原重昭氏、および顕微鏡観察に協力して戴いた大越恒雄氏に感謝の意を表わします。

文 献

- (1) A.M. Garde and R.E. Reed-Hill: Met. Trans., **2**(1971), 2885.
- (2) R.N. Orava, G. Stone and H. Conrad: Trans. ASM, **59**(1966), 171.
- (3) R.L. Jones and H. Conrad: Acta Met., **15**(1967), 649.

- (4) H. Conrad and R. L. Jones : *The Science, Technology and Application of Titanium*, Ed. by R. I. Jaffee and R. E. Pomisl, Pergamon Press, Oxford, (1970), 489.
- (5) 笹野久興, 花木道夫, 木村啓造 : 金属学会誌, **41** (1977), 927.
- (6) F. C. Rosi, C. A. Dube and B. H. Alexander : *Trans. AIME*, **197** (1953), 257.
- (7) E. A. Anderson, D. C. Jillson and J. R. Dunbar : *Trans. AIME*, **197** (1953), 1191.
- (8) N. E. Paton and W. A. Backofen : *Met. Trans.*, **1** (1970), 2839.
- (9) E. J. Rapperport : *Acta Met.*, **7** (1959), 254.
- (10) D. G. Westlake : *Acta Met.*, **9** (1961), 327.
- (11) F. R. Larson, A. Zarkades and D. H. Avey : *Titanium Science and Technology*, Ed. by R. I. Jaffee and H. M. Burte, Plenum Press, New York, (1973), 1169.

CuCr₂Se₄ 単結晶の磁気的性質

中 谷 功* 能 勢 宏* 増 本 剛*

Isao Nakatani, Hiroshi Nosé and Katashi Masumoto : Magnetic Properties of CuCr₂Se₄ Single Crystals. Magnetic properties of CuCr₂Se₄ single crystals have been investigated. The saturation magnetic moment at 0 K is 5.07 μ_B per formula. The magnetocrystalline anisotropy constants K_1 and K_2 are -6.9×10^5 and -0.9×10^5 erg/cc, respectively, at 5.1 K. In order to examine the effects of annealing on the magnetocrystalline anisotropy, the ferromagnetic resonance at room temperature is measured after annealing in vacuum and in Se-atmosphere, respectively. It is found that the absolute values of K_1 and K_2 decrease after annealing in vacuum and increase toward the initial values after annealing in Se-atmosphere.

The above results are discussed on the basis of the ionic model.

(Received March 30, 1977)

I. 緒 言

立方晶正スピネル構造をもつカルコゲン化物 CuCr₂X₄ (X=S, Se および Te) は最初 Hahn らにより合成された^{(1)~(3)}. その後 Lotgering の研究⁽⁴⁾により, P型金属的伝導を示し, 比較的高いキュリー温度(それぞれ $T_C=420$, 460 および 365 K)をもつ強磁性体であることが見出されたが, フェリ磁性を主体とするスピネル型酸化物, および強磁性半導体のスピネル型カルコゲン化物 MCr₂X₄ (M=Cd および Hg) と著しい対照をなし, 多くの関心が寄せられている.

CuCr₂X₄ の従来の研究は粉末多結晶を用いてのみなされてきたが, 著者らは CuCr₂Se₄ について単結晶を作製することができたので, その作製法と共に結晶学的性質および簡単な磁気的性質についてすでに報告した⁽⁵⁾. 今回はさらに詳しい磁気的性質について報告する. すなわちその結晶磁気異方性および飽和磁気モーメントの低温における温度変化についてである. また強磁性共鳴を用いて, 試料の非化学量論性の磁気異方性に対する影響についても検討した. これらの結果と従来の粉末多結晶に対する測定結果とを比較し, いくつかの重要な事実を見出すことができた.

II. 試料作製および実験方法

CuCr₂Se₄ 単結晶の作製は既報⁽⁵⁾のように, よう素を輸

送剤として用いる閉管式化学輸送反応により行なった. すなわち原料としての CuCr₂Se₄ 粉末 2.00 g と輸送剤としての固体よう素 0.30 g とを, 石英管の一端(原料部)に真空封入したアンブルを, 2つの独立な加熱帯をもつ横型電気炉中で, 原料部を 950°C, 他端(単結晶析出部)を 800°C とし, 300 h 加熱する. その結果, 原料部の CuCr₂Se₄ 粉末はよう素を媒介とした化学輸送反応により, 単結晶析出部に CuCr₂Se₄ 単結晶として析出する. 得られた単結晶は黒色金属光沢をもち, 8つの(111)面からなる八面体状を呈する. 大きさは最も大きいもので1辺2~3 mmであった. こうして得られた単結晶は, ラウエ写真上における回折点の乱れはなく比較的良好であった. しかし, しばしばそれら晶癖面上に接して, 微結晶が双晶軸[111]の双晶をなして成長していることが, 光学顕微鏡による観察およびワイゼンベルグ写真から認められた.

磁化の測定は, 試料駆動型磁力計を用いて, 既報⁽⁵⁾の室温における測定と同様の方法により, 液体ヘリウム温度まで行なった. すなわち成長したままの八面体状単結晶をボンダ法⁽⁶⁾により球状に成形研磨して試料とし, (110)面内で回転し, 立方晶における3主要軸について, 種々の温度で磁化曲線を得た.

次に化学量論的組成からのずれの影響を調べるために,

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

† 球状に成形研磨した後の試料を, ラウエ法およびワイゼンベルグ法により調べた結果, すべての試料について双晶の存在は認められなかった.