い、延性、粒界挙動および破壊様式の温度とひずみ速度などによる変化をしらべた。結果を要約するとつぎのようになる。

(1) 銅の中間温度ぜい性は真空中においても大気中と本質的に変わることなく生じる。すなわち、ぜい性は、低変形速度で顕著に現われるが、変形速度の上昇とともに消滅に向かう。また、断面収縮率を尺度とした延性が極小を示す温度は変形速度に関係しない。

(2) 与えられた温度および変形速度における延性は、結晶粒直径が 20μ を越すと急激に低下し、粒直径が 80μ 以上になるとほぼ一定になる。

(3) 中間温度ぜい性生起温度域において、低速変形 ($\approx 10^{-3}/\text{sec}$) では、試片はマイクロ・ボイドの合体を伴う粒界分離によって破断したが、破面の態様は温度によって変化した。中速変形 ($\approx 10^{-1}/\text{sec}$) では、局所的な粒界分離によって形成された空洞の間のマトリックスの延性破壊が試片を最終的に破断させた。ただし、このマトリックスの破壊様式も温度によって変化した。高速変形 ($\approx 10^2/\text{sec}$) を

うけた試片は、全温度域にわたって、粒界割れを生じることなく粒内延性破壊によって破断した。

おわりに、本論文の校閲委員(複数)からとくに破面解析について有益な示唆をいただいたことに感謝するとともに、走査電子顕微鏡観察に当ってご厚意をいただいたクレ・ノートン(株)ならびに同社技術部の林 一郎氏に厚くお礼申上げる。

文 献

- (1) 大森正信, 吉永芳豊, 間庭秀世: 金属学会誌, **32** (1968), 686.
- (2) 大森正信, 吉永芳豊, 間庭秀世: 金属学会誌, **34** (1970), 791.
- (3) 大森正信, 若狭邦男, 吉永芳豊: 金属学会誌, **37** (1973), 1188.
- (4) 大森正信, 若狭邦男: 金属学会誌, **37** (1973), 1195.
- (5) たとえば, R.T.Ratcliffe and G.W.Greenwood: *Phil.Mag.*, **12** (1964), 59.
- (6) たとえば, R.D.Gifkins: *Acta Met.*, **4** (1956), 98.
- (7) F.Garofalo: *Ductility*, ASM Metals Park, Ohio, (1967), 87.

引張変形した Al の局部収縮部の転位組織観察*

芳 井 熊 安** 大 洞 良 正***
川 辺 秀 昭** 山 田 朝 治**

Kumayasu Yoshii, Yoshimasa Obora, Hideaki Kawabe and Tomoharu Yamada : Electron Microscope Studies on the Structures Developed in the Necked Region of Al Specimens by Extension. Sheet specimens of high and commercial purity aluminum polycrystals were deformed in tension until the specimens necked and fractured. Strains of the necked region in the directions of the tensile axis, width and thickness of a specimen, that is, ϵ_l , ϵ_w and ϵ_t , respectively, were measured from the appearance of the orthogonal grids scribed on the specimen surface. Dislocation structures in the necked region, strains of which were known, were also observed by means of electron microscope. The results are as follows :

(1) Specimens of high purity aluminum ruptured after 100% reduction in area, and the measured values of ϵ_l and ϵ_w in the grids containing the fractured part were about 300% and 30%, respectively. In the case of commercial purity aluminum the reduction in area was about 65%, and ϵ_l and ϵ_w were about one-half of those in high purity aluminum.

(2) Pronounced cross-slips were observed on the surface of the necked region. Cell structures were formed in the regions of uniform deformation, necking and rupture. In the area unaffected by necking, cell structures were equi-axed having an average size of 3.5μ for high purity and 3μ for commercial purity aluminum, whereas in the necked region and the fractured part the cell structures were smaller in size and the dislocation densities in the cells increased.

(3) The cell size decreased linearly with increaseing reduction in area. Thus cell structures formed before the fracture has occurred seem to have a size of less than 2μ for high purity and 1.5μ for commercial purity aluminum. It could be imagined that fine cell structures in the necked regions result from the increase of cross-slips under two-dimensional stresses.

(Received November 25, 1975)

** 大阪大学工学部(Faculty of Engineering, Osaka University, Suita)

*** 大阪大学大学院, 現在: 株式会社小松製作所(Graduate School, Osaka University, Suita).
Present address: Komatsu, Ltd., Tokyo)

* 1973 年 4 月金属学会東京大会に発表

I. 緒 言

金属材料の延性破壊の微視的機構を明らかにするために、その過程を詳細に観察し把握する必要がある。破壊過程を明らかにすることを目的とした研究は、軟鋼の塑性変形中在物に生じたボイドの挙動を光学顕微鏡により観察した Tipper⁽¹⁾に始まり、その後電子顕微鏡や走査型電子顕微鏡の発達ともあいまって多くの観察結果が報告され、基本的過程が徐々に解明されてきた。さらに転位論の観点から延性き裂の発生、伝播に対していくつかの転位機構⁽²⁾も提案されている。しかしこれらの結果は主として局部収縮部断面の光学顕微鏡観察やフラクトグラフィからの予想にすぎない。破壊に至るまでの前駆現象として多量の塑性変形を伴う局部収縮過程では、転位は重大な役割を演じていると想像できる。したがって局部収縮部や破断部の下部転位組織状態を明らかにすることも、延性破壊の微視的機構の解明に必要なことと考えられる。

このような観点から従来、延性金属薄膜の引張破壊過程の透過電顕内連続観察⁽³⁾⁽⁴⁾、局部収縮部⁽⁵⁾⁽⁶⁾や延性破面直下⁽⁷⁾の下部転位組織観察が行なわれている。著者らも透過電顕による下部転位組織の観察から延性破壊機構を明らかにすることを目的として、典型的な延性破壊現象を示す高純度 Al を用いて、薄膜の引張破壊過程の透過電顕内連続観察⁽⁸⁾や薄板材の延性破断部近傍の下部転位組織観察⁽⁸⁾⁽⁹⁾を行ってきた。

本報では、高純度 Al および商業用 Al の多結晶板材を引張変形し、種々の断面減少率の局部収縮部転位組織観察を行ない、局部収縮に伴う微視組織の変化を検討した。

II. 実 験 方 法

1. 供試材料および引張試験

用いた試料は、純度 99.999% の高純度 Al と 99.5% の商業用 Al の 2 種類の多結晶材である。厚さ 1 mm、幅 10 mm、標点間距離が 50 mm の板状試験片を作製した後、真空中で 400°C × 1 hr の焼鈍を行ない引張試験に供した。各試験片の表面を電解研磨によって鏡面仕上げした後、小坂式表面形状測定機を利用し、表面上に引張軸および幅方向に平行に約 500 μ の間隔で格子を作った。この試験片をインストロン引張試験機 (TT-CM-L 型) にとりつけ、歪速度 $1.6 \times 10^{-4}/\text{sec}$ で引張変形し、破壊に至るまでの種々の段階で試験機のクロスヘッドを停止させ、格子模様の変化を試験機に取付けた光学顕微鏡とカメラで撮影した。本実験では試験片各部における格子の引張軸方向と幅方向の最初の長さ l_0, w_0 からの変位量 $\Delta l, \Delta w$ を測定し、次式より各々の方向の歪量 ϵ_l, ϵ_w を求めた。

$$\epsilon_l = \Delta l / l_0 \times 100 \quad (\%) \quad (1)$$

$$\epsilon_w = \Delta w / w_0 \times 100 \quad (\%) \quad (2)$$

また局部収縮領域の厚さ方向の変形量は、収縮後適当な時

点で除荷し、小坂式表面形状測定機を用いて求まる収縮部領域の断面形状から測定した。Fig. 1 はその方法を示し、(a) は測定機のトレース曲線の一例であり、この曲線によって均一変形部からのくぼみ量 t' を測定し、(b) のごとく収縮部領域の断面形状を描くことができる。さらに次式から厚さの減少率 ϵ_t を求めた。

$$\epsilon_t = (t_0 - t + 2t') / t_0 \times 100 \quad (\%) \quad (3)$$

ここで t_0 は初期厚さ、 t は均一変形部の厚さである。

また断面減少率 R.A. は、

$$R.A. = \{1 - (1 - \epsilon_t / 100)(1 - \epsilon_w / 100)\} \times 100 \quad (\%) \quad (4)$$

より求めた。

Fig. 1 The process of measurement of the reduction in thickness. (a) trace curve by a roughness tester. t' is a depth from the surface of the region of uniform deformation, (b) sectional view of the necked region. t_0 is the initial and t the present thickness of a specimen.

2. 局部収縮部の転位組織観察

先に述べた方法によっておおよその引張軸、幅方向の歪および最大の断面減少率のわかった収縮部から、Fig. 2 に示すような方法で透過電顕観察用薄膜を作製した。まず予備研磨として(a)のように試験片表面の片面から、収縮部領域を Jet 研磨する。この際研磨量が収縮部厚さの約半分にできるように研磨時間を調整した。(b)は予備研磨後の試験片形状を示している。次に裏面の一部と Jet 研磨した表面を(c)のように絶縁塗料で覆い、短時間電解研磨を行なう。このとき電流密度は絶縁塗料境界部で高くなり、断面減少率最大の収縮部と境界部との交点 A は、他の場所よりも一層深く研磨され、次の仕上げ研磨で最初に小孔のあく位置となる。したがって絶縁塗料をはがし、ひき続き仕上げ研磨を行ない、(d)のように A の位置に小孔のあく瞬間に研磨を終了した。この研磨穴を中心に径が 3 mm 程度の試料を、ワセリンで覆い電解研磨で無歪的に切り出し⁽⁸⁾、HU-500 型電顕により加速電圧 500kV で観察を行なった。

また破断部近傍の下部転位組織の観察には、厚さ 100 μ の引張試験片の破断部を厚さ方向から透過電顕で検鏡した。

Fig. 2 Procedures of preparation of thin foils from the necked region for transmission electron microscope. (a) jet-polishing, (b) after jet-polishing, (c) electrolytic polishing, (d) electrolytic polishing of both sides of the specimen surface until a hole appears.

III. 結果および考察

1. 局部収縮部の下部転位組織

高純度 Al と商業用 Al 各々の最大引張応力は 3.4, 8.7 kg/mm², 破断歪は 56, 47% であった。前節で述べたように試験片表面上の格子から試験片各部の歪量を求めた。Fig. 3 はそのような測定結果の高純度 Al の場合の一例を示し、最大の断面減少率を生じた領域を含む格子に注目し、この格子の変形開始から破壊までの公称歪に対する ϵ_l , ϵ_t , ϵ_w の変化を実線で示した図である。ここで破線は均一変形部の格子の変形状態を表わし、公称歪 40% 近傍から全く変化が見られず一定の値となっている。一方局部収縮部の ϵ_w は公称歪とともにゆるやかに増加しているが、 ϵ_l , ϵ_t は公称歪 40% 近傍から急激な増加が始まり、特に破断直前の公称歪 50~60% の範囲で増加の割合は大きくなる。破断部を含む格子の ϵ_l は 300% 近くあり、破断面を走査型電顕で観察した場合くさびの稜線として観察され⁽¹⁰⁾, 100% の断面減少後に破断が生じたことがわかる。商業用 Al の場合も高純度 Al の場合と同様な傾向を示し、破断時の ϵ_l , ϵ_w , ϵ_t は高純度 Al の場合よりも小さく、ほぼ半分に近い値となった。また破断面は延性破面特有の dimple pattern を呈しており⁽¹⁰⁾, 破断時の断面減少率は約 65% であった。

Photo. 1 は局部収縮部の表面すべり線状態を観察した写

Fig. 3 Strains (ϵ_l , ϵ_w , ϵ_t) in the grids containing the region of the largest reduction in area and those in the grids deformed uniformly of high purity Al.

Photo. 1 Observation of slip lines around a crack tip of high purity Al of 100 μ thickness. (a) contour map of the reduction in thickness around a crack tip, (b) optical microscope observation around the same crack in (a), (c) replica observation of the severely deformed area.

真で、約 100μ 厚さの純 Al 板材を引張変形し生じたき裂先端近傍の (a) 表面形状測定機によって求めた厚さ減少率等高線図、(b) 光学顕微鏡写真を示している。(a) の収縮状態に対応してほぼ同一領域に、均一変形部よりも激しく変形した結果形成された強変形領域が見られる。(c) はこの強変形領域のレプリカ写真で、すべり線が波状となっていることから交差すべりが盛んに生じたことがわかる。

Fig. 3, Photo. 1 から Al の局部収縮部では、激しい交差すべりによって均一変形部よりも数倍以上の変形が生じ、強変形領域が形成されることがわかった。均一変形部、局部収縮部での下部転位組織の差異を調べるために、種々の収縮過程にある試料について、断面減少率最大を示す収縮部および均一変形部の下部転位組織の観察を行なった。Photo. 2 は高純度 Al の場合の観察例を示し、(a)、(b) は各々均一変形部と断面減少率約 50% の局部収縮部の下部転位組織である。また Photo. 3 は、断面減少率が約 70% の局部収縮部の観察写真である。Al は積層欠陥エネルギーが高いため、加工硬化の進展にともないセル組織が形成

Photo. 2 Dislocation structures in the necked region of high purity Al. (a) dislocation structure in the region of uniform deformation (b) dislocation structure in the region of about 50% reduction in area.

Photo. 3 Dislocation structure of high purity Al in the region of about 70% reduction in area.

される⁽¹¹⁾。本実験においても均一変形部、局部収縮部の両領域ともにセル組織が形成されている。しかし Photo. 2 (a) と Photo. 2 (b)、Photo. 3 とを比較した場合、局部収縮部の下部転位組織状態には次のような特徴があるといえる。すなわち (i) 転位が全体的に分布し互いにかみあい、セル内転位密度は均一変形部のそれに比べ 5 倍以上となっている。(ii) したがって均一変形部の組織のように、セル組織を明瞭に判別するのは困難であるが、均一変形部よりもセル径は小さくなっている。商業用 Al についても高純度 Al の場合と同様な結果が得られた。しかし商業用 Al には種々の形状、大きさの介在物が存在するために、均一変形部や局部収縮部のセル径は高純度 Al に比べ小さい。なお収縮過程において介在物周辺に形成されるといわれているポイド⁽¹²⁾は、光学顕微鏡では観察されたが、電頭では観察できなかった。これは電解研摩過程においてポイドが優先的に腐食されてしまったためと考えられる。

2. 断面減少率にともなうセル径の変化

Al の引張りによって生じた均一変形部とその領域よりもさらに多量の塑性変形をうけた局部収縮部とにおいて、セル組織が形成されていることがわかった。純 Al の引張変形量とセル径の関係についての Kelly⁽¹³⁾ の報告によれば、セルの大きさは変形初期において急激に減少するが、歪が 15% 以上になると約 3μ の一定の値になる。本実験において均一変形部のセル径が純 Al で約 3.5μ 、商業用 Al で約 3μ のセル組織は一定のセル径に到達した結果である。このような動的回復段階にある均一変形部のセル組織の内の微小領域が大きい応力をうけるために、さらに組

組織変化が進行し局部収縮部の組織が形成されるといえる。

局部収縮部に関して収縮率とセル径の関係を検討するために、種々の断面減少率に対する透過電顕写真からセルの大きさを測定した。各試料の局部収縮部から採取した薄膜の代表的な組織の 10000 倍の電顕写真から mean diameter 法⁽¹⁴⁾によってセル径の測定を行なった。この時各断面減少率に対するセル径の平均値を求めるのに数えたセルの個数は、100~150 である。このような測定結果から高純度 Al および商業用 Al の断面減少率とセル径の関係を図示したのが Fig. 4 である。ここで断面減少率が約 20% の平均セル径は、均一変形部のセルの大きさを表わしている。高純度 Al においてセル径は断面減少率増加とともに直線的に減少する傾向にあり、断面減少率 80% で約 2μ の大きさになり、均一変形部のセル径よりも 1.5μ 以上も小さくなっていることがわかる。商業用 Al の場合も高純度 Al と同様に、断面減少率増加とともにセル径は直線的に減少してゆき、断面減少率約 60% で約 1.5μ となっている。本実験では破断部近傍から電解研磨によって電顕観察用試料を採取することが困難であったため、破断部の下部転位組織を観察していない。したがってその際のセル径が Fig. 4 の直線の延長上にあるかは明らかでない。そこで厚さ 100μ の純 Al 多結晶板材の引張破断部を透過電顕で厚さ方向から観察した。その結果を Photo. 4 に示す。

Fig. 4 Relation between the cell size and reduction in area for Al polycrystals.

Photo. 4 Fine cell structures near the fractured part of the sheet specimen of high purity Al polycrystals of 100μ thickness. A indicates the fracture teeth and B the fine cell structures.

加速電圧 500 kV の透過電顕では透過性能が大きいので、100% 断面減少し破断した破断部近傍の下部転位組織を、電解研磨過程を経ることなく容易に観察することができる⁽⁸⁾。破断部に A で示す厚さが 5000 Å 以下の fracture teeth が形成され⁽⁸⁾、その根元の B 領域には $0.5\sim 1\mu$ の径を持つ微細なセル組織が存在している。また 0.2% C-1.8% Mn 鋼⁽⁷⁾ の延性破面直下にも 1μ 径以下のセル組織が存在することが報告されている。これらの観察結果から局部収縮過程におけるセル組織の微細化は、破断直前まで続くものといえる。

従来よりセル組織形成機構は電顕観察などを通し種々提案されているが⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾、まだ十分にわかっているとはいえない。しかしいずれの機構においても多数のらせん転位の交差すべりが、セル形成に対し重要な役割を演じているようである。純 Al 薄膜の引張変形過程の透過電顕内連続観察結果では、き裂先端などの二軸応力状態で交差すべりの頻度が増大し⁽¹⁷⁾、交差すべりしながらセル内を転位が運動しあらたなセル壁も形成される⁽⁸⁾。本実験においても局部収縮部表面に Photo. 1(c) で見ごとく激しい交差すべりが生じていたことから、局部収縮開始とともにセル組織を有する微小部分に二軸応力加わり、交差すべりの頻度が増大し収縮部の変形が進行するとともに、新しいセル壁がつくられセル組織の微細化が進行すると考えられる。さらに局部収縮部の組織形成に対し、収縮部の歪速度の増加⁽¹⁸⁾の影響も考慮する必要がある。高純度 Al の公称歪に対する局部収縮部中央の歪速度を Fig. 3 から求めると、公称歪 45~50% では約 $1\times 10^{-1}/\text{sec}$ 、50% 以上でも $6\times 10^{-1}/\text{sec}$ 程度である。これらの値は格子間隔が 500μ における平均的歪速度であり信頼性に欠けるが、Al の加工硬化挙動に影響を及ぼした衝撃試験⁽¹⁹⁾で得られるような歪速度には至っていないようである。

本研究において Al の局部収縮部の下部転位組織を明らかにした。局部収縮部では場所的に応力状態や歪状態が異なり均一ではない。したがって局部収縮過程の加工硬化挙動を把握するためには、観察した組織とその場所の応力分布、歪分布とを関連させ検討する必要がある。

IV. 総 括

局部収縮過程での微視組織変化を明らかにするため、高純度および商業用 Al の多結晶板材を引張変形し、生じた局部収縮領域の引張軸、幅、厚さ方向の歪量(ϵ_l , ϵ_w , ϵ_t)を求め、これらの歪量が既知の収縮部の下部転位組織観察を行なった。その結果、次の事柄が明らかとなった。

(1) 高純度 Al は 100% 断面減少した後破断し、破断部を含む格子の ϵ_l は約 300%, ϵ_w は 30% であった。一方商業用 Al の場合、破断時の断面減少率は約 65% で、収縮部の変形量は高純度 Al の場合の約半分に近い値であった。

(2) 多量の変形の生じた収縮部表面には強変形領域が形成され、激しい交差すべりが観察された。

(3) 均一変形部, 局部収縮部, 破断部にはセル組織が形成されていた。均一変形部でのセルの平均径は高純度 Al において 3.5μ , 商業用 Al において 3μ であった。一方局部収縮部や破断部では均一変形部よりもセル径は小さく, かつセル内の転位密度が上昇していた。

(4) 収縮部の断面減少率に対するセル径の変化を検討した結果, 破断直前では高純度 Al において約 2μ , 商業用 Al において約 1.5μ で, 断面減少率の上昇にともないセル組織は直線的に微細化する傾向にあった。その原因として, 収縮部に作用する二軸応力のために, 局部収縮領域で転位の増殖や交差すべりの頻度が増大したことが考えられる。

本研究を遂行するに当り貴重な助言を賜った東大物性研竹内 伸助教授, 超高压電顕の操作に御協力いただきました東大物性研鈴木邦夫氏, 市原正樹氏に深謝いたします。

文 献

- (1) C.F. Tipper : *Metallurgica*, **39** (1949), 133.
- (2) D.C. McLean : *Mechanical Properties of Metals*, John Wiley, New York, (1962), 224.
- (3) H. Saka and T. Imura : *Japan. J. Appl. Phys.*, **9** (1970), 1185.
- (4) R.W. Bauer, R.H. Geiss, R.L. Lyles and H.G.F. Wilsdorf : *Z. Metallk.*, **63** (1972), 525.
- (5) G. Palmer, G.C. Smith and R.D. Warda : *Conf. Proc. Physical Basis of Yield and Fracture*, The Institute of Physics and The Physical Society, London, (1966), 53.
- (6) 高瀬恭二 : 鉄と鋼, **55** (1969), 377.
- (7) 南雲道彦 : 転位の素過程と複合過程 (第3回) シンポジウム予稿, 日本金属学会, (1974), 5.
- (8) 芳井熊安, 多賀 豊, 川辺秀昭, 山田朝治 : *材料*, **24** (1975), 520.
- (9) K. Yoshii, H. Kawabe and T. Yamada : *Proc. 16th Japan Cong. Materials Research*, (1971), 1.
- (10) K. Yoshii, H. Kawabe and T. Yamada : *Inter. Conf. Mechanical Behavior of Materials*, Vol. I (1972), 256.
- (11) 角野浩二 : 結晶の強度, 朝倉書店, 東京, (1968), 108.
- (12) G.Y. Chin, W.F. Hosford, Jr. and W.A. Backofen : *Trans. Met. Soc. AIME*, **230** (1964), 437.
- (13) A. Kelly : *Acta Cryst.*, **7** (1954), 554.
- (14) E. E. Underwood : *Quantitative Stereology*, Addison-Wesley, Mass., (1970), 91.
- (15) A. Seeger : *Dislocation and Mechanical Properties of Crystals*, John Wiley, New York, (1956), 243.
- (16) H. Fujita : *J. Phys. Soc. Japan*, **23** (1967), 1349.
- (17) H. Fujita : *J. Phys. Soc. Japan*, **26** (1969), 331.
- (18) A.K. Ghosh : *Met. Trans.*, **5** (1974), 1607.
- (19) 作井誠太, 角間 孜, 森 勉 : 金属学会誌, **29** (1965), 903.

Ir-Mn-Sb 系における Cl_b 型金属間化合物とその磁性について*

増 本 量** 渡 辺 清** 大 沼 繁 弘**

Hakaru Masumoto, Kiyoshi Watanabe and Shigehiro Ohnuma : On a Cl_b -Type Intermetallic Compound in the Ir-Mn-Sb System and its Magnetic Properties.

Crystal structures and magnetic properties of Ir-Mn-Sb alloys were studied through X-ray and magnetic analyses. It has been found that the intermetallic compounds of the Cl_b -type structure exist in the $IrMn_{1+x}Sb$ system and forms a solid solution in the composition range of $x=0.5\sim 0.8$. $IrMn_{1.5}Sb$ and $IrMn_{1.8}Sb$ alloys of the Cl_b -type have lattice parameters of about 6.154 and 6.141 Å at room temperature, magnetic moments n_B of 2.6 and 2.1 μ_B per Mn atom at absolute zero, and Curie temperatures T_c of 278 and 258 K, respectively. From the temperature dependence of reciprocal magnetic susceptibility $1/\chi$, these Cl_b -type alloys are expected to change from the ferromagnetism to the ferrimagnetism with increasing Mn content.

(Received December 10, 1975)

1. 緒 言

これまでに強磁性あるいは反強磁性を示す $PtMnSb^{(1)(2)}$, $PtMnSn^{(2)(3)}$, $AuMnSb^{(4)}$, $RhMnSb^{(5)}$, $PdMnTe^{(6)}$ およびその他多くの Mn 基 Cl_b 型金属間化合物^{(7)~(11)}が見出されている。そしてこれら化合物の Mn 原子の位置は

$\left(\frac{1}{4}\frac{1}{4}\frac{1}{4}, \frac{1}{4}\frac{3}{4}\frac{3}{4}, \frac{3}{4}\frac{1}{4}\frac{3}{4}, \frac{3}{4}\frac{3}{4}\frac{1}{4}\right)$, Mn-Mn 対の原子間距離は約 4.2~4.5 Å, 磁気モーメントは約 4 μ_B であって, これらの結晶構造と磁性が Heusler 型 ($L2_1$ 型) 合金 $Cu_2MnX^{(12)}$ ($X=Al, Ga, In, Sn$) とよく類似していることが明らかにされている。

** 財団法人電気磁気材料研究所 (The Research Institute of Electric and Magnetic Alloys, Yagiya-minami 2, Sendai)

* 1969 年 10 月金属学会広島大会に発表; 財団法人電気磁気材料研究所研究報告第 95 号