

# 非化学量論組成に位置する $\text{Co}_3\text{Ti}$ の機械的性質

清宮 義博\*

## The Mechanical Behavior of Nonstoichiometric Compound $\text{Co}_3\text{Ti}$

by Yoshihiro OYA-SEIMIYA

The compression flow stress of the nonstoichiometric  $\text{Ll}_2$  compound  $\text{Co}_3\text{Ti}$  has been measured as a function of composition in the temperature range from 77 to 1200K. The effect of nonstoichiometry on the positive temperature dependence of strength and the defect strengthening in polycrystal Line  $\text{Co}_3\text{Ti}$  alloy are quite similar to those found previously in any  $\text{Ll}_2$  alloys. However, the more intensive positive temperature dependence of strength, the limited homogeneity range within the majority element side of stoichiometry and the lattice contraction in forming  $\text{Ll}_2$  ordered structure observed in  $\text{Co}_3\text{Ti}$ ,  $\text{Ni}_3\text{Si}$  and  $\text{Ni}_3\text{Ge}$  are concluded to be characteristic nature of compounds containing 4B-subgroup elements as the minority component. All these characteristic natures are discussed in terms of the change in bond strength.

### 緒 言

$\text{Ni}_3\text{Al}$ ,  $\text{Ni}_3\text{Ga}$ ,  $\text{Ni}_3\text{Ge}$  および  $\text{Ni}_3\text{Si}$  などの  $\text{Ll}_2$  型結晶構造を有する金属間化合物は、強さの正の温度依存性を示すことが知られている<sup>(1)</sup>。その中でも Ni 基耐熱合金の高温強度に大きな役割を持つ析出相である  $\text{Ni}_3\text{Al}$  ( $\gamma'$ ) の機械的性質について関心は大きく、多結晶、単結晶を用いた種々の研究が行われている<sup>(2)~(5)</sup>。

Fig. 1 および Fig. 2 は著者がこれまでに報告した  $\text{A}_3\text{B}$  化学量論組成における代表的な  $\text{Ll}_2$  型金属間化合物の流動応力の温度依存性を示したもので、いずれも強さの正の温度依存性を示す合金である。Fig. 1 は Ni をベースとした化合物と  $\text{Co}_3\text{Ti}$  について示し、Fig. 2 には Pt をベースとした幾つかの化合物について示したものである。これらの図に見られる温度の増加に伴う顕著な強さの正の温度依存性を示すメカニズムは、よく知られている Kear-Wilsdorf 機構により説明出来る<sup>(6) (7)</sup>。

$\text{Co}_3\text{Ti}$  は  $\text{Ni}_3\text{Al}$  と同程度の著しい強さの正の温度依存性を持つことが、多結晶について Thornton と Davies<sup>(11)</sup> および Wee<sup>(12)</sup> らによって、また最近になって単結晶について Liu<sup>(13) (14)</sup> らによって報告されている。一方、 $\text{Pt}_3\text{Al}$  は多結晶について始めて強さの正の温度依存性を持つことが Wee ら<sup>(12)</sup> によって報告され、さらに単結晶についても

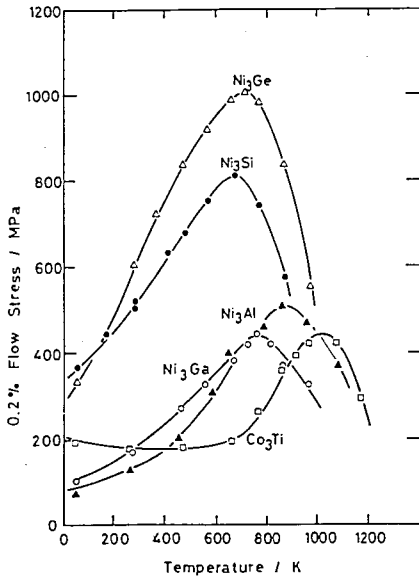


Fig.1 Temperature dependence of the flow stress for several  $L1_2$  compounds exhibiting the anomalous positive temperature dependence of strength.

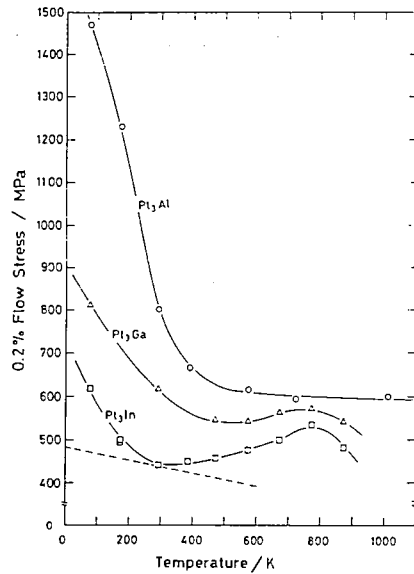


Fig.2 The unusual negative temperature dependence of flow strength observed in Pt-based  $L1_2$  compounds.

Wee ら<sup>(10)</sup> が詳細に報告している。Fig. 2 に示すように、これまで得られている結果を総合すると、 $Co_3Ti$  と  $Pt_3Al$  は高温側で  $Ni_3Al$  のような強さの正の温度依存性を示し、一方低温側では温度の低下につれて強さの急激な増加を示す。 $Pt_3Al$  については、あらためて報告する予定である。

単結晶について実験を行うことは、これら合金の低温側での異常挙動の解明に必要なことである。この点から、Liu<sup>(13)</sup> (14) らが  $Co_3Ti$  で Wee<sup>(10)</sup> らが  $Pt_3Al$  で単結晶について行った実験結果は大きな意味を持っている。彼等の考察によれば、低温における強さの増加は拡張転位の状態と関連するもので、転位が  $SISF$  型 (Superlattice Intrinsic Stacking Fault) に分解するか、 $APB$  型 (Antiphase boundary) に分解するかが重要な決め手になるとしている。すなわち、低温での異常挙動は、超格子転位が  $APB$  型に拡張するような化合物ではなく、複雑な  $SISF$  型に拡張する化合物に見られる現象であるとしている。しかし、低温での異常挙動が見られない  $Ni_3Al$  や  $Zr_3Al$  でも転位構造は  $SISF$  型であるとする報告もあり、逆に  $APB$  型であるとする報告もある。すなわち、竹内らの  $Ni_3Al$  についての最初の報告<sup>(15)</sup> では、転位の拡張形状が  $SISF$  型であるとしながら、その後拡張転位の弾性エネルギーの計算から求めた  $\gamma_{SISF}/\gamma_{APB}$  の比率から  $APB$  型に拡張していると訂正している<sup>(16)</sup>。実際にウィーク・ビーム法を用いた観察では、 $Ni_3Al$  と  $Ni_3Ga$  中の転位とも  $APB$  型の拡張をしていることが報告されている<sup>(17)</sup>。しかしながら、低温での異常温度依存性を示さない  $Zr_3Al$  は  $SISF$  型の拡張転位をとることが報告されているなど<sup>(18)</sup>。Pope らの提案<sup>(19)</sup> に基づいて全体を説明するにはあまりにも例外が多すぎる。この問題は、化合物の転位形態に左右されることから、積層欠陥 ( $SF$ ) および逆位相境界 ( $APB$ ) エネルギーに影響を与える  $GCP$  相に対する  $L1_2$  相の相

安定性という見地からも議論する必要がある。

## 実験方法

溶解原料は純度99.5%のコバルトとチタンである。なおチタンについてはスポンジチタンをあらかじめアーク溶解によりガス抜きをしたものを用いた。全ての合金は30 g 秤量し、溶製にあたってはアルゴン雰囲気中で非消耗電極型アーク溶解炉により行った。溶解後の重量減は0.05%程度であることから合金濃度としては配合組成をそのまま採用した。溶製した全ての試料を石英管中に真空封入した後、1423Kの均質化熱処理を行い以後の実験に供した。

格子定数の測定には、理学電機製X線回折装置 Geiger-Flex RAD-II Aを用いた。使用したX線源はモノクロメーターを用いた Cu  $\alpha$ 線である。格子定数は通常 (420) 基本格子線により測定した。組織観察は主として王水でかるくエッチングした後、光学顕微鏡で観察を行った。

圧縮試験片はファインカッターにより  $3 \times 3 \times 6 \text{ mm}^3$  に切出した後、電解研磨により加工層を取り除くと、同時に表面を平滑にしたものである。圧縮試験はインストロン型試験機により歪速度  $1.4 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$  で行った。

## 実験結果ならびに考察

### 1 化学量論的組成からのずれによる強さの温度依存性

これまでに報告された、Co-Ti2成分系状態図は Fountain らの報告した状態図が本質的に正しいことを確認している。それによれば、 $\text{Co}_3\text{Ti}(\gamma')$  相の均一領域は、17.0~25.0 at % と Ti と Co の多い側に向かって広がっていることを示している<sup>(20)~(23)</sup>。 $\text{Co}_3\text{Ti}$  の強さの温度依存性を示したのが Fig. 1 である。この図によれば、化学量論的組成から Ti 量の少ない側に組成が変わるにつれて、強さの正の温度依存性の程度は減少する傾向を示し

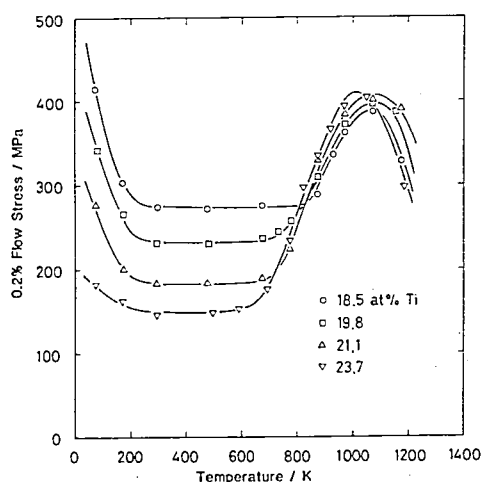


Fig.3 Temperature dependence of the 0.2pct flow stress of the  $\text{Co}_3\text{Ti}$  alloys.

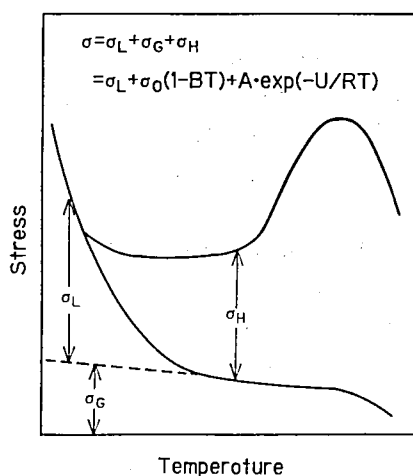


Fig.4 Schematic flow stress versus temperature curves to illustrate the transition from positive to negative temperature dependence of the flow stress for  $\text{Co}_3\text{Ti}$  alloy.

ている。

この傾向は同様な結晶構造を持つ  $\text{Ni}_3\text{Al}^{(24)}$  や  $\text{Ni}_3\text{Si}^{(25)}$  と同じである。また流動応力がピークとなる温度  $T_p$  は Ti 量の少ない側に向うにつれてわずかに高温側に移行しているのが認められる。一般に  $T_p$  は強さの正の温度依存性の程度と関連があるが、多結晶で得られるその値と単結晶で得られる値とで、 $T_p$  に含まれる内容が異なる。すなわち、単結晶での  $T_p$  は (111) 面から (100) 面への交差すべりの開始温度を示すが<sup>(26)</sup>、多結晶は交差すべりの他に粒界すべりなどが作用していることから<sup>(27)</sup>、単純ではないと考えられる。

$\text{Co}_3\text{Ti}$  のもう一つの異常挙動である温度の低下に伴って強さが急激に増加する現象は、Fig. 3 によれば Ti 量が少なくなるにつれて、より顕著になる傾向を示している。Co-18.5at % Ti では200Kで280MPaであったものが、温度が77Kに下がると420MPaに達している。一方、Co量の少ない側に位置する Co-23.7at % Ti では、200Kで165MPaであったものが77Kで180MPaとなっている。すなわち、この挙動は200Kから77Kに温度が低下するに伴って急激な応力増加が生じていることを示しており、それはTi量の増加とともにより顕著となる傾向にある。

先に述べたように  $\text{Co}_3\text{Ti}$  には温度の増加に伴う強さの正の温度依存性と温度の低下に伴って強さが急激に増加する異常挙動が存在し、それらが加算的であると仮定すれば、応力の温度依存性は Fig. 4 のように模式的に表現できる。このように考えると  $\text{Co}_3\text{Ti}$  では2つの異常挙動が作用し合って、温度が増加するにもかかわらず強さ一定の領域が存在することが容易に理解できる。したがって、同様な強さの正の温度依存性を持つ  $\text{Ni}_3\text{Al}$  や  $\text{Ni}_3\text{Ga}$  などの考え方<sup>(24)</sup>をそのまま  $\text{Co}_3\text{Ti}$  に適用してアレニウスの関係を求め、強さの正の温度依存性の程度を表わす活性化エネルギーを算出することはできない。このことから、 $\text{Co}_3\text{Ti}$ の強さの温度依存性の特徴を考慮し、活性化エネルギー算出のための模式図として示した Fig. 4 を式に表わすと次のようになる。

$$\begin{aligned}\sigma &= \sigma_L + \sigma_G + \sigma_H \\ &= \sigma_L + \sigma_0 (1 - BT) + Ae^{-U/RT} \dots \dots \dots (1)\end{aligned}$$

ここで  $\sigma_L$  項は温度低下にともなう強度増加分を示す項、 $\sigma_G$  は剛性率の温度依存性による項、および  $\sigma_H$  は (100) への交差すべり機構による強さの正の温度依存性を示す傾である。例えば、 $\text{Ni}_3\text{Al}$  では  $\sigma_L$  項が0となり、 $\text{Co}_3\text{Ti}$  では  $\sigma_L$  項が支配的となる。一方、強さの正の温度依存性をもたない  $\text{Ni}_3\text{Fe}$  や  $\text{Ir}_3\text{Cr}$  などでは<sup>(12)</sup><sup>(28)</sup>  $\sigma_H$  および  $\sigma_L$  項は0となる。

$\text{A}_3\text{B L}_2$  化合物の化学量論組成からのずれに伴う格子欠陥は、格子定数の組成依存性およびX線回折における規則格子線との強度から、化学量論的組成の両側においてそれぞれの anti-structure 型欠陥<sup>(29)</sup><sup>(30)</sup>であることが報告されており、著者も  $\text{Ni}_3\text{Al}$ 、 $\text{Ni}_3\text{Ga}$  などで、このことを確認している<sup>(24)</sup><sup>(25)</sup>。 $\text{Ni}_3\text{Al}$ 、 $\text{Ni}_3\text{Ga}$  では  $\text{L}_2$  化合物の組成のずれに伴う欠陥強化は、通常強さの正の温度依存性の影響を受けない77Kの応力値を組成に対して比較してきたが、 $\text{Co}_3\text{Ti}$  の場合には同様の整理はできない。すなわち、 $\text{Co}_3\text{Ti}$  は温度の低下に伴って強さが増加する低温側挙動と温度が増加するにつれて強さが増す、高温側挙動の2つの挙動が作用していることから、それらがバランスする300K前後の値で比較するのが適当と思われる。Fig. 5 は  $\text{Co}_3\text{Ti}$  の300Kでの値を組成のずれに対して示したものであり、また他の  $\text{L}_2$  化合物の77Kでの強さの組成依存性も合わせて示してある。

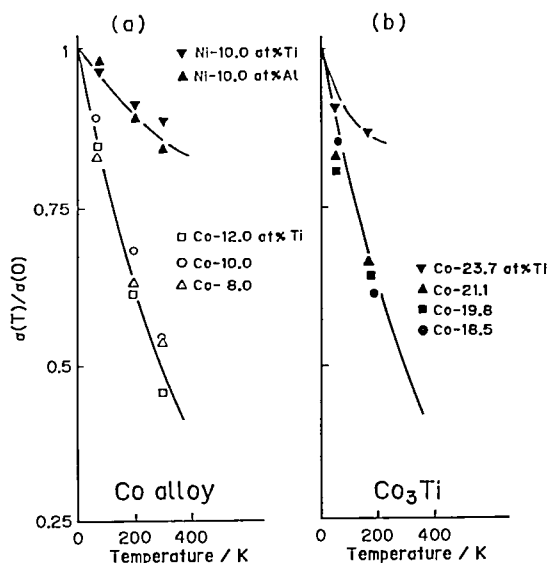


Fig.5 Temperature dependence of the flow stress of  
(a) fcc solid solution and (b)  $\text{Co}_3\text{Ti}$  alloys.  
The plotted line shows the  $\sigma(T)/\sigma(0)$ .  
0.2% flow stress at various temperature,  $\sigma(T)$ ,  
is normalized by the value at 0 K,  $\sigma(0)$ .

$\text{Co}_3\text{Ti}$  の欠陥強化はこれまでの  $\text{Li}_2$  化合物と同様に化学量論的組成からずれるほど強さは増加していることが確認できる。

温度の低下に伴う強さの急激な増加は、bcc 金属・合金では通常見られる現象であるが、fcc 構造を有する金属・合金では顕著に認められないのが通例である。 $\text{Co}_3\text{Ti}$  での低温の異常挙動が Ti 量の減少によってしだいに顕著になることから、Co をベースとする fcc 2 成分系合金について強さの温度依存性を調べておく必要がある。また、fcc 構造の中でも遷移金属で構成される合金にのみ現れる現象か、あるいは遷移金属と B 亜族元素との組み合わせによって得られる固溶体にのみ現れる現象かを知る必要がある。このために、Ni をベースとする遷移金属と B 亜族元素の組み合わせによる Ni-10at % Ti と Ni-10at % Al について、また遷移金属同志の組み合わせによる Co-8at % Ti, Co-10at % Ti, Co-12at % Ti の各 fcc 固溶体について実験を行った。これら合金組成の決定は 2 相共存領域にできるだけ近づけるように、Ni-Ti 2 成分系は Poole らの状態図を<sup>(31)</sup>、Ni-Al 2 成分系については Hansen<sup>(32)</sup> の各状態図を参考にした。Fig. 5 (a) は、これら合金の強さの温度依存性を示したものである。この図では各温度で得られた強さを OK の応力値で規格化した値を示してある。強さの温度依存性は Co-Ti 合金と Ni-Al, Ni-Ti 合金の場合とで顕著な違いのあることが認められる。すなわち、Ni-Al, Ni-Ti fcc 固溶体の強さの温度依存性は通常の fcc 相と同程度であるのに対し、Co-Ti fcc 固溶体は、Fig. 3 に示す  $\text{Co}_3\text{Ti}$  と同様の強さの急激な温度依存性が認められる。一方、 $\text{Co}_3\text{Ti}$  は Ti が ( $\gamma + \gamma'$ ) の 2 相共存領域から最もはなれた組成では、Fig. 5 (b) に示すように Ti 量の少ない  $\text{Co}_3\text{Ti}$  とは大きく異なっていることが認められる。この図からわかるように  $\text{Co}_3\text{Ti}(\gamma')$  相の均一固溶体の中でも Ti 量が多いか少ないかによって、低温度域での異常挙動が 2 通

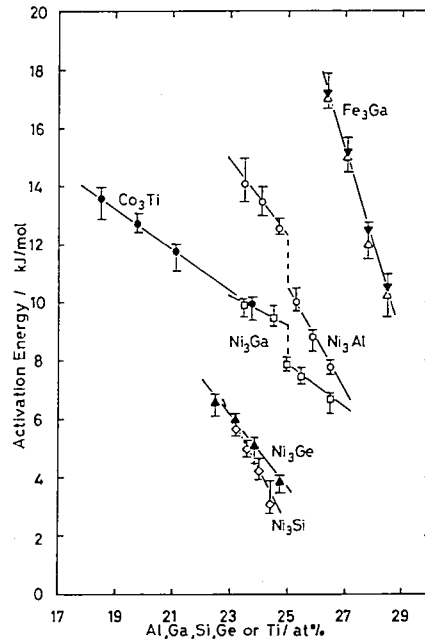


Fig.6 Effect of deviation from stoichiometry on the activation constant in the several  $L1_2$  compounds.

りに別れることである。この現象が何に拠るものであるかは、これだけのデータを基に議論することはできないが、ただ一つ言えることは、少量成分である Ti だけにその挙動の原因を求めることは出来ないと考えられる。なぜなら、Ti を含む  $Pt_3Ti$   $L1_2$  化合物の強さの温度依存性は  $Ni_3Al$  などと同様な挙動を示すからである<sup>(33)</sup>。さらに、この異常挙動は、不規則状態か規則状態にかかわらず、Co をベースとする合金に共通する現象であることが確認されたからである。

Fig. 4 および Fig. 5 を参考にして、 $Co_3Ti$  の強さの温度依存性を示すデータから  $\sigma_L$  成分を取り除き、 $\sigma_H$  成分を抽出することができる。これによって、 $Co_3Ti$  のもう一つの異常挙動である強さの正の温度依存性に伴う活性化エネルギーについて議論することができるようになる。Fig. 6 は、 $Co_3Ti$  の強さの正の温度依存性の活性化エネルギーを(1)式を用いて、それに関係する量  $\sigma_H$  のみを抽出しアレニウスの関係により求めた値を示したものである。この図には  $Ni_3Al$ 、 $Ni_3Ga$ 、 $Ni_3Si$ 、 $Ni_3Ge$  と  $Fe_3Ga$  で得られた各  $L1_2$  化合物の値についても合わせて整理してある。この図によれば他の  $L1_2$  化合物と同様に  $Co_3Ti$  においても少量成分元素、すなわち、ここでは Ti 量の増加とともに強さの正の温度依存性は強くなる傾向が認められる。

## 2 化合物の組成域のかたよりと強さの温度依存性

Fig. 6 には各種合金の強さと正の温度依存性に伴う活性化エネルギーの組成依存性を示したが、同時にそれぞれの  $L1_2$  相単相領域の組成範囲も示してある。この図から、化学量論組成より少量成分元素濃度の少ない領域に安定域が限定される化合物相の方が少量成分元素濃度の多い領域まで拡張している化合物相よりも異常温度依存性の程度は強いことが

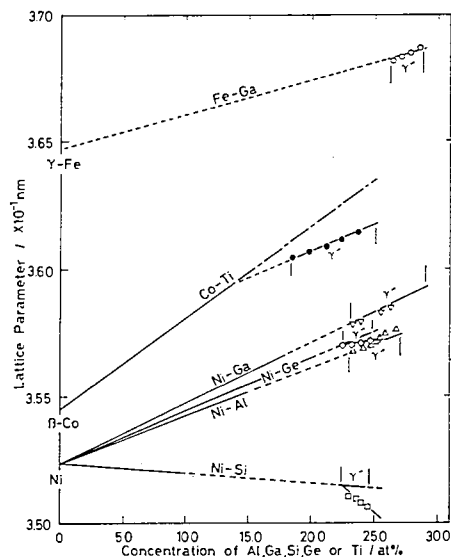


Fig.7 Composition dependence of lattice parameters of the  $\text{Ni}_3\text{Ge}$ ,  $\text{Ni}_3\text{Al}$ ,  $\text{Ni}_3\text{Si}$ ,  $\text{Ni}_3\text{Ga}$ ,  $\text{Co}_3\text{Ti}$  and  $\text{Fe}_3\text{Ga}$   $\text{L1}_2$  phases.

わかる。

遷移金属元素同志から成る  $\text{Co}_3\text{Ti}$  の電子・原子比は単純に決められないが、Ni 基化合物についてみれば 4 B 亜族元素を含む  $\text{Ni}_3\text{Si}$  や  $\text{Ni}_3\text{Ge}$  の方が 3 B 亜族元素を含む  $\text{Ni}_3\text{Al}$  や  $\text{Ni}_3\text{Ga}$  に比べて組成域は Ni の多い側に限定され、強さの異常温度依存性の程度も強い。この意味では  $\text{Co}_3\text{Ti}$  はその中間に位置していると見ることができる。

Fig. 6 で示すように  $\text{Ni}_3\text{Al}$ ,  $\text{Ni}_3\text{Ga}$ ,  $\text{Ni}_3\text{Si}$ ,  $\text{Ni}_3\text{Ge}$  と  $\text{Fe}_3\text{Ga}$  の各  $\text{L1}_2$  型化合物の中で、大きな強さの正の温度依存性を示す化合物は組成域が化学量論組成より B 元素の少ない側に分布する傾向にあるのは興味ある現象と言える。また、組成域の位置関係が Fig. 7 の格子定数の組成依存性で見られるように化学量論組成をはさんで両側に位置する  $\text{Ni}_3\text{Al}$  などに対して少量成分元素の少ない側に位置する  $\text{Ni}_3\text{Si}$ ,  $\text{Ni}_3\text{Ge}$ ,  $\text{Co}_3\text{Ti}$  は、いずれも  $\gamma'$  相の格子定数の組成依存性において Ni および Co 固溶体の  $\gamma$  相領域から格子定数変化を外挿した値より小さく、規則格子を形成すると体積は収縮する傾向にあることがわかる。

組成域のかたよりを自由エネルギー曲線の対称性から考察した結果は著者によって  $\text{L1}_2$  型化合物を包括した形ですでに報告している<sup>(25)</sup>。この考え方は  $\text{A}_3\text{B}$  化合物における最近接原子間結合力  $H_{AA}$ ,  $H_{AB}$  および  $H_{BB}$  の相対的な大きさによってエンタルピー曲線の形状が変化する様子を非対称性指数  $P$  を用いて示したものであり、 $P$  と  $H_{AA}$ ,  $H_{BB}$  および  $H_{AB}$  との間には次の関係が成り立つ。

$$P = 2 - 3/2 (H_{AA} - H_{BB}/V_{AB}) \dots \dots \dots (2)$$

ここで  $V_{AB}$  は、 $V_{AB} = H_{AB} - 1/2 (H_{AA} + H_{BB})$  で与えられる規則化エネルギーである。

$P$  値が  $-1 < P < 1$  の場合、エンタルピーの最小値は化学量論組成において生ずる。この関係を満足する  $\text{Ni}_3\text{Al}$ ,  $\text{Ni}_3\text{Ga}$ <sup>(24)</sup> は化学量論組成の両側に組成域をもつ典型的な例である。 $P$  値が  $-1 < P < 0$  の場合、エンタルピーは A 側と B 側で非対称となり、安定組成域

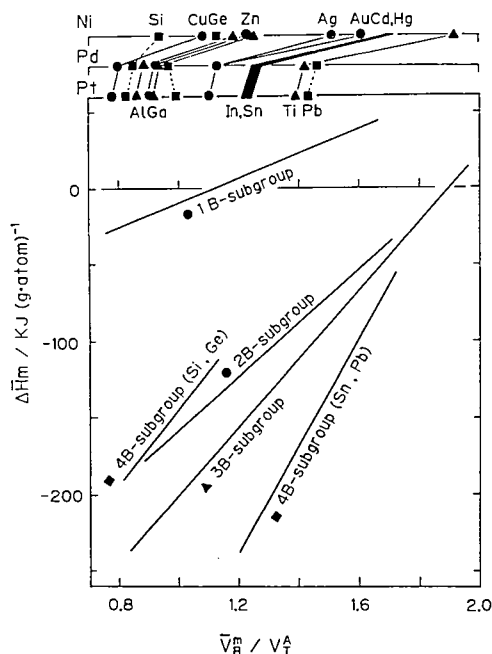


Fig.8 Relation between partial molar enthalpy of solute and partial molar volume ratio of solute and solvent in fcc solid solutions based on Ni, Pd, Pt and B-subgroup elements.

はA側にずれる傾向が生じ、 $\text{Ni}_3\text{Si}$  やここで取り上げた $\text{Co}_3\text{Ti}$  はこの典型的な例である。さらに、 $P$  値が  $0 < P < 1$  の場合、安定組成域はB側にかたよる傾向が生じ、 $\text{Pt}_3\text{Al}$  や  $\text{Pt}_3\text{Ga}$  などはこの典型的な例である。Ellner によって報告された Fig. 8 によれば、Ni, Pd, Pt 基の各元素を溶媒とするB亜族元素の希薄固溶体について、溶質と溶媒の部分モル原子容積の比 ( $\bar{V}_B^m/\bar{V}_A^m$ ) と溶媒の部分モルエンタルピー ( $\Delta H_m$ ) との間に溶質元素の族番号ごとに直線関係が成立することを示している。さらにこの図は、溶媒がNiからPtに変わると $\Delta H_m$ の絶対値が増加することをも示している<sup>(34)~(36)</sup>。これらの結果は原子間距離の変化が原子間結合力に大きな作用を及ぼしていることを示す。

### 3 $\text{Co}_3\text{Ti}$ の相安定性

Fontain らの報告によれば、NiにCoを添加していくとしだいに積層欠陥エネルギーが低下し、Co側ではhcp相( $\epsilon$ )が安定相となるとしている<sup>(37)</sup>。これに対して、 $\text{Co}_3\text{Ti}$ ではCoをTiで置換していくと $\text{Co}_3\text{V}$ 型(ccht)をへて $\text{Ni}_3\text{Ti}$ (cht)へと変化し、面心立方晶型(ct)から六方晶型(ht)の積層構造へと遷移する傾向を示しており、<sup>(39) (39)</sup>  $\text{Co-Ni-Ti}$  3元系状態図でも確認されている<sup>(40)</sup>。この傾向は固溶体における挙動と全く逆である。Fig. 9に示したBrewer型状態図には $\epsilon$ -Co相から $\text{Ni}_3\text{Ti}$ 相に向かって帯状の領域が描かれており、CoをNiで置換した場合の相関係の流れが原子の積み重ねや配列



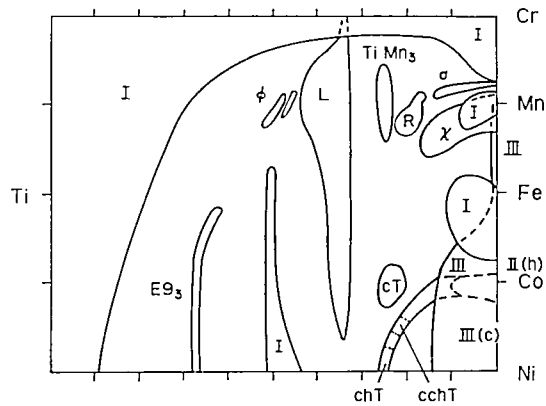
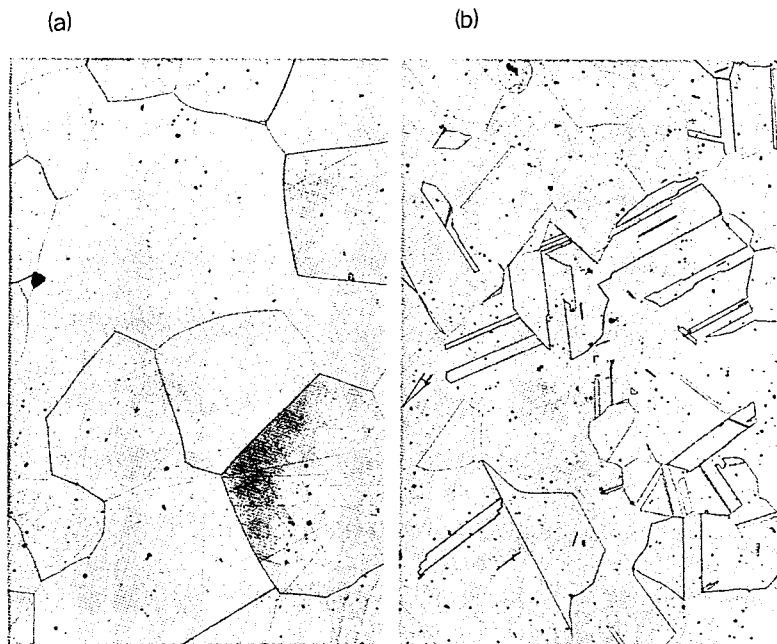


Fig.9 Brewer-type phase diagram for the first log reoid transition metal elements. Binary and ternary phase diagrams among the elements are superimposed, which include Ni-Co-Ti ternary system.



Phot.1 Optical micrographs of  $\text{Ni}_3\text{Si}$  and  $\text{Co}_3\text{Ti}$  alloys.

を記号で表わすことによって、理解できるようになっている<sup>(41)</sup>。固溶体での結晶構造の遷移 ( $\gamma$ 相 $\rightarrow$  $\epsilon$ 相) と化合物から化合物への結晶構造の遷移の場合とで全く逆となる現象に対し、篠田らは熱力学的考察を加え次のように報告している<sup>(42)</sup>。すなわち、Ni-Ti 2 成

分系および Ni-Co 2 成分系での  $\gamma$  相と  $\epsilon$  相の相互作用パラメーターの差  $\Delta W^{\text{NiTi}}$  と  $\Delta W^{\text{NiCo}}$  について従来の値を参考にし、それに多少の修正を加えることで、Co-Ni-Ti 3 元系における  $\gamma$  相と  $\epsilon$  相の自由エネルギーの濃度依存性の特徴が矛盾なく説明できるとしている。このことは fcc 構造を基調とする  $\text{Co}_3\text{Ti}$  相 (ct) の六方晶構造を基調とする  $\epsilon$  相 (ht) への安定性がかなり低いものであることを示唆している。 $\text{Co}_3\text{Ti}$  の積層欠陥エネルギーの低いことを示す実験的証拠は他にも認められる。Phot. 1 は  $\text{Ni}_3\text{Si}$  と  $\text{Co}_3\text{Ti}$  の光学顕微鏡組織を比較したものである。Phot. 1 からわかるように、 $\text{Co}_3\text{Ti}$  では多数の双晶が認められるのに対し、 $\text{Ni}_3\text{Si}$  にはまったく認められない。この結果は  $\text{Co}_3\text{Ti}$  の積層欠陥エネルギーが他の化合物と比較して極めて低いことを示す証拠である。

最近、Paidar らは  $\text{Pt}_3\text{Al}$  や  $\text{Pt}_3\text{Ga}$  などでも認められる低温における強度増加は、積層欠陥エネルギーの低い  $\text{Ll}_2$  化合物の特徴であると考察している<sup>(43)</sup>。しかし、 $\text{Pt}_3\text{Al}$  の組織を観察する限りでは積層欠陥エネルギーはそれほど低いとは考えられない。この問題については、 $\text{Co}_3\text{Ti}$  と  $\text{Pt}_3\text{Al}$  を比較した詳細な研究を行う必要があり、次報で述べる予定である。

## 結 論

$\text{Ll}_2$  型金属間化合物  $\text{Co}_3\text{Ti}$  の強さの温度依存性について、他の  $\text{Ll}_2$  合金と比較しながらその温度依存性の特異な挙動を調べたもので、得られた結果を要約すると次のとおりである。

- 1) 強さの正の温度依存性は、化学量論組成からのずれが大きくなるほど、すなわち Ti 量が減少するにつれて弱くなる、この傾向は他の  $\text{Ll}_2$  合金と同じである。
- 2) 強さが温度の低下に伴って急激に増加する傾向は、化学量論組成からのずれが大きくなるほど、すなわち Ti 量が少なくなるにつれて、その挙動はより顕著になる。
- 3) Ti, Al を含む Co 基 fcc 固溶体は、温度の低下に伴って強さが急激に増加するのが観察され、規則 fcc 相である  $\text{Co}_3\text{Ti}$  相および不規則 fcc 相である Co-Ti 固溶体相に共通の挙動であることを示した。

## 参考文献

- (1) 鈴木朝夫：日本金属学会会報，21(1982)19.
- (2) J. W. Guard and J. H. Westbrook：TMS. AIME, 215 (1959) 807.
- (3) J. A. Lopez and G. F. Hancock：Phys. Status Solidi (a), 2 (1970) 469.
- (4) R. D. Rawlings and A. E. Staton-Bevan：J. Mater. Sci., 10 (1975) 505.
- (5) K. Aoki and O. Izumi：J. Japan Inst. Met., 39 (1975) 1282.
- (6) B. H. Kear and H. G. F. Wilsdorf：Trans. AIME, 22 (1962) 382.
- (7) S. Takeuchi and E. Kuramoto：Acta Metall., 21 (1973) 415.
- (8) 山口正治, V. Paidar, D. P. Pope and V. Vitek：日本金属学会講演予稿，4 月 (1982), 56.
- (9) 高杉隆幸, 和泉 修：日本金属学会シンポジウム講演予稿10月 (1982), 56.
- (10) D. M. Wee, D. P. Pope and V. Vitek：Acta Metall., 32 (1984) 829.
- (11) P. H. Thornton and R. G. Davies：Met. Trans., 1 (1970) 549.
- (12) D. M. Wee, O. Noguchi, Y. Oya and T. Suzuki：Trans. Japan Inst. Met., 21 (1980) 238.

- (13) Y. Liu, T. Takasugi, O. Izumi and S. Ono : *Phil. Mag. A*, in press.
- (14) Y. Liu, T. Takasugi and O. Izumi : *Met. Trans. A*, 17A (1986), 1433.
- (15) S. Takeuchi, E. Kuramoto, T. Yamamoto and T. Taoka : *Japan Appl. Phys.*, 12 (1973) 1486.
- (16) K. Suzuki, M. Ichihara and S. Takeuchi : *Acta Metall.*, 27 (1979) 193.
- (17) R. J. Taunt and B. Ralph : *Phil. Mag.*, 30 (1974) 1379.
- (18) L. M. Howe, M. Rainville and E. M. Schulson : *J. Nucl. Mater.*, 50 (1974) 139.
- (19) D. P. Pope and S. S. Ezz : *Iust. Met. Rev.*, 29 (1984), 136
- (20) P. Elliott : "Constitution of Binary Alloys", 1st Supl., McGraw-Hill, (1965), p. 339.
- (21) A. Shunk : "Constitution of Binary Alloys", 2nt Supl., McGraw-Hill, (1969), p. 265.
- (22) R. W. Fountain and W. D. Forgeng : *Trans. Met. Soc. AIME*, 215 (1959), 998.
- (23) 高山武盛, 魏 明, 西沢泰二 : *日本金属学会誌*, 45 (1981), 341
- (24) O. Noguchi, Y. Oya and T. Suzuki : *Met, Trans. A*, 12A (1981), 1647.
- (25) T. Suzuki, Y. Oya and S. Ochiai : *Met, Trans.*, 15A (1984), 173.
- (26) 三浦誠司, 落合鐘一, 大矢義博, 三島良直, 鈴木朝夫 : *日本金属学会誌*, 51 (1987), 400.
- (27) 大矢義博, 三島良直, 鈴木朝夫 : *鉄と銅*, 15 (1984), 1870.
- (28) D. M. Wee and T. Suzuki : *Trans. Japan Inst. Met.*, 20 (1979), 634.
- (29) G. F. Hancock : *Phys. Stat. Sol.*, (a), 7 (1971), 5351.
- (30) K. Aoki and O. Izumi : *Phys. stat. Sol.*, (a) 32 (1975), 657.
- (31) D. M. Poole and W. Hume-Rothery : *J. Inst. Met.*, 83 (1954-1955), 473.
- (32) M. Hansen : "Constitution of Binary Alloys", McGraw-Hill, New York, (1958), 119.
- (33) E. V. Clougherty and L. Kaufman : *Acta Metall.*, 11 (1963), 1043.
- (34) M. Ellner : *J. Less-Common Met.*, 60 (1978), 15.
- (35) M. Ellner : *J. Less-Common Met.*, 75 (1980), 5.
- (36) M. Ellner : *J. Less-Common Met.*, 78 (1981), 21.
- (37) R. W. Fountain, G. M. Fauling and W. D. Forgeng : *Trans. Mer. Soc. AIME*, 221 (1961), 747.
- (38) A. K. Sinha : *Trans. Met. Soc. AIME*, 245 (1969), 911.
- (39) L. H. N. van Vucht : *J. Less-Common Met.*, 11 (1966), 308.
- (40) L. Brewer : "High Strength Materials", Ed. by V. F. Zackey. John Wiley & Sons, New York (1975), 82.
- (41) L. Brewer : "High Strength Materials", Ed. by V. F. Zackey. John Wiley & Sons, New York (1965), 12.
- (42) T. Sinoda, Y. Isobe and T. Suzuki : *Z. Metallkd.*, 76 (1985), 600.
- (43) V. Paidar, D. P. Pope and M. Yamaguchi : *Scripta Met.*, 15 (1981), 1029.