

.....
論 文

Ni-Cr-W 三元系における計算状態図と 実験状態図の比較検討

梶原正憲*・菊池 実*²・田中良平*³

Comparison between the Calculated and the Experimentally Determined Phase Diagrams in the Ni-Cr-W Ternary System

Masanori KAJIHARA, Makoto KIKUCHI and Ryohei TANAKA

Synopsis :

A calculated equilibrium phase diagram of the Ni-Cr-W ternary system was critically compared with experimentally determined phase diagrams. Although some of the parameters for the phase diagram calculation were determined from the phase equilibria between 1 000 and 1 200°C, the calculation was proved to form a good estimate of the phase equilibria between 800 and 1 600°C. Several predicted reactions from the calculation were confirmed by experiments. They were a ternary eutectoid reaction: $\sigma-\gamma+\alpha_1+\alpha_2$, and two eutectic reactions: $L\rightarrow\gamma+\sigma$ and $L\rightarrow\gamma+\alpha_1$, where L indicates liquid and γ , α_1 and α_2 stand for nickel-rich fcc, chromium-rich bcc and tungsten-rich bcc terminal solid solution phase, respectively.

1. 緒 言

多目的用高温ガス炉の中間熱交換器材料として Cr および W を多量に添加した数種類の Ni 基超耐熱合金が開発され、これらの合金の特性も順次明らかにされてきている^{1)~6)}。このような合金開発に当たっては、Ni-Cr-W 三元系の平衡状態図の知見も重要である。この系については、合金の使用温度である 1 000°C 付近の平衡状態図に関連した研究として KORNILOV と BUDBERG⁷⁾ によるものがあるが、彼らの状態図は σ 相の位置が示されていないなどの欠陥をもち、十分信頼のおけるものとは認められない。そこで KORNILOV と BUDBERG⁷⁾ による状態図の再検討を目的として、著者らは相平衡の立場から Ni-Cr-W 三元系の平衡状態図に関する一連の系統的な研究を行つている^{8)~17)}。その成果の一部は、一 Ni-Cr-W 三元系における 1 000°C の平衡等温断面図の実験的決定¹⁵⁾ (以下、前報 I と呼ぶ)、一 Ni-Cr-W 三元系における 1 100 および 1 200°C の平衡等温断面図の実験的決定¹⁶⁾ (以下、前報 II と呼ぶ)、および一 Ni-Cr-W 三元系平衡状態図の計算¹⁷⁾ (以下、前報 III と呼ぶ) として報告した。

本報告では、前報 III における 800, 980, 1 100, 1 350, 1 400 および 1 700°C の 6 種類の等温断面図のほか新たに 900, 1 000, 1 200 および 1 600°C の等温断面図を前報 III と同様に熱力学的平衡条件を用いた計算によつて構成した。これを従来の研究結果をも含めた実験状態図⁷⁾⁸⁾¹⁵⁾¹⁶⁾¹⁸⁾ と比較することにより、熱力学的平衡条件を用いた計算状態図の有用性および従来の研究結果の妥当性を検討することを試みた。

2. 計 算 方 法

前報 III では、前報 I および II の実験状態図に基づき、800~1 700°C における Ni-Cr-W 三元系平衡状態図を熱力学的平衡条件を用いたコンピューター計算によつて構成した。計算に当たり、基本的には KAUFMAN^{19)~25)} による計算法を採用した。すなわち、Ni 固溶体 (fcc- γ)、Cr 固溶体 (bcc- α_1)、W 固溶体 (bcc- α_2) および液相 (L) などの三元系溶体の過剰自由エネルギーは三元系を構成する 3 種類の二元系の過剰自由エネルギーを加え合わせることによつて得られるものとし、二元系の過剰自由エネルギーは準正則溶体²⁶⁾ で近似できるものとした。また、 σ および β 相などの金属間化合物は

昭和 56 年 11 月本会講演大会にて発表 昭和 60 年 9 月 20 日受付 (Received Sep. 20, 1985)

* 東京工業大学大学院 (現: 東京工業大学工学部 工博) (Graduate School, Tokyo Institute of Technology, Now Faculty of Engineering, Tokyo Institute of Technology, 2-12-1 Ookayama, Meguro-ku, Tokyo 152)

*² 東京工業大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Tokyo Institute of Technology)

*³ 東京工業大学工学部 (現: 横浜国立大学工学部) 工博 (Faculty of Engineering, Tokyo Institute of Technology Now Faculty of Engineering, Yokohama National University)

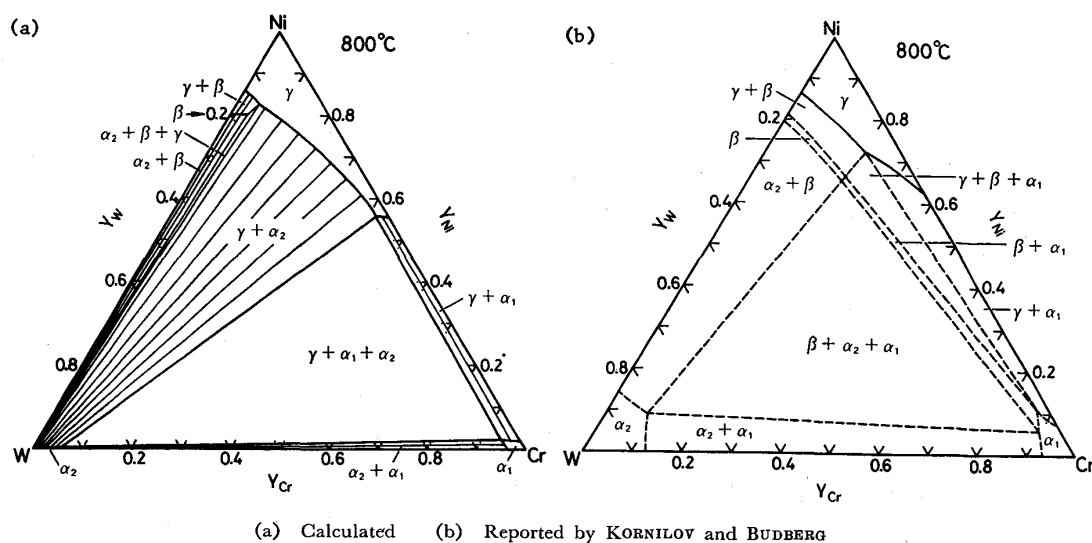


Fig. 1. Isothermal sections in the Ni-Cr-W ternary system at 800°C.

ライン化合物であると近似した。具体的な計算方法については、前報Ⅲに詳細に述べた。

ところで、前報ⅠおよびⅡの結果から知られるように、Ni-Cr-W 三元系の σ 相は 1000~1200°C の温度範囲において単相組成領域が比較的広く高温側ほど広がっている (Fig. 3(b) および (d) 参照), したがって、前報Ⅲで行ったように σ 相の組成をライン化合物として近似することは厳密には正しいとはいえない。しかし、この近似法を用いて 1200°C 以上の高温および 1000°C 以下の低温度域における σ 相の安定性や σ 相と他の相との相関係を全体にわたって精度よく推定することは可能である。このような理由により、前報Ⅲでは σ 相や β 相の組成をライン化合物として近似し状態図の計算を行った。以下では、計算状態図と実験状態図との比較検討を行う。

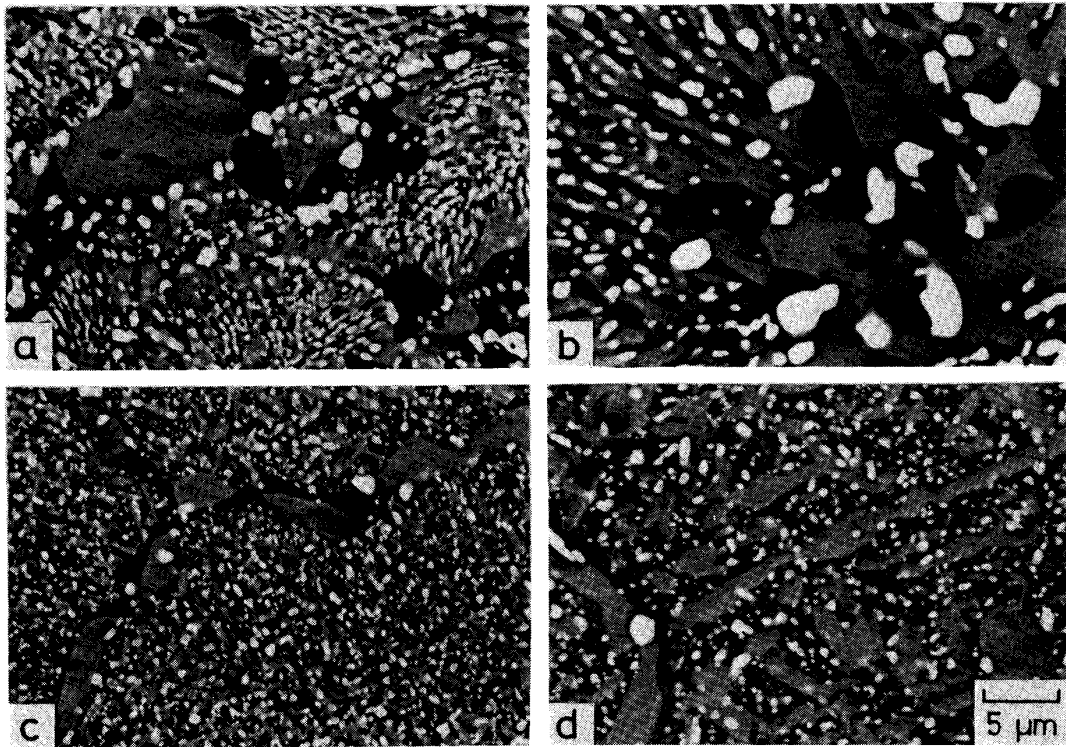
3. 結果および考察

3.1 800°C における計算結果と KORNILOV と BUDBERG による状態図との比較

800°C における Ni-Cr-W 三元系等温断面図の計算結果と KORNILOV と BUDBERG⁷⁾ による結果とを対比して Fig. 1 (a) および (b) に示した。Fig. 1 も含めて、以下に示すほとんどの状態図の濃度は原子分率 Y で表示している。Fig. 1 (a) の計算結果はすでに前報Ⅲで示したものである。800°C では、1 次固溶体相として Ni 固溶体 (γ), Cr 固溶体 (α_1) および W 固溶体 (α_2) が、金属間化合物相としては β 相がそれぞれ平衡相として現れる。Fig. 1 (a) の計算状態図では、前報Ⅲで詳細に述べているように許される範囲内で最も安定な β 相を仮定して ($\gamma + \beta + \alpha_2$) 三相三角形を計算している。したがって、実際の ($\gamma + \beta + \alpha_2$) 三相三角形が Fig. 1 (a) の計算

結果よりも高 Cr 濃度側に位置することは考えられない。また、($\gamma + \alpha_1 + \alpha_2$) 三相三角形は、1300~1000°C の相関係の実験結果を計算によつて 800°C に外挿したものであるのでおおよその位置は正しいものと考えられる。Fig. 1 (a) に示すように ($\gamma + \beta + \alpha_2$) および ($\gamma + \alpha_1 + \alpha_2$) 三相三角形は互に離れているので、Fig. 1 (b) に示した KORNILOV と BUDBERG⁷⁾ による状態図のように β 相と α_1 相とが平衡することは考えられない。

KIKUCHI らは、Ni-60 at% Cr-9 at% W (Ni-47 wt% Cr-25 wt% W), Ni-68 at% Cr-8 at% W (Ni-55 wt% Cr-23 wt% W) および Ni-75 at% Cr-6 at% W (Ni-64 wt% Cr-18 wt% W) 合金に 800 および 900°C において 1780 h (60Cr-9W 合金のみ)²⁷⁾ および 10000 h 以上²⁸⁾ の加熱処理を施すといずれも ($\gamma + \alpha_1 + \alpha_2$) 三相組織となることを実験的に明らかにしている。Photo. 1 a) ~ d) には、($\gamma + \alpha_1 + \alpha_2$) 三相組織となつた 60Cr-9W および 68Cr-8W 合金の 800 および 900°C における 10000 h 平衡化加熱試料の反射電子組成像²⁸⁾ を示した。Photo. 1 で、コントラストの白い相、黒い相および灰色の相はそれぞれ α_2 , α_1 および γ 相である。($\gamma + \alpha_1 + \alpha_2$) 三相組織となつた上記の三元合金の組成点はいずれも Fig. 1 (a) の計算状態図の ($\gamma + \alpha_1 + \alpha_2$) 三相三角形の内側に位置しており、計算状態図と KIKUCHI ら²⁷⁾²⁸⁾ の観察結果とは矛盾しない。一方、Fig. 1 (b) の KORNILOV と BUDBERG⁷⁾ の状態図ではこれらの三元合金の組成点はいずれも ($\beta + \alpha_1$) 二相領域に位置しており KIKUCHI ら²⁷⁾²⁸⁾ の観察結果と矛盾することになる。KORNILOV と BUDBERG⁷⁾ は、金属組織が単相であるか多相であるかという観察を行い Fig. 1 (b) に示したような相境界線を引いているが、現れた相の同定を誤つて



a) 60 at% Cr-9 at% W, 800°C b) 60 at% Cr-9 at% W, 900°C
 c) 68 at% Cr-8 at% W, 800°C d) 68 at% Cr-8 at% W, 900°C

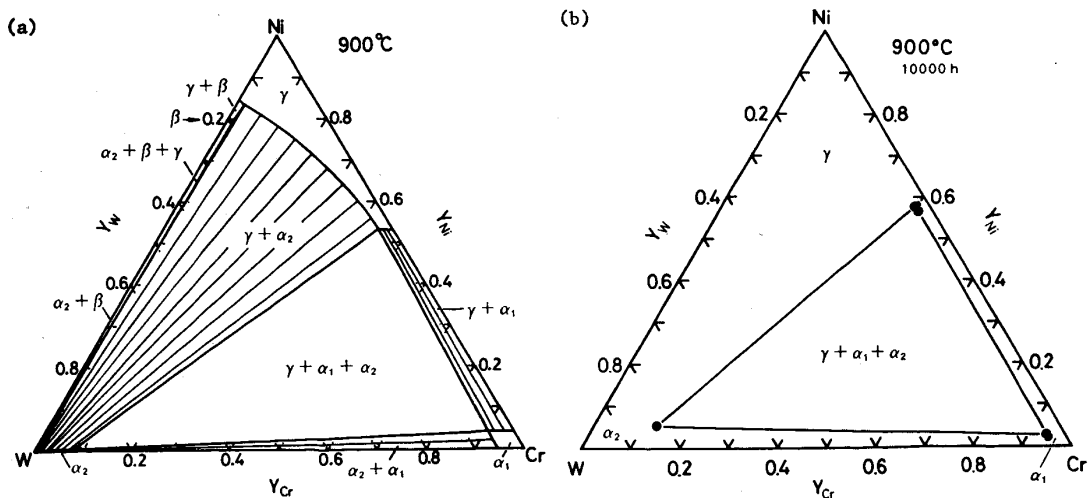
Photo. 1. Back-scattered electron micrographs of the Ni-Cr-W ternary alloys equilibrated at 800 and 900°C for more than 10 000 h.

いる可能性がある。さらに、彼らの平衡化時間は 800°C で 100 h と短いために熱履歴を含んだ組織を平衡組織と見なすという誤りをおかしている可能性も強い。これらのことから、800°Cにおける KORNILOV と BUDBERG による状態図はかなり大きな誤りを含んでいるといえる。

3.2 900°C における計算結果と実験結果との比較

900°C において 10 000 h 以上の平衡化加熱処理を施

した 60Cr-9W, 68Cr-8W および 75Cr-6W 合金には、Photo. 1 に示したように 3 μm 以上の大きさの γ , α_1 および α_2 相が認められた²⁸⁾。そこで、これら各相の組成を X線マイクロアナライザーを用いた定量分析によって求めることにより Ni-Cr-W 三元系の 900°C における等温断面図の ($\gamma + \alpha_1 + \alpha_2$) 三相三角形を実験的に決定することができる。このような方法により決定し



(a) Calculated (b) Experimentally determined

Fig. 2. Isothermal sections in the Ni-Cr-W ternary system at 900°C.

た $(\gamma + \alpha_1 + \alpha_2)$ 三相三角形²⁸⁾を Fig. 2 (b)に示した。Fig. 2 (a)は、900°Cの等温断面図の計算結果である。

900°Cになると、800°Cに比べて γ 、 α_1 および α_2 相それぞれの単相領域は若干広くなり、 $(\gamma + \alpha_1 + \alpha_2)$ 三相三角形の面積は小さくなるがその変化はあまり顕著ではない。また、 $(\gamma + \beta + \alpha_2)$ 三相三角形は 800°C におけるよりも細長くなり、Ni-W 二元系辺に近づき、 β 相中の Cr の固溶限は減少する。

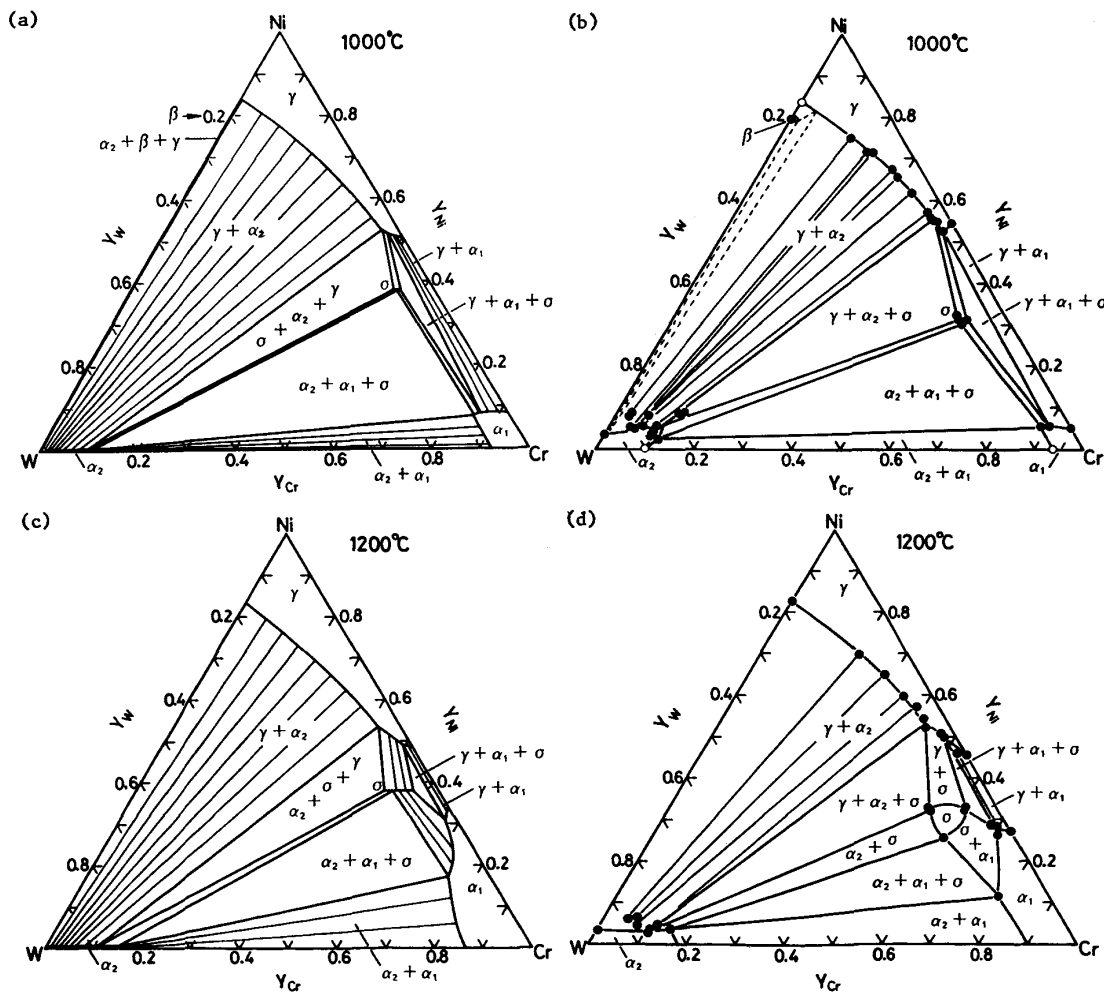
計算による $(\gamma + \alpha_1 + \alpha_2)$ 三相三角形は、1300~1000°Cの相関係の実験結果を 900°C に外挿したものであるが、実験結果をよく再現している。

3.3 1000 および 1200°C における 計算結果と実験結果の比較

1000 および 1200°C における Ni-Cr-W 三元系等温断面図の計算結果と前報 I および II における実験結果とを対比して Fig. 3 (a)~(d)に示した。図で(a)および(c)は計算結果、(b)および(d)は実験結果を示してい

る。1000°Cでは、 γ 、 α_1 、 α_2 および β 相に加えて、第2の金属間化合物 σ 相が平衡相として現れる。 σ 単相領域は、1000°C から 1200°C へと温度が高くなるほどしだいに広がる。1200°C では β 相は不安定となり消失する。

三元系溶体および金属間化合物の自由エネルギー表現には三元系固有のパラメーターがいつさい含まれていないにもかかわらず、計算状態図は全体にわたって実験状態図をよく表現している。 σ 相の組成が計算状態図ではやや高 Ni 濃度側にずれているという点を除けば、両者の一致はほぼ完全である。特に、 γ 相と他の相とのタイラインの方向および相境界線の位置は計算状態図と実験状態図とでよく一致している。Fig. 3 (b)の実験状態図では $(\gamma + \beta + \alpha_2)$ 三相三角形が決定されていないが、Fig. 3 (a)ではこれが計算によつて推定されている。前報 III で詳しく述べたように、計算状態図では最も安定性の高い β 相を仮定しているにもかかわらず、Fig. 3 (a)



(a), (c) Calculated (b), (d) Experimentally determined

Fig. 3. Isothermal sections in the Ni-Cr-W ternary system at 1000 and 1200°C.

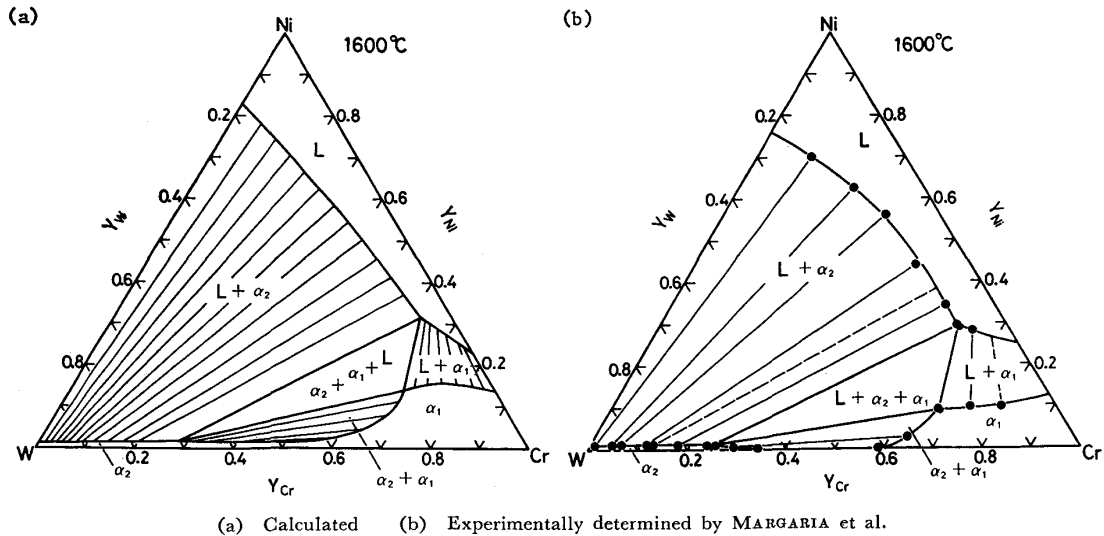


Fig. 4. Isothermal sections in the Ni-Cr-W ternary system at 1600°C.

の $(\gamma + \beta + \alpha_2)$ 三相三角形は Ni-W 二元系辺に非常に接近した細長い三角形となつている。実際の β 相の安定性はこれよりも低いので $(\gamma + \beta + \alpha_2)$ 三相三角形は Fig. 3(a) の計算結果よりも高 Cr 濃度側に位置することは考えられない。したがって、実際の三相三角形もこのように非常に Ni-W 二元系辺に接近しているものと考えられる。

3.4 1600°C における計算結果と MARGARIA らによる実験結果との比較

1600°C における Ni-Cr-W 三元系等温断面図の計算結果と MARGARIA ら¹⁸⁾ による実験結果とを対比して Fig. 4 (a) および (b) に示した。図で (a) は計算結果、(b) は MARGARIA らの実験結果を示している。1600°C では、 α_1 、 α_2 および液相 (L) が平衡相として現れる。Fig. 4 (a) は、KAUFMAN と NESOR²⁰⁾²⁴⁾²⁵⁾ が各二元系状態図から独立に決定したパラメーターだけを用いて計算されているにもかかわらず、Fig. 4 (b) の実験結果と全体にわたってほぼ一致している。やや細かく見ると Fig. 4 (a) の計算による $L/(L + \alpha_2)$ 相境界線の位置は、Fig. 4 (b) の実験結果よりもわずかに低 W 濃度側にずれている。また、Cr-W 二元系における $(\alpha_1 + \alpha_2)$ 二相分離領域の臨界温度 T_c は Cr-W 二元系状態図²⁹⁾ によれば $T_c \cong 1502^\circ\text{C}$ であるが、Fig. 4 (b) の MARGARIA ら¹⁸⁾ の結果によれば $T_c > 1600^\circ\text{C}$ となつており両者に不一致が認められる。KAUFMAN と NESOR²⁴⁾ は前者の二元系状態図に基づいて相互作用係数を決定しており、 $T_c = 1527^\circ\text{C}$ としている。このため、1600°C における $(\alpha_1 + \alpha_2)$ 二相領域は、Fig. 4 (a) の計算状態図では Cr-W 二元系辺から離れているが、Fig. 4 (b) の実験状態図では Cr-W 二元系辺までつながっている、という不一致

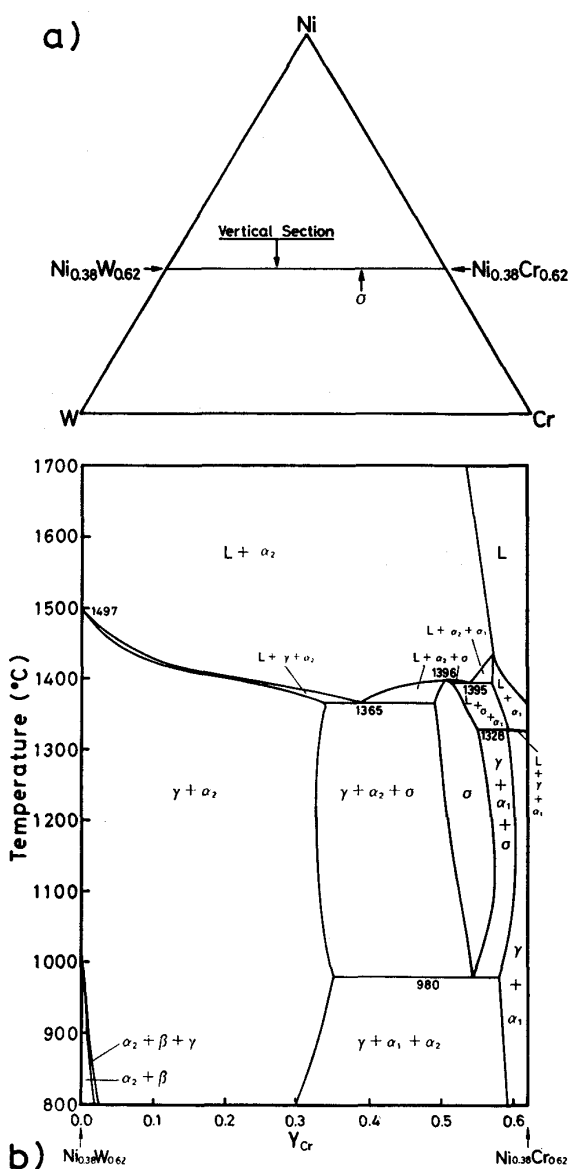
が生じている。

3.5 縦断面状態図の計算結果と実験結果との比較

Ni-Cr-W 三元系状態図の縦断面図の計算結果および実験結果をそれぞれ Fig. 5 (b) および Fig. 6 (b) に示した。

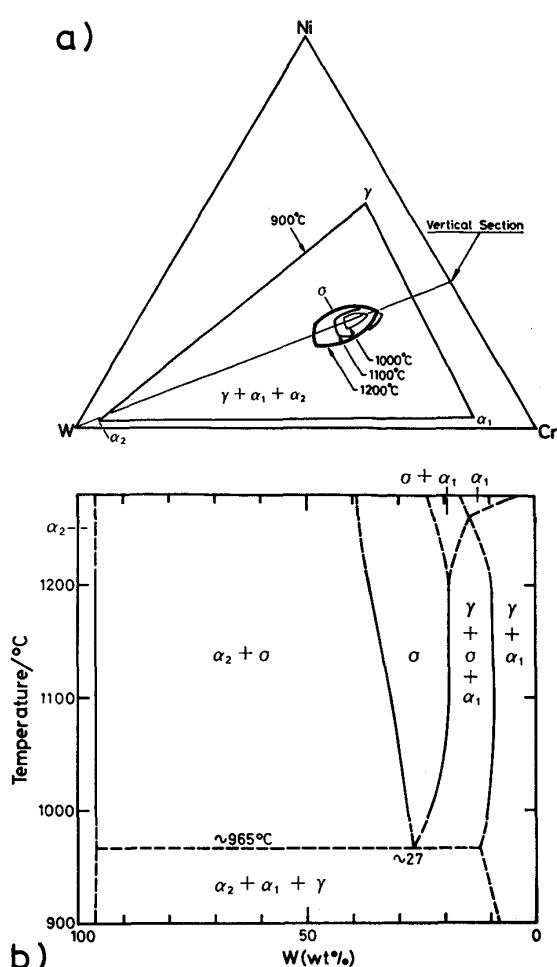
Fig. 5 (b) の計算結果は、Fig. 5 (a) に実線で示す $\text{Ni}_{0.38}\text{Cr}_{0.62}$ と $\text{Ni}_{0.38}\text{W}_{0.62}$ とを結ぶ σ 相の組成で切断した縦断面図を示す。金属間化合物相をすべてライン化合物として近似した計算状態図においても σ 相は Cr および W に対して固溶範囲をもつので、Fig. 5 (a) のように切断した縦断面図 Fig. 5 (b) においては σ 相単相領域は 2 次元的な広がりを持つ。 σ 相が安定相として現れる温度範囲は Fig. 5 (b) の計算結果では $980 \sim 1396^\circ\text{C}$ となつている。

Fig. 6 (a) には、前報 I および II の 1000 、 1100 および 1200°C における実験状態図 (Fig. 3 (b) および (d) 参照) の σ 相単相領域を重ね合わせて示した。図にはまた、Fig. 2 (b) に示した 900°C の $(\gamma + \alpha_1 + \alpha_2)$ 三相三角形もあわせて示した。Fig. 6 (b) は、Fig. 6 (a) に示す σ 相単相領域の中心組成と W 隅とを結ぶ直線上の組成によつて切断した縦断面図を示す。ただし、Fig. 6 (a) および (b) では組成を重量百分率で表している。Fig. 6 (b) の実線は実験的に決定した相境界線を示し、破線は推定による相境界線を示す。図中の $\sigma \rightarrow (\gamma + \alpha_1 + \alpha_2)$ 三元共析反応の共析温度は、 $1200 \sim 1000^\circ\text{C}$ における σ 相単相領域の相境界線を低温側へ外挿することにより 965°C 程度と推定される。この値は、Fig. 5 (b) の計算による共析温度 980°C とほぼ一致している。 σ 相単相領域は温度が高くなるほど高 W 濃度側へずれる傾向があるが、Fig. 5 (b) の計算結果はこの傾向をよく再現している。



(a) Composition of line compound σ phase
 (b) Vertical section along the composition of the σ phase as a line compound indicated in (a)

Fig. 5. Vertical section of the calculated Ni-Cr-W ternary phase diagram.



(a) Overlapped projection of the experimentally determined σ phase field
 (b) Vertical section along the line indicated in (a)

Fig. 6. Vertical section of the experimentally determined Ni-Cr-W ternary phase diagram.

ただし、Fig. 6 (b)の縦断面図では 900~1200°C 程度の温度範囲における相境界が実験的に決定されているだけであるが、Fig. 5 (b)の縦断面図では 800~1700°C の広い温度範囲にわたる相境界が計算によつて構成されている。

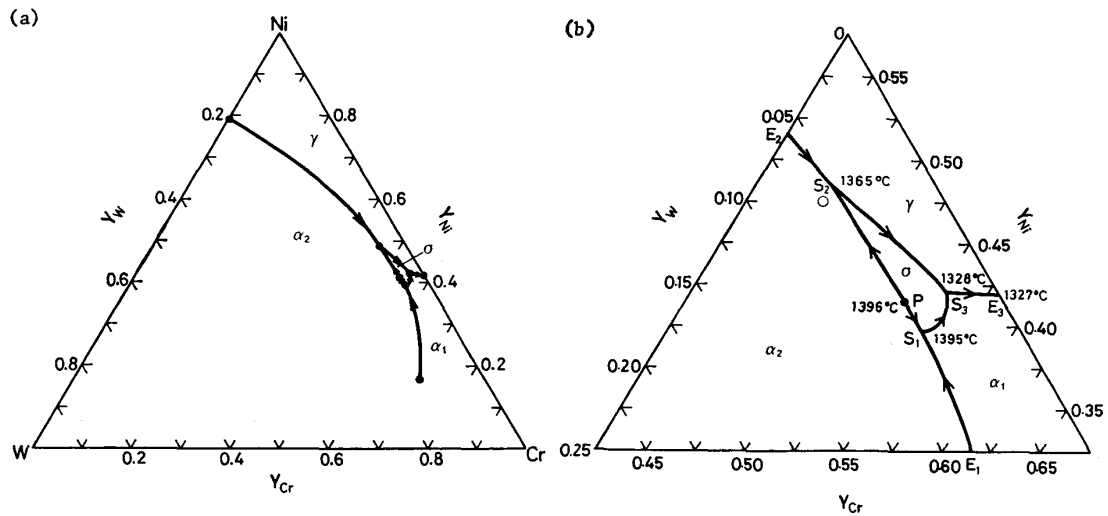
3.6 計算状態図と一方向凝固組織との比較

LEMKEY³⁰⁾は一連の Ni-Cr-W-Al 四元合金を一方向凝固させて層状の組織を得ている。用いた合金は Ni-Cr 二元共晶合金に Al を 0.5~2.0 wt%, W を 6, 9, 12, 15, 18 wt% 添加したものである。W を 6, 9, 12, 15 wt% 添加した合金は $\gamma+\alpha_1$ 層状組織となつたが、

W を 18 wt% 添加すると得られた層状組織は $\gamma+\sigma$ であつた。

Ni-Cr 二元共晶組成近傍における、液相面の γ , α_1 , α_2 および σ に対する初晶面域の計算結果を Fig. 7 (a) および (b) に示す。(a) は全組成域の図であり、(b) は Ni-Cr 二元共晶組成近傍の拡大図である。実線は初晶面域の分割線である。(b) において E_1S_1 および E_2S_2 は $L \rightarrow \alpha_2 + \alpha_1$ および $L \rightarrow \alpha_2 + \gamma$ 共晶の谷、 PS_1 および PS_2 は $L + \alpha_2 \rightarrow \sigma$ 包晶反応線、 S_1S_3 , S_2S_3 および S_3E_3 は $L \rightarrow \sigma + \alpha_1$, $L \rightarrow \sigma + \gamma$ および $L \rightarrow \alpha_1 + \gamma$ の共晶の谷を示している。図中の丸印は $\gamma+\sigma$ 層状組織を呈した合金組成を Al 添加量を無視して示した。

Ni-Cr 二元共晶組成よりいくぶん Ni 濃度の高い組成の二元合金に W を添加していく場合について考えると、W の添加量の少ない合金では、 $\gamma+\alpha_1$ 共晶組織が現れるが W の添加量が 3 at% 以上になると $\gamma+\sigma$ 共晶



(a) Whole composition range (b) Region near to the Ni-Cr binary eutectic
 Fig. 7. Calculated liquidus projections in the Ni-Cr-W ternary system.

組織が現れることが Fig. 7 から知られる. LEMKEY の観察は上の説明とよく対応している.

若島ら³¹⁾は, 著者らの計算による $L \rightarrow \alpha_2 + \gamma$ 共晶の谷の組成に沿い Ni-W 二元共晶合金に Cr を 0, 10, 20, 30 および 40 wt% 添加した Ni-Cr-W 三元合金を一方凝固させて γ 母相中に α_2 相が繊維状に配列した組織を得ている. また, 彼らは, 同じ三元合金を用いて示差熱分析を行い, 著者らの $L \rightarrow \alpha_2 + \gamma$ 共晶の谷の計算結果がかなり妥当なものであることを実験的に確認している. 合金組成を適当に選定すれば, 上記の $\gamma + \alpha_1$, $\gamma + \sigma$ および $\gamma + \alpha_2$ の層状および繊維状組織のほか $\sigma + \alpha_1$, $\sigma + \alpha_2$ および $\alpha_1 + \alpha_2$ の層状あるいは繊維状組織を作成することも可能であろう.

4. 結 言

Ni-Cr-W 三元系における液相 L, 一次固溶体 fcc- γ , bcc- α_1 および α_2 相, および金属間化合物 σ および β 相間の平衡を熱力学的平衡条件から計算し等温断面図を作成した. 計算状態図と従来の研究結果をも含めた実験状態図との比較検討を行い以下の結論を得た.

1) 三元系溶体および金属間化合物の自由エネルギー表現には三元系固有のパラメーターがいつさい含まれていないにもかかわらず, 計算状態図は全体にわたって実験状態図をよく再現する.

2) 計算結果によると σ 相は 980°C で $\sigma \rightarrow \gamma + \alpha_1 + \alpha_2$ の三元共析分解を起こす. このことは, 800 および 900°C における組織観察結果とよく対応している.

3) $L \rightarrow \gamma + \sigma$ および $L \rightarrow \gamma + \alpha_2$ の共晶の谷の計算結果は, $(\gamma + \sigma)$ および $(\gamma + \alpha_2)$ 一方凝固共晶合金の組

織観察結果および $L \rightarrow \gamma + \alpha_2$ 共晶反応の示差熱分析結果とよく対応している.

上記の方法で計算して得られた多元系平衡状態図は観察結果をかなりよく説明するばかりでなく, 実験の行われていない部分の平衡に関する妥当な予測を与える. 今後, 合金開発に際して相境界などをあらかじめ推定する場合など, 多元系の平衡状態図の熱力学的平衡条件に基づく計算が活用されてよいと思われる.

文 献

- 1) 細井祐三: 学振 123 委研究報告, 18 (1977), p. 401
- 2) K. SHIMOKAWA: Trans. ISIJ, 19 (1979), p. 291
- 3) 高温還元ガス利用による直接製鉄技術の研究開発——総合報告書——(1980), p. 79 [原子力製鉄技術研究組合]
- 4) 田中良平, 松尾孝: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 226
- 5) R. TANAKA and T. KONDO: Nuclear Technology, 66 (1984), p. 75
- 6) 多目的高温ガス炉研究開発の現状 (1984), p. 40 [日本原子力研究所]
- 7) I. I. KORNILOV and P. B. BUDBERG: Z. Neorg. Khim., 1 (1957), p. 860
- 8) 菊池 実, 武田修一, 梶原正憲, 田中良平: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 1622
- 9) 武田修一, 梶原正憲, 菊池 実, 田中良平: 鉄と鋼, 64 (1978), S947
- 10) 梶原正憲, 菊池 実, 田中良平: 鉄と鋼, 65 (1979), S903
- 11) 菊池 実, 田中良平, 梶原正憲, 角屋好邦, 武田修一: 鉄と鋼, 66 (1980), S1321
- 12) 角屋好邦, 梶原正憲, 菊池 実, 田中良平: 鉄と鋼, 67 (1981), S1253
- 13) 梶原正憲, 菊池 実, 田中良平: 鉄と鋼, 67 (1981), S1254
- 14) 白木秀樹, 梶原正憲, 菊池 実, 田中良平: 日本金属学会講演概要 (1983・10月), p. 307

- 15) 菊池 実, 梶原正憲, 角屋好邦, 武田修一, 田中良平: 鉄と鋼, 70 (1984), p. 2246
- 16) 梶原正憲, 角屋好邦, 菊池 実, 田中良平: 鉄と鋼, 71 (1985), p. 1773
- 17) 梶原正憲, 菊池 実, 田中良平: 鉄と鋼, 72 (1986), p. 862
- 18) T. MARGARIA, C. ALLIBERT and J. DRIOLE: J. Less-Common Metals, 53 (1977), p. 85.
- 19) L. KAUFMAN and H. BERNSTEIN: Computer Calculation of Phase Diagrams (1970) [Academic Press]
- 20) L. KAUFMAN and H. NESOR: Z. Metallkd., 64 (1973), p. 249
- 21) L. KAUFMAN and H. NESOR: Metall. Trans., 5 (1974), p. 1617
- 22) L. KAUFMAN and H. NESOR: Metall. Trans., 5 (1974), p. 1623
- 23) L. KAUFMAN and H. NESOR: Metall. Trans., 6A (1975), p. 2115
- 24) L. KAUFMAN and H. NESOR: Metall. Trans., 6A (1975), p. 2123
- 25) L. KAUFMAN and H. NESOR: Can. Met. Quart., 14 (1975), p. 221
- 26) M. HILLERT and M. WALDENSTROM: Scand. J. Met., 6 (1977), p. 211
- 27) M. KIKUCHI, M. KAJIHARA, Y. KADOYA and R. TANAKA: Scr. Metall., 17 (1983), p. 475
- 28) 臼木秀樹: 東京工業大学修士論文 (1984)
- 29) Metals Handbook, 8 (1973), p. 292 [American Society for Metals]
- 30) F. D. LEMKEY: Final Report Contract N62269-75-C-0129, United Technologies.
- 31) 若島健司, 梅川荘吉, 松本嘉之: 日本金属学会講演概要 (1984・10月), p. 257