

論 文

Ni-Cr-W-Mo 四元系における $\gamma/(\gamma+\alpha_2)/\alpha_2$
境界の実験的決定菊池 実*・梶原 正憲*²・角屋 好邦*³
白木 秀樹*⁴・田中 良平*⁵Experimental Determination of $\gamma/(\gamma+\alpha_2)/\alpha_2$ Phase Boundaries in
a Ni-Cr-W-Mo Quaternary SystemMakoto KIKUCHI, Masanori KAJIHARA, Yoshikuni KADOYA,
Hideki USUKI, and Ryohei TANAKA

Synopsis :

To determine experimentally the solubility of a tungsten-rich bcc α_2 phase in a nickel-rich fcc γ phase in a Ni-Cr-W-Mo quaternary system, four Ni-Cr-W-Mo alloys with 0.03 wt pct carbon, whose compositions were in a $\gamma+\alpha_2$ phase field, were equilibrated at 1 000, 1 100, 1 200, and 1 300°C for 8 000, 4 500, 100, and 100 h, respectively. Chemical compositions of the constituent phases were determined by means of electron microprobe analysis. Tie-lines between γ and α_2 phases and $\gamma/(\gamma+\alpha_2)/\alpha_2$ phase boundaries were constructed in four isothermal sections of the Ni-Cr-W-Mo quaternary equilibrium phase diagram. The solubility of α_2 in γ decreased with decreasing temperatures. Precipitation of carbides such as M_6C and $M_{12}C$ at lower temperatures apparently lead to further decrease in the α_2 solubility.

1. 緒 言

多目的用高温ガス炉の中間熱交換器用材料として Cr および W を多量に添加した数種類の Ni 基超耐熱合金が我が国において開発されてきた^{1)~3)}。

これらの合金は、はじめ固溶強化型合金として開発された⁴⁾が、分散した炭化物および W 相 (bcc- α_2 相) も合金の高温強度および高温延性に大きな影響を与えることが明らかになってきている。特に、田中、松尾ら^{5)~9)}は粒界上に析出した α_2 相が Ni-Cr-W 合金の高温クリープ強度を著しく高めるばかりでなく、クリープ破断延性を改善し、さらにクリープ強度の雰囲気感受性を低減すると報告している。また、このような効果は粒界上の α_2 相の析出量が多いほど大きいことを明らかにしている。

Ni-Cr-W 三元系合金の W の一部を Mo で置き換えた Ni-Cr-W-Mo 四元系合金についても高温強度特性の検討が行われてきた^{10)~12)}。これは、Ni-Cr 合金の機械

的性質におよぼす Mo と W の効果が類似しているであろうという予測に基づいている。Ni-Cr-W-Mo 四元系合金の高温クリープ強度も、Ni-Cr-W 三元系合金におけると同様に、合金中に分散した α_2 相によって著しく高められる¹¹⁾。すなわち、すぐれた高温特性をもつ Ni-Cr-W-Mo 四元系合金の組成も、1 000°C 附近における Ni 固溶体 (fcc- γ 相) に対する α_2 相の固溶限を越えて W および Mo が添加されたものであるといえる。 α_2 相の分散を析出によつて得ようとするれば、 γ 相中への α_2 相の固溶度の知見が重要となる。太田ら¹¹⁾は、Cr 濃度を 15 wt% と一定とし W と Mo の濃度比を変えた 24 種類の異なる組成の Ni-Cr-W-Mo 系合金に 1 000°C、200~300 h の加熱処理を施し、その金属組織を観察することによつて Ni-Cr-W-Mo 四元系の 1 000°C における 20 at% の Cr を含む γ 相中への α_2 相および金属間化合物 μ 相の固溶度を明らかにしている。しかし、この四元系の状態図を相平衡の立場から検討しようという試みはほとんど行われていない。

昭和 58 年 6 月 10 日受付 (Received June. 10, 1983)

* 東京工業大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Tokyo Institute of Technology, 2-12-1 Ookayama Meguro-ku 152)

*² 東京工業大学大学院 (現: 東京工業大学工学部) 工博 (Graduate School, Now Faculty of Engineering, Tokyo Institute of Technology)

*³ 東京工業大学大学院 (現: 三菱重工業(株)) (Graduate School, Tokyo Institute of Technology, Now Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.)

*⁴ 東京工業大学大学院 (Graduate School, Tokyo Institute of Technology)

*⁵ 東京工業大学工学部 (現: 東京工業大学大学院総合理工学研究科) 工博 (Faculty of Engineering, Now Graduate School at Nagatsuta, Tokyo Institute of Technology)

Table 1. Chemical compositions of alloys and equilibration times.

Alloy	C (wt%)	Cr (wt%)	Mo (wt%)	W (wt%)	Equilibration time (h)			
					1000°C	1100°C	1200°C	1300°C
M1	0.03	15.17	5.10	20.70	8 279	4 495	110	111
M2	0.02	15.57	5.03	24.31	8 279	4 495	110	111
M3	0.02	15.41	10.05	14.21	8 279	4 495	110	111
M4	0.04	15.41	10.17	16.90	8 279	4 495	110	111

そこで本研究では Ni-Cr-W-Mo 四元系状態図中, 特に γ/α_2 平衡タイラインを 1000~1300°C の温度範囲において相平衡の立場より実験的に決定することを試みた。

2. 実験方法

2.1 試料の溶製および加熱処理

高温で多相領域にある 4 種類の組成の Ni-Cr-W-Mo 合金を準備した。その組成を Table 1 に示す。これらの合金はアルゴン雰囲気中のアーク溶解法で直径 40 mm, 厚さ 10 mm のボタン鑄塊として溶製した。これらの鑄塊を鍛伸により厚さ 5 mm とした後, 1300°C-1 h 水焼入れの固溶化処理を施した後, 冷間圧延により厚さ 3.5 mm とした。この試料に 1000°C-300 h の時効を施した。

これらの試料にさらに次のような平衡化加熱処理を施した。1000 および 1100°C では, 試料を石英管中に真空封入し, 1000°C で 8000 h, 1100°C で 4500 h 平衡化した。1200 および 1300°C では, 試料をムライト管中に真空封入し, いずれの温度においても 100 h の平衡化加熱処理を施した。なお, 高温長時間平衡化の際に起こる石英管の失透, クリーブなどを防止するために 1100°C では試料を封入した石英管を水素雰囲気中で平衡化加熱した。

各試料の平衡化加熱時間を Table 1 に示す。なお, 平衡化加熱中の温度制御は, 1000 および 1100°C で $\pm 2^\circ\text{C}$ 程度, 1200 および 1300°C では $\pm 1^\circ\text{C}$ 程度で行った。このようにして作成した平衡化加熱試料を以後の実験に供した。

2.2 組織観察

平衡化加熱試料を粒径 0.05 μm のアルミナを用いてバフ研磨し, EPMA の反射電子組成像による組織観察を行った。

2.3 EPMA による構成相の定量分析

平衡化加熱試料を粒径 0.25 μm のダイヤモンドを用いてバフ研磨し, 試料の中心部附近について各相の分析を行った。すなわち, 標準試料および各相の CrK_α , NiK_α , MoL_α および WL_α の X 線強度を計数した。3.1

節で述べるように本研究では多くの試料中において固溶体相 (γ および α_2 相) のほかに M_6C , M_{12}C 炭化物および μ 相が認められたが, 固溶体相と炭化物相および μ 相とをそれぞれ下記のような分析条件で分析した。

(a) 固溶体相 (γ および α_2 相)

加速電圧	20 kV
試料電流	8.0 nA
X線取り出し角	52.5°
計数時間	10 s
分光結晶	CrK_α LiF NiK_α LiF MoL_α ADP WL_α LiF

(b) 炭化物 (M_6C , M_{12}C) および μ 相

加速電圧	20 kV
試料電流	2.0 nA
X線取り出し角	40.0°
計数時間	10 s
分光結晶	CrK_α LiF NiK_α LiF MoL_α PET WL_α LiF

それぞれの標準試料には, 純 Ni, 純 Cr, 純 W および純 Mo (各 99.99%) を用いた。まず, 生の計数値にバックグラウンド補正を施し, 試料と標準試料との計数値の比 k を求めた。この k に, ZAF 補正¹³⁾を施し, 濃度を求めた。

3. 実験結果および考察

3.1 反射電子組成像による組織観察

Photo. 1 a)~d) に代表的な平衡化試料の反射電子組成像を示す。また, Table 2 には各試料に現れた相の種類を示す。表中, *印は, 試料表面近傍においてのみ観察された相を示す。

一般に反射電子強度は各場所の平均原子番号が増加するにつれて単調に増加する¹⁴⁾。このため反射電子組成像では, 平均原子番号の大きな相は白く, 小さな相は黒く現れ, 平均原子番号の異なる相にコントラストがつく。本研究の温度範囲に現れる相は Ni 固溶体 γ 相, W 固溶体 α_2 相, 金属間化合物 μ 相, 炭化物 M_{12}C および M_6C である。次節 3.2 で述べる分析結果をもとに, これらの相の平均原子番号を計算してみると, 各相の組成範囲に応じて平均原子番号も幅をもち γ 相は 29.4~30.9, α_2 相は 54.6~62.8, μ 相は 38.8~39.4, M_{12}C は 40.4~43.2, M_6C は 37.3~39.6 である, このこと

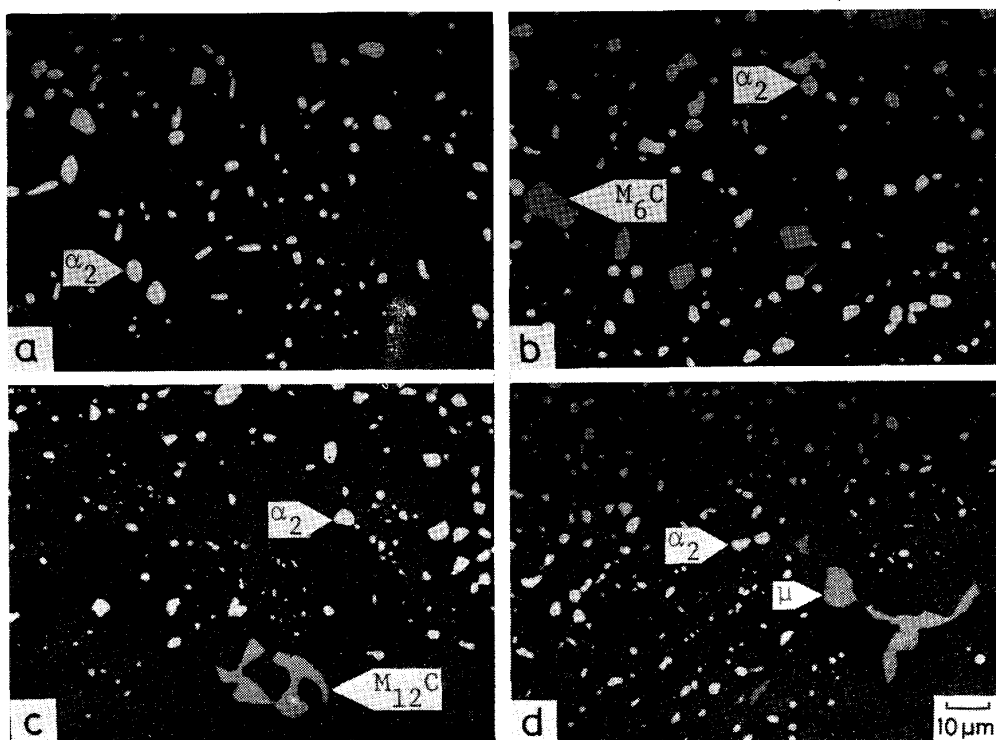


Photo. 1. Backscattered electron micrographs of equilibrated alloys.
 a) 1300°C, M2 ($\gamma + \alpha_2$), b) 1000°C, M2 ($\gamma + \alpha_2 + M_6C$), c) 1000°C, M1 ($\gamma + \alpha_2 + M_{12}C^*$),
 d) 1000°C, M4 ($\gamma + \alpha_2 + \mu^*$) Phases indicated by asterisk are observed only near the surface of the specimens.

から常に α_2 相は白く現れ、 γ 相は黒く現れることがわかる。 μ 相、 $M_{12}C$ および M_6C はその中間のコントラストを示す。

Photo. 1 a)~d) はそれぞれ、1300°C の M2 合金、1000°C の M2 合金、1000°C の M1 合金および 1000°C の M4 合金の反射電子組成像による組織写真を示す。これらの組織写真でコントラストの黒い母相は Ni 固溶体 γ 相であり、コントラストの白い相はすでに太田ら¹⁴⁾ が明らかにしている W 固溶体 α_2 相である。Photo. 1 a) は、($\gamma + \alpha_2$) 二相組織となつている。また、Photo. 1 b)~d) には α_2 相のほかにもこの相よりも大きくややコントラストの黒い灰色の相が認められるが、これらはそれぞれ M_6C 、 $M_{12}C$ および μ 相である。すなわち、Photo. 1 b)~d) は ($\gamma + \alpha_2 + M_6C$)、($\gamma + \alpha_2 + M_{12}C$) および ($\gamma + \alpha_2 + \mu$) 三相組織となつている。なお、 $M_{12}C$ と μ 相は試料表面近傍においてのみ観察されたが、その理由については明らかではない。

Photo. 1 b)~d) の灰色のコントラストを示す相を同定するためにこれらの各相中の炭素含有量を CK_α 線を用いて線分析した。この結果を Fig. 1 a)~c) に示す。a) は 1000°C の M2 合金の結果を、b) は 1000°C の M1 合金の結果を、c) は 1100°C の M4 合金の結果を

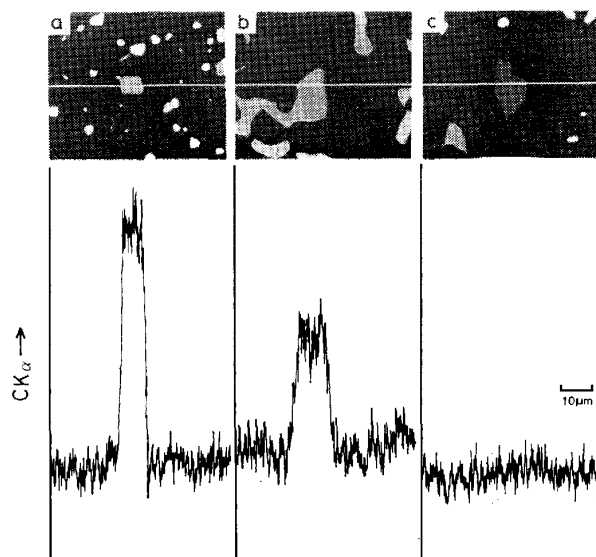


Fig. 1. Electron microprobe scan for C K_α across (a) M_6C , (b) $M_{12}C$ and (c) μ phases in the γ matrix. (a) 1000°C, M2(15Cr-25W-5Mo), (b) 1000°C, M1(15Cr-20W-5Mo), (c) 1100°C, M4(15Cr-17W-10Mo).

示している。a) および b) の灰色の相にはかなりの量の炭素が含まれているが c) の相にはほとんど含まれていない。このことから、a) および b) の相は炭化物であると結論できる。Ni-Cr-W および Ni-Cr-W-

Table 2. Constituent phases in equilibrated alloys and their chemical compositions determined by means of electron microprobe analysis.

Temperature (°C)	Alloy	Phase	Cr (wt%)	Ni (wt%)	Mo (wt%)	W (wt%)	C (wt%)	
1000	M1	γ	18.9	61.6	4.4	13.4		
		α_2	1.6	3.5	9.4	86.4		
	M2	γ	19.6	61.2	4.0	13.2		
		α_2	1.6	3.0	8.5	86.7		
	M3	γ	14.8	63.5	8.0	11.5		
		α_2	1.6	3.5	20.4	73.0		
	M4	γ	19.2	66.3	7.8	9.9		
		α_2	3.1	5.5	23.5	69.8		
1100	M1	γ	17.9	56.6	4.1	14.0		
		α_2	1.7	3.5	8.3	85.3		
	M2	γ	18.5	56.8	4.2	14.3		
		α_2	2.0	4.2	8.1	86.0		
	M3	γ	14.2	57.3	9.2	12.8		
		α_2	1.7	3.7	20.5	75.6		
	M4	γ	17.5	57.6	9.1	12.3		
		α_2	2.3	3.5	21.4	74.1		
1200	M1	γ	17.4	55.4	5.0	17.1		
		α_2	2.1	5.0	8.9	81.5		
	M2	γ	18.9	55.0	4.3	16.7		
		α_2	2.2	3.9	8.2	83.9		
	M3	γ	15.9	65.1	10.3	13.8		
		α_2	2.7	4.4	20.5	76.6		
	1300	M1	γ	17.5	57.5	5.3	19.4	
			α_2	1.8	3.5	6.7	93.0	
M2		γ	17.6	52.5	4.1	15.8		
		α_2	2.1	4.4	6.6	77.6		
M3		γ	14.3	61.5	8.9	13.1		
		α_2	2.4	3.8	18.7	72.1		

* Observed only near the surface of the specimens.

Mo 合金で炭素添加量の少ない場合は炭化物として $M_{23}C_6$ および M_6C が現れる¹⁰⁾¹⁵⁾¹⁷⁾. 各炭化物中の金属元素組成に注目すると, $M_{23}C_6$ は Cr が多く Ni をほとんど含まないが, M_6C は Ni をかなり含有する. Ni-W-C 三元系で現れる M_6C の組成はおおよそ $(Ni_{0.4}W_{0.6})_6C$ ¹⁶⁾ であり, Ni-Cr-W-C 四元系のそれは $(Cr_{0.2}Ni_{0.4}W_{0.4})_6C$ ¹⁷⁾ である. a) に示した灰色の相の金属成分の組成は次節 3.2 の組成分析結果によれば $Cr_{0.23}Ni_{0.32}Mo_{0.14}W_{0.31}$ であり, Mo の濃度を W の濃度に含めてしまうと $Cr_{0.23}Ni_{0.32}W_{0.45}$ となる. この組成は Ni-Cr-W-C 四元系における M_6C の金属成分組成にほぼ一致する. このことから, a) に示した 1000°C の M2 合金中に現れた灰色の相は M_6C であると推察される. b) に示した灰色の相の炭素濃度は a) の約半分程度になつている. Ni-W-C 三元系で M_6C よりも炭素濃度

の低い炭化物としては $M_{12}C$ がありその組成は $(Ni_{0.5}W_{0.5})_{12}C$ である¹⁶⁾. 炭化物中の金属元素組成に注目すると, Ni-W-C 三元系における $M_{12}C$ の Ni 濃度 ($Y_{Ni}^{M_{12}C}=0.5$) は M_6C の Ni 濃度 ($Y_{Ni}^{M_6C}=0.4$) よりも高い. b) の灰色の相の金属元素組成は, 次節 3.2 の組成分析結果によると $Cr_{0.07}Ni_{0.43}Mo_{0.14}W_{0.36}$ である. すなわち, b) の相の Ni 濃度 ($Y_{Ni}=0.43$) は a) の Ni 濃度 ($Y_{Ni}^{M_6C}=0.32$) よりも高くなつている. また, $M_{12}C$ の炭素の原子濃度は M_6C のちようど 2 分の 1 である. これらのことより, b) に示した灰色の相は $M_{12}C$ であると推察される. c) に示した灰色の相には炭素がほとんど含まれておらず, 次節 3.2 の組成分析結果によればその組成は $Cr_{0.19}Ni_{0.40}Mo_{0.21}W_{0.20}$ である. 太田ら¹¹⁾は, Ni-Cr-W-Mo 四元系において 1000°C で μ 相が現れると報告しており, その組成は $Cr_{0.16}Ni_{0.40}Mo_{0.22}W_{0.15} \sim Cr_{0.16}Ni_{0.40}Mo_{0.40}W_{0.02}$ であるとしている. c) の相の組成は太田ら¹¹⁾が報告している組成範囲の Mo 濃度が最も低い組成にほぼ一致している. このことから, c) に示した灰色の相は μ 相であると推察される.

3.2 EPMA による各相の分析結果と平衡等温断面図の作成

3.1 節では平衡化組織について説明した. 本節ではこれらの構成相の組成を EPMA で分析し, 各温度における平衡等温断面図を作成する.

Table 2 に 1000~1300°C における分析結果を示した. 金属成分の濃度は EPMA による分析結果である. また, 炭化物の炭素濃度は化学量論組成を仮定して計算によつて求めた. 金属成分の濃度は ZAF 補正¹³⁾による重量濃度をそのまま表示してあるので, 炭素濃度をも含めた合計値が必ずしも正確に 100 wt% とはなつていない. これらの分析値を二相タイラインとしてプロットし 1000, 1100, 1200 および 1300°C における等温断面図を作成した. このうち, 1000 および 1300°C の結果を Fig. 2 a) および b) に示す. 状態図はすべて重量濃度で表示してある. 図中, 黒丸印は γ および α_2 相の実測された組成点を示し, 対応する各相の組成点を結ぶ直線は γ/α_2 二相タイラインを示す. Fig. 2 は, Ni-Cr-W-Mo 四元系の正四面体内に描いた二相タイラインを Ni-W-Mo 三元系底面に投影して示したものである. 以下に示すタイラインを含む等温断面図はすべてこのような投影図による方法を用いた. なお, 分析値を図中にプロットする際には各成分の濃度の合計が 100 wt% になるように規格化した. 各タイラインの両端を結ぶ太い線は γ および α_2 相の相境界線である. M3 合金を除く各合金の γ 相中の Cr 濃度は 1000~1300°C で温度

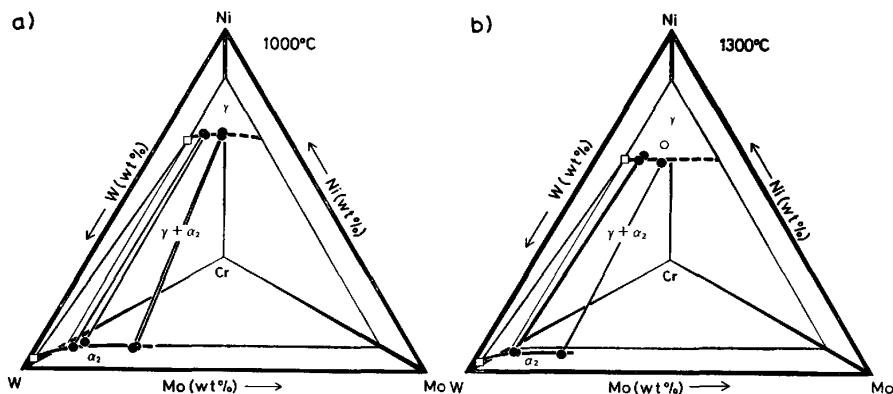


Fig. 2. Tie-lines between γ and α_2 phases and $\gamma/(\gamma+\alpha_2)/\alpha_2$ phase boundaries in isothermal sections of a Ni-Cr-W-Mo quaternary system at 1000 and 1300°C.

によらずほぼ一定であり 19 ± 1 wt% となっている。したがって Fig. 2 に示した各温度における $\gamma/(\gamma+\alpha_2)$ 相境界線は、 $\gamma/(\gamma+\alpha_2)$ 相境界面をこれら Cr 濃度 (19 ± 1 wt%) の等濃度面で切断した切り口を表しているともみなすことができる。また、 α_2 相中の Ni 濃度はすべての合金で約 4.5 wt% であり、 $\alpha_2/(\gamma+\alpha_2)$ 相境界面は 4.5 wt% Ni 等濃度面にはほぼ一致している。Fig. 2 b) に示した白丸印は γ 単相組織となつた合金組成を示している。この合金の EPMA による分析結果は Table 1 に示す化学分析結果とほぼ一致している。図にはさらに、Ni-Cr-W 三元系等温断面図¹⁶⁾における γ/α_2 タイラインのうち γ 相の Cr 濃度が 19 wt% のタイラインを 2 つの四角印を結ぶ直線で示した。

1000, 1100 および 1200°C では炭化物が存在するので、この合金は厳密には Ni-Cr-W-Mo-C 五元系として取り扱う必要がある。五元系の相関係は圧力、温度一定でも四次元空間に表示する必要がある。炭素活量一定であれば、金属元素濃度のみに着目して Fig. 2 などに示すような正四面体中に各相の組成を表示することに意味がある。しかし、本研究の場合は温度が一定であつても M1~M4 試料の炭素活量は異なるので、上に述べたような表示法を採用することができない。そこで、ここでは炭素の影響を無視して γ/α_2 タイラインを Ni-Cr-W-Mo 四元系のそれとして表示した。

1000~1300°C 各温度における $\gamma/(\gamma+\alpha_2)$ 相境界線を重ね合わせて Fig. 3 に示した。これらの相境界線は 19 wt% の Cr を含む γ 単相領域の相境界を表している。1300~1000°C では温度が下がるほど γ 単相領域はしだいに狭くなる。温度の低下にともなう γ 単相領域の縮小する程度は、1300~1200°C よりも 1200~1000°C の温度範囲においてより大きくなっている。Table 2 によると 1300 および 1200°C で γ 相と平衡するのは

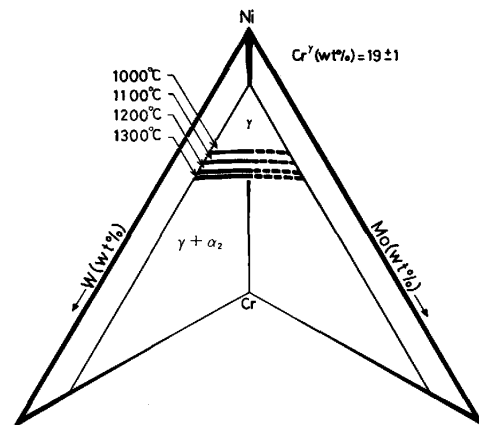


Fig. 3. $\gamma/(\gamma+\alpha_2)$ phase boundaries on a 19 wt pct iso-chromium-concentration plane in a Ni-Cr-W-Mo quaternary system at 1000, 1100, 1200 and 1300°C.

ほとんどの試料中で α_2 相だけであるが、1100 および 1000°C では α_2 相に加えて μ 相、 $M_{12}C$ および M_6C が γ 相と平衡するようになる。炭素活量によつて多少異なるが Ni-Cr-W-C 四元系の 1000°C における $\gamma/(\gamma+M_6C)$ 相境界線は $\gamma/(\gamma+\alpha_2)$ 相境界線よりも約 5 wt% だけ高 Ni 濃度側にずれている¹⁷⁾。すなわち、 γ 単相領域は γ 相と平衡する相が α_2 相から M_6C に替わることによつて狭くなる。Ni-Cr-W-C 四元系状態図におけるこのような結果から推測すると、1200~1000°C において温度の低下とともに γ 単相領域が著しく狭くなるのは 1100°C 以下で α_2 相ばかりでなく M_6C も γ 相と平衡するようになるためであると考えられる。また、 $M_{12}C$ 炭化物にも γ 単相領域を狭くするこのような効果があると考えられる。

3.3 従来の研究との比較

15 wt% Cr 等濃度面で切断した Ni-Cr-W-Mo 四元系の 1000°C における $\gamma/(\gamma+\alpha_2)$ 相境界の本研究にお

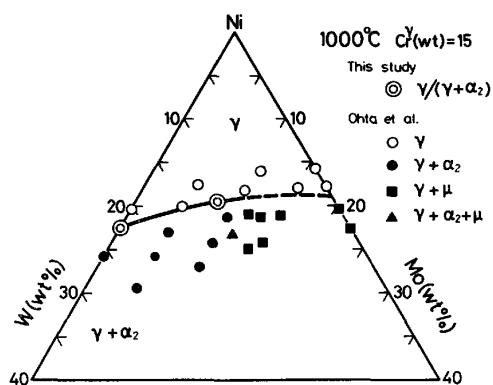


Fig. 4. Comparison of two sets of experimentally determined $\gamma/(\gamma+\alpha_2)$ phase boundaries on a 15 wt pct iso-chromium-concentration plane in a Ni-Cr-W-Mo quaternary system at 1000°C.

ける実験結果と太田ら¹¹⁾による実験結果とを対比して Fig. 4 に示した。図中、二重丸印は本研究における 1000°C, M3 合金の γ/α_2 タイラインの γ 相側組成点を示す。また、Ni-Cr-W 三元系¹⁸⁾における γ/α_2 タイラインの γ 相側組成点を同じく二重丸印で示す。これらの組成点を結ぶ太い実線は $\gamma/(\gamma+\alpha_2)$ 相境界を示す。また、4 種類の印はほぼ 15 wt% Cr を含有する一連の合金を用いた太田ら¹¹⁾の実験結果を示している。すなわち、白丸印は γ 単相組織、黒丸印は $(\gamma+\alpha_2)$ 二相組織、四角印は $(\gamma+\mu)$ 二相組織、三角印は $(\gamma+\alpha_2+\mu)$ 三相組織となる合金組成を示している。これらの合金組成点は、ほぼ 15 wt% Cr 等濃度面上にのっている。太田らによる $\gamma/(\gamma+\alpha_2)$ 相境界の位置は本研究の実験結果とかなりよく一致している。図より、1000°C, Cr 濃度 15 wt% では、 γ 相中の W を Mo で置き換えてゆくと γ 相中への α_2 相の固溶度は小さくなることが知られる。太田らの結果では Mo 濃度が約 10 wt% を超えると μ 相が安定相として現れるとされている。本研究においても 1000 および 1100°C では、最も Mo 濃度の高い M4(Ni-15Cr-10Mo-17W) 合金の試料表面近傍において μ 相が観察された。この観察結果は太田らの結果と矛盾しない。図中の破線は、推定による $\gamma/(\gamma+\mu)$ 相境界を示す。

4. 結 言

Ni-Cr-W-Mo 四元系の 1000, 1100, 1200 および 1300°C における γ/α_2 平衡を検討することを目的として、高温でも多相である Ni-Cr-W-Mo 合金(0.03 wt% 炭素を含む)を用いて 1000°C で 8000 h, 1100°C で 4500 h, 1200 および 1300°C で 100 h の平衡化加熱処

理を施した後、存在する各相の種類とその組成を決定した。特に各温度における γ/α_2 タイラインを実験的に決定した。この結果 γ 相中への α_2 相の固溶限は 1300~1000°C において温度が下がるほど減少するが、 α_2 相が M_6C または $M_{12}C$ とともに γ 相と平衡する場合には、 γ 相中への α_2 相の固溶限はさらに減少することを明らかにした。

M1~M4 合金を提供していただいた(株)神戸製鋼所中央研究所の太田定雄氏に感謝いたします。また、EPMA による分析にあたって便宜を計つていただきました東京工業大学精密工学研究所、大浦宣徳助教授に感謝いたします。なお、この研究の一部は昭和 56・57 年度文部省科学研究補助金一般研究(A)によつたことを付記して謝意を表します。

文 献

- 1) 細井祐三: 学振 123 委研究報告, 18 (1977), p. 401
- 2) 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]
- 3) 田中良平, 松尾 孝: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 226
- 4) 渡辺力蔵, 千葉芳孝: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 118
- 5) 市原留吉, 西川 廣, 松尾 孝, 田中良平: 学振 123 委研究報告, 20 (1979), p. 263
- 6) R. TANAKA, M. KIKUCHI, T. MATSUO, S. TAKE-DA, H. NISHIKAWA, T. ICHIHARA, and M. KAJIHARA: Proceedings of the Fourth International Conference on Superalloys (1980), p. 481
- 7) 市原留吉, 西川 廣, 大村圭一, 松尾 孝, 田中良平: 鉄と鋼, 66 (1980), S563
- 8) 大村圭一, 市原留吉, 松尾 孝, 田中良平: 鉄と鋼, 66 (1980), S1319
- 9) 大村圭一, 藤原良守, 松尾 孝, 田中良平: 学振 123 委研究報告, 22 (1981), p. 327
- 10) 行俊照夫, 榎木義淳, 吉川州彦: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 994
- 11) 太田定雄, 青田健一, 元田高司: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 1031
- 12) 吉川州彦, 榎木義淳, 行俊照夫: 学振 123 委研究報告, 21 (1980), p. 159
- 13) JGXA-733 Instructions, No. IEPCXA-733-2-OPR (EP124022) [JEOL LTD., Tokyo]
- 14) J. PHILIBERT: Techniques of Metals Research, ed. by R. F. BUNSHAH, 3 (1970), p. 419 [Interscience Publ., New York]
- 15) 渡辺力蔵, 千葉芳孝: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 1013
- 16) M. L. FIEDLER and H. H. STADELMAIER: Z. Metallkd., 66 (1975), p. 402
- 17) 梶原正憲, 角屋好邦, 武田修一, 菊池 実, 田中良平: 学振 123 委研究報告, 22 (1981), p. 165
- 18) 菊池 実, 梶原正憲, 角屋好邦, 武田修一, 田中良平: 学振 123 委研究報告, 22 (1981), p. 31