

Co-Ga 二元系的 X 射线研究^{* 1)}

陆学善 梁敬魁 张道范

(中国科学院物理研究所)

提 要

本文主要用 X 射线粉末衍射法,配合着差热分析,研究了 Co-Ga 二元系的平衡关系。

这个系统在室温除 Ga 与 γ -Co 外,存在着 α' , β 和 ψ 三个相。 α' 相是以面心立方为基的超结构相,可以看作是 Ga 溶于 α -Co 中,而使 α -Co 得在常温稳定存在的相。 α' 相在室温的均匀范围为 2.4—10.7 at.% Ga。 β 相于 1177°C 由 $\alpha' + L \rightleftharpoons \beta$ 包晶反应所形成,是 CsCl 型结构,在常温的均匀范围为 36.3—59.8 at.% Ga。单相区内点阵常数随成份的变迁在 47.5 at.% Ga 处有一最大值,这与 Al-Ni 二元系中的 β 相很相似,在这个最大值左边的富 Co 区域是替代式固溶体,而在最大值右边的富 Ga 区域,则是缺陷式固溶体。 ψ 相的均匀范围很窄,仅存在于 75 at.% Ga 附近。它属于四方晶系,空间群为 $D_{4h}^{19}-P4_2/mnm$,晶胞内含 4 个化学式量 CoGa_3 ,在 20°C 和 75.4 at.% Ga 处的点阵常数为: $a = 6.2365 \text{ \AA}$, $c = 6.4347 \text{ \AA}$, $c/a = 1.0318$ 。它是由包晶反应 $\beta + L \rightleftharpoons \psi$ 所形成的,反应温度为 833°C。

无论 Ga 在 γ -Co 中,或 Co 在 Ga 中都不存在可以观察得到的固溶度。从 CoGa_3 到 Ga,存在着一条 27°C 的共晶等温线,共晶点非常接近纯 Ga。

一、引 言

Köster^[1] 对于 Co-Ga 二元系的富 Co 部份进行过研究,认为这个系统在这个范围内不形成任何金属互化物。Ga 在 Co 中的固溶度约为 7 at.%, Ga 降低了 Co 的磁性转变温度,但不影响 Co 的同素异形转变温度。继而 Schubert^[2] 等对这个二元系作了进一步的探讨。他们指出,在常温,这个系统除 Co 和 Ga 外,还存在着两个金属互化物: CoGa 与 CoGa_3 。 CoGa 是 CsCl 型结构,有着一个宽广的均匀范围,在 45 at.% Ga 处,点阵常数有一最大值, $a = 2.880 \text{ \AA}$ 。 CoGa_3 是 IrIn_3 的同型结构,空间群为 $D_{3d}^5-P\bar{4}n2$,其点阵常数为 $a = 6.26 \text{ \AA}$, $c/a = 1.035$ 。

二、合金的制备与热处理

熔制合金所用的材料是: 纯度大于 99.99% 的光谱纯 Co 与纯度大于 99.9% 的纯 Ga。合金系用 2—3 ml 的纯 Al_2O_3 坩埚,外加光谱纯石墨坩埚作加热器,在充有 0.5—0.8 atm 纯 Ar 气氛下的高频感应电炉中熔制。X 射线衍射用的合金,配制重量为 2.5 g,差热分

* 1979 年 2 月 28 日收到。

1) 本文的实验工作 1965 年完成。

析用的合金,配制重量为 5g. 在这样的熔剂条件下,熔化过程中 Ga 基本上不飞溅,熔后合金的失重一般说来都不超过1%. 即使这样,我们还是对熔后合金进行了 Co 含量的分析. 表 1 中所列成份都是经过化学分析的结果¹⁾.

Ga 含量少于 60.7 at. % 的块状合金,封在抽空的石英管中,在 700—800℃ 进行了一个月的均匀化处理,其余合金则长时间地保持在室温即作为处理.

均匀化处理后的块状合金先锉成小于 325 目的粉末,把它封在抽空的耐高温玻璃管中,在 400℃ 熟炼处理半个月,而后以每小时 10℃ 左右的速度缓冷至室温,这些就用以作为室温下 X 射线分析用的平衡试品.

X 射线分析用的高温相试品是用改进后的 Rosenhain 淬炼法获得的. 用这种方法我们淬炼了 500℃, 600℃, 750℃, 900℃, 1000℃ 等温度的试品. 粉末试品先在淬炼温度保持 4—12 小时,而后用两个大气压的冷水冲入真空中进行水淬. 这种淬炼方法效率较高,估计合金所能保持的状态温度仅略低于淬炼温度.

三、合金的差热分析

合金的液相线与固相线是用 EWC-02 型自动电子电位计改装而成的差热分析设备测定的^[3], 视差和测温均用镍铝-镍铬电偶,先用纯金属定标,定标的条件与合金测试的条件相同.

差热分析所测量的结果见表 1, 表中所列的转变温度是重复二次以上、加热曲线和冷却曲线所得结果的平均值.

表 1 合金的转变点温度

成 份 at. % Ga	转 变 温 度 °C						
	1	2	3	4	5	6	7
30.9	1233	1190					
41.2	1195		1174				
45.4	1192		1180				
55.7				1161	935		
60.3				1107	878		
64.9				1075		839	
70.3				1035		842	
75.4				1010		834	
80.6						826	27
85.1						823	27

四、X 射线分析

所有缓冷合金和淬炼合金的样品,都用 9cm 的精密型德拜·谢乐照相机照相,所用

1) 化学分析工作由张赣南、吕佩德同志完成.

辐射是 $\text{CoK}\alpha$, 用 Fe 箔作滤波片。

表 2 是缓冷合金和淬炼合金经 X 射线分析所得的结果。立方晶系的 α' 相和 β 相其点阵常数是依照 Nelson 和 Riley^[4] 函数, 应用图解法测定的。对于四方晶系的 ψ 相, 则先从 $(h, k, 0)$ 的衍射线依照立方晶系的方法求得 a 值, 而后消除偏心误差和吸收误差, 从校正后的 $\sin^2 \theta_{hkl}$ 值选取其 (h, k) 小于 1 的衍射线, 再用加权平均的方法求得 c 值。计算时所用波长是: $\text{CoK}\alpha_1 = 1.78892 \text{ \AA}$, $\text{CoK}\alpha_2 = 1.79278 \text{ \AA}$, $\text{CoK}\alpha = 1.7902 \text{ \AA}$ 。

表 2 从 X 射线分析所得的各成份合金在各温度的相组分

成 份 at.% Ga	温 度 (°C)					
	室 温	500	600	750	900	1000
0	γ	$(\gamma + \alpha)$		$(\gamma + \alpha)$		$(\gamma + \alpha)$
1.3	$\alpha' + \gamma$	$(\alpha + \gamma)$	$(\gamma + \alpha)$	$(\gamma + \alpha)$	$(\gamma + \alpha)$	$(\gamma + \alpha)$
3.6	$(\alpha' + \gamma)^*$	$(\alpha + \gamma)$	$(\alpha + \gamma)$	$(\alpha + \gamma)$	$(\gamma + \alpha)$	$(\gamma + \alpha)$
6.9	$(\alpha' + \Delta\gamma)$	$(\alpha + \Delta\gamma)$	$(\alpha + \gamma)$	$(\alpha + \gamma)$	$(\gamma + \alpha)$	$(\gamma + \alpha)$
7.3	$(\alpha' + \Delta\gamma)$	$(\alpha' + \Delta\gamma)$	$(\alpha + \gamma)$	$(\alpha + \gamma)$	$(\gamma + \alpha)$	$(\gamma + \alpha)$
10.1	$(\alpha' + \Delta\gamma)$	$(\alpha' + \Delta\gamma)$	$(\alpha + \gamma)$	$(\alpha + \gamma)$	$(\alpha + \gamma)$	$(\alpha + \gamma)$
12.4	$\alpha' + \beta$	$(\alpha' + \Delta\beta)$	$(\alpha + \gamma)$	$(\alpha + \gamma)$	$(\alpha + \gamma)$	$(\alpha + \gamma)$
15.4	$\alpha' + \beta$	$(\alpha' + \beta)$	$(\alpha + \Delta\gamma) + \Delta\beta$	$(\alpha + \Delta\gamma)$	$(\alpha + \gamma)$	$(\alpha + \gamma)$
20.3	$\alpha' + \beta$	$(\beta + \Delta\alpha)$	$(\alpha + \Delta\gamma) + \Delta\beta$	$(\alpha + \Delta\gamma) + \Delta\beta$	$(\alpha + \gamma)$	$(\alpha + \Delta\gamma)$
25.8	$\beta + \alpha'$	$(\beta + \Delta\alpha)$	$(\alpha + \Delta\gamma) + \beta$	$(\alpha + \Delta\gamma) + \beta$	$(\alpha + \gamma) + \Delta\beta$	$(\alpha + \beta)$
30.5	$\beta + \alpha'$	$(\beta + \Delta\alpha)$	$\beta + \alpha$	$\beta + \alpha$	$(\alpha + \Delta\gamma) + \beta$	$\beta + \alpha$
35.4	β	$(\beta + \Delta\alpha)$	$\beta + \alpha$	$\beta + (\alpha + \gamma)$	$(\alpha + \gamma) + \beta$	$\beta + \Delta\alpha$
40.4	β	β	β	β		β
45.5	β	β		β	β	β
48.2	β	β	β	β	β	β
50.6	β	β		β	β	β
52.7	β	β	β	β	β	β
54.9	β	β		β	β	β
60.7	$\beta + \psi$	$\beta + \psi$	β	β	β	β
65.7	$\beta + \psi$					
71.1	$\psi + \beta$					
72.6	$\psi + \beta$					
75.4	ψ	ψ		$\psi + \Delta\beta$		
77.7	$\psi + \text{Ga}$					
79.4	$\psi + \text{Ga}$					
85.1	$\psi + \text{Ga}$					
89.5	$\text{Ga} + \psi$					
100	Ga					

注: $(\alpha' + \gamma)$ 为单相, 由同一成份两种不同堆垛形式所组成。

Δ 表示少量, 如 $\Delta\gamma$ 表示存在少量的六方密排堆垛 γ 形式。

五、平 衡 图

根据 X 射线分析和差热分析所得的结果, 我们得到了 Co-Ga 二元系的平衡图 (见图 1)。图 1 中的相界是靠点阵常数随成份的变迁和相消失法确定的。液相线与固相线是根

据差热分析所得的结果确定的。

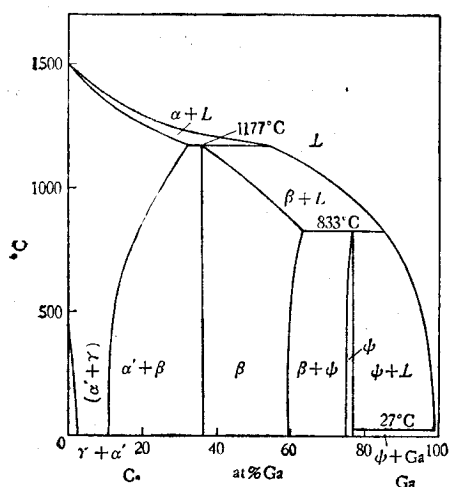


图1 Co-Ga 二元系平衡图

($\alpha' + \gamma$) 为单相, 由同一成分、两种不同堆垛形式所组成

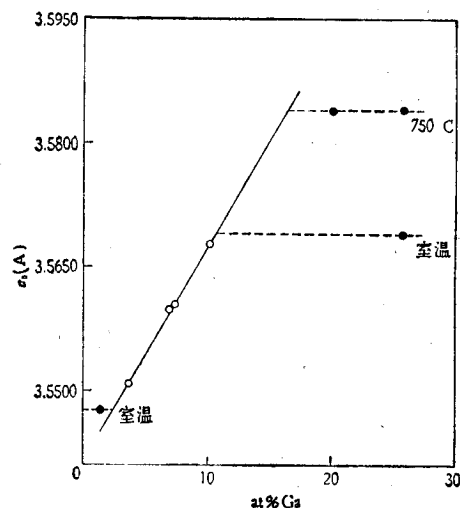


图2 α' 相基本单胞点阵常数 a_0

随成分的变迁

1. α' 相 α' 相的衍射图样除了衍射强度最大的一组衍射线属于面心立方结构外, 尚存在着若干十分微弱但可以观察得到的衍射线。用基本衍射线 ($\Sigma h^2 = 3, 4, 8, 11, 12$) 所得到的点阵间隔对 Nelson 和 Riley^[4] 函数标绘, 全部实验点都落在一条直线上。因此我们认为, α' 相的基本单胞是密堆积面心立方 α 结构, 由于 Ga 原子替换了部份 Co 原子而使原来的 ABC ABC... 序列发生了有规则的层错, 从而产生了超结构线。这些超结构线并不属于 Co 的 γ 结构。对于这些超结构线的形成, 还有待于进一步探讨。

我们认为, α' 是由 α -Co 相连续下来的单相区。由于 Ga 原子替代了部份 Co 原子而使高温相 α -Co 在常温得稳定存在。这种情况与 Mn-Ga 二元系中 Ga 原子替代了 Mn 原子而使 Mn 的高温相在室温下稳定存在的情况相同^[5]。表 3 是 α' 相基本单胞点阵常数 a_0 随成份的变迁。图 2 是它们的关系曲线, 图中空圈表示单相区的 a_0 值, 实圈表示二相区中 α' 相的 a_0 值。

表3 α' 相基本单胞的点阵常数 a_0

at. % Ga	相	温 度 (°C)	a_0 (Å)
1.3	$\alpha' + \gamma$	20	3.5477
3.6	α'	20	3.5508
6.9	α'	20	3.5598
7.3	α'	20	3.5604
10.1	α'	20	3.5677
25.8	$\alpha' + \beta$	20	3.5690
20.3	$\alpha + \beta$	750	3.5838
25.8	$\alpha + \beta$	750	3.5840

从图 2 可以看出, 点阵常数随成份的变迁是一条良好的直线, 因此可以肯定, 这是一个单相区, 并可确定常温下 α' 相的均匀范围为 2.4—10.7 at. % Ga.

当温度高于 600°C 时, α' 相衍射照相上的超结构线消失. 随着温度的升高, 其均匀范围向富 Ga 部份延伸. 在 $L + \alpha \rightleftharpoons \beta$ 包晶反应温度 1177°C 时, Ga 在 α -Co 中的溶度可达约 30 at. % Ga.

应该指出, 无论 α 相或 α' 相都混有六角密堆积结构 γ 形式, 但随着 Ga 含量的增加, 六角密堆积结构衍射线的强度逐渐减弱. 如试品分别于 330°C, 400°C, 550°C 进行熟炼而后缓冷至室温, 则随着熟炼温度的升高, 立方密堆积形式随之加强. 在 600°C 以上淬炼, 则随着淬炼温度的升高, 六角密堆积形式逐渐加多. 我们认为这种现象与 Co 的两种密堆积形式的混生性质有关. Co 的同素异形转变温度约为 350 至 470°C, 因此, Co-Ga 合金在 300—500°C 的范围内熟炼时, 应该随着熟炼温度的升高而立方密堆积形式加强. 对于纯 Co, 两种密堆积形式的相对含量取决于处理温度、熟炼时间、淬炼速度和试品的晶粒度, 而且只有在 600°C 以上处理时才有利于六角密堆积结构的形成^[6,7]. 同样, 在 Co-Ga 合金中, 当淬炼温度高于 600°C 时, 随着淬炼温度的升高, 合金的晶粒长大; 试品晶粒度的长大有利于六角密堆积结构的形成, 因此随着淬炼温度的增高, γ 相(六角密堆积结构)随之加强, 这是和纯 Co 的情况一致的.

综上所述, 虽然密堆积面心立方结构与密堆积六角结构混生在一起, 同时其相对含量随成份和处理温度与处理方法而变, 但在 3—10 at. % Ga 范围内, α' 相的 a_0 值随成份的变迁是一条良好的直线; 这一事实充分证明这是属于同一的单相, 两种结构的混生是用同一种成份、两种不同的堆垛形式所形成的. 这种现象我们在 Cu-Au 二元系中遇到过^[8].

2. β 相 β 相属于立方晶系的 CsCl (B2) 型结构. 在 1177°C, 35at. % Ga 处由下列包晶反应所形成: $\alpha + L \rightleftharpoons \beta$. 随着温度的降低, β 相的均匀范围向富 Ga 的方向延伸, 根据差热分析所得的固线外推, 在 833°C 它延伸到 63 at. % Ga. 常温 β 相的相界是靠点阵常数对成份的关系曲线确定的 (见图 3). 从图 3 中可以看到, 在常温, 这个相的均匀范围为 36.3—59.8 at. %. 表 4 是缓冷至室温和 750°C 淬炼的 β 相在室温点阵常数随成份的变迁.

很有意义地观察到, 与 Al-Ni 系的 β 相一样, Co-Ga 二元系的 β 相其点阵常数随成份的变迁有一最大值, 这个最大值在 47.5 at. % Ga 处. 这就是说, 当 Ga 含量少于 47.5 at. % 时, β 相属于替代式固溶体, Ga 的原子半径比 Co 的大, 因而点阵常数随 Ga 含量的增加而递增; 但当

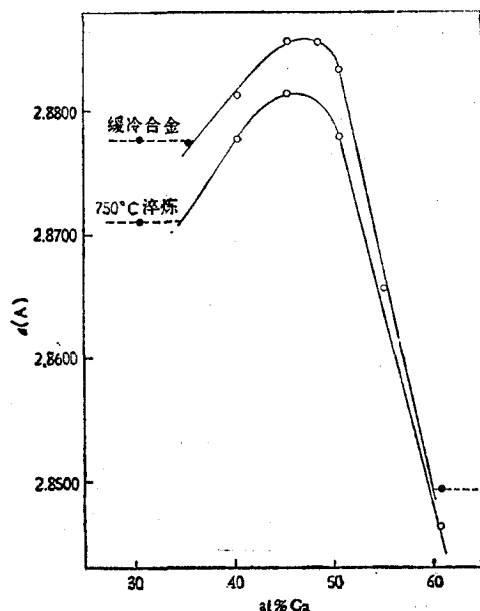


图 3 β 相在不同热处理条件下点阵常数随成分的变迁

Ga 含量大于 47.5 at.% 时, β 相则形成缺陷式固溶体, 随着 Ga 含量的增加, 空位也随之增加, 点阵常数则随之递减. 从表 4 与图 3 不难看出, 对于同一成份的 β 相合金, 随着淬炼温度的升高, 点阵常数下降. 我们认为, 这是由于高温淬炼使 β 相的缺陷增加所致的.

表 4 β 相的缓冷合金与 750°C 淬炼的合金在室温的点阵常数

at.% Ga	相	室温点阵常数 $a(\text{\AA})$	
		缓冷至室温	750°C 淬炼
30.5	$\beta + \alpha'$	2.8777	
30.5	$\beta + \alpha'$		2.8710
35.4	$\beta + \alpha'$	2.8774	
40.4	β	2.8811	2.8777
45.5	β	2.8856	2.8814
48.2	β	2.8854	
50.6	β	2.8832	2.8779
54.9	β	2.8656	
60.7	$\beta + \phi$	2.8494	
60.7	β		2.8463

3. ϕ 相 ϕ 相均匀范围很小, 仅在 Ga 含量略大于 75 at.% 的狭窄范围内得到单相. 单相合金熔炼后即自动碎成粉末, 这一情况与 FeGa_3 相似. 结构分析的工作肯定: 它属于四方晶系, 空间群是 $D_{4h}^{14}-P4_2/mnm$, 化合物为 CoGa_3 . 75.4 at.% Ga 合金在 20°C 的点阵常数是, $a = 6.2365 \text{\AA}$, $c = 6.4347 \text{\AA}$, $c/a = 1.0318$. 每一晶胞含四个化合物式量, 这是 FeGa_3 的同型结构^[9]. 我们认为, Schubert 等^[2]关于 CoGa_3 结构的论述是非常成问题的.

ϕ 相在高温没有多形性变化, 这是在 833°C 由下列包晶反应所形成的: $L + \beta \rightleftharpoons \phi$.

4. Ga 在 Co 中与 Co 在 Ga 中的原固溶体 Co 在常温是密堆积六角结构的 γ 相, 在 450°C 上下转变为面心立方结构的 α 相, 但在 1.3 at.% Ga 缓冷合金的衍射照相上, 已可十分明显地看到, 它主要是面心立方结构的衍射线, 附带着一部分较微弱的六角结构的衍射线. 虽然 Co 在常温有时也具有 γ 与 α 两种结构的混合堆集, 但由于在常温面心立方超结构 α' 单相的确实存在 (均匀范围为 2.4—10.7 at.% Ga), 而且从 α' 相的基本单胞点阵常数 a_0 随成份的变迁情况来看, 1.3 at.% Ga 合金的 α' 相的 a_0 值并不落在单相区的直线上, 这说明该合金应位于 $\alpha' + \gamma$ 二相区. 用这一二相区中的 γ 相与纯 Co 的 γ 相比较, 其衍射线位置基本相同. 因此我们认为, Ga 在 γ -Co 中并不存在可以观察得到的固溶度.

根据 80.6 at.% Ga, 85.1 at.% Ga 的合金与纯 Ga 在全部相同条件下用差热分析仪几次重复测得的结果, 在固线的转变温度中, 存在着一条 27°C 的等温线. 这一温度低于 Ga 的熔点 29.75°C, 因此在这一温度存在着下列共晶反应: $L \rightleftharpoons \phi + \text{Ga}$. 从不同成份所得到的液线转变温度曲线外推, 可以肯定 Ga 在 ϕ 相的共晶点已经十分靠近纯 Ga, $L + \text{Ga}$ 二相区十分窄小, 这可说明, 假如 Co 在 Ga 中存在着固溶度, 也是十分微小的. 此外, 在 $\phi + \text{Ga}$ 二相区中, Ga 相的衍射线位置与纯 Ga 的衍射线位置相同, 因此可以断定, Co 在 Ga 中并不存在可观察到的固溶度.

六、讨 论

1. 从 β 相的晶体结构及其点阵常数随成份变迁的行为来看,可以认为, β 相是电子化合物. 换句话说,其晶体结构是由电子浓度控制着的. 如果缓冷合金 β 相的富 Co 部分,不存在空位,依照 Ekman^[10] 把 Co 的原子价取为零,而 Ga 的原子价取为 3,则这个化合物的最大电子浓度为 1.425. 但由于这个结构中的空位浓度随温度而递增,我们也不能肯定,在我们的热处理条件下缓冷合金 β 相的富 Co 部分就不存在空位. 比较 β -CuZn 的情况,可以说,这个结构每个晶胞所含的平均价电子数不能大于 3,超过这个限度,则只能以形成缺陷式固溶体来维持其稳定性,因此点阵常数下降.

2. $\alpha' + \beta$ 二相区中 β 相的点阵常数十分引人注意,它是随合金熟炼温度的变迁而变迁的. 图 4 是合金经 10 天熟炼后 $\alpha' + \beta$ 二相区中 β 相点阵常数与熟炼温度的关系曲线.

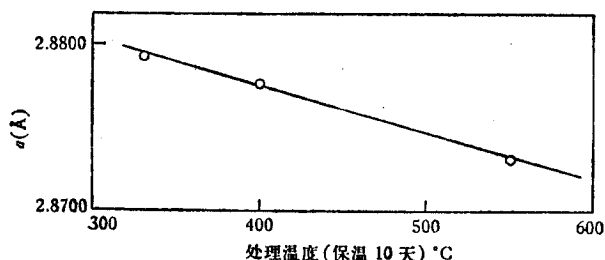


图 4 $\alpha' + \beta$ 二相区中 β 相点阵常数随熟炼温度的变迁

从图 4 可以看出,熟炼温度越高,则 $\alpha' + \beta$ 二相区内 β 相的点阵常数越低. 在另一方面,则只要熟炼条件相同,二相区内任何成份的合金其 β 相的点阵常数基本相同. 我们还注意到, $\alpha' + \beta$ 二相区内 α' 相的基本单胞并不随处理条件而有所变迁.

这些事实表明: 二相区内的某一相如属缺陷结构或属于容易产生缺陷的结构,则应用点阵常数的方法来确定相界应该非常小心,否则熟炼条件不同就会得出不同的相界,这一点是值得非常重视的. 不同熟炼温度之所以影响点阵常数,只能是由于不同熟炼温度使该相产生了不同程度的缺陷. 熟炼温度越高,缺陷越多,因而点阵常数越小. 这个推论是和 β 单相区内点阵常数与淬炼温度所得到的关系一致.

3. Co-Ga 二元系合金的铁磁性能与晶体缺陷的关系最近有过报道^[11,12]. 我们也作了定性的观察,对于缓冷合金,随着 Ga 含量的增加,铁磁性衰减,只有当 Ga 含量少于 35 at.% 的合金才能被永磁铁吸取,因此可以肯定, γ 相与 α' 相在常温是铁磁性的. 缓冷合金的 β 相不被永磁铁所吸取,但对于淬炼合金,则 β 相可以明显地被永磁铁所吸取,同时铁磁性随淬炼温度的升高而递增. 我们知道,无论在室温或高温, β 相都具有 CsCl 型结构,不同热处理条件所引起的变迁仅在于: 随着淬炼温度的升高, β 相的缺陷随之增多. 因此可以认为, β 相的铁磁性之所以随着淬炼温度的升高而递增,可能是 β 相缺陷增多所导致的结果.

4. Co-Ga 二元系中所有金属互化物的晶体结构均已测定,因此十分容易标绘出原子

平均体积 $\bar{v}$ 对成份的关系 (见图 5)。

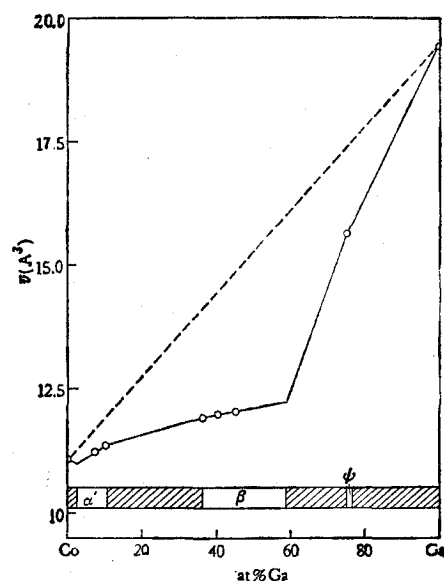


图 5 原子平均体积随成份的变迁

从图 5 中可以看到,所有的相其平均原子体积均负偏离 Vegard 定律,其中以 β 相最为显著。这说明了,由于金属互化物的形成,原子与原子间的作用力(特别是异种原子间的作用力)加强了,从而减少了原子间的距离,因而平均原子体积减小,负偏离 Vegard 定律。

参 考 文 献

- [1] W. Köster, U. E. Horn, *Z. Metallkde.*, **43**(1952), 333.
- [2] K. Schubert, H. L. Lukas, H. G. Meissner U. S. Bhan, *Z. Metallkde.*, **50**(1959), 534.
- [3] 陆学善、梁敬魁、王晓堂, *物理学报*, **22**(1966), 429.
- [4] J. B. Nelson & D. P. Riley, *Proc. Phys. Soc. (London)*, **57**(1945), 160.
- [5] 陆学善、梁敬魁、石庭俊、周敏强, *科学通报*, **17**(1966), 58.
- [6] W. B. Pearson, "A Handbook of Lattice Spacings & Structures of Metals and Alloys", Pergamon, London (1958), p. 500.
- [7] O. S. Edwards & H. J. Lipson, *Inst. Met.*, **69**(1943), 177.
- [8] 陆学善、梁敬魁, *物理学报*, **22**(1966), 669.
- [9] 张道范、梁敬魁, *物理学报*, **22**(1966), 952.
- [10] W. Ekman, *Z. Physik. Chem. (Leipzig)*, **B12**(1931), 57.
- [11] E. Wachtel *et al.*, *J. Phys. Chem. Solids*, **34**(1973), 1461.
- [12] D. Berner *et al.*, *J. Phys. Chem. Solids*, **36**(1975), 221.

AN X-RAY INVESTIGATION OF THE Co-Ga BINARY SYSTEM

LU XUE-SHAN (S. S. LU)

LIANG JING-KUI ZHANG DAO-FAN

(Institute of Physics, Academia Sinica)

ABSTRACT

The Co-Ga binary system has been investigated by X-rays in conjunction with differential thermal analysis.

It has been established that besides Ga and γ -Co which is the room temperature modification of pure cobalt, there are three phases in the entire system, α' , β and ψ . α' is a superstructure phase based on a face-centred cubic fundamental lattice, and may be considered as a solid solution of α -Co which is the high temperature form of pure cobalt, stabilized at room temperature due to the addition of gallium. The homogeneous range of this phase at room temperature is 2.4—10.7 at % Ga. The β phase is formed by a peritectic reaction $\alpha + L \rightleftharpoons \beta$ at 1177°C, with a homogeneous range 36.3—59.8 at % Ga at room temperature. The structure of this phase is of the CsCl (B2) type. The lattice spacing changes with composition in such a way that it rises at first, reaches a maximum, and then falls off with the gallium content. This is similar to the β phase in the Al-Ni system. In the Co-rich side of the maximum, it appears as a substitutional type solid solution, while in the Ga-rich side, it belongs to the defect type, the addition of Ga atoms being equivalent to the dropping off of some Co atoms from the normal lattice. The homogeneous range of the ψ phase is extremely narrow, existing only at the near neighbourhood of the stoichiometric composition 75 at % Ga. This phase belongs to the tetragonal system with space group $D_{4h}^{14} - P4_2/mnm$. Each unit cell contains four formula weights CoGa_3 , and the lattice spacings at 75.4 at % Ga and 20°C are $a = 6.2365 \text{ \AA}$, $c = 6.4347 \text{ \AA}$, $c/a = 1.0318$. It is formed peritectically ($\beta + L \rightleftharpoons \psi$) at 833°C.

Neither Ga in γ -Co nor Co in Ga shows any detectable solid solubility. There exists an eutectic horizontal from CoGa_3 to Ga at 27°C, with the eutectic point very close to pure gallium.