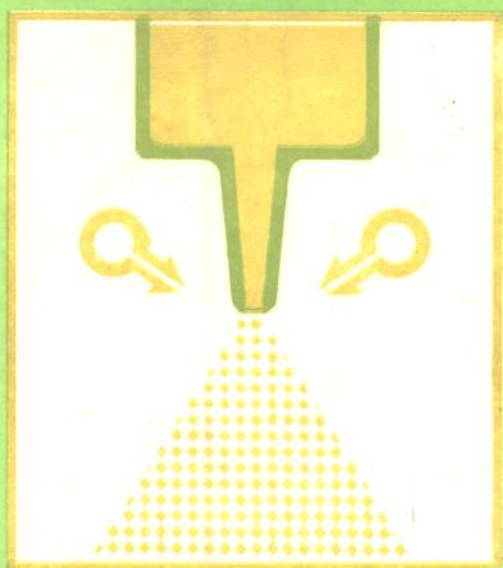


KU AISU
NINGGU
JISHU

快速 凝固 技术



张荣生 刘海洪 编著

冶金工业出版社

72
517

快速凝固技术

张荣生 刘海洪 编著

613-7-23

冶金工业出版社

(京) 新登字 036 号

快速凝固技术

张荣生 刘海洪 编著

*

冶金工业出版社出版发行

(北京北河沿大街嵩祝院北巷 39 号)

新华书店总店科技发行所经销

航空工业出版社印刷厂印刷

*

850×1168 1/32 印张 4.75 字数 124 千字

1994 年 6 月第一版 1994 年 6 月第一次印刷

印数 1~1000 册

ISBN 7-5024-1321-9

TF·307 定价 5.50 元

前 言

快速凝固技术从产生到成为目前冶金工艺和金属材料专业的重要领域,其历史过程约有 30 年时间。快速凝固的概念和技术一般公认起源于 P. 杜威兹^[1,2]。他和其他人发现某些共晶合金在平衡条件下本应生成双相混合物,但当液态合金以足够的速度冷淬时,则可能分别生成过饱和固溶体、非平衡晶体,更进一步能生成非晶体。本世纪 60 年代,人们确证了用快速冷淬的方法能够得到上述各项结果,而且还发现了由此而得的一些合金材料具有超常的性能,如电磁、电热、强度和塑性等方面的性能。随着快速凝固技术的发展,60 年代出现了用于电工、电子等方面的非晶材料,70 年代出现了用快速凝固技术处理的晶体材料,而到 80 年代人们又逐渐把注意力转向各种常用金属材料的制备上。目前,在多种铝合金、钛合金、镁合金以至多种铁、镍基合金等方面都先后引入了快速凝固技术,使快速凝固技术成为冶金工艺学和金属材料学中的一个重要分支。

比起一般凝固过程,快速凝固技术在工艺和材料两个方面都具有很大吸引力,主要表现在以下三个方面:

1) 扩展合金中溶质的溶解度,引起能分别形成过饱和固溶体、非平衡晶体及非晶体等结果;

2) 均匀和细化合金微观组织,很大程度上消除金属制品,特别是大断面制品中的偏析现象,使之更易于热处理和加工,制品使用寿命相应延长,甚至使原来只能用于铸态而不能加工的金属制品变成可锻或超塑性的;

3) 使金属制品更加接近最终形状,或直接成型。这样就可节省大量的成型工序的花费,如减少压力加工量、金属切削量,减少返回金属量等。对生产者来说,这无疑是降低产品成本的途径。

由此可见,快速凝固技术,其中包括快速冷淬技术,既是研

究开发新材料的手段，又是新材料生产方法的基础，同时还是提高产品质量、降低生产成本的好途径。目前尚难估计快速凝固技术在这些方面的潜力。有些国家把快速凝固技术定为冶金工艺和金属材料领域内“强化研究”或“必须开发”的战略目标，因而快速凝固技术有可能造就新一代金属材料。

国内同行一直给予快速凝固技术很大关注，国家和各有关机构也给予了有力的支持。然而，笔者在做与快速凝固技术有关的一些调研和实践中发现，国内钢铁冶金界对有关这方面的介绍不多，故而愿意介绍现有研究成果并提出现存问题与大家讨论，诚恳地希望得到同行的支持和指正。

在本书编写过程中，钢铁研究总院李桂香同志进行了文稿处理工作，作者对她表示谢意和敬意。

作者

1991. 8. 1 北京

目 录

第一章 金属材料快速凝固技术概述	1
第一节 起源及初期发展	1
第二节 快速凝固技术的应用	11
第二章 金属材料快速凝固技术的原理	18
第一节 快速凝固和过冷	18
第二节 快速凝固的途径	23
第三节 热传递	25
第四节 雾化和沉积过程的数学模型	45
第五节 快速凝固对相组成的影响	52
第六节 快速凝固对显微组织的影响	60
第三章 快速凝固生产技术	64
第一节 快速凝固方法概述	66
第二节 雾化法	67
第三节 急冷法	74
第四节 激光表面处理	93
第五节 快速凝固产品的固结	95
第四章 快速凝固技术和钢铁材料	104
第一节 快速凝固对钢铁材料的影响	106
第二节 不锈钢	110
第三节 高温合金、工具钢及有关铁基合金	113
第四节 硅钢和有关合金	117
第五节 铸铁和碳钢	117
第六节 激光表面处理对显微组织的影响	130
符号说明	133
快速凝固技术大事记	136
参考文献	138

第一章 金属材料快速凝固技术概述

第一节 起源及初期发展

大约 30 年前,人们认识到,液态金属快速凝固能给金属材料带来组成(相的定性和成分范围)和显微组织(相的位置和形态)方面的好处^[1,2]。在所有早期研究工作中,P. 杜威兹等人^[3]的发现具有较大的代表性。

杜威兹等人的贡献主要有两点。第一是提出并实现了比先前速度更快的冷却方法。这样就能做到液态合金快速冷却,从而避开平衡相成核和生长的凝固程序。该方法中所冷却的液态合金量很小,然而这对以后金属快速凝固技术的开发却是具有历史意义的。快速凝固的通常方法是将金属液滴迅速射入淬液中。这种方法的冷却速度是有限的。在金属滴和淬液之间,由于淬液的蒸发形成一层气膜,金属滴向淬液的热传递受阻,冷却速度很快就达到极限。杜威兹等人为获得更快的冷却速度,在两方面作了努力,第一是将金属滴高速掷向冷却面,金属就会溅成薄膜;第二是使金属滴和冷却面之间在凝固的瞬间保持良好的接触。为此,他们将金属小滴(约 25mg)以一定的角度射向一个旋转的冷却筒的内表面上,离心力保证金属和冷却面的良好接触,旋转冷却筒的运动也有助于金属滴碎化。

杜威兹等人的第二个贡献,是确认了快速凝固对合金的组成和显微组织的影响。他们选择了铜-银合金系统来试验上述快速冷却方法。在铜-银系统的平衡相图中,有一个共晶点,而在相图的两端则分别是有限固溶区。根据休姆-罗瑟里(Hume Rothery)规则,这两个金属应是相互无限固溶的。对四种合金,即分别含 23.0, 39.9(共晶成分), 62.9 和 88.5%(原子)铜的液态合金,进行了快速冷淬。X 射线分析结果表明,所有这些合金均呈单相组

织，而且这些合金的晶格常数和成分的关系曲线与相图两端固溶区的线段吻接甚佳。这些结果无疑说明，经过快速冷淬的试样内富铜和富银的稳定相的生核和成长均未能及时发生，得到的却是亚稳态的固溶体。

镓锑-锗系统具有相似的表现。根据有关资料的数据，镓锑-锗系统在相图的 $35 \pm 10\%$ (原子) Ge 和 $648 \pm 4^\circ\text{C}$ 处，有一共晶点。平衡条件下，锗在镓锑中的溶解度小于 2% (原子)。杜威兹等人用同样的快冷方法处理了少量该系统的合金。X 射线分析结果表明，所有的合金均有单相组织，并未发现共晶体存在。该系统合金的晶格常数与合金成分的关系示于图 1.1，从图 1.1 中看不出合金明显地或系统地偏离维加 (Vegard) 定律，说明整个系统均是固溶体结构。

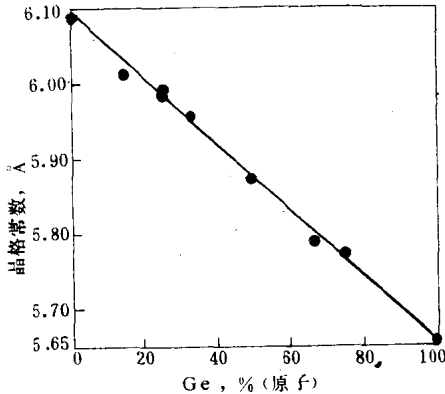


图 1.1 GaSb-Ge 系统合金晶格常数和成分的关系

对所得结果可用合金的晶格结构来解释。首先，Ga、Sb 具有闪锌矿结构，而 Ge 则具有金刚石结构，它们的共同点是要求有四个近邻原子，这是共价结合的特点。其次，Ge 原子的大小正适于进入 Ga、Sb 晶格，替代某些 Ga、Sb 原子而不引起晶格扭曲或破坏晶格正方体对称。

根据同样的原理,杜威兹等人还期望用上述快速冷淬的方法使得 Ag-Ge 系统中相图两端元素固溶极限扩展。在平衡相图中 Ag 在 Ge 中的溶解度很小,Ge 在 Ag 中的溶解度为 9.6% (原子)。相图中在 25.9% (原子) Ge 的成分上有共晶点。对成分为 25.7% (原子) Ge 的合金快速冷淬后,所得到的晶体组织既不是面心立方体,也不是金刚石立方体,而是密排六方体,其晶格常数分别为 $a=2.987\pm0.003\text{ \AA}$, $c=4.716\pm0.002\text{ \AA}$ 和 $c/a=1.628\pm0.03$ 。合金中还有少量 Ge 的金刚石立方体存在。所生成的六方体是电子化合物,其电子浓度是 $\frac{7}{4}$ 电子/原子。这是一个通过快速冷淬取得亚稳态电子化合物的例子。

克莱门特等人⁽⁴⁾进一步用快速冷淬液态金属的方法,首次发现了非晶组织的金属。当 Au-Si 系统含 25% (原子) Si 进行快速冷淬时,得到了这种组织的合金。这一发现的意义是重大的,为以后非晶金属材料的应用所证实。

在 60 年代对快速凝固技术有所发现,但实际应用的例子较少。在杜威兹等人的有关工作报告前后,也还有许多其他人在快速凝固方面发表资料。对这些材料曾有过较好的评述⁽⁵⁾。评述中主要总结了当时快速冷淬方法和用此方法获得的各类型合金的情况。

1. 快速冷淬方法

快速冷淬方法有以下几种:

1) 冷淬枪法 此种方法的原理是将液滴加速,并在适当的角度下将其喷到导热的基板上。选择适合的相对于基板的喷射角是为了保证液膜和基板之间有良好的接触⁽⁶⁾。该法所用装置的结构示于图 1.2。推进装置由冲击管和高压室 A 以及用聚脂薄膜 C 隔开的低压室 B 组成。高压室充氦气,而低气室则充氩气。冲击管用不锈钢制作,其底部 D 是高温部分,是一个钽圆筒。E 是坩埚,试样 F 放于其中。加热用的是感应装置。坩埚一般用石墨材料制造,有时使用氧化铝填入物,以防金属和石墨接触。这种方法有

两个问题,一是用石墨坩埚,可能会引起活泼元素和其作用;二是金属熔化时间长,易挥发成分容易丢失。后人在同类设备上,对此进行了改进。

2) 活塞-砧法 用下述方法实现了与冷淬枪法相同的冷却效果。将金属液滴从熔化装置迅速抛入一个固定的砧和活塞之间的空间,活塞迅及启动,将液滴挤碎。活塞可以用气压推动,也可用电磁推动,整个装置可密封,也可装在高真空室内。

3) 等离子流法 此方法的实质是将需要快速冷淬的合金的粉料高速引入等离子射流,在射流中熔化的液滴撞击在冷却片上。用这种方法制得了 Mo-Ru 合金的非晶体^[7],这个例子对耐热合

金和活泼合金的快速冷淬颇有意义。虽然不能用此法生产连续的箔带,但能用来生产较大量的亚稳相粉末。

快速凝固方法的实质是使受冷合金在一个方向上传热迅速,因而用这些方法做出的材料,均是薄片或细粉。当时做成的薄片宽度一般是 1cm,长度也不超过 3cm。这倒不是受物理条件所限,随着工程技术的发展,现在的情况就远非如此了。此外,用冷淬枪做出的薄片,厚度很不均匀,而且薄片上不时还出现空洞。而用活塞-砧法做出的薄片,厚度很均匀,不过硬质合金、易碎合金和金属间化合物等材料在冲压过程中会碎化。

在所有这些冷碎方法中,传热过程是很复杂的。冷淬产品厚度很小,冷淬过程进行得很快,这样,温度和温度变化的测量在

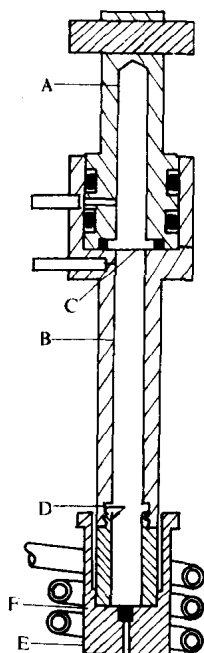


图 1.2 冷淬枪结构图

A—高压室; B—低压室;
C—聚酯薄膜; D—底部;
E—坩埚; F—试样

空间和时间上都有很大困难。因此，快速冷淬过程中的合金冷却速度不容易测准。即便如此，还是有人进行了尝试并取得不错的结果。普雷戴基^[8]在冷淬枪装置的底盘上装了一对 Ni-Ag 电偶，但这对电偶只是在冷淬过程中金属滴凝固的瞬时才由被淬金属接通。此时所生成的热电势及其瞬时变化用仪器记录下来。这样普雷戴基测得 Au-Sb (14% (原子)) 合金的冷淬速度是 $(1.5 \sim 3.0) \times 10^7 \text{ K/s}$ ，鲁尔^[9]计算了不同薄带厚度和不同传热系数情况下的冷却速度，表 1.1 所列数据是其计算结果。普雷戴基的测量结果正处于该表的计算范围中央，使测量和计算能进行互相参照。然而归根到底，不管是测量还是计算，结果都是参考性的。

表 1.1 铁液滴在铜基板上用冷淬枪冷淬时的冷却速度，K/s

薄片厚度, μm	传热系数, $\text{J}/(\text{cm}^2 \cdot \text{s} \cdot \text{K})$		
	无限大	100	1
1	3.3×10^{10}	2.5×10^9	2.9×10^7
10	3.3×10^8	1.3×10^8	2.9×10^6
100	3.3×10^6	2.9×10^6	2.5×10^5

活塞-砧冷淬法在应用中也存在一个问题，即金属滴很难适时到位，以致不能保证活塞和砧同时和金属滴发生接触。大多数情况下，金属滴不是先与活塞接触，就是先与砧接触，这样一来，金属滴的冷却速度可能要下降几个数量级。加之方法中传热过程本身亦非常复杂，因而测量和计算这种方法的冷却速度都是困难的。一些试验的参考结果表明，金属的冷却速度可能是 10^5 K/s 。与此同时也不难理解，此方法冷淬的成功率也不高，大约只是 25~50%^[5]。

2. 液态合金快速冷淬后的结构类型

液态合金经过快速冷却以后，从组织方面来说已经起了异常的变化。在当时的发展阶段上，已经知道，利用快速冷淬的方法，可以从液态合金得到新的非平衡相。这些新相，在平衡条件下，或从固态冷淬，均是不可能得到的。这些新相包括溶解度扩展了的

固溶体，即超出平衡溶解度的固溶体，晶相和非晶相。

此外，液态合金快速冷淬后，可能并未出现新相。然而，所得到的固溶体都是高度均匀的，也就是说成分偏析极小。这一特点的意义重大，它不仅给一些检测技术，如电子探针成分分析，带来必要的标定条件，而且也以后快速凝固能用于实际生产以提高产品内部的均匀性，开创了途径。

过饱和固溶体

液态合金快速冷淬的过程中，温度下降快，通过液相线-固相线区的速度很大，以致没有可能生成新的液相，溶质原子滞留于母体晶格之中，从而形成过饱和固溶体。在液态铝合金注入深冷铜模中时，就发生这种现象^[10]。第一组过渡元素在铝中的溶解度均得以增加：Ti 从 0.09 增加到 0.19%（原子），V 从 0.18 增加到 0.55%（原子），Cr 从 0.45 增加到 2.85%（原子），Mn 从 0.7 增加到 4.7%（原子），Fe 从 0.026 增加到 0.082%（原子）。

对于二元共晶系统合金，结果休姆-罗瑟里条件得到保证，则合金元素应是无限固溶的。然而，在一些二元共晶系统的合金中，却发现固溶区是有限的。用快速冷淬的方法，则使这些合金的无限固溶性质得以表现出来。这些合金系统的例子有 Ag-Cu，Ag-Pt，Cu-Rh 和 Ni-Rb^[11~13]。当这些系统的液态合金快速冷淬后，原先平衡相图中的非固溶区得到抑制。

前面已经说过的镓铋-锗系统准二元合金，从液态快速冷淬后得到无限固溶的情况，是更为突出的例子^[3]。在该系统中，按二组元的电子结构、晶格结构和晶格大小判断，应组成无限固溶体。然而在通常的冷却条件下，却得到相反的结果。

Ag-Ge 系统中，采用快速凝固方法可将 Ge 在 Ag 的固溶度从 9.6%（原子）提高到大约 13%（原子）^[3]，这里就不再多重复了。

元素周期表中，ⅢB 族元素在镍基合金中和ⅢB 族和ⅣB 族元素在钴基合金中的行为亦颇有意思。这些液态合金经过快速冷淬后，所述元素在基体金属中的溶解度都有不同程度的扩展，除 Si 的扩展较少外，其余元素的溶解度增加量都比较显著。有关的

研究工作结果列于表 1.2。

表 1.2 镍基和钴基合金中溶解度的扩展^[14,15]

基体金属	溶质	平衡极限溶解度, % (原子)	扩展后极限溶解度, % (原子)	共晶或包晶浓度, % (原子)
Ni 基	Si	17.6	18.0	21.4
	Ge	12.0	20.5	22.0
	Sn	10.4	18.0	19.3
钴基	Si	14.0	15.0	22.0
	Ge	15.0	19.0	25.0
	Sn	3.0	5.0	20.5
	Al	15.0	18.5	19.5
	Ga	10.0	21.0	27.0

从结果中可以指出一点, 所有元素扩展后的溶解度的值均不超过共晶点或包晶点的有关元素浓度, 这说明当合金中元素浓度超过共晶或包晶浓度时, 在过冷的情况下, 中间平衡相会很快生成, 且不易抑制。

对铝镁合金体系的研究结果也说明了同样的事实, 即元素在快速冷淬后的基体中的溶解度, 不超过共晶或包晶的成分浓度^[5]。

非平衡晶体

少数二元合金在通常的凝固条件下具有稳定和亚稳定两种相图。镉-锑合金是典型的例子。铁-碳二元系也是具有稳定和亚稳定两种相图的例子, 只不过在通常的冷却条件下, 人们只能得到亚稳定相图, 体系中有 Fe_3C 存在, 而不是得到稳定的只含有铁和石墨的合金。从这里可见, 有两种可能的亚稳态相图: 1) 生成中间相, 如 Fe-C 体系合金中的 Fe_3C ; 2) 生成新相置换稳定相, 如 Cd-Sb 体系中生成 Cd_3Sb_2 替代稳定的 CdSb。

既然在通常的冷却条件下, 可出现亚稳态的合金体系相图, 那末在快速凝固的条件下, 就更可能出现亚稳态的合金。如前所述, 在 Ag-Ge 体系中首先发现了在平衡条件下所没有的非平衡晶体^[3]。

在 Ag-Si 和 Au-Ge 体系中也发现了类似的亚稳定相, 而且,

这些相存在的溶质浓度区间内，总是和 Ag-Ge 体系一样，包含有 16.6%（原子）的浓度值^[5]。

更值得提到，在 Au-Ge 体系中，还有一个存在于 35~50%（原子）Ge 区间内的非平衡相^[16]。该相晶体结构为正方体，每个晶格上有 176 个原子。研究表明它在 1~1.63K 的温度以下，转变为超导体。据信，这是通过熔体快冷而制得的第一种超导体。自然，在平衡状态下，Au-Ge 体系中，既无超导化合物存在，也没有中间相。

对于钢铁冶金和材料专业人员来说，铁-碳体系合金的行为当然更为重要。鲁尔和科恩^[17]最先成功地进行了铁-碳熔体快速冷淬的试验。他们采用了冷淬枪技术。熔体含碳量是 3.3~4.2%。合金中形成了一个新相，命名为 ϵ 。在含有 Si, Cr 或 Ni 的快冷后的三元合金中也能发现这个相。其晶格常数为 $a=2.622\text{Å}$ 和 $c=4.318\text{Å}$ ， $c/a=1.646$ 。根据研究人员的分析^[17]，新相具有颇似高压下存在的铁的密排六方体结晶。

非晶合金

在快速凝固技术形成的初期，运用快速冷淬液态合金的方法，获得了一些非晶合金。根据它们的物理性质，可将这些合金分成两类。第一类具有低导电性，其中不少是属于半导体类。第二类有时亦称金属非晶合金，原因是它们具有特殊的电或磁性能。第一类非晶合金的代表是碲和周期表中 IV 和 V 族元素组成的合金，第二类则是富金、富钯、富铂或富铁的合金，相应的合金元素则通常是高价的硅、碳或磷。

碲基合金

碲具有与硒相似的性质，熔融硒冷淬后可成为非晶体，因此选择碲为非晶合金的组分是有其原因的。然而，纯碲熔体即使以很快速度冷淬也成不了非晶体。以碲为基加入 10~30%（原子）镓或铟以及 10~25%（原子）锗组成的熔体，快速冷淬后，合金组织即呈非晶状态^[18]。显然，加入元素起了阻碍结晶速度的作用。

通过电子衍射和电子显微技术鉴定了含 15%（原子）Ge 的合

金的非晶本质。该非晶合金在电子显微镜下加热过程中生成枝状晶，继续加热时，则枝状晶长大。这是快淬后合金非晶性的最有力的证明。表 1.3 中列出的是有关碲基非晶合金组织的一些数据。

从表 1.3 中所列原子排列情况来看，非晶合金颇似液态碲，而液态碲又几乎和六方晶的碲相同。

表 1.3 碲基非晶合金的组织⁽⁵⁾

碲基形态	近邻层次	原子数	原子间距离
非晶合金	第一层	1.3~2.20	2.65~2.80
	第二层	10.8~12.7	4.00~4.25
熔融碲 (465℃)	第一层	2.3	2.93
	第二层		4.4
碲晶	第一层	2	2.864
	第二层	4	3.468
	第三层	6	4.457
	第四层	2	4.463

碲基二元合金非晶体的导电率很低，因而不易研究其电学性能。然而对三元合金的非晶体 $\text{Te}_{70}\text{-Cu}_{25}\text{-Au}_5$ 的研究充分说明，它具有半导体性质。

金属非晶相

已经说过，Au-Si 体系含 25%（原子）Si 的合金经液态快速冷淬后，表现了非晶性质⁽⁴⁾。该相在室温下不稳定，并在形成 24 小时后转变成亚稳定晶体。此外，有人也报道过含 30%（原子）Si 的 Au-Si 合金非晶体的研究情况⁽¹⁹⁾。这些工作结果都证实，Au-Si 非晶合金的 X 射线衍射图谱与液态合金的相比无明显区别。它还指出了 Au-Si 非晶合金中也存在原子的二维近程排列。

还有一些工作也证实了有关 Au-Si 体系非晶态合金的存在。向 Au-Si 系内加入少量 Ge 以代替 Si，则二元合金在室温下的结晶速度减慢。对 Au-Si-Ge 系液态冷淬后的合金进行了热力学分析，得出的结论是在 297K 时，发生合金非晶态-液态转变⁽⁵⁾。

还值得指出，有一些研究工作说明，Au-Si 液态合金快速冷淬后能得到非晶态合金，是和相图中近 Au 端有一个低温共晶点有

关, 纯金属熔点和共晶温度相差很多, 后来人们就利用这一特点为获得非晶组织选择合金系统^[5]。

事实上, 一些类似的低温共晶二元合金确有类似的表现。如 Pd-Si, Pt-Si, Pt-Ge, Pt-Sb, Rh-Ge 等二元合金系中, 当合金成分接近共晶浓度时, 合金可在处理后具有非晶组织。虽然 Pd-Ge 二元系的相图不完全, 但事实证明了该系合金有呈非晶态的表现。相比之下, 镍基和钴基合金中含 III B 和 IV B 族元素时, 由于合金共晶温度较高, 要从这些体系的合金得到非晶态产物是不可能的。

在所有二元合金中, Pd-Si 合金是最有非晶倾向的体系。因此, 含 20% (原子) Si 的 Pd-Si 合金曾被用作为研究非晶体物理性质和相变动力学的试样材料。

Pd-Si 体系含 15~23% (原子) Si 的合金, 都有非晶的倾向。对 Pd₈₀-Si₂₀ 合金非晶体分解而生成晶体曾作过研究。在加热速度大于 20K/min 时, 在 400±10℃ 的温度下, 非晶试样中发生等温反应, 其热效应大约等于凝固潜热。

当含合金成分略超出非晶浓度范围时, 其熔体在快速冷淬过程中会有晶态和非晶态组织同时出现。此外, 在快速冷淬过程中, 由于试样各点冷却速度不均匀, 也可能会形成晶态组织和非晶态组织的过渡层。

铁磁非晶合金

图巴诺夫曾预报过非晶态合金中铁磁性质的存在^[20]。马德和诺维克则用实验证明了 Au-Co 体系的非晶合金确有铁磁性质^[21]。制取铁磁非晶合金有两种途径。第一是将少量的铁磁性原子引入非晶组织; 第二是选择好铁磁性原料如 Fe, Co 或 Ni, 再寻找形成非晶化的合金元素, 采用两种途径都能成功。

Pd-Si 体系合金和含 Fe、Co 或 Ni 的 Pd-Si 体系合金, Fe-P-C 体系的合金等, 它们的非晶体都已是公认的具有铁磁性质, 对这些合金体系的非晶组织人们作了详细的研究。

第二节 快速凝固技术的应用

如果说 60 年代是快速凝固技术先期形成阶段,在此阶段内主要是进行了很多基础研究工作,内容特别涉及到非晶态材料和其工业生产的可能性^[22,23],那末,到了 70 年代中业已开始了结晶材料方面的应用^[24]。到如今,有许多学术会议的文章和评述讨论了快速凝固技术在冶金领域各方面的理论和应用情况^[1]。

快速凝固技术,起源于快速冷淬液态合金,在快速凝固原理的应用过程中,逐渐形成了新的生产和科学研究的领域。因此它的发展完全可以通过其应用范围或潜在应用范围加以说明^[1]。

1. 金属直接成型

在金属成型方面,快速凝固技术能使铸件的尺寸和形状接近或满足成品的要求。其产品可以是各式各样的,如粉末、鳞片、线材、带材等,也可以是最终成品。一般说来,用快速凝固技术生产的产品比通常的产品具有更优或更特别的性质,这些性质也是表现在多方面的,如物理和力学的性能,其中有强度、疲劳、防蚀和抗氧化性能、粘接性、电学和热工性能、反射性能、持久性、可燃及粘度等。

快速凝固技术在金属直接成型领域内将在以下各方面发挥作用:薄带和管类连续成材、防电磁干扰材料、火箭推进剂、墨水颜料、滑润剂添加物、混凝土增强筋和通常的粉末冶金制品等。

薄板坯(40~50mm 厚)快速凝固连铸正在进行工业试验阶段,包括中国在内的世界各国冶金界都在积极进行这项工作。无论是采用双带铸机,还是固定模铸机,板坯的成本可能降低 35~45 美元/t。

直接铸造薄带工艺(如 0.5~3mm 厚)是很吸引人并将取得突进的。制造薄带的程序是连续铸造和热轧或冷轧。已铸成不锈钢带,其厚度为 1mm,宽约 40mm。碳钢虽然较难直接铸成薄带但也已实现。据悉,我国一些单位已有试验产品,估计不久将正式投产。