

Al-Pd-Fe 合金凝固组织中复杂合金相的结构分析

王俊萍, 孙 威, 刘镇洋, 张 泽

(北京工业大学 固体微结构与性能研究所, 北京 100124)

摘 要: 应用扫描电镜和透射电子显微方法分析 $\text{Al}_{75}\text{Pd}_{15}\text{Fe}_{10}$ 铸态合金凝固组织中复杂合金相的分布、成分以及微观结构特征。针对凝固过程中形成的两种复杂合金相, 对比分析其中原子团排布的局部及长程特征, 并对其形成条件进行讨论。结果表明: 凝固组织中同时存在两种经历不同相变过程而形成的、但含有以同类柱状(1.6 nm 周期)原子团为基本结构单元的复杂合金相, 它们分别属于具有高密度缺陷的十面体准晶和相关近似晶体相(ε_{16})。与 ε_{16} 结构相比, 准周期结构的形成温度区间相对较高; 在 Al-Pd-Fe 复杂合金相结构形成的成分范围内, Pd 含量的增加和凝固速度的降低有利于原子团的充分形成, 也有利于原子团分布密度的增大以及长程排列周期性的建立。

关键词: Al-Pd-Fe 合金; 复杂合金相; 原子团; 排列

中图分类号: TG 132.3+2

文献标识码: A

Structure analysis of complex alloy phases in as-solidified microstructures of Al-Pd-Fe alloy

WANG Jun-ping, SUN Wei, LIU Zhen-yang, ZHANG Ze

(Institute of Microstructure and Property of Advanced Materials, Beijing University of Technology,
Beijing 100124, China)

Abstract: The scanning electron microscopy and transmission electron microscopy were used to analyze the distributional, compositional and microstructural characteristics of the complex alloy phases (CAPs) formed in the as-cast $\text{Al}_{75}\text{Pd}_{15}\text{Fe}_{10}$ alloy. For the two CAPs formed during the solidification, the local and long-range features determined by the arrangement of atom clusters were compared, and also the formation conditions were discussed. The results show that there exist two kinds of CAPs formed through different phase transition processes but containing same type of columnar atom clusters with 1.6 nm periodicity as the basic structural building blocks. The two CAPs belong respectively to a decagonal quasicrystal with defects of high density and defective crystalline phase (ε_{16}). Prior to the formation of the ε_{16} crystalline structure, the quasiperiodic structure forms at higher temperature. Within the compositional range suitable for the formation of an Al-Pd-Fe complex structure, increasing the Pd-content and slowing down the solidification rate will be favorable to form atom clusters with structural integrity, and also favorable to increase the distributional density and establish long-range periodicity for the arrangement of atom clusters.

Key words: Al-Pd-Fe alloy; complex alloy phase; atom cluster; arrangement

复杂合金相可以归类为一种特殊的物质群, 它们是以原子团为基本结构单元、单胞内具有几百甚至上

千个原子的大晶胞材料。这类材料在结构、物理性质上都显示出区别于传统金属晶体的特异性^[1-3], 因而备

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(10774010)

收稿日期: 2008-11-24; 修订日期: 2009-05-26

通信作者: 孙 威, 教授, 博士; 电话: 010-67396167; E-mail: weisun@bjut.edu.cn

受人们关注。作为复杂合金的基本结构单元,原子团既可以按周期方式,也可以按准周期方式排列。决定这些结构形成和生长条件的相关信息一直是人们关注的焦点。Al-Pd-TM(TM 为过渡族元素)合金系是重要的复杂合金相形成体系,其中具有 1.6 nm 周期的原子团柱可以按不同的排列方式形成具有周期或准周期结构的复杂合金相。以往对复杂合金相结构的研究几乎都是单独针对准晶或者相关近似相单晶晶粒本身^[4-12],而并不清楚这些复杂合金相在合金组织中的分布状态、相邻关系以及成分变化关系,因此,不利于揭示其形成过程和了解其形成条件以及生长机制。Al-Pd-TM 中各合金系在组织的形成和结构等方面有相似性,其相关研究主要集中在 Al-Pd-Mn 体系,而对 Al-Pd-Fe 合金系中结构更为复杂的以 1.6 nm 周期原子团柱为基本结构单元的复杂合金相的深入研究还开展得较少。近年来,在 Al-Pd-Fe 体系中发现了不同于以往复杂合金相及缺陷结构引起了人们的关注。BALANETSKYY 等^[12]和 TSAI 等^[13]的研究组先后采用电子衍射、X 射线衍射分析等手段确认了 Al-Pd-Fe 合金中 1.6 nm 周期十面体准晶相的形成和分解变化,但都没有涉及该亚稳准晶的微观结构的详细表征。另一方面,已有的报道指出,Al-Pd-Fe 合金中还可以形成与 1.6 nm 周期十面体准晶结构对应的晶体近似相 ε_{16} ,其理想结构被解释为一种由五角形和香蕉形组合的周期拼图^[9],然而实际形成的结构可能存在大量的结构缺陷,需要进行深入细致的表征。因此,从以往的研究结果看,人们对 Al-Pd-Fe 合金体系中经历不同相变过程形成的各种复杂合金相的存在状态和结构特征的了解还远非充分。

本文作者在 $\text{Al}_{75}\text{Pd}_{15}\text{Fe}_{10}$ 合金的凝固组织中观察到同时存在以 1.6 nm 周期原子柱团为基本结构单元的、分别具有周期和准周期结构的两种复杂合金相,它们的形成所经历的相变过程不同。利用电子显微学方法,本文作者对这两种相的分布、结构以及成分特征进行了研究,着重对比分析了其中原子团的长程排列特征,并在此基础上探讨了凝固过程中这两种复杂合金相的形成条件。

1 实验

实验用 $\text{Al}_{75}\text{Pd}_{15}\text{Fe}_{10}$ 合金采用高纯金属 Al、Pd 和 Fe (纯度不小于 99.99%),在电弧熔融炉中氩气气氛保护下经过反复多次熔炼而成。熔炼后的合金在水冷铜模上随炉冷却凝固。截取所得铸锭的中心附近部分,

采用 Struers Tegrapol-35 磨抛机研磨出镜面后,通过加速电压 30 kV 的扫描电镜(FEI Quanta 200)获得的背散射电子像(BSE)观察凝固组织中相的存在和分布特征。随后将经 BSE 观察后的铸态合金样品粉碎,分散在微栅铜网上制备成透射电镜样品。高分辨观察(HREM)和能谱分析(EDS)在 JEOL-2010F 透射电子显微镜(TEM)上进行,其加速电压为 200 kV。对复杂合金相中原子团在垂直空间投影分布特征的分析借助于依据高维空间投影理论并应用 Vasual Basic 语言自编的程序。

2 结果与分析

2.1 凝固组织中相的构成及分布

为了探索凝固组织中相的构成及分布特征,对 $\text{Al}_{75}\text{Pd}_{15}\text{Fe}_{10}$ 铸态合金进行了背散射电子(BSE)像观察。BSE 像衬度与构成元素的原子序数有关,明暗衬度分别对应样品中平均原子序数高低的区域。图 1 所示为 $\text{Al}_{75}\text{Pd}_{15}\text{Fe}_{10}$ 合金凝固组织的 BSE 像。由图 1 可见,从衬度特征看,凝固组织主要可以分为图示的 A、B、C 和 D 4 个区域:对应相以 A 区为中心依次形成,衬度由暗到亮,呈现层层围覆状态。这直观地反映了形成相从内到外成分上的变化。

利用扫描电镜的能谱仪(EDS)对上述 4 个区域的成分进行了定量分析,其结果列于表 1。由表 1 可见,由 A 区到 D 区,元素 Fe 含量依次降低、而元素 Pd 含量依次升高。值得一提的是,扫描电镜能谱分析得到的 B 区成分是层状生长组织的平均成分。对上述各个区域对应相的判定依据是基于随后 TEM 实验结果的综合分析(包括相形貌、电子衍射谱、HREM 像以及能

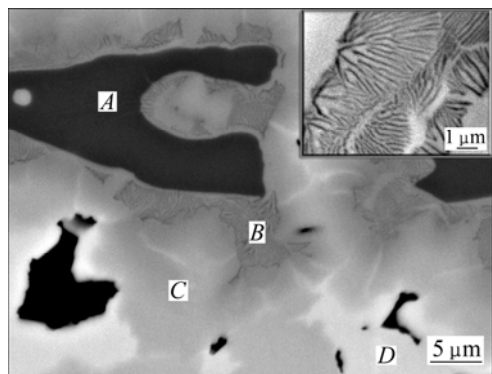


图 1 $\text{Al}_{75}\text{Pd}_{15}\text{Fe}_{10}$ 铸态合金的背散射电子像及其中 B 区的放大像

Fig.1 Back-scattered electron micrograph of as-cast $\text{Al}_{75}\text{Pd}_{15}\text{Fe}_{10}$ alloy and enlarged image of region B

表 1 Al₇₅Pd₁₅Fe₁₀ 铸态合金中相的成分

Table 1 Component of phases in as-cast Al₇₅Pd₁₅Fe₁₀ alloy

Region	Image contrast	$x(\text{Al})/\%$	$x(\text{Pd})/\%$	$x(\text{Fe})/\%$	Phase
A	Dark	76.08	3.96	19.96	O-Al ₃ Fe
B	Dark grey	75.23	11.56	13.21	M-Al ₃ Fe+defective quasicrystal
C	Bright grey	74.05	18.18	7.77	ε_{16}
D	Bright	73.82	24.56	1.61	Pd-rich crystalline phase

谱分析)。由图 1 可以看出, 包覆在初生正交 O-Al₃Fe 相(A 区)外侧的是由两种相交替层叠形成的层状 B 区。从 BSE 像上可以看出, B 区层状结构中的层间距从十几到上百个纳米不等, 在 TEM 观察中可以容易地识别、找到对应区, 对其中结构和成分进行细致分析。TEM 实验表明, B 区中黑条衬度相(富 Fe 相)对应单斜 Al₃Fe 相(M-Al₃Fe)、而浅灰条衬度相(相对贫 Fe 而富 Pd)则对应一种以原子团为结构单元的非周期复杂合金相, 其结构特征将在下节进行深入解析。在凝固组织中, 包围 B 区的是衬度为浅灰色的 C 区。从衬度上来看该区的复杂合金相与 B 区浅灰条衬度相并无明显界线, 反映两者的成分差别不大, 但它们在凝固组织中明显不同的分布状态(层状和块状)表明, 在凝固过程中两相形成的先后次序和经历的相变过程并不相同。因此, 对形成于两区内的复杂合金相结构、成分进行对比分析, 将有助于搞清复杂合金相的形成条件及生长机制。

2.2 铸态复杂合金相的显微结构

2.2.1 B 区复杂合金相的显微结构

广泛的电子衍射和高分辨电子显微观察表明, B 和 C 两区内分别存在两种具有相同结构单元但不同长程结构特征的复杂合金相。图 2 所示为在 B 区内与 M-Al₃Fe 相共存的复杂合金相的 HREM 像及相应的电子衍射谱。从衍射谱来看(见插图), 对应结构具有十面体准晶的主要特征, 其强衍射斑呈 10 次对称分布, 衍射斑间的距离符合黄金分割比值。但与理想准晶衍射谱的相比, 该结构衍射谱上只有较强衍射斑存在, 而强衍射斑周围那些反映长程准周期序的弱衍射则比较漫散、甚至消失。这表明与完整准晶结构相比, 由于该相中存在结构缺陷, 原子团排列的长程准周期序尚未充分建立。通过沿垂直于 10 次对称方向的电子衍射观察, 可以确认该二维十面体准晶沿 10 次对称轴方向具有 8 层结构, 周期约为 1.6 nm。另一方面, HREM 观察可以直观地揭示复杂合金相中原子团的实

空间排列特征。HREM 像上的亮盘衬度对应着柱状原子团的位置。计算模拟并结合 HREM 系列欠焦实验表明^[14-17], 产生这种特征衬度的原子团柱与 Al-Pd-Mn 及 Al-Ni-Rh ζ' 、 ζ 相中柱状原子团结构十分类似, 其沿柱轴方向的周期与准晶沿十次轴的周期一致(1.6 nm)。这里暂不考虑原子团本身的结构细节, 只关注原子团的排列特征。由 HREM 像可见, 大多数原子团排列具有如下局域特征: 近邻距离 $S=0.77$ nm, 次近邻距离 $L=0.77\tau$ (τ 是黄金分割比, $\tau \approx 1.618$), 且近邻原子团连线的夹角为 $3\pi/5$ 或 $4\pi/5$ 。

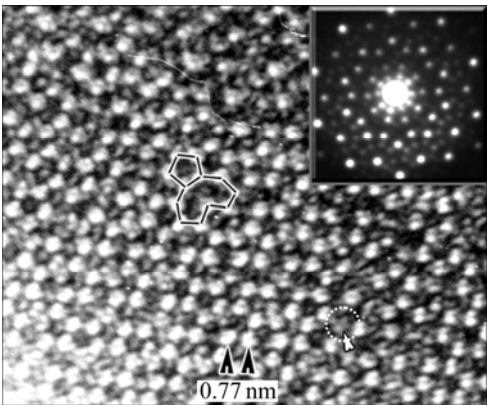


图 2 B 区内形成的复杂合金相的高分辨像和相应的电子衍射谱

Fig.2 HREM image and corresponding electron diffraction pattern of complex phase formed in region B

图 3 所示为图 2 中原子团排列的拼图结构和相应原子团排列在垂直空间投影。可以通过原子团排列的拼图结构清楚地揭示原子团的长程排列特征。图中小圆圈代表高分辨观察像中的原子团位置, 圆圈之间的短线代表原子团之间的连接。从总体上看, 原子团的长程排列代表了一种具有五边形拼图特征的准周期结构。显然, 拼图结构并不完整, 这是由于结构中存在尚未充分形成完全的原子团(如图 1(a)中白箭头所指的弱衬度点处), 导致原子团排列存在空缺的区域。这些空缺区域的出现一方面降低了该结构中原子团的分

布密度(计算表明, Al-Pd-Fe 合金系中理想 10 次准晶中原子团的密度约为 1.28 nm^{-2}), 更重要的是它影响了复杂合金相结构的完整性, 但并不影响原子团排列的整体特征。沿图 3 中箭头所示的 10 次对称方向原子团的排列虽然没有长程周期序, 但在一定程度上形成了符合斐波那契序列排列的准晶结构取向有序性。由图 3 可见, 沿着上述 10 次对称方向, 原子团按照斐波那契序列排列可以形成五族夹角为 72° 的直线序列; 同一族直线序列中的直线间距无周期性, 但主要为 0.73 nm 以及 $0.73\tau \text{ nm}$ 两种间距, 这些都反映了原子团长程排列与黄金分割比率之间的内在联系。理想的准晶结构具有长程准周期序, 准周期点阵沿 10 次对称方向排列形成的直线应没有任何中断和位移^[5]。而在图 3 所示的 10 次对称方向中, 只有沿方向 A 的原子团保持了较长的无中断直线排列, 而其它方向原子团的直线排列则经常出现中断和位移。上述复杂合金相结构中原子团的局域缺失以及原子团长程排列直线的中断和位移都从实空间角度清楚地表明图 2 和 3 对应的铸态准晶结构并不完整。

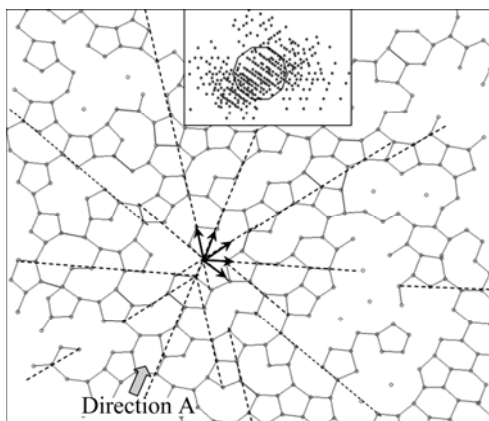


图 3 图 2 中原子团排列的拼图结构和相应原子团排列在垂直空间的投影

Fig.3 Tiling structure corresponding to arrangement of atom clusters in Fig.2 and corresponding clusters perpendicular-space projection

理论上, 理想准晶的拼图结构可以通过高维空间周期点阵经垂直空间的二维投影获得。理想准晶拼图点阵在垂直空间的投影点应该全部均匀分布在准晶投影窗口之内。而 B 区准晶中原子团排列形成的实际拼图向垂直空间的投影结果表明(见图 3 插图), 投影点虽然分布在窗口范围附近, 但分布并不均一、且呈拉长趋势, 其中只有 35% 的投影点落在投影窗口之内。这直观地反映了上述不完整准晶结构中同时存在由于

原子团错排形成的较严重的线型相子和随机型相子缺陷。

另一方面值得强调的是, 凝固组织中这类包含缺陷的准晶相与 M-Al₃Fe 相邻存在, 且两者具有明确的取向关系。图 4 所示为 B 区中形成的准晶与邻接 M-Al₃Fe 相的 HREM 像及相应区域的傅立叶变换谱。从图 4 可以清楚地看出, B 区的层状组织中准晶的 10 次对称平面与共存 M-Al₃Fe 的伪十重对称平面(010)保持了较严格的平行关系, 同时也可以直接证实两相结构在准周期面内形成了良好的共格关系。

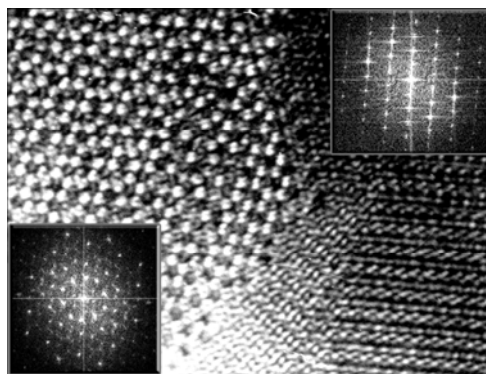


图 4 B 区内准晶和邻接 M-Al₃Fe 相的高分辨像以及各自对应的傅立叶变换谱

Fig.4 HREM image and Fourier transform patterns showing adjoining decagonal quasicrystal (DQC) and M-Al₃Fe phases in region B

2.2.2 铸态 ε_{16} 相的显微结构特征

以上 HREM 观察及分析结果清楚地揭示了 B 区内与 M-Al₃Fe 相共存的复杂合金相的准周期结构特征。同样对 B 区外围的 C 区处形成的复杂合金相结构也进行了分析。图 5 所示为与 C 区对应的复杂合金相的 HREM 像及衍射谱。从电子衍射谱(见图 5 插图)上可以清楚地看到, 密集的衍射斑呈周期分布, 其中强衍射斑近似分布在 10 次对称的位置上, 反映了其对应结构与准晶局部结构的相似性。衍射谱可以标定为具有大单胞的正交 ε_{16} 相, 其晶格参数为 $a=2.34 \text{ nm}$, $b=1.62 \text{ nm}$ 及 $c=3.24 \text{ nm}$ ^[9, 14], 图 5 的观察方向为其[010]带轴方向。与上述准晶结构类似, Al-Pd-Fe- ε_{16} 相同样以 1.6 nm 周期原子团为基本结构单元, 在其 HREM 像上同样可以观察到与原子团对应的特征亮盘衬度, 如图 5 中白色箭头处插图所示。由于聚焦条件和样品的厚度不同会引起原子团衬度特征的变化, 图 5 拍摄于试样相对较厚的区域, 其中亮衬度点对应原子团位置。在局域结构上, 原子团的排布/连接特征也与上述

准晶类似; 近邻和次近邻距离分别为 $S=0.77\text{ nm}$ 及 $L=0.77\tau\text{ nm}$ 。不同的是, C 区原子团的长程排列具有明显的周期性。

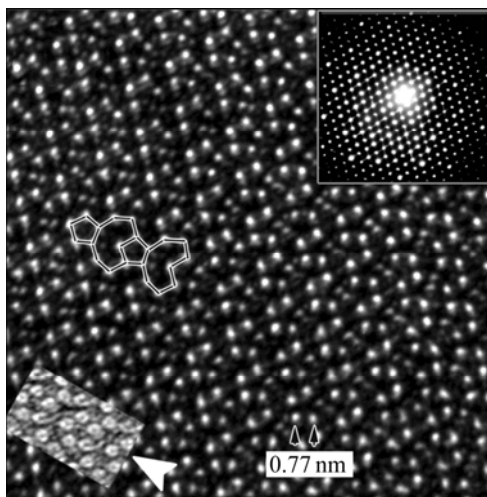


图 5 C 区内形成的复杂合金相 ε_{16} 的高分辨像以及对应的电子衍射谱

Fig.5 HREM image and corresponding electron diffraction pattern of complex alloy phase ε_{16} in region C

图 6 所示为与高分辨像上原子团排列对应的拼图结构以及相应的垂直空间投影。从图 6 中可以看到很多由五边形(P)和香蕉形(B)构成的特征多边形 P-B 单元(图中阴影所示)。理想的 ε_{16} 相结构可以简单地从几何上描述为由这种 P-B 多边形单元沿同方向的周期排列构建而成。但实际结构中, 由于频繁出现的局域原子团错排(相子型缺陷)导致了与理想 ε_{16} 结构的明显差距。除了同向排列的 P-B 组合外, 还存在其它取向的 P-B 多边形以及其它种类的多边形组合形式。总体看, 对含有缺陷的铸态 ε_{16} 相, 其长程结构已不适宜用一种单胞的周期排列来描述, 但从最基本结构单元—原子团的排列角度来看, 其长程排列的周期性仍能较好地维持。如图 6 中直线所示, 原子团能够按 S 和 L 周期间隔排成直线序列(L-S 序列), 沿 A 和 B 方向形成夹角为 72° 的两族。这些 L-S 直线序列的间距为 0.73 nm 和 $0.73\tau\text{ nm}$ 两种, 且两种间距呈周期性交替出现, 周期为 $0.73(1+\tau)\text{ nm}$ 。这清楚地反映了对应复杂合金相属于具有长程周期性的晶体相。与前述含高度缺陷的准晶结构相比, 一方面, ε_{16} 相中原子团形成较为完整, 原子团排布也比较紧凑, 几乎没有空缺区域。通过计算表明, 理想的 ε_{16} 相中原子团的分布密度约为 1.46 nm^{-2} , 略高于理想准晶中原子团的密度。显然, C 区 ε_{16} 相中原子团的分布密度高于 B 区的缺陷准晶; 另一

方面, 图 6 中 L-S 直线序列发生中断和错移的情况也明显减少, 说明该周期结构中存在的缺陷(包括原子团自身缺陷及排列缺陷)相对减少。由于原子团排列具有长程周期性, 其在垂直空间上的投影表现为投影点在更广范围内均匀分布, 并且分布区间呈现较规整的平行四边形轮廓(见图 6 中的插图)。计算结果表明, 80% 的投影点分布在投影窗口之外。由图 3 与 6 可见, 对于具有相同基本结构单元、但排列特征不同的复杂合金相, 对比其拼图结构在垂直空间中的投影分布特征, 可非常直观地反映出它们在长程结构上的差别。

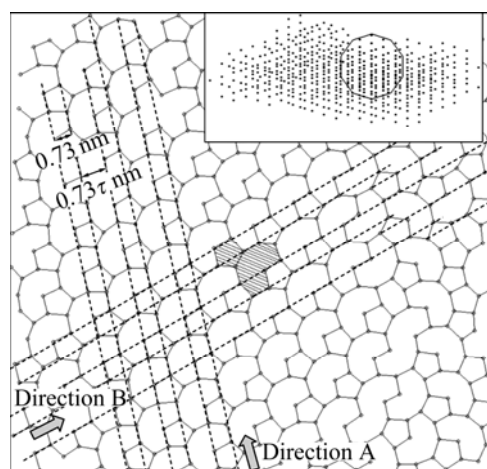


图 6 图 5 中原子团排列的拼图结构以及相应的垂直空间投影

Fig.6 Tiling structure of arrangement of atom clusters in Fig.5 and corresponding perpendicular-space projection

3 讨论

以上的高分辨观察结果清楚地揭示了 $\text{Al}_{75}\text{Pd}_{15}\text{Fe}_{10}$ 凝固组织中以同类原子团构成的两种 Al-Pd-Fe 复杂合金相的结构特征。 1.6 nm 周期结构原子团的准周期与周期排列分别形成了包含结构缺陷的准晶与近似相 ε_{16} 。关于这些复杂合金相的形成过程, 目前尚无参考的完整相图。由于实际铸造凝固冷却过程并非保持平衡条件, 复杂合金相的形成和分布必然会呈现不同的特点。从周期和准周期复杂合金相的长程结构以及在它们在凝固组织中存在/分布的不同特征, 可以推断导致它们形成的条件和它们所经历的相变过程都不相同。 $\text{Al}_{75}\text{Pd}_{15}\text{Fe}_{10}$ 合金的凝固过程中, 初晶被认为是含很少 Pd 量的 O- Al_3Fe 晶体相, 熔融液体和初晶 O- Al_3Fe 经过包晶反应(约 920°C 以上)形成

成分上相对富铁的准晶相^[12, 18-19]。Al₇₅Pd₁₅Fe₁₀合金的铸态凝固组织的形成是通过电弧炉熔炼后在水冷铜模上随炉冷却的一个连续动态凝固过程,凝固冷却速度相对较快。高温区形成的富铁准晶有可能被过冷到亚稳的低温区发生分解,形成包围在初晶周围的、由缺陷准晶和析出 M-Al₃Fe 相组成的层状组织(B区)。C区的 ε_{16} 相分布在 B 区的外侧,反映了 C 区相的形成温度比 B 区的低。在合金凝固过程中,生长前沿的熔液成分会发生变化。从凝固组织整体的成分分布看,BSE 像衬度的变化以及定量能谱分析(见图 1 和表 1)都清楚地揭示:以初生 O-Al₃Fe 晶体相为中心到外侧包围相(从 A 到 D 区),Fe 含量逐渐减少而 Pd 含量逐渐增加。高分辨观察已清楚地揭示,与在其外侧(C区)形成的 ε_{16} 相比,B 区内形成的准晶结构具有较低的原子团分布密度。此外,在 TEM 中直接对 B 区层状准晶相进行的纳米束斑 EDS 分析表明,其成分为 Al_{72.3}Pd_{15.1}Fe_{12.6},比 ε_{16} 相富 Fe 而贫 Pd。由此可以说, Pd 含量的增加对形成 1.6 nm 周期原子团有利,相对准周期结构的形成温度,随后在相对低温区形成的原子团趋于周期排列。因此,要使 Al-Pd-Fe 准周期结构(高温相)作为主相有效地保留到室温,应该在准晶形成的成分范围内适当提高 Pd 元素的含量以促进原子团的形成,同时必须提高凝固速率以便有效地抑制该高温相的低温分解。

上述复杂合金相生长过程和分析将对 Al-Pd-Fe 体系中准晶及近似相晶体的进一步可控生长提供相关信息。同时,考虑到 Al-Pd(Ni)-TM(TM=Fe, Mn, Co, Rh, Ru 等)准晶形成系中由于元素性质的相似性,其中复杂合金相的种类以及各复杂合金相的形成过程、条件也具有相似性,因而,上述结果对 Al-Pd(Ni)-TM 类合金中凝固过程复杂合金相的形成和分布等也具有一定的参考价值。

3 结论

1) 凝固组织以初晶 O-Al₃Fe 为核心由内到外呈依次包围状态分布,形成 O-Al₃Fe、准晶和 M-Al₃Fe 层状体、 ε_{16} 相和富 Pd 晶体相 4 个部分。衬度特征和能谱分析直接揭示了由内到外 4 个部分的成分变化:即元素 Fe 含量依次降低、而元素 Pd 含量依次升高。

2) 在合金凝固过程中,作为复杂合金相的基本结构单元,1.6 nm 周期原子团的非周期与周期排列分别

形成了含有结构缺陷的准晶相与 ε_{16} 晶体相。两相形成的先后次序和成分条件不同。准晶先于晶体近似相形成于较高温度下相对富 Fe 区。在凝固组织中,准晶以其 10 次对称特征平面与共存的 M-Al₃Fe 的(010)面保持平行、形成层状组织,但其结构含有较高密度的缺陷,长程准周期性较差。而随后在富 Pd 区及相对低温下形成的 ε_{16} 相则具有较高的原子团分布密度,虽然其结构中包含原子团错排导致的局域缺陷,但原子团排列能够保持较好的长程周期性。

3) 在复杂合金相形成的成分和温度范围内, Pd 含量的增加和凝固速度的减慢有利于原子团的充分形成,也有利于原子团分布密度的增大以及排列周期性的建立。

REFERENCES

- [1] MARTIN S, HEBARD A F, KORTAN A R, THIEL F A. Transport properties of Al₆₅Cu₁₅Co₂₀ and Al₇₀Ni₁₅Co₁₅ decagonal quasicrystals[J]. Phys Rev B, 1991, 67(6): 719-722.
- [2] JANOT C. Conductivity in quasicrystals via hierarchically variable-range hopping[J]. Phys Rev B, 1996, 53(1): 181-191.
- [3] BILUSIC A, BUDROVIC Z, SMONTARA A, DOLINSEK J, CANFIELD P C, FISHER I R. Transport properties of icosahedral quasicrystal Al₇₂Pd_{19.5}Mn_{8.5}[J]. J Alloys and Compd, 2002, 342(1/2): 413-415.
- [4] BOUDARD M, KLEIN H, BOISSIEU M D E, AUDIER M. Structure of quasicrystalline approximant phase in the Al-Pd-Mn system[J]. Phil Mag A, 1996, 74(4): 939-956.
- [5] SUN W, HIRAGA K. Non-equilibrium and equilibrium Al-Pd-Mn decagonal quasicrystals and their related crystals: Structural characteristics and relationships revealed by high-resolution electron microscopy[J]. Phil Mag Lett, 1994, 70(5): 311-317.
- [6] SUN W, HIRAGA K. High-resolution transmission electron microscopy of the Al-Pd-Mn decagonal quasicrystal with 1.6 nm periodicity and its crystalline approximants[J]. Phil Mag A, 1996, 73(4): 951-971.
- [7] YUBUTA K, SUN W, HIRAGA K. A new crystalline phase related to decagonal quasicrystals with non-central symmetry in Al-Co-Pd alloys[J]. Phil Mag A, 1997, 75(1): 273-284.
- [8] FEUERBACHER M, BALANETSKYY S, HEGGEN M. Novel metadislocation variants in orthorhombic Al-Pd-Fe[J]. Acta Mater, 2008, 56(8): 1852-1859.
- [9] BALANETSKYY S, GRUSHKO B, VELIKANOVA T Y. Orthorhombic ε -phases and transitional structures in Al-Pd-(Fe) [J]. Z Kristallogr, 2004, 219(9): 548-553.
- [10] DOBLINGER M, WITTMANN R. Metastable transformation

- states of decagonal Al-Co-Ni due to inhibited decomposition[J]. Phys Rev B, 2001, 64(13): 134208-1-9.
- [11] HIRAGA K, ABE E, MATSUO Y. The structure of an Al-Pd decagonal quasicrystal studied by high-resolution electron microscopy[J]. Phil Mag Lett, 1994, 70(3): 163-168.
- [12] BALANETSKYY S, GRUSHKO B, VELIKANOV T Y, URBAN K. Decagonal quasicrystals in Al-Pd-Fe[J]. Intermetallics, 2005, 13(6): 649-654.
- [13] TSAI A P, INOUE A, MASUMOTO T. Stable decagonal quasicrystals with periodicity of 1.6 nm in Al-Pd-(Fe, Ru or Os) alloys[J]. Phil Mag Lett, 1991, 64(3): 163-167.
- [14] SUN W, WANG J P, ZHANG Z. Structural defects in Al-Ni-Rh and Al-Pd-Fe crystalline approximant phases[J]. Z Kristallogr, 2009, 224(1): 75-78.
- [15] SUN W, CHEN Y H, WANG J P, ZHANG Z. Defect structures in Al-Ni-Rh crystalline approximants studied by HREM and HAADF techniques[J]. Materials Science Forum, 2007, 561/565: 1353-1356.
- [16] WANG J P, SUN W, ZHANG Z. Structural defects and changes in Al-Pd-Fe crystalline approximant[J]. Advanced Materials Research, 2007, 26/28: 687-690.
- [17] CHEN Y H, SUN W, ZHANG Z. Approximant phases, phason planes and domain-boundary networks in Al-Ni-Rh alloys[J]. Phil Mag Lett, 2006, 86(12): 817-827.
- [18] BALANETSKYY S, GRUSHKO B, STRAECIWILD E K, VELIKANOV T Y, URBAN K. An investigation of the Al-Pd-Fe phase diagram between 50-100at% Al: Phase equilibria at 900-1 020 °C[J]. Alloys Comp, 2004, 364(1/2): 164-170.
- [19] YURECHKO M, FATTAH A, VELIKANOV T, GRUSHKO B. A contribution to the Al-Pd phase diagram[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2001, 329(1/2): 173-181.

(编辑 李艳红)