

# 铸态 V-5Cr-5Ti 合金在退火过程中的第二相行为研究

李增德, 林晨光, 崔 舜

(北京有色金属研究总院 粉末冶金及特种材料研究所, 北京 100088)

**摘 要:** 采用 XRD、OM、SEM 和 TEM 对铸态 V-5Cr-5Ti 合金退火处理后组织结构进行分析。结果表明: 在退火过程中, 随着退火温度升高, 铸态 V-5Cr-5Ti 合金第二相发生分解、扩散、聚集。第二相形貌由层状组成树枝状第二相转变成针状组成团聚状第二相。随着时间的推移, 针状第二相尺寸发生了粗→细长→短粗的转变。1100 °C, 2 h 退火处理后 V-5Cr-5Ti 合金组织中存在 3 种类型的第二相, (1) 条状第二相, 宽度为 80~100 nm, 长度为几个  $\mu\text{m}$ , 化学式记为  $\text{V}_2\text{-CO}$ 。(2) 针状第二相, 具有 fcc 结构, 晶格常数为 0.4193~0.4256 nm, 该第二相在晶内或平行或垂直排列。(3) 椭圆状第二相, 具有 fcc 结构, 晶格常数为 0.4203~0.4268 nm。铸态 V-5Cr-5Ti 合金退火过程中, 树枝状第二相首先发生分解、扩散, 随后合金元素脱溶沉淀, 形成以针状第二相为特征的团聚状第二相。该第二相是以 Ti、V 元素为主, Cr 元素为辅, 具有 fcc 结构的、稳定的碳-氧-氮化物, 化学式记为(TiV)-CON。

**关键词:** 钒合金; 组织结构; 第二相; 晶格常数

**中图分类号:** TG146.4<sup>+</sup>13; TG 113.13

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2017)02-0375-07

钒基合金作为聚变堆的重要候选结构材料, 具有良好高温强度<sup>[1,3]</sup>、抗中子辐照肿胀<sup>[4-6]</sup>和耐液态金属腐蚀<sup>[7,8]</sup>等特性。世界范围内钒基合金的研究主要集中在 V-(4~5)Cr-(4~5)Ti 合金。V-Cr-Ti 合金被认为是单相  $\alpha$  固溶体, 但该合金对间隙元素 C、O、N 等具有较高的化学活性, 在合金制备过程中, 间隙元素 C、O 与 Ti 元素反应析出球形的碳-氧化物 (Ti-CO)<sup>[9,10]</sup>, 或者析出片状的, 具有 fcc 结构的, 富 Ti 的高碳型氧-碳-氮化物 (Ti-CON)<sup>[11]</sup>。当合金中杂质含量总量 (C+O+N) 超过 0.08% 时, 第二相 (Ti-CON) 必然会出现。第二相会改变 V-Cr-Ti 合金性能<sup>[12-16]</sup>, 特别是高温性能、抗辐照性能等。研究 V-Cr-Ti 合金第二相的形态、成分、结构、大小、位置等对了解第二相对合金性能的影响机理具有重要意义, 对 V-Cr-Ti 合金的聚变堆应用起到关键作用。

V-5Cr-5Ti 合金与 V-4Cr-4Ti 合金相比较而言, 由于 Cr、Ti 元素含量增加提高合金的室温/高温强度, 但 Cr 元素含量增加, 合金抗中子辐照肿胀性能随之下降。另外, 随着 Ti 元素含量增加合金的耐液态金属 (Li 或 Li-Pd) 腐蚀性能也相应提高<sup>[17]</sup>。V-5Cr-5Ti 合金具有优良的综合性能, 将成为核工业的关键结构材料。中国工程物理研究院针对 V-5Cr-5Ti 合金展开了相关使用性能的研究<sup>[18-21]</sup>, 包括力学性能, 焊接性能, 抗腐蚀性能等。但关于 V-Cr-Ti 合金在退火过程中第二

相演变行为研究资料很少。李鱼飞等<sup>[22]</sup>认为 V-4Cr-4Ti 铸态合金经过 1000 °C, 1 h 退火后基体晶格发生膨胀, 并形成了新的长方形第二相, 尺寸约为 500 nm, 未对退火状态合金进行全面系统的分析。本实验对不同退火状态下 V-5Cr-5Ti 合金组织和硬度进行研究, 讨论第二相在退火状态下演变行为; 采用电子显微镜技术对合金中第二相进行分析, 全面了解退火后合金组织和第二相 (形貌、成分、结构等), 讨论第二相的演变机制。

## 1 实 验

V-5Cr-5Ti 合金是采用高纯金属 V、Cr、Ti 为原料, 通过真空熔炼而成。铸态合金组织见图 1, 实际化学成分见表 1。取样在真空炉中退火处理, 具体的退火工艺为: (1) 温度 800, 900, 1000, 1100, 1200 °C, 保温 2 h; (2) 时间 1, 2, 4 h, 温度为 1100 °C; 真空度小于  $2 \times 10^{-2}$  Pa。采用电火花切割在退火合金上取样, 制备金相试样。

采用型号为 EPIPHOT 的光学显微镜 (OM) 分析合金组织, 试样的制备条件为: (1) 化学腐蚀液为 HF:HNO<sub>3</sub>:H<sub>2</sub>O=1:1:1 (体积比); (2) 电解腐蚀, 腐蚀液:HF:H<sub>2</sub>O=1:10 (体积比), 电压 15 V, 电流 0.6~1.0 A, 腐蚀时间 30 s。采用型号为 JSM-7001F 扫描电子显微镜 (SEM) 观察第二相的微观形貌。采用 FEI Tecnai F20 型场发射透射电镜和 JEM 2100 LaB<sub>6</sub> 透射电镜

收稿日期: 2016-02-01

作者简介: 李增德, 男, 1982 年生, 博士生, 北京有色金属研究总院粉末冶金及特种材料研究所, 北京 100088, 电话: 010-82241215, E-mail: cuis@grinm.com

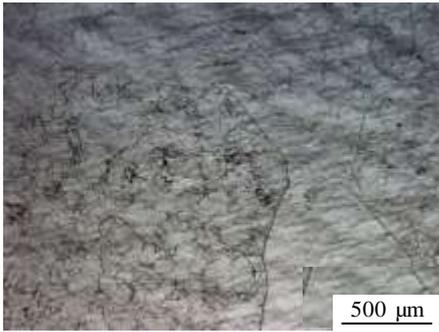


图 1 钒合金的铸态组织

Fig.1 Microstructure of as-cast V-5Cr-5Ti alloy

(TEM)对铸态合金中第二相进行结构分析,选择不同视场内同形貌第二相进行电子衍射分析,通过标定衍射斑点计算晶格常数,最终晶格常数为 3 个同形貌第二相的晶格常数。采用 MTP 型电解双喷仪进行制样,电解液为 5vol% $H_2SO_4$ +95vol% $CH_3OH$ ,电压约为 10 V,电流约为 20 mA,温度约为-10 °C。

## 2 结果与分析

### 2.1 退火温度对合金组织的影响

图 2 为钒合金铸锭不同温度热处理后的金相组织。由图可知,800 °C 处理后(图 2b),合金的显微组织与铸态组织无明显的变化,富含不规则曲线组成的树枝状第二相。900 °C 时(图 2c),第二相形貌开

始发生变化,部分第二相开始向基体扩散、溶解,第二相曲线变细。1000 °C 时(图 2d),第二相形貌发生明显改变,一部分晶粒中树枝状第二相发生扩散、溶解,晶粒内未发现树枝状第二相,但另一部分第二相仍保持曲线向基体扩散,但曲线的长度明显变短。另外,合金晶界明显变粗。随着温度升高,树枝状第二相在基体中的扩散、溶解的现象更加明显,甚至出现树枝状第二相消失在基体中的现象。经 1100 °C 处理后,树枝状第二相基本消失,合金组织呈现团聚状第二相,在晶粒内团聚状第二相互连接形成网状结构,合金基体中出现无明显第二相的洁净区域,见图 2e。当温度升高到 1200 °C 时(图 2f),晶粒内第二相所占面积分数明显减少,第二相在晶界附近出现聚集现象,合金基体中出现大片洁净区域。第二相形貌发生转变,第二相由不规则的曲线组成树枝状均匀分布在晶内转变为团聚状聚集在晶界附近。

### 2.2 退火时间对合金组织的影响

图 3 为钒合金铸锭 1100 °C 不同保温时间处理后的金相组织。由图可知,1100 °C 保温 1 h 后,第二相

表 1 V-5Cr-5Ti 合金的化学成分

Table 1 Chemical Constituents of V-5Cr-5Ti alloy (ω/%)						
Cr	Ti	C	O	N	Al	Fe
4.86	4.98	0.0102	0.038	0.0037	0.041	0.026

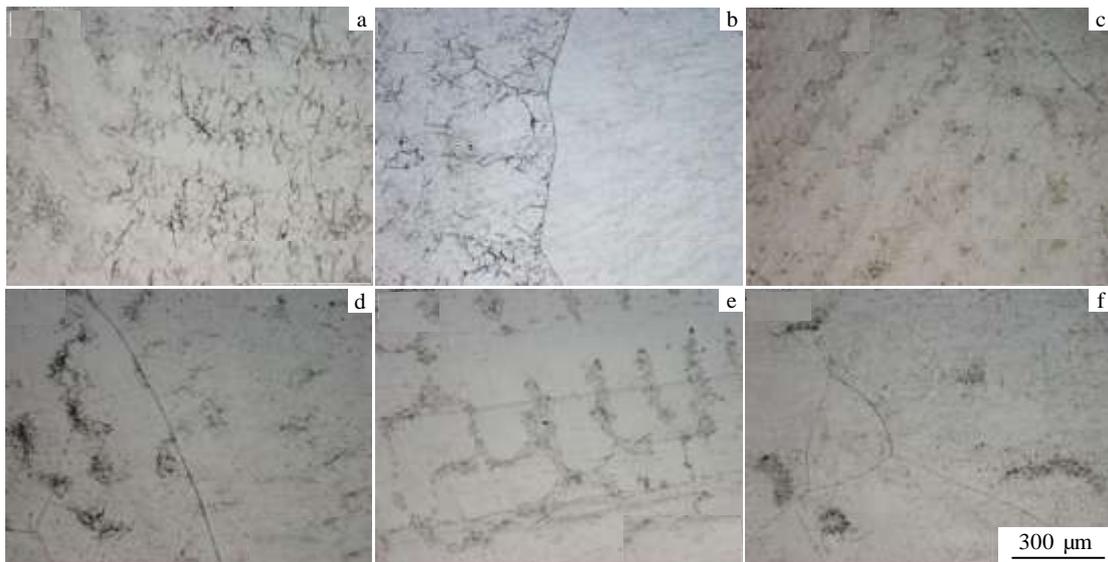


图 2 铸态钒合金在不同温度热处理后的金相组织

Fig.2 Metallographic microstructures of as-cast V-5Cr-5Ti alloys annealed at different temperatures: (a) as-cast; (b) 800 °C, 2 h; (c) 900 °C, 2 h; (d) 1000 °C, 2 h; (e) 1100 °C, 2 h; (f) 1200 °C, 2 h

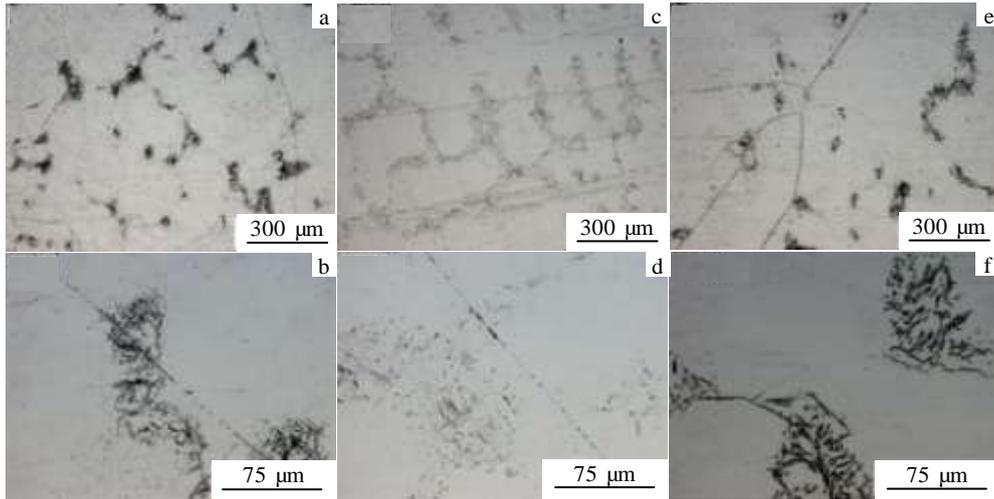


图 3 钒合金铸锭 1100 °C 不同保温时间处理后的金相组织

Fig.3 Metallographic microstructures of as-cast V-5Cr-5Ti alloys annealed at 1000 °C for different time: (a, b) 1 h, (c, d) 2 h, and (e, f) 4 h

数量较多, 针状第二相聚集在晶界周围形成团聚状, 晶内第二相相对较少, 如图 3a、3b。随保温时间的增加, 第二相数量变多, 晶内针状第二相聚集成团聚状, 并互连接成网状结构, 针状第二相变得细长, 颗粒状第二相数量增加。合金晶界变细, 晶界周围第二相变得稀少。合金基体中出现无明显第二相的洁净区域, 如图 3c、3d。当保温时间增至 4 h 时, 团聚状第二相主要分布在晶内, 未形成网状结构, 但针状第二相变得短粗。晶界及其附近区域仍存在团聚状第二相, 但团聚状第二相数量少, 单个团聚状第二相尺寸也较小。相比其他状态下, 合金的晶界明显变宽, 如图 3e、3f。

### 2.3 SEM 观察

图 4 是铸态钒合金在不同状态下第二相的 SEM 照片。由图可知, 在铸态钒合金基体组织的晶粒内部存在树枝状第二相和较小的颗粒状第二相, 如图 4a。对树枝状第二相放大可发现, 该第二相微观呈层状分布特征, 并以一定的取向关系堆垛呈树枝状。层片厚度

小于 100 nm, 宽度小于 2 μm, 如图 4b。通过 1100 °C, 2 h 热处理后第二相的形貌发生了变化, 由层状树枝转变成针状树枝, 颗粒状第二相转变成片状, 如图 4c。针状第二相同样以一定的取向关系 (平行或垂直) 堆垛成树枝状, 如图 4d。针状第二相的厚度小于 100 nm, 宽度小于 4 μm, 而片状第二相各个方向上尺寸均小于 5 μm。

### 2.4 TEM 观察

图 5 是 1100 °C, 2 h 热处理后 V-5Cr-5Ti 合金的 TEM 显微组织。由图可知, 在退火后合金基体中存在“条状”第二相, 第二相的宽度为 80~100 nm, 长度为几个 μm。对该第二相进行电子衍射分析时未形成具有特征性的衍射斑点。EDS 分析结果 (表 2) 表明, 条状第二相以 V 元素为主, 少量的 Ti 元素与 C、O 形成的化合物, 记为 V<sub>2</sub>(CO)。根据成分分析结果, 查找 PDF 卡片发现, V<sub>2</sub>O 的 PDF 卡片号为 35-0361, 该物质为 P 型结构, 晶格常数:  $a=2.054$  nm、 $b=2.043$  nm、

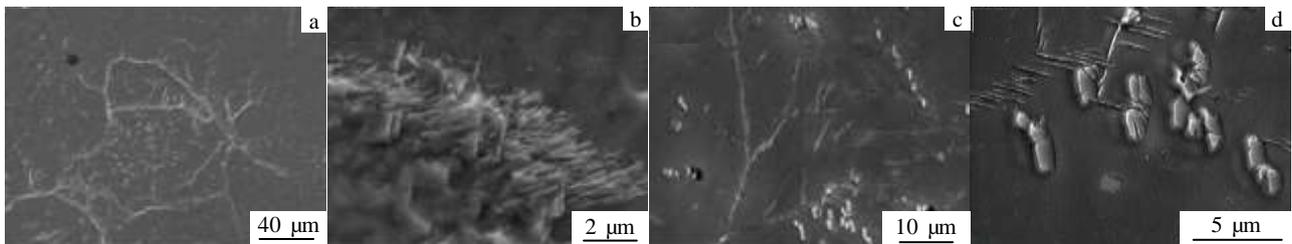


图 4 铸态钒合金在不同状态下第二相 SEM 形貌

Fig.4 Secondary phase SEM photography of various states as-cast V-5Cr-5Ti alloy: (a, b) as-cast, (b) lamellar secondary phase; (c, d) 1100 °C, 2 h; (d) acicular, tabular secondary phase

表 2 1100 °C, 2 h 处理后合金第二相 TEM 的 EDS 分析结果

**Table 2 TEM EDS analyzing results of precipitations of as-cast V-5Cr-5Ti alloy after 1100 °C, 2 h annealing**

Elements	V/at%	Ti/at%	Cr/at%	C/at%	O/at%	N/at%	A/at%		B/at%		A:B
							V+Ti+Cr	C+O+N	C+O+N	C+O+N	
Strip secondary phase	61.40	4.8	-	6.2	27.6	-	66.2	33.8	1.96		
Acicular secondary phase	11.25	34.72	1.01	15.41	9.88	27.71	46.98	53	0.89		
Tabular secondary phase	13.55	41.95	1.19	10.7	10.29	22.29	56.69	43.28	1.31		

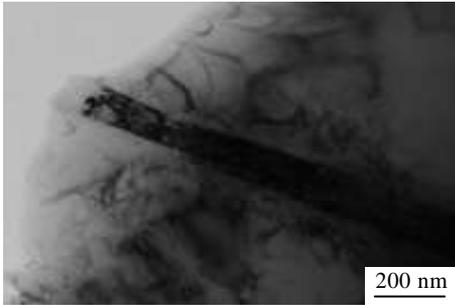


图 5 1100 °C, 2 h 处理后合金第二相的 TEM 照片

Fig.5 TEM analysis of precipitations of as-cast V-5Cr-5Ti alloy after 1100 °C, 2 h annealing

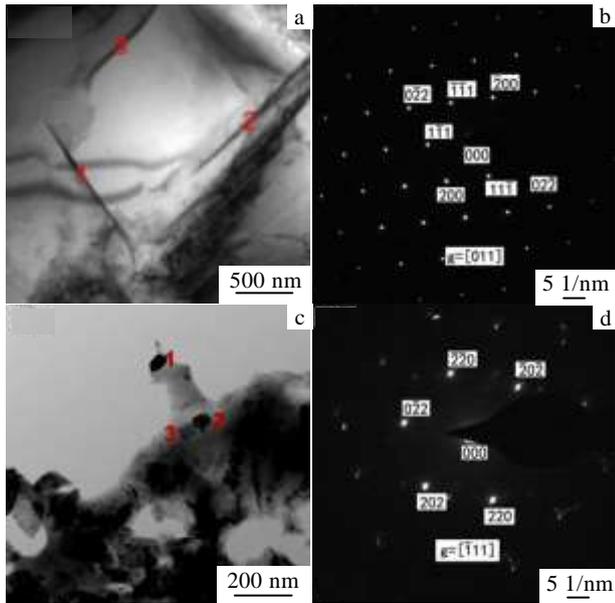


图 6 1100 °C, 2 h 处理后合金第二相的 TEM 照片

Fig.6 TEM analysis of precipitations of as-cast V-5Cr-5Ti alloy after 1100 °C, 2 h annealing: (a) short strip secondary phase, (b) SAD pattern of area 1 in Fig.6a, (c) elliptical-shaped secondary, and (d) SAD pattern of area 1 in Fig.6c

$c=2.5053$  nm。该物质具有特殊结构，与常见的 bcc、fcc 和 hcp 不同，不能形成规则的衍射斑点。

图 6 为 1100 °C, 2 h 热处理后 V-5Cr-5Ti 合金的 TEM 显微组织，由图可知，在退火后合金中分布大量针

状的第二相，第二相的长度为 0.5~1  $\mu\text{m}$ ，宽度为 60~80 nm。通过电子衍射分析，该第二相为 fcc 结构，计算得该第二相的晶格常数为 0.4193~0.4256 nm，详见表 3。在退火后合金中还分布着“椭圆”状的第二相，第二相的大小为 80~120 nm，计算可得“椭圆”状的第二相的晶格常数为 0.4203~0.4268 nm。根据 EDS 分析结果，2 种第二相的成分相近，均以 Ti、V 元素为主，少量的 Cr 元素与 C、O、N 形成的化合物，根据 EDS 结果中的原子分数计算，该第二相可记为 (TiV) (CON)。

图 7 为 1100 °C, 2 h 处理后合金基体的电子衍射花样，通过标定和计算可知，退火后合金的基体的晶格常数为 0.3032~0.3048 nm，大于纯钒的晶格常数 (0.3027 nm)。

### 2.5 退火对力学性能的影响

铸态和 1100 °C, 2 h 处理后合金的拉伸试验表明，(如表 4)，铸态钒合金的抗拉强度和延伸率分别为 475~545 MPa 和 5.0%~10.0%，平均值分别为 505

表 3 第二相和基体的晶格常数

**Table 3 Lattice parameter of secondary phases and matrix (nm)**

Zone No.	1	2	3
Short strip	0.4193	0.4220	0.4256
Elliptical-shaped	0.4203	0.4268	0.4257
Matrix	0.3032	0.3046	0.3048

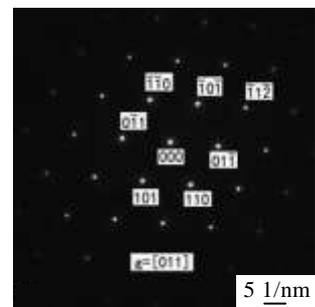


图 7 1100 °C, 2 h 处理后钒合金基体的选区电子衍射花样

Fig.7 Matrix SAD pattern of as-cast V-5Cr-5Ti alloy after 1100 °C, 2 h annealing

表4 钒合金的拉伸试验结果

Alloy state	Tensile strength/MPa			Elongation/%		
	1	2	3	1	2	3
As-cast	495	475	545	10.0	5.0	9.5
		505			8.2	
1100 °C, 2 h	495	585	565	9.0	10.5	16.5
		548.3			12.0	

MPa 和 8.2%。1100 °C, 2 h 处理后合金的抗拉强度和延伸率分别为 495~585 MPa 和 9.0%~16.5%，平均值分别为 548.3 MPa 和 12.0%。对比发现，1100 °C, 2 h 处理后合金抗拉强度升高了 8.6%，而合金延伸率提高了 46.3%。铸态钒合金退火处理可提高合金的塑性，有利于材料的后续加工。

### 3 讨论

#### 3.1 组织结构

真空电子束熔炼 V-5Cr-5Ti 合金形成非平衡凝固组织，合金成分不均匀，出现树枝状第二相和颗粒状第二相，恶化合金塑性，并在后续变形过程中易形成带状组织，造成合金各向异性。退火热处理的目的是通过原子高温扩散的固态转变来实现成分均匀化，消除非平衡凝固组织，使组织趋于稳定相。V-5Cr-5Ti 合金在 800 °C 退火时，合金中第二相形貌无变化，合金无法获得逾越第二相的分解激活能，合金第二相保持原有树枝状形貌。当温度升至 900 °C 时，合金第二相分解，并向基体中扩散，第二相曲线变细，合金基体中溶质原子增多，固溶强化作用增强，合金硬度缓慢上升。1000 °C 时，铸态组织中树枝状第二相分解、扩散，少量的溶质原子在晶界偏聚。当退火温度继续升高，溶质元素主要分布在晶内，溶质元素在晶内主要分为两部分，一部分固溶在基体中，另一部分在晶内形成针状第二相和片状第二相。退火处理初期，由于晶界结构不完整性，溶质原子以第二相的形式在晶界处偏聚，合金畸变能降低。随着时间的推移，溶质原子扩散更充分，初期在晶界偏聚的溶质原子发生了长程扩散，由于化学势的作用大于畸变能的减小，合金成分趋于均匀化。另外，随着保温时间的延长，针状第二相的尺寸发生了粗→细长→短粗的转变过程，其可能原因是初期阶段合金在晶界的吸附作用下，合金具有较大的驱动力，第二相比较粗。保温继续时，溶质原子获得长程扩散的驱动力，合金成分趋于均匀化，在冷却过程中形核、长大，合金形成细小针状第二相。随着保温时间延长，针状第二相发生长大，第二相又变为短粗状，界面能降低。

SEM 观察发现，退火后钒合金的显微组织存在树

枝状第二相和片状第二相，树枝状第二相则由针状第二相排列而成，针状第二相的厚度小于 100 nm，宽度小于 5 μm。针状第二相和片状第二相分别对应于 TEM 观察的针状第二相和椭圆状第二相。针状第二相通过一定的位相关系（平行或垂直）排列成了树枝状第二相，而片状第二相对应于零星分布在合金基体中。Chen 等<sup>[23]</sup>研究认为针状第二相具有 V〈100〉择优取向，而李鱼飞等<sup>[22]</sup>通过 HREM 观察认为铸态下富 Ti 的第二相的惯习面为密排面 V〈110〉。TEM 分析发现合金基体中存在一种条状第二相，该第二相宽度为 80~100 nm，长度为几个 μm。TEM+EDS 分析结果表明，条状第二相为第二相是富含 V，少量有 Ti 与 C、O 形成的化合物，化学式记为 V<sub>2</sub>(CO)，具有一种特殊的晶体结构，具体情况需后续研究确定。根据 TEM 观察结果，合金基体中还存在 2 种第二相，针状第二相和椭圆状第二相，首先是针状第二相，长度为 0.5~1 μm，宽度为 60~80 nm，具有 fcc 结构，晶格常数为 0.4193~0.4256 nm。化学式记为(TiV)(CON)，该第二相在晶内或平行或垂直排列。其次为椭圆状第二相，尺寸大小为 80~120 nm，同样具有 fcc 结构，晶格常数为 0.4203~0.4268 nm，化学式也记为(TiV)(CON)。

#### 3.2 第二相演变过程

V-5Cr-5Ti 合金电极在电子束的轰击下熔化成液态，形成熔池。熔池在铜坩埚循环水的强制冷却条件下发生凝固，在非平衡条件下，由于固液相界面处的扩散不充分，低熔点组元 Ti 容易在枝晶外围富集。随着结晶的不断推进，枝晶外 Ti 组元浓度不断增加，当浓度起伏达到条件后开始形核，长大，形成树枝状第二相。该第二相以层片状的形式堆垛呈树枝状，以降低合金的界面能和畸变能。在退火过程中，随着温度不断升高，原子不断的获得能量，造成第二相分解、扩散，合金中溶质原子含量不断增加，造成畸变能越高。在冷却过程中，由于间隙原子在合金中溶解度很小，合金发生脱溶。钒合金经 1100 °C, 2 h 退火后，第二相以片状和针状形式分布在合金基体内，第二相成分和晶内位置发生改变。

对比各相的化学成分和晶体结构，首次发现退火后钒合金基体中以 V 元素为主，少量的 Ti 元素与 C、O 形成的条状第二相，记为 V<sub>2</sub>(CO)，其晶体结构有待后续研究。其次，1100 °C, 2 h 退火后合金中其他第二相均具有 fcc 晶体结构，晶格常数和化学成分稍有差异，化学式均可记为(TiV)(CON)。在退火过程中，树枝状第二相首先发生分解、扩散，随后合金元素脱溶，形成了以针状第二相为特征的团聚状第二相。退火过程可看作为平衡相变过程，形成平衡相，即稳定的显

微组织。因此,退火后得到的第二相(TiV)(CON)为稳定的第二相。

## 4 结 论

1) 铸态 V-5Cr-5Ti 合金在 900 °C 退火后开始发生分解、扩散。退火温度继续升高时,合金第二相发生分解、扩散、聚集。合金退火后,合金组织由层状组成树枝状第二相转变成针状组成团聚状第二相。随着时间的推移,针状第二相发生了粗→细长→短粗的转变。

2) 铸态钒合金组织中存在 3 种类型的第二相,(1)条状第二相,宽度为 80~100 nm,长度为几个  $\mu\text{m}$ ,化学式记为  $\text{V}_2(\text{CO})$ 。(2)针状第二相,长度为 0.5~1  $\mu\text{m}$ ,宽度为 60~80 nm,具有 fcc 结构,晶格常数为 0.4193~0.4256 nm。化学式记为(TiV)(CON),该第二相在晶内或平行或垂直排列。(3)椭圆状第二相,尺寸大小为 80~120 nm,同样具有 fcc 结构,晶格常数为 0.4203~0.4268 nm,化学式也记为(TiV)(CON)。

3) 铸态 V-5Cr-5Ti 合金退火过程中,树枝状第二相首先发生分解、扩散,随后合金元素脱溶,形成以针状第二相为特征的团聚状第二相,该第二相是以 Ti、V 元素为主,Cr 元素为辅,具有 fcc 结构的、稳定的碳-氧-氮化物,化学式记为(TiV)(CON)。

## 参考文献 References

- [1] Satou M, Abe K, Kayana H. *Journal of Nuclear Materials*[J], 1991, 179-181: 757
- [2] Li Ming(李明), Song Yueqing(宋月清), Cui Shun(崔舜) *et al. Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2007, 31(4): 420
- [3] Fu H Y, Chen J M, Zheng P F *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2013, 442(1-3): S336
- [4] Chung H M, Smith D L. *Journal of Nuclear Materials*[J], 1998, 258-263(2): 1442
- [5] Takeshi Miyazawa, Takuya Nagasaka, Ryuta Kasada *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2014, 455(1-3): 440
- [6] Fukumoto K, Iwasaki M, Xu Q. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2013, 442(1-3): S360
- [7] Evtikin V A, Lyublinski I E, Vertkov A V *et al. Fusion Engineering and Design*[J], 1995, 27: 731
- [8] Muroga T, Chen J M, Chernov V M *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2014, 455(1-3): 263
- [9] Heo N J, Nagasaka T, Muroga T. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2004, 325: 53
- [10] Li Ruihuan, Zhang Pengbo, Li Xiaoqing *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2013, 435(1-3): 71
- [11] Tyumentsev A N, Korotaev A D, Pinzhin Yu P *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2004, 329-333: 429
- [12] Zheng P F, Chen J M, Nagasaka T *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2014, 455(1-3): 669
- [13] Zheng Pengfei, Chen Jiming, Muroga T *et al. Physical Testing and Chemical Analysis, Part A: Physical Testing*[J], 2009(5): 253
- [14] Chen J M, Nagasaka T, Muroga T *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2008, 374: 298
- [15] Chen Yong(陈勇), Chen Jiming(谌继明), Qiu Shaoyu(邱绍宇). *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2007, 30(3): 295
- [16] Muroga T, Nagasaka T, Abe K *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2002, 307-311: 547
- [17] Li Zengde(李增德), Cui Shun(崔舜), Lin Chenguang(林晨光) *et al. Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2007, 31(6): 840
- [18] Xie Ruoze(谢若泽), Hu Wenjun(胡文军), Chen Chengjun(陈成军) *et al. Explosion and Shock Waves*(爆炸与冲击)[J], 2009, 30(6): 641
- [19] Yu Yong(余勇), Pan Xiaoxia(潘晓霞), Xie Ruoze(谢若泽) *et al. Chinese Journal of Theoretical and Applied Mechanics*(力学学报)[J], 2012, 44(2): 334
- [20] Wang Yarong(王亚荣), Zhang Yongzhi(张勇智), Xu Chao(许超) *et al. Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2014, 50(10): 58
- [21] Wang Qingfu(王庆富), Xian Xiaobin(鲜晓斌), Lang Dingmu(郎定木) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(11): 2033
- [22] Li Yufei(李鱼飞), Luo Chao(罗超), Wang Zhigang(王志钢) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2008, 18(5): 805
- [23] Chen Jiming, Muroga T, Nagasaka T *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2004, 334(2-3): 159

## Secondary Phase Behavior during Annealing of As-cast V-5Cr-5Ti Alloy

Li Zengde, Lin Chenguang, Cui Shun

(Powder Metallurgy and Special Materials Research Department, General Research Institute for Non-ferrous Metals, Beijing 100088, China)

**Abstract:** The microstructure of as-cast V-5Cr-5Ti alloy during annealing was analyzed by XRD, OM, SEM and TEM. The results show that with increasing the annealing temperature, V-5Cr-5Ti alloy secondary phases of as cast V-5Cr-5Ti alloy decompose, diffuse and aggregate. The dendritic phase made by lamellar secondary phase turns into the reunion phase made by acicular secondary phase. The shape of acicular secondary phase changes in order of coarse-elongated-tubby over time. There are three kinds of the secondary phase in V-5Cr-5Ti alloy after 1100 °C×2 h annealing, i.e. strip secondary phase, whose chemical formula can be expressed as  $V_2(CO)$ ; acicular secondary phase, which has fcc structure with the lattice parameter 0.4193~0.4256 nm; elliptical-shaped secondary phase, which has fcc structure, with the lattice parameter 0.4203~0.4268 nm. In the process of annealing, the dendritic phase decomposes and diffuses firstly, and then the alloy matrix precipitates due to the alloy element desolvation and separation out of the reunite phases, which is the characteristic of acicular secondary phase. Finally, the secondary phase is chromium-alloyed stabilized precipitations of titanium-vanadium oxycarbonitride with fcc structure, whose chemical formula can be expressed as  $(TiV)(CON)$ .

**Key words:** vanadium alloy; structure; secondary phase; lattice parameter

---

Corresponding author: Li Zengde, Candidate for Ph. D., Powder Metallurgy and Special Materials Research Department, General Research Institute for Non-ferrous Metals, Beijing 100088, P. R. China, Tel: 0086-10-82241215, E-mail: cuis@grinm.com