

# 镍含量对 Co-8.8Al-9.8W 基合金时效组织演变与 $\gamma'$ 相溶解行为的影响

徐仰涛<sup>1,2</sup>, 夏荣里<sup>1,2</sup>, 娄德超<sup>1,2</sup>

(1. 兰州理工大学 省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 甘肃 兰州 730050)

(2. 兰州理工大学 材料科学与工程学院, 甘肃 兰州 730050)

**摘要:** 为了研究镍含量 (5、15、25 和 35, at%) 对 Co-8.8Al-9.8W 基高温合金时效组织演变及  $\gamma'$  强化相溶解行为的影响, 运用 SEM、XRD 等对时效处理后合金的  $\gamma'$  相微观组织结构演变、 $\gamma'$  相相转变温度和显微硬度进行了研究。结果表明, Ni 含量增加,  $\gamma'$  相溶解温度出现不同程度的提高,  $\gamma'$  相的体积分数也在逐渐增加。当 Co-8.8Al-9.8W 合金中 Ni 添加量为 25% 时,  $\gamma'$  强化相的溶解温度达到了 1100 °C。合金固相线温度和  $\gamma'$  相的形貌未发生明显变化。4 种不同镍含量合金经 900 °C/50 h 热处理后, 基体均为典型的  $\gamma/\gamma'$  两相组织。经 900 °C/100 h 热处理后,  $\gamma'$  相的体积分数出现不同程度的降低, 且  $\gamma'$  相发生了明显的粗化。对 4 种合金 900 °C/50 h 和 900 °C/100 h 的显微硬度测量结果表明, 当 Ni 含量由 5% 增加至 15% 时, 其显微硬度升高; 当 Ni 含量进一步增加时, 合金的显微硬度却降低。合金的时效处理时间由 50 h 延长至 100 h 时,  $\gamma'$  相的体积分数减少并伴随着  $\gamma'$  相的粗化, 导致 Co-8.8Al-9.8W 基合金的显微硬度降低。

**关键词:** Ni 元素; Co-Al-W 基高温合金;  $\gamma'$  相; 显微硬度

**中图分类号:** TG146.1<sup>+</sup>6; TG132.3<sup>+</sup>2

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2017)08-2288-06

随着高温合金在航空发动机和电站汽轮机中的广泛应用, 对高温合金的工作温度和使用要求越来越高。钴基高温合金因其具有较好的抗氧化、抗热腐蚀及抗硫化作用而主要用于航空航天、发电系统、工业燃气轮机、核工业、石油化工等领域的热端部件<sup>[1]</sup>。相对于得到广泛应用的镍基合金来说, 传统钴基合金的强化方式主要为固溶强化及碳化物的弥散强化, 使得合金的高温强度较低而限制了其在高温条件下的应用<sup>[2,3]</sup>。

为了得到与 Ni 基高温合金中相同的  $\gamma'$ -A<sub>3</sub>B 型强化方式, 学者对钴基高温合金进行了研究。在 Co-X 二元合金中曾经报道过 Co<sub>3</sub>X 型 (X=Ti, Al, Nb, Ta, W) L1<sub>2</sub> 结构的亚稳态有序析出相, 但是这些相在温度大于 600 °C 时变得不稳定<sup>[4-7]</sup>, 热稳定性较差<sup>[8]</sup>。2006 年, Sato 等人报道了在 Co-Al-W 三元合金中形成了一种有序的 L1<sub>2</sub> 型亚稳定性的  $\gamma'$ -Co<sub>3</sub>(Al, W) 相<sup>[9]</sup>。这些析出相呈立方晶微观形貌, 与镍基合金中均匀分布在  $\gamma$ -Ni(fcc) 基体中稳定有序的 L1<sub>2</sub>-Ni<sub>3</sub>(Al, Ti) 相相似。合金中添加一定量的 W 和 Al 元素, 会形成能够在 900 °C 下稳定存在的 L1<sub>2</sub> 型  $\gamma'$ -Co<sub>3</sub>(Al, W) 相。

对于  $\gamma'$  相强化的镍基高温合金来说, 合金化是提高  $\gamma'$  相溶解温度和体积分数, 进而提高合金承温能力

的有效途径<sup>[1,10]</sup>。对于新型 Co-Al-W 高温合金来说, 提高合金中  $\gamma'$  强化相的溶解温度, 有助于提高合金的高温综合性能<sup>[11-15]</sup>。因此, 为了进一步提高 Co-Al-W 合金中  $\gamma'$  相的高温稳定性, 国内外学者研究了第 4、第 5 组元对合金中  $\gamma'$  相溶解温度和热稳定性的影响<sup>[9,16-22]</sup>。除了 Fe 和 Re 元素, 所有微合金元素均不同程度地提高了 Co-Al-W 合金中  $\gamma'$  的溶解温度。其中 Nb, Ta 和 Ti 元素在增加合金中  $\gamma'$  的溶解温度和提高合金的高温强度方面效果最好<sup>[23-26]</sup>。合金在 1000 °C 以上的高温强度接近或超出多组元复杂成分的镍基合金。基于此, 具有  $\gamma/\gamma'$  两相结构的 Co-Al-W 基高温合金引起了学者的关注。

但是, 在发展新型 Co-Al-W 合金时仍存在以下难点。首先,  $\gamma'$  相的溶解温度较低,  $\gamma/\gamma'$  两相组织在高温下不能稳定存在。其次, 合金中  $\gamma/\gamma'$  两相区较窄, 容易析出降低合金高温组织稳定性的  $\chi$ (D0<sub>19</sub>)-Co<sub>3</sub>W,  $\beta$ (B2)-CoAl 或  $\mu$ (D8<sub>5</sub>)-Co<sub>7</sub>W<sub>6</sub> 等二次相<sup>[9,25]</sup>。第三, 添加微合金化元素会影响 Co-Al-W 合金的固相线温度, 降低固溶温度, 不利于减缓合金的凝固偏析。研究显示, Co-Al-W 合金中添加 Ni 元素后, 可以扩大  $\gamma/\gamma'$  两相区以减少二次相的析出, 在提高  $\gamma'$  相溶解温度的同

收稿日期: 2016-08-12

基金项目: 国家自然科学基金 (51561019)

作者简介: 徐仰涛, 男, 1978 年生, 博士, 副教授, 兰州理工大学材料科学与工程学院, 甘肃 兰州 730050, 电话: 0931-2973939, E-mail: lanzhouxyt@163.com

时,不会明显影响合金的固相线温度<sup>[27]</sup>,进而提高合金的组织稳定性和高温性能。

目前,关于 Ni 元素对新型 Co-Al-W 基合金时效过程中组织的演变和稳定性的研究较少。本实验在前期研究工作的基础上<sup>[28-30]</sup>,对 4 种不同 Ni 含量 Co-8.8Al-9.8W 合金高温时效热处理过程中的组织演变、 $\gamma'$ 相溶解温度、 $\gamma/\gamma'$ 两相组织稳定性和合金的显微硬度进行了研究。

## 1 实验

实验用 Co-8.8Al-9.8W-xNi ( $x=5, 15, 25, 35, \text{at}\%$ ) 合金的名义成分如表 1 所示。为了表述方便,按 Ni 含量依次命名为 5Ni, 15Ni, 25Ni 和 35Ni 合金。在非自耗真空电弧熔炼炉内反复熔炼 5 次制备试验试样。由于 Al 的熔点较低且容易蒸发,制备合金时加入的量较理论含量稍多。根据实验需要,制备合金的固溶和时效处理条件分别 1300 °C/8 h (水冷)+900 °C/50 h (空冷) 和 1300 °C/8 h (水冷)+900 °C/100 h (空冷)。

采用 NETZSCH STA 449C 同步热分析仪 (TG-DTA) 测量合金的相转变温度,温度范围为室温~1500 °C,升温速率为 10 °C/min。 $\gamma'$ 相溶解温度即为升温曲线中吸热峰对应的峰值温度,固相线温度为 1400~1500 °C 范围内熔化吸热峰斜率的最大切线与基线切线交点的温度。

金相样品经 5% 高氯酸和 95% 乙醇的混合液

(vol%) 电解腐蚀。使用 JSM6700F 型场发射扫描电子显微镜的二次电子模式对微观组织进行观察。参照 ASTM E562-11 标准<sup>[31]</sup>,用网格法确定热处理后  $\gamma'$  相的体积分数。每种合金不同热处理状态下分别使用 3 张不同视场下的照片统计  $\gamma'$  相的体积分数,并取平均值作为  $\gamma'$  相的体积分数。使用 XRD (D/Max-2400) 分析合金的物相组成,扫描速度为 4 °/min,扫描范围 20°~100°。使用 HV-1000 维氏显微硬度仪测量合金的硬度。每个样品测试 10 次,取平均值作为实验的统计结果。

## 2 结果

### 2.1 相转变温度

使用 1300 °C/8 h 固溶处理和 900 °C/50 h 时效热处理的  $\gamma/\gamma'$  两相合金进行 DTA 测试。表 2 为根据 DTA 升温曲线确定 4 种合金的  $\gamma'$  相溶解温度、合金固相线温度、液相线温度以及  $\Delta T_{\gamma'-\text{solvus}}$  (每添加 1 at% 的 Ni 对  $\gamma'$  相溶解温度的提高幅度)。由表可知,不同含量 Ni 元素对 Co-8.8Al-9.8W 合金的固相线温度变化影响不大。这与 Co-Ni 二元合金相图的变化趋势是一致的。合金中  $\gamma'$  相溶解温度随 Ni 含量的增加而升高,且均高于基础合金。从 5Ni 到 35Ni 合金  $\gamma'$  相溶解温度分别为 1041、1022、1100 和 1078 °C。添加 Ni 元素后合金的固相线温度随着 Ni 含量的增加没有发生明显变化,均在 1447~1456 °C 之间。

表 1 Co-8.8Al-9.8W 基合金的名义成分

Table 1 Nominal composition of Co-8.8Al-9.8W base superalloys (at%)

Superalloy	Shortened form	Al	W	Ni	Co
Co-8.8Al-9.8W-5Ni	5Ni	8.8	9.8	5	Bal.
Co-8.8Al-9.8W-15Ni	15Ni	8.8	9.8	15	Bal.
Co-8.8Al-9.8W-25Ni	25Ni	8.8	9.8	25	Bal.
Co-8.8Al-9.8W-35Ni	35Ni	8.8	9.8	35	Bal.

表 2 Co-8.8Al-9.8W 基合金  $\gamma'$  相溶解温度和固相线温度

Table 2  $\gamma'$  solvus and solidus temperatures of Co-8.8Al-9.8W base superalloys

Superalloy	$\gamma'$ solvus temperature/°C onset/peak/finish	Solidus temperature/°C	Liquidus temperature/°C	$\Delta T_{\gamma'-\text{solvus}}$
Co-8.8Al-9.8W	-/1016/-	1449	-	-
5Ni	1004/1041/1059	1450	1476	5
15Ni	988/1022/1042	1456	1478	0.4
25Ni	1087/1100/1113	1447	1475	3.36
35Ni	1062/1078/1091	1450	1474	1.77

图 1 为 Co-8.8Al-9.8W 基合金的 X 射线衍射图谱。由图可以看出,不同 Ni 添加量合金的相组成主要为  $\gamma'$  相、 $\gamma$ -Co 固溶体和  $\text{CoC}_x$  相,没有其它有害二次析出相。其中  $\text{CoC}_x$  相的存在可能是由于合金在熔炼过程中引入 C 元素所致。由于  $\gamma'$  相是  $\gamma$  固溶体中有序的超点阵结构,因此,当晶面指数  $\{hkl\}$  全是偶数或全是奇数时,衍射峰处  $\gamma'$  和  $\gamma$  两相能够共同存在;如果晶面指数为混合型时则在衍射峰处只出现  $\gamma'$  相。

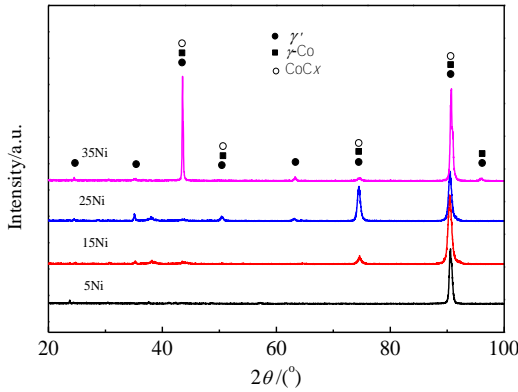


图 1 Co-8.8Al-9.8W 基合金 XRD 图谱

Fig.1 XRD patterns of Co-8.8Al-9.8W base superalloys

数时,衍射峰处  $\gamma'$  和  $\gamma$  两相能够共同存在;如果晶面指数为混合型时则在衍射峰处只出现  $\gamma'$  相。

### 2.2 微观组织

图 2 为含镍 Co-8.8Al-9.8W 合金经 900 °C/50 h 与 900 °C/100 h 热处理后的微观组织。由图可知,4 种合金中  $\gamma'$  相形状为立方形,且均匀分布于  $\gamma$  基体中,没有有害二次相析出。但  $\gamma'$  相的微观形貌随 Ni 含量的增加和时效热处理时间的增加发生变化。除了 35Ni 合金中的  $\gamma'$  相依然保持较高立方度外,其它 3 种合金中  $\gamma'$  相的边角处变得圆滑,趋向于球形(如 25Ni 合金,图 2g)。合金时效时间由 50 h 增加至 100 h 时, $\gamma'$  相出现了局部粘团聚、粗化和不规则状,如长条形、L 形等。此外,合金经过 100 h 时效处理后, $\gamma$  相通道随 Ni 含量的增加逐渐变窄(图 2e~2h)。随着 Ni 含量增加,合金中  $\gamma'$  相的尺寸增大较为显著,但 5Ni 合金中  $\gamma'$  相的尺寸变化不大。时效时间增加,合金中  $\gamma'$  相的体积分数呈减少趋势。当 Ni 含量从 5% 增加至 25% 时, $\gamma'$  相的体积分数呈减小趋势,而 35Ni 合金中  $\gamma'$  相的体积分数减小的幅度不大。4 种合金中  $\gamma'$  相时效过程中的微观组织演变及  $\gamma'$  相的体积分数如表 3 所示。

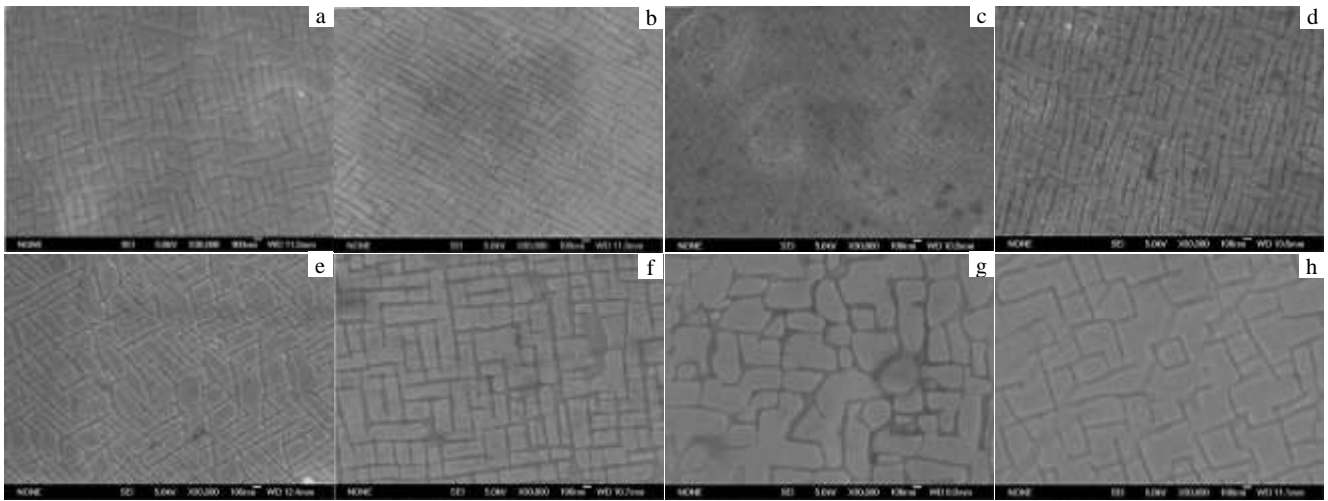


图 2 不同 Ni 含量 Co-8.8Al-9.8W 合金热处理后的微观组织

Fig.2 Microstructures of Co-8.8Al-9.8W base superalloys after heat treatment at 900 °C for 50 h (a~d) and 100 h (e~h): (a, e) 5Ni, (b, f) 15Ni, (c, g) 25Ni, and (d, h) 35Ni

表 3 含镍 Co-8.8Al-9.8W 合金热处理后  $\gamma'$  相的形貌和体积分数

Table 3 Morphologies and volume fractions of  $\gamma'$  phase in Co-8.8Al-9.8W base superalloys after heat treatment

Aging time/h	Morphology, Content	5Ni	15Ni	25Ni	35Ni
50	Morphology of $\gamma'$ phase	Cuboidal	Cuboidal	Cuboidal	Cuboidal
100		Near Cuboidal	Near Cuboidal	Near spherical	Cuboidal
50	Volume fraction of $\gamma'$ phase/%	75.6	82.3	85.4	82.9
100		70.8	68.8	77.5	80.4

### 2.3 显微硬度

图3为4种不同Ni含量Co-8.8Al-9.8W合金分别经过900 °C/50 h和900 °C/100 h热处理后的显微硬度。由图可知,4种合金经过50 h热处理后,显微硬度(HV)由5Ni合金的3350 MPa增加至15Ni合金的3730 MPa,而且升高幅度较为明显。随后又逐渐降低至35Ni合金的3340 MPa。时效热处理时间延长至100 h后,5Ni合金除外,其它合金的显微硬度随Ni含量的增加而降低。而且,Ni含量越高,显微硬度的下降幅度越明显。对于Ni含量大于5%的同种合金,显微硬度随着时效热处理时间的延长而降低,并且合金中镍含量越高,显微硬度随时效时间延长下降的幅度越大,不同时效处理条件下同种合金的显微硬度相差为240~300 MPa。

## 3 分析与讨论

### 3.1 Ni含量对合金 $\gamma/\gamma'$ 两相组织的影响

Carroll等研究添加不同含量难熔元素对 $\gamma/\gamma'$ 两相组织的镍基高温合金中 $\gamma'$ 相微观组织和高温性能的影响时发现<sup>[32,33]</sup>,当 $\gamma'$ 相的形貌为球形时合金的抗高温蠕变性能降低。Calliari等在研究镍基Udimet720高温合金时发现<sup>[34]</sup>,只有当 $\gamma'$ 析出相的平均尺寸大于500 nm时, $\gamma'$ 相的形状才能从球形转变为立方形。Shinagawa在对Co-10Al-7.5W-xNi(x=10, 40, 50, 60, at%)合金的研究结果表明<sup>[27]</sup>,经900 °C/168 h时效处理后,Ni含量增加,合金中 $\gamma'$ 相的立方度逐渐减小,逐渐转变为近球形。这2种对 $\gamma'$ 相形状和尺寸的研究结果不同,可能与合金的体系有关。本研究中4种合金经900 °C/50 h和900 °C/100 h热处理后,25Ni合金 $\gamma'$ 相微观形貌由立方形转变为近球形(图2)。4种合金中Ni的最高添加量为35%,合金中 $\gamma'$ 相形貌随时效时间的变化与Shinagawa等人所研究的低Ni合金

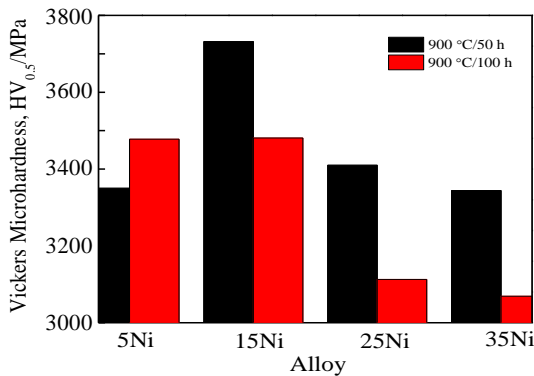


图3 Co-8.8Al-9.8W合金经过不同热处理后的显微硬度  
Fig.3 Microhardness of Co-8.8Al-9.8W base superalloys after heat treatment

变化基本一致。而当Ni含量增加时, $\gamma'$ 相的微观形貌趋向球形的转变更为明显。这就说明Ni含量会对合金中 $\gamma'$ 相的形貌产生影响。另外,较长的时效处理时间有利于 $\gamma'$ 相的稳定析出,甚至使强化相接近于热力学平衡状态。因此,热处理制度也会影响合金中 $\gamma'$ 相的数量和形状。本研究中对4种合金最高的时效处理时间为100 h,随着时效处理时间的增加,合金微观组织中(图2e~2h),小尺寸的 $\gamma'$ 相逐渐消失,在界面能降低的驱动力作用下,小尺寸 $\gamma'$ 相出现聚集和长大,逐渐变成大尺寸的 $\gamma'$ 相。结合表3中对 $\gamma'$ 相形貌和体积分数的分析可以看出, $\gamma'$ 相的长大过程并没有达到热力学平衡状态。合金中 $\gamma$ 相通道和 $\gamma'$ 相的体积分数随Ni含量的增加逐渐变小,但 $\gamma'$ 相的尺寸则在逐渐增大。

### 3.2 Ni含量对 $\gamma'$ 相溶解温度的影响

通常情况下,镍基高温合金的高温蠕变强度与合金中 $\gamma'$ 相的体积分数、 $\gamma/\gamma'$ 两相的晶格错配度以及强化方式相关<sup>[35]</sup>。Co在镍基高温合金中的主要作用是通过固溶强化基体,降低基体的堆垛层错能以及Al和Ti元素在基体中的溶解度,从而增加 $\gamma'$ 相的数量,提高 $\gamma'$ 相的溶解温度和合金的抗蠕变能力<sup>[36]</sup>。这种作用与Ni在钴基高温合金中所起的作用相类似。Chen通过第一性原理对Co-Al-W合金中 $\gamma'$ 相的模拟计算结果表明<sup>[20]</sup>, $\gamma'$ -Co<sub>3</sub>(Al, W)相晶胞中加入Ni元素能降低其与最邻近原子之间的结合能,增加 $\gamma/\gamma'$ 两相的结合能,进而提高 $\gamma'$ 相的稳定性。Shinagawa对Co-10Al-10W-xNi合金的研究表明<sup>[27]</sup>,合金中Ni元素含量从10%增加至60%时, $\gamma'$ 相溶解温度也由1052 °C增加至1146 °C。本研究中Co-8.8Al-9.8W-xNi合金的 $\gamma'$ 相溶解温度随Ni含量的增加,依次为1041、1022、1100和1078 °C(表2所示)。这与文献<sup>[27]</sup>的研究结果不同的是, $\gamma'$ 相溶解温度并没呈现出近线性的增加趋势。当合金中Ni元素含量较高时,Ni对 $\gamma'$ 相溶解温度提高的程度比较明显。另外,Co-8.8Al-9.8W基础合金中每添加1 at%的Ni元素对 $\gamma'$ 相溶解温度的提高幅度较小。

### 3.3 Ni含量对显微硬度的影响

一般来说,金属材料硬度和强度的变化规律是一致的。传统钴基高温合金GH605和DZ40M<sup>[37,38]</sup>的强化主要依靠对 $\gamma$ 基体的固溶强化与碳化物强化,其显微硬度小于3200 MPa,但新型Co-Al-W合金经过900 °C/50 h的时效处理后显微硬度可达4770 MPa<sup>[39]</sup>,远远高于传统钴基高温合金的硬度,这与钴基合金的强化方式有直接关系。本实验中合金经900 °C/50 h热处理后,显微硬度先增加后减小。其中15Ni合金的显微硬度最大,且远远高于其它Ni含量的合金。合

金经 900 °C/100 h 时效处理后, 显微硬度的变化与 900 °C/50 h 热处理的变化相同, 只是 5Ni 和 15Ni 合金增加的幅度较小, 之后随 Ni 含量的增加而降低 (如图 3)。总体来说, 经过短时热处理后合金的显微硬度较长时热处理的高。从  $\gamma'$  强化相的含量来看, 经 900 °C/50 h 热处理后, 合金中  $\gamma'$  相的体积分数大于对合金进行 900 °C/100 h 热处理合金强化相的体积分数。因此可以推断出, 合金的显微硬度与  $\gamma'$  强化相的体积分数有关, 这与文献[39]的结果相符, 只是不呈正相关的关系 (图 2 和表 3), 其主要原因可能与合金中  $\gamma'$  强化相的尺寸有关<sup>[40]</sup>。 $\gamma'$  相尺寸增大, 合金的硬度越小 (图 2)。但相比传统钴基合金, 新型钴基高温合金中  $\gamma'$  相对  $\gamma$  基体的强化效果较为显著。

## 4 结 论

1) Co-8.8Al-9.8W-xNi 合金的微观组织均为典型的  $\gamma/\gamma'$  两相组织。Ni 含量对合金固相线温度的影响较小, 但对  $\gamma'$  相溶解温度的影响较为显著, 提高的幅度最高可达 84 °C (Ni 添加量为 25% 时), 但合金中每添加 1 at% 的 Ni 对  $\gamma'$  相溶解温度的提高幅度较小。

2) 4 种合金经 900 °C/50 h 时效处理后,  $\gamma'$  相的形状主要呈立方状。随着时效处理时间延长, 合金中  $\gamma'$  相的立方棱角出现不同程度的圆滑, 其中 25Ni 合金较为显著; 且  $\gamma'$  相的体积分数出现不同程度的降低, 微观组织出现明显的粗化,  $\gamma$  相的通道变窄。

3) 当 Ni 含量由 5% 增加至 15% 时, 合金的显微硬度升高, 之后随着 Ni 含量的增加, 合金的硬度降低。合金时效处理时间由 50 h 延长至 100 h, 合金中  $\gamma'$  相的体积分数减小并伴随  $\gamma'$  相的粗化, 导致合金的显微硬度减小。

## 参考文献 References

- [1] Sims C T, Stoloff N S, Hagel W C. *Superalloys II*[M]. New York: John Wiley & Sons, 1987: 135
- [2] Donachie M J, Donachie S J. *Superalloys: A Technical Guide* [M]. New York: ASM International, 2002: 8
- [3] Coutsouradis D, Davin A, Lamberigts M. *Materials Science and Engineering*[J], 1987, 88: 11
- [4] Lee C S. *Thesis for Doctorate*[D]. US: The University of Arizona, 1971
- [5] Omori T, Sutou Y, Oikawa K *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 438-440: 1045
- [6] Fountain R W, Forgeng W D. *Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers*[J], 1959, 215(6): 998
- [7] Korchynsky M, Fountain R W. *Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers*[J], 1959, 215(6): 1033
- [8] Fountain R W, Faulring G M, Forgeng W D. *Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers* [J], 1961, 221 (4): 747
- [9] Sato J, Omori T, Oikawa K *et al. Science*[J], 2006, 312(5770): 90
- [10] Sponseller D L. *Superalloys 1996*[C]. Champion, PA: TMS, 1996: 259
- [11] Titus M S, Suzuki A, Pollock T M. *Superalloys 2012*[C]. Champion, PA: TMS, 2012: 823
- [12] Tanaka K, Ooshima M, Tsuno N *et al. Philosophical Magazine*[J], 2012, 92(32): 4011
- [13] Bauer A, Neumeier S, Pyczak F *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 550: 333
- [14] Suzuki A, Pollock T M. *Acta Materialia*[J], 2008, 56(6): 1288
- [15] Bauer A, Neumeier S, Pyczak F *et al. Scripta Materialia*[J], 2010, 63(12): 1197
- [16] Feng Ge(丰 革), Li Hao(李 浩), Fan Fei(樊 非) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(3): 513
- [17] Wang Shaofei(王少飞), Li Shusuo(李树索), Sha Jiangbo(沙江波). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(5): 1003
- [18] Yao Q, Xing H, Sun J. *Applied Physics Letters*[J], 2006, 89: 161 906
- [19] Ooshima M, Tanaka K, Okamoto N L *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2010, 508(1): 71
- [20] Chen M, Wang C Y. *Journal of Applied Physics*[J], 2010, 107(9): 093 705
- [21] Chen M, Wang C Y. *Scripta Materialia*[J], 2009, 60(8): 659
- [22] Chen M, Wang C Y. *Physics Letters A*[J], 2010, 374(31-32): 3238
- [23] Tanaka K, Inui H. *Materials Science Forum*[J], 2014, 783-786: 1195
- [24] Ooshima M, Tanaka K, Okamoto N L *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2010, 508(1): 71
- [25] Omori T, Oikawa K, Sato J *et al. Intermetallics*[J], 2013, 32: 274
- [26] Xue F, Zhou H J, Shi Q Y *et al. Scripta Materialia*[J], 2015, 97: 37
- [27] Shinagawa K, Omori T, Sato J *et al. Materials Transactions* [J], 2008, 49(6): 1474

- [28] Xu Yangtao(徐仰涛). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2010
- [29] Xu Yangtao(徐仰涛), Xia Tiandong(夏天东), Zhao Wenjun(赵文军) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(1): 75
- [30] Xu Yangtao(徐仰涛), Xia Tiandong(夏天东), Zhao Wenjun(赵文军) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(4): 701
- [31] ASTM E562-11, *Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count*[S]. ASTM International, 2011
- [32] Carroll L J, Feng Q, Pollock T M. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2008, 39(6): 1290
- [33] Carroll L J, Feng Q, Mansfield J F *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2006, 37(10): 2927
- [34] Calliari I, Magrini M, Dabala M. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 1999, 8(1): 111
- [35] Nathal M V, MacKay R A, Miner R V. *Metallurgical Transactions A*[J], 1989, 20(1): 133
- [36] Zheng Yunrong(郑运荣), Zhang Detang(张德堂). *Color Metallographic Study of High Temperature Alloy and Steel* (高温合金与钢的彩色金相研究)[M]. Beijing: National Defence Industry Press, 1999: 6
- [37] The Editorial Board of China Aeronautical Materials Handbook (《中国航空材料手册》编辑委员会). *China Aeronautical Materials Handbook*(中国航空材料手册第2卷)[M]. Beijing: Standards Press of China, 2002: 531
- [38] Jiang Wenhui(姜文辉), Guan Hengrong(管恒荣), Hu Zhuangqi(胡壮麒). *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2001, 21(1): 1
- [39] Li Xianghui(李相辉), Gan Bin(甘斌), Feng Qiang(冯强) *et al. Journal of University of Science and Technology Beijing* (北京科技大学学报)[J], 2008, 30(12): 1369
- [40] Han Jiecai(韩杰才), Li Xiaohai(李晓海), Chen Guiqing(陈贵清) *et al. Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2006, 26(6): 38

## Effects of Nickel Content on Microstructural Evolution and $\gamma'$ Dissolution of Co-8.8Al-9.8W Base Alloys

Xu Yangtao<sup>1,2</sup>, Xia Rongli<sup>1,2</sup>, Lou Dechao<sup>1,2</sup>

(1. State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Non-ferrous Metals, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

(2. School of Materials Science and Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

**Abstract:** To study the effects of nickel contents (5%, 15%, 25% and 35%, atomic fraction) on microstructural evolution and  $\gamma'$  dissolution behavior of Co-Al-W base alloys, the  $\gamma'$  phase microstructural evolution,  $\gamma'$  phase transformation temperatures and microhardness of Co-Al-W base alloys with aging treatment were analyzed using scanning-electron microscope (SEM) and X-ray diffraction (XRD) etc. Results show that with the increasing of Ni content,  $\gamma'$  solvus temperature increases at different degrees and the volume fraction of  $\gamma'$  phase increases gradually. When the nickel content in Co-8.8Al-9.8W alloy reaches 25%,  $\gamma'$  phase transformation temperature increases to 1100 °C. The solidus temperatures and  $\gamma'$  phase morphology of the four Co-Al-W base alloys are nearly unchanged. The typical  $\gamma/\gamma'$  two-phase microstructure is generated in the four alloys after the heat treatment at 900 °C for 50 h. After aging at 900 °C for 100 h, the  $\gamma'$  phase volume fraction decreases and the  $\gamma'$  phase is obviously coarsened. The microhardness of the four alloys after heat treatment at 900 °C for 50 and 100 h indicates that the microhardness is raised from 5Ni alloy to 15Ni alloy, but is lowered when further increasing the Ni content. With the aging treatment time from 50 h to 100 h, the volume fraction of  $\gamma'$  phase decreases and  $\gamma'$  phase coarsens, which reduces the hardness of Co-8.8Al-9.8W-based alloy.

**Key words:** nickel element; Co-Al-W base superalloy;  $\gamma'$  phase; microhardness

Corresponding author: Xu Yangtao, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, P. R. China, Tel: 0086-931-2973939, E-mail: lanzhouxuyt@163.com