

[ 文章编号 ] 1004 - 0609( 2002 ) 06 - 1199 - 06

Ru 对铸造镍基高温合金凝固行为的影响<sup>①</sup>

郑 亮<sup>1</sup>, 谷臣清<sup>1</sup>, 郑运荣<sup>2</sup>

( 1. 西安理工大学 材料科学与工程学院, 西安 710048; 2. 北京航空材料研究院, 北京 100095)

[ 摘 要 ] 采用等温凝固实验与差热分析相结合的方法, 对无 Ru 和含 3. 0% ( 质量分数 ) Ru 的两种低 Cr 高 W 铸造镍基高温合金的凝固过程进行了比较分析, 得到两种合金在不同温度下的凝固组织、凝固顺序图和凝固特性曲线。结果显示: Ru 的加入对低 Cr 高 W 铸造镍基高温合金的液相线温度无明显影响, 但对初生 MC 碳化物以及  $\gamma + \gamma'$  共晶的析出温度有明显作用。Ru 是一个偏析倾向很弱的元素, 且不改变其他合金元素的偏析特性。加 Ru 可以起稳定  $\gamma$  的作用, 能有效抑制大块初生  $M_6C$  碳化物的形成。显示了 Ru 对低 Cr 高 W 铸造镍基高温合金显微组织稳定性的有利作用。

[ 关键词 ] 镍基高温合金; Ru; 差热分析; 等温凝固

[ 中图分类号 ] TG 132. 3; TG 111. 4; TG 113

[ 文献标识码 ] A

高温合金是制造先进燃气涡轮发动机的关键材料, 随着使用条件的日趋苛刻, 不断提高此类合金的承温能力仍然是主要研究目标。当前, 第四代单晶镍基高温合金在 137 MPa 应力和 1 000 h 寿命下的承温能力可达 1 100 ℃<sup>[1]</sup>。其主要合金化途径是把高温强化能力较低的 Cr 降低到 2% ~ 4% ( 质量分数), 同时尽可能把难熔元素 W, Mo, Ta, Re 的总量提高到 20% 以上<sup>[2]</sup>。Re 作为最有效的强化元素早就被注意到<sup>[3]</sup>, 第三代单晶高温合金中 Re 的加入量已经达到 6% ( 质量分数)<sup>[4]</sup>。随着研究工作的不断深入, 认识到 Re 也有负面影响, 含 Re 合金在高温下长时间使用时会析出有害的 TCP 相, 损伤合金的持久性能<sup>[5]</sup>。具有 TCP 形成倾向的高温合金热端零部件, 在高温和应力的同时作用下, TCP 相会加速形成并迅速长大, 严重威胁着航空发动机和燃气涡轮的安全。在高温合金组织中防止 TCP 相析出可以改善高温合金塑性和韧性<sup>[6]</sup>。另一方面 Re 是一种十分昂贵的元素, 无 Re 合金的成本至少比 3% Re 合金低 50%<sup>[7]</sup>, 因此 10 年前就开始尝试用 Ru 部分代替 Re<sup>[8]</sup>。近期有报导显示已经研制出了两种含 Ru 的高温合金, 报导中提到 Ru 的加入可以提高合金的高温强度<sup>[9]</sup>和显微组织稳定性<sup>[1]</sup>。另有文献报导了 Ru 在高温合金中的分布以及固态相变的研究<sup>[10]</sup>, 但有关 Ru 对铸造镍基高温合金凝固行为的影响尚未见报导。本文报导了 Ru 对低 Cr 高 W 型铸造镍基高温合金在固-液温度范围内相析出规律以及元素偏析的影响。

1 实验

实验用材料是同一炉真空感应熔炼的 10 kg 母合金锭, 其化学成分见表 1。把母合金锭沿轴向平均切成两半, 重熔成两炉合金。其中, 合金 1 不加 Ru, 合金 2 加入 3% Ru ( 质量分数), 重熔后用能谱仪分析了合金 2 的成分, 其中 Ru 的含量为 3. 06% ( 质量分数), 证明了 Ru 在重熔时不烧损。

表 1 母合金的化学成分( 质量分数, %)

Table 1 Composition of master alloy  
( mass fraction, % )

| Co   | Cr   | Mo    | W      | Nb   |
|------|------|-------|--------|------|
| 9. 6 | 1. 3 | 1. 3  | 16. 2  | 1. 0 |
| Al   | Ti   | C     | B      | Ni   |
| 5. 5 | 1. 1 | 0. 10 | 0. 024 | Bal. |

从两炉合金中各切取规格为 5 mm × 5 mm × 10 mm 的试样, 放入 20 mm × 30 mm × 40 mm 的钻石墨块中( 孔径为 10 mm, 深度为 15 mm 的盲孔), 用硅溶胶刚玉砂浆料将试样与石墨孔之间的空隙填满并把开口处封严, 待填料干燥后便制成了等温凝固试样。将等温凝固试样放入管式硅碳棒加热炉中加热至 1 400 ℃, 保温 10 min 使试样完全熔化, 然后冷却至不同等温凝固温度, 再等温 10 min 后淬入水中。实验选用的保温温度范围为 1 395~ 1 235 ℃, 一般等温凝固温度间隔为 20 ℃, 在相变敏感区( 由

① [ 收稿日期 ] 2002 - 02 - 12; [ 修订日期 ] 2002 - 04 - 29 [ 作者简介 ] 郑 亮( 1979 - ), 男, 硕士研究生。

DTA 结果确定), 间隔为 10 °C。

差热分析在 SETSYS TG-DTA24 型差热分析仪上进行, 选择 Pt 作为参比样, 升温 and 降温速度均为 10 °C/min。对等温凝固试样和实验后的差热分析试样采用光学金相、SEM、EDS、X 射线衍射及定量金相技术进行组织与相结构分析, 以便确定相的析出温度和不同温度下的固-液比例。

## 2 实验结果

### 2.1 铸态组织

合金的铸态显微组织如图 1 所示。可以看出加 Ru 和不加 Ru 合金的铸态组织中, 在枝晶间区分布着弥散的条块状初生 MC 碳化物和白色块状的  $\gamma + \gamma'$  共晶。共晶的高倍组织形貌如图 2 所示, 合金 1 的  $\gamma + \gamma'$  共晶局部呈“光板”状, 由图 2(a) 可以看出, 合金 1 中  $\gamma + \gamma'$  共晶中的  $\gamma$  相已不十分明显, 有消失的倾向; 而合金 2 中的  $\gamma + \gamma'$  共晶则呈“葵花”状, 在白色  $\gamma'$  的基体上分布着片状的  $\gamma$  相(图 2(b))。在高倍下无论是在枝晶干或枝晶间区, 都在基体上析出大量的尺寸小于 1  $\mu\text{m}$  的  $\gamma'$  相。用能谱对含 Ru 合金初生相的成分进行了测定, 结果示于表 2。可以看出, Ru 在 MC 碳化物中的溶解度极低, 表明它不是碳化物形成元素。Ru 在共晶  $\gamma'$  中的溶解度低于合金的 Ru 含量, 说明了 Ru 也不是  $\gamma'$  的形成元素。

### 2.2 差热分析(DTA)

含 Ru 和不含 Ru 合金的 DTA 结果示于表 3, 各相的转变温度均是加热和冷却时相变温度 4 次实验结果的平均值。从表 3 数据可知, Ru 对合金的液相线温度无显著影响, 但可降低固相线温度 9 °C 并使 MC 碳化物析出温度升高 7 °C。

### 2.3 等温凝固组织

合金经 1 410 °C 重新加热熔化后, 在 1 400 °C 等温 10 min 后淬火的试样金相组织分析结果证明, 淬火前合金仍处于液态, 尚未发生结晶转变; 经 1 395 °C 等温 10 min 后淬火的两种合金于淬火前都析出了枝晶(图 3)。由图 3 可见在降温过程和等温过程中析出的粗枝晶与淬火冷却过程中析出的细枝晶能把在等温温度下的固相区和液相区很好地区分开。图 3 还显示了两种合金初晶量相差不大, 说明他们的液相线温度都在 1 395~ 1 400 °C 之间, 这与差热分析的结果是一致的。

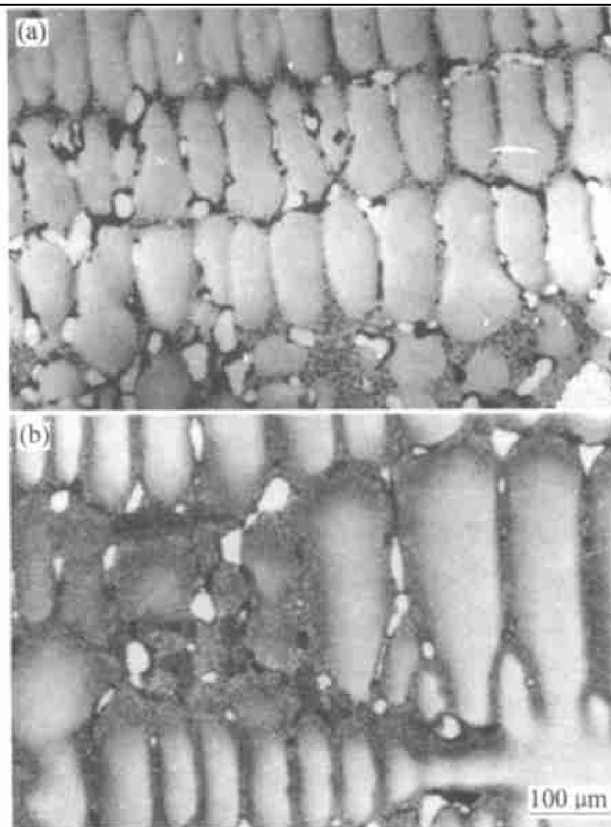


图 1 合金的铸态显微组织

Fig. 1 Microstructures of as-cast alloys  
(a) —Alloy 1; (b) —Alloy 2

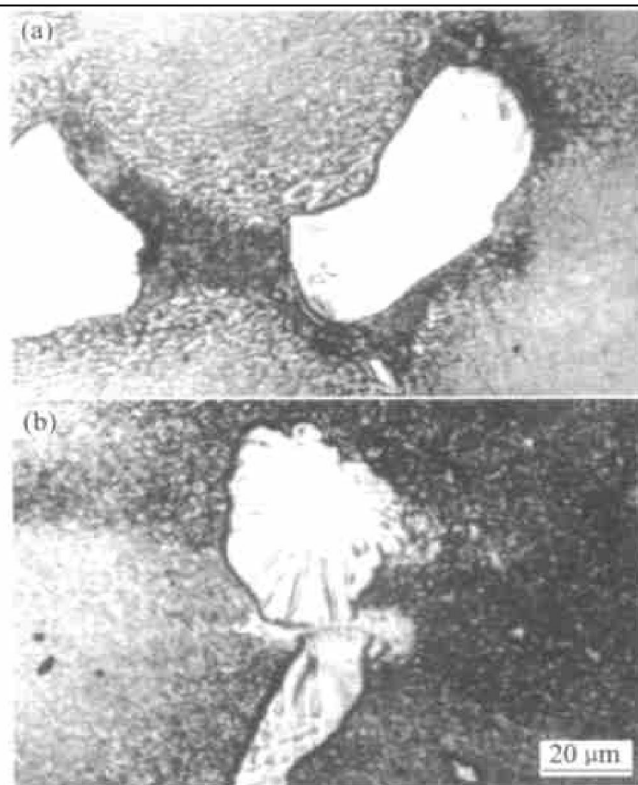


图 2 两种合金的  $\gamma + \gamma'$  共晶

Fig. 2 Morphologies of eutectic( $\gamma + \gamma'$ ) in alloys  
(a) —Alloy 1; (b) —Alloy 2

表 2 合金初生相的成分(质量分数, %)

Table 2 Compositions of primary phases in Alloy 2 (mass fraction, %)

| Phase              | Ni   | Co  | Cr  | W    | Mo   | Nb   | Ru  | Al  | Ti   |
|--------------------|------|-----|-----|------|------|------|-----|-----|------|
| Eutectic $\gamma'$ | 65.6 | 8.6 | 0.7 | 13.0 | 1.4  | 0.8  | 1.8 | 6.5 | 1.5  |
| MC* carbide        | 4.2  | 0.5 | 0.3 | 27.6 | 14.2 | 34.6 | 0.1 | 1.0 | 17.6 |

\* Content of carbon is not detected

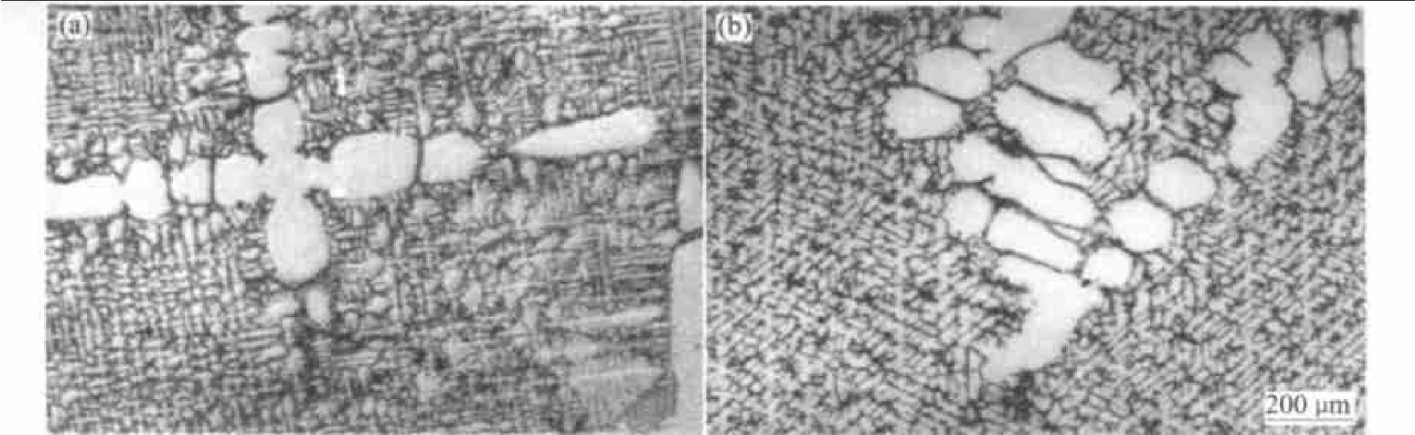


图 3 合金经(1 410 ℃, 10 min) + (1 395 ℃, 10 min) 淬火后的显微组织

Fig. 3 Quenching microstructures of alloys after isothermal solidification of (1 410 ℃, 10 min) + (1 395 ℃, 10 min)  
(a) —Alloy 1; (b) —Alloy 2

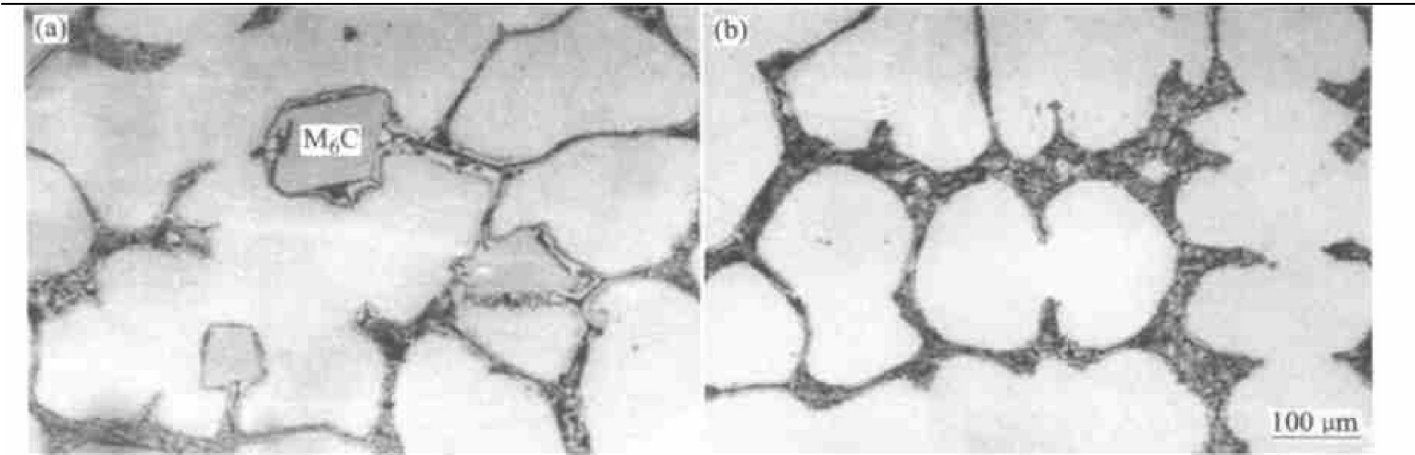


图 4 合金经(1 410 ℃, 10 min) + (1 365 ℃, 10 min) 淬火后的显微组织

Fig. 4 Quenching microstructures of alloys after isothermal solidification of (1 410 ℃, 10 min) + (1 365 ℃, 10 min)  
(a) —Alloy 1; (b) —Alloy 2

表 3 合金的 DTA 实验结果

Table 3 DTA result of alloys

| Alloy No. | Liquidus temperature / ℃ | MC precipitation temperature / ℃ | Solidus temperature / ℃ | L-S temperature range/ ℃ |
|-----------|--------------------------|----------------------------------|-------------------------|--------------------------|
| 1         | 1 398                    | 1 357                            | 1 327                   | 71                       |
| 2         | 1 397                    | 1 364                            | 1 318                   | 79                       |

随着温度降低, 枝晶的体积分数迅速增加, 温度降至 1 375 ℃, 两种合金凝固的固相都已达 70% (体积分数), 在 1 365 ℃等温时, 合金 1 析出大块状的第二相, 但合金 2 不析出该相(图 4)。能谱分析证明此种第二相中的金属元素含量为 71.4W-14.3Nb-4.1Co-6.5Mo-1.4Nb-1.7Al-1.0Cr-0.6Ti, 是一个富 W 的相。用 10% HCl 甲醇溶液电解萃取粉末做 X 射线衍射实验, 证明这种大块状的第二相

为  $M_6C$  碳化物。在此温度下, 两种合金的枝晶间的液体都仍保持连通状态。

当等温温度降至  $1\,355\text{ }^{\circ}\text{C}$  时, 合金 2 开始析出  $MC$  碳化物(图 5), 而合金 1 的  $MC$  碳化物析出温度为  $1\,345\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。

合金 1 在  $1\,285\text{ }^{\circ}\text{C}$  等温时开始出现  $\gamma + \gamma'$  共

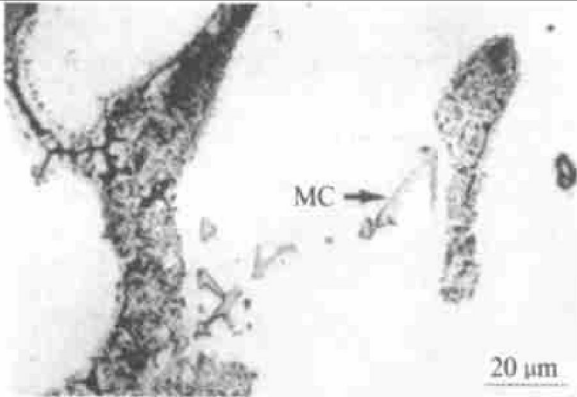


图 5 合金 2 经( $1\,410\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 10 min) + ( $1\,355\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 10 min) 等温凝固后形成的  $MC$  碳化物

Fig. 5  $MC$  carbide formed by isothermal solidification of ( $1\,410\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 10 min) + ( $1\,355\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 10 min) in alloy 2

晶, 合金 2 的  $\gamma + \gamma'$  共晶形成温度比合金 1 低  $10\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。

图 6 示出了合金 2 在  $1\,275\text{ }^{\circ}\text{C}$  时形成的  $\gamma + \gamma'$  共晶的形貌, 可以看到在高温下形成的  $\gamma + \gamma'$  共晶中片状  $\gamma$  相占的比例较铸态下更大。在  $\gamma + \gamma'$  共晶团之间仍然有液相存在。

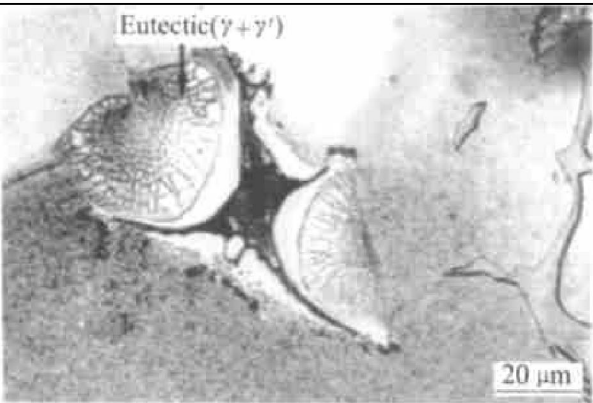


图 6 合金 2 经( $1\,410\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 10 min) + ( $1\,275\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 10 min) 等温凝固后形成的  $\gamma + \gamma'$  共晶

Fig. 6 Eutectic( $\gamma + \gamma'$ ) formed by isothermal solidification of ( $1\,410\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 10 min) + ( $1\,275\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 10 min) in alloy 2

在  $1\,275\text{ }^{\circ}\text{C}$  等温凝固时, 合金 1 在枝晶间区域开始析出粒状次生  $\gamma'$ , 合金 2 的次生  $\gamma'$  析出温度要比合金 1 低  $10\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 在  $1\,265\text{ }^{\circ}\text{C}$  时析出(图 7)。和

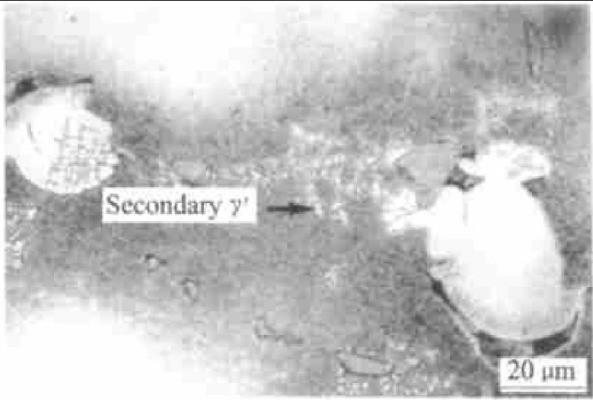


图 7 合金 2 经( $1\,410\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 10 min) + ( $1\,265\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 10 min) 等温凝固后析出的次生  $\gamma'$

Fig. 7 Secondary  $\gamma'$  phase precipitated by isothermal solidification of ( $1\,410\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 10 min) + ( $1\,265\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 10 min) in alloy 2

图 6 相比较 可以看到合金 2 在  $1\,265\text{ }^{\circ}\text{C}$  形成的  $\gamma + \gamma'$  共晶内的片状  $\gamma$  相较少。

温度降至  $1\,235\text{ }^{\circ}\text{C}$  时, 两种合金的液相消失, 标志着合金的凝固过程结束。将上述等温凝固结果与 DTA 结果比较可知, 两种方法测得的合金的液相线温度相近, 为  $1\,398\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。但合金 1 和合金 2 用等温凝固淬火法测得的固相线温度分别比相应的 DTA 结果低了  $92\text{ }^{\circ}\text{C}$  和  $83\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 这是由于 DTA 的结果是宏观值, 对合金中存在的少量液相反映不出。根据等温凝固结果, 可得到两种合金在固-液范围的相析出顺序图(图 8)。

|      | Alloy 1                                                | Alloy 2                                                |
|------|--------------------------------------------------------|--------------------------------------------------------|
| 1450 |                                                        |                                                        |
| 1400 | 1398 $^{\circ}\text{C}$ liquidus                       | 1398 $^{\circ}\text{C}$ liquidus                       |
| 1350 | 1345 $^{\circ}\text{C}$ $MC$ carbide                   | 1355 $^{\circ}\text{C}$ $MC$ carbide                   |
| 1300 | 1285 $^{\circ}\text{C}$ eutectic( $\gamma + \gamma'$ ) | 1275 $^{\circ}\text{C}$ eutectic( $\gamma + \gamma'$ ) |
| 1250 | 1275 $^{\circ}\text{C}$ secondary $\gamma'$            | 1265 $^{\circ}\text{C}$ secondary $\gamma'$            |
| 1200 | 1235 $^{\circ}\text{C}$ solidus                        | 1235 $^{\circ}\text{C}$ solidus                        |
| 1150 |                                                        |                                                        |

图 8 两种合金的液-固温度范围的相析出顺序

Fig. 8 Precipitated sequence of phases in liquid and solid temperature range of two alloys

对不同温度下等温凝固的试样用定量金相法测定液体含量, 并用液相线温度与等温温度之差  $t_L - t$  作得合金的凝固特性图(图 9)。可以看出, Ru 对合金的凝固特性无显著影响, 它们都具有相同的特征, 即在凝固开始的  $30\text{ }^{\circ}\text{C}$  内液体量锐减, 以后凝

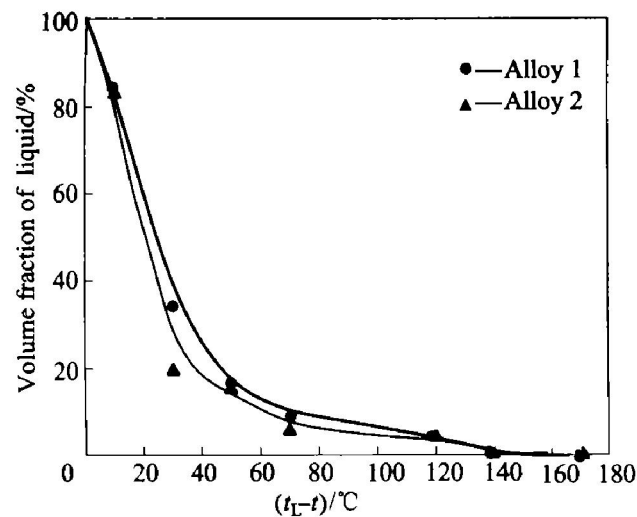


图 9 两种合金的等温凝固特性

Fig. 9 Characteristic of isothermal solidification for two alloys

3 分析与讨论

无论是普通铸造合金还是定向凝固合金,碳化物对其高温强度的贡献都是十分重要的,特别是高 W 合金中次生  $M_6C$  碳化物在 1 280 °C 的高温下仍然十分稳定,能有效地强化晶界和枝晶间。但是含有此类碳化物的合金在 1 100 °C 以上高温长时间使用时,晶界上的  $M_6C$  有长成膜状的倾向<sup>[10]</sup>,导致合金的高温持久性能降低。当合金含 W 量为 16% 时,甚至在铸造过程中缓冷就会出现如图 4(a) 所示的大块初生  $M_6C$  碳化物,该相的显微硬度达 14 500 MPa,脆性高,极易开裂,严重损伤了合金的力学性能<sup>[11]</sup>。因此探讨如何控制高 W 铸造镍基高温合金中初生  $M_6C$  的产生一直都是人们关注的重要课题。本研究发现,不加 Ru 的合金在 1 365 °C 这一初生  $M_6C$  形成敏感温度下保温 10 min 会形成大量初生  $M_6C$ ,而加 3% Ru 的合金则有效地抑制了  $M_6C$  的形成,可有效提高合金的组织稳定性。这就意味着加 Ru 具有使合金进一步合金化的潜力,可以在容纳更大量的 W, Mo 条件下合金化。

另一方面,由图 2 可以看出,无 Ru 合金中  $\gamma + \gamma'$  共晶局部呈“光板”状,凝固过程中片状  $\gamma$  相已经基本消失;而含 Ru 合金中的  $\gamma + \gamma'$  共晶呈“葵花”状,片状  $\gamma$  相仍清晰可见,说明 Ru 可以起到稳定  $\gamma$  的作用。由表 4 结果还可以看出, Ru 的偏析倾向很弱。本研究证明, Ru 是一种对  $\gamma$  起稳定作用的弱偏析元素, Ru 更多地分配在  $\gamma$  相中,这样就能更好地使该合金的两个主要相  $\gamma$  和  $\gamma'$  的强化更加均衡。长期以来,冶金工作者过分强调对  $\gamma'$  的强化,该相的组成除了有 Ni 和 Al 外,还进入了大量的 Ti, Nb, Ta, W, Mo, Hf 等元素;而  $\gamma$  相中主要靠 W 和 Mo 进行固溶强化,其合金化程度远没有  $\gamma'$  相高,进而造成  $\gamma$  和  $\gamma'$  两相之间的合金强化水平

固速度趋于平缓。

等温凝固实验可将等温温度下合金淬火前的固相和液相成分很好的保留下来。用能谱仪测定了两种合金在 1 390 °C 和 1 355 °C 等温凝固试样的固相区和液相区的成分,取固相中元素平均含量  $w_s$  与液相中元素平均含量  $w_L$  之比 ( $w_s/w_L$ ) 作为该元素的分配系数,以便考察各元素的偏析倾向,结果示于表 4。表 4 数据表明:在所研究的两个温度下, W 和 Co 的分配系数大于 1,表示这两个元素有向固相富集的倾向,而且 W 富集于固相的倾向更强; Nb, Ti, Al, Mo, Cr 则有向液相富集的倾向,富集倾向按上述排列顺序递减; Ni 和 Ru 在固相和液相的分配几乎相同。随着温度降低,各元素的分配系数偏离 1 的程度越大。根据上述结果可知,在合金凝固后的枝晶组织中, W 和 Co 富集于枝晶干,是反偏析元素; Nb, Ti, Al, Mo, Cr 富集于枝晶间,是正偏析元素; Ni 和 Ru 在枝晶干与枝晶间区的分布差别不大,为非偏析元素或弱偏析元素。Ru 的加入并没有改变合金中各元素的偏析特性。

表 4 合金在不同凝固温度下元素的分配系数

Table 4 Distribution coefficients of elements in alloys at different solidification temperature

| Alloy No. | Solidification temperature/ °C | Distribution coefficient, $w_s/w_L$ |      |      |      |      |      |      |      |      |
|-----------|--------------------------------|-------------------------------------|------|------|------|------|------|------|------|------|
|           |                                | Nb                                  | Ti   | Al   | Mo   | Cr   | Ni   | Ru   | Co   | W    |
| 1         | 1 390                          | 0.31                                | 0.43 | 0.81 | 0.82 | 0.87 | 0.98 |      | 1.06 | 1.27 |
|           | 1 355                          | 0.15                                | 0.35 | 0.85 | 0.65 | 0.81 | 0.98 |      | 1.04 | 1.54 |
| 2         | 1 390                          | 0.23                                | 0.43 | 0.81 | 0.85 | 0.85 | 0.97 | 1.01 | 1.07 | 1.28 |
|           | 1 355                          | 0.15                                | 0.34 | 0.78 | 0.57 | 0.79 | 0.98 | 0.92 | 1.11 | 1.59 |

十分不平衡。可以预料, Ru 大部分分配于  $\gamma$  中将进一步强化  $\gamma$ , 使两相的强度水平更加接近, 有利于合金整体强度的提高和显微组织的稳定。

## [ REFERENCES ]

- [ 1 ] Koizumi Y, Kobayashi T, Yokokawa T, et al. Development of 4th generation Ni-base single crystal superalloys [ A ]. Pro Second Int Symposium on High Temperature Materials 2001[ C ]. Tsukuba Science City: National Institute for Materials Science, 2001. 30 - 31.
- [ 2 ] Walston W S, O'Hara K S, Ross E W, et al. RENE N6: third generation single crystal superalloys[ A ]. Pro 8th Int Symp on Superalloys[ C ]. Pennsylvania: TMS, 1996. 27 - 34.
- [ 3 ] Collins H E. Effect of thermal exposure on the microstructure and mechanical properties of nickel base superalloys[ J ]. Metall Trans, 1974, 6( 1 ): 189 - 204.
- [ 4 ] Erickson G L. The development and application of CMSX-10[ A ]. Pro 8th Int Symp on Superalloys[ C ]. Pennsylvania: TMS, 1996. 42 - 52.
- [ 5 ] Rae C M F, Karunaratne M S A, Small C J, et al. Topologically close packed phases in an experimental rhenium containing single crystal superalloy[ A ]. Pro 9th Int Symp on Superalloys[ C ]. Pennsylvania: TMS, 2000. 767 - 776.
- [ 6 ] 黄乾尧, 李汉康, 陈国良. 高温合金[ M ]. 北京: 冶金工业出版社, 2000. 49.
- [ 7 ] HUANG Qian-yao, LI Han-kang, CHEN Guo-liang. Superalloy[ M ]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2000. 49.
- [ 8 ] Erickson G L. The development of the CMSX-11B and CMSX-11C alloys for industrial gas turbine application [ A ]. Pro 8th Int Symp on Superalloys[ C ]. Pennsylvania: TMS, 1996, 45 - 52.
- [ 9 ] Nguyenn-Dinh X. Phase stable single crystal materials [ P ]. US 4935072. Jun. 19, 1990.
- [ 10 ] Argence D, Vernault C, Desvallées Y, et al. MC-NG: A4# generation single crystal superalloy for future aeronautical turbine blades and vanes[ A ]. Pro 9th Int Symp on Superalloys[ C ]. Pennsylvania: TMS, 2000. 829 - 838.
- [ 11 ] ZHENG Yun-rong, WANG Xiao-ping, DONG Jian-xin, et al. Effect of Ru addition on cast nickel base superalloy with low content of Cr and high content of W [ A ]. Pro 8th Int Symp on Superalloys[ C ]. Pennsylvania: TMS, 2000. 305 - 311.
- [ 12 ] 郑运荣, 张德堂. 高温合金与钢的彩色金相研究 [ M ]. 北京: 国防工业出版社, 1999. 162 - 164.
- [ 13 ] ZHENG Yun-rong, ZHANG De-tang. Color Metallographic Investigation of Superalloys and Steels[ M ]. Beijing: National Defense Industry Press, 1999. 162 - 164.

# Effect of Ru addition on solidification behavior of cast nickel base superalloy

ZHENG Liang<sup>1</sup>, GU Chen-qing<sup>1</sup>, ZHENG Yun-rong<sup>2</sup>

( 1. School of Materials Science and Engineering, Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, China;

2. Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

**[ Abstract ]** The solidification process of two kinds of cast nickel base superalloys with low content of Cr and high content of W, in which 3% ( mass fraction) Ru was added or was not contained, was comparatively studied by the method of DTA and isothermal solidification experiment. The solidified structure at different temperature, solidification sequence and solidification characteristic diagram were obtained. The results show that the addition of Ru into the cast nickel base superalloy with low content of Cr and high content of W does not affect liquidus temperature of alloy, but can influence the precipitation temperature of primary MC carbide and eutectic  $\gamma + \gamma'$  obviously. Ru is a very weak segregation element and does not change the segregation characteristic of other alloying elements. Ru is  $\gamma$  stabilizer and can restrict the formation of large block shaped  $M_6C$  carbide effectively. Therefore Ru is considered as a beneficial alloying element for stabilizing microstructure of cast nickel base superalloys with low content Cr and high content W.

**[ Key words ]** nickel base superalloy; Ru; DTA; isothermal solidification

( 编辑 袁赛前)