

燃气涡轮用单晶高温合金的成本因素*

郑运荣 韩雅芳

(北京航空材料研究院科学技术委员会, 北京 100095)

摘要 介绍了单晶合金研制和应用中的成本考虑因素. 通过降 Re 加 Ru 的合金成分的调整可以提高合金的长时组织稳定性, 大幅降低合金的成本. 适量 C, B, Hf 能提高合金可铸性, 有利于提高单晶叶片的成品率. 重新固溶处理可有效的延长单晶合金的使用寿命. 应用计算材料学可大大缩短合金的研制周期, 返回料的应用既降低了成本, 又符合环保要求.

关键词 单晶高温合金, 成本因素, 组织稳定性, 使用寿命

中图分类号 TG132.3, TG146.1 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2002)11-1203-07

COST CONSIDERATIONS OF SINGLE CRYSTAL SUPERALLOYS FOR GAS TURBINE

ZHENG Yunrong, HAN Yafang

Scientific and Technical Committee, Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095

Correspondent: ZHENG Yunrong, professor, Tel: (010)62458039, E-mail: yunrong.zheng@biam.ac.cn

Manuscript received 2002-04-17, in revised form 2002-07-27

ABSTRACT The cost considerations during the development and application of single crystal (SC) superalloys have been described in this paper. The partial substitution of Ru for Re can increase the long term microstructure stability of the SC superalloy and lower their cost significantly. The addition of C, B and Hf can improve the castability of the alloy, and hence increase the yield of blade production. Re-solution treatment can prolong the service life of the SC superalloys effectively. The use of computer materials design will shorten the development period of the alloy. The use of revert materials can decrease the cost, economize resource and meet the requirement of environment protection.

KEY WORDS single crystal superalloy, cost consideration, structural stability, service life

燃气涡轮是飞机、舰船和电厂的重要动力装置, 随着发动机推力和效率的不断提高, 发动机涡轮进口温度急剧上升, 当前现役第三代涡扇发动机的涡轮前温度在 1320—1420 °C 范围, 而第四代涡扇发动机的涡轮前温度提高到 1680—1780 °C. 近几年, 在西方国家电厂配备中, 通常采用燃气轮机和蒸汽轮机的综合运转方式, 使电厂的效率提高到 60%. 由于各国对电能的需求持续增长, 发电用的燃气涡轮 (UGT) 在燃气涡轮市场中所占的份额净增率远高于航空发动机 (GT). 剧烈的市场竞争, 使发电用涡轮的进口温度也超过了 1400 °C [1].

为了满足不断增长的涡轮进口温度, 研究了各种高温叶片材料, 如单晶镍基高温合金、金属间化合物、陶瓷和 C/C 复合材料等. 当前, 单晶涡轮叶片材料在 137 MPa

应力下 10^3 和 10^5 h 承温能力分别可达 1100 °C 和 945 °C [2,3]. 优越的长时承温能力使之在本世纪前 10 年的涡轮发动机中占有不可替代的主导地位. 单晶涡轮叶片的优越性是以高昂的成本为代价的. 第三代单晶高温合金的承温能力比第二代单晶合金高 25—30 °C, 它将用于宽体波音 777 飞机的发动机上, 英国 Rolls-Royce 公司也将用第三代单晶合金 CMSX-10 非气冷叶片代替 Trent800 系列发动机的 CMSX-4 第二代单晶合金 [4], 由于高昂的价格, 第三代单晶合金在地面涡轮上的应用受到了限制. 当前, 根据不同用途研制出低成本单晶合金并在应用中用其所长, 以获得最高的性能价格比是发展方向, 本文重点评述了单晶合金研制和应用中的成本考虑因素.

1 合金成分的调整

典型单晶合金的成分列于表 1. 根据表 1 中所列的元素, 中国市场合金原材料的成本可按下列公式进行计算:

* 收到初稿日期: 2002-04-17, 收到修改稿日期: 2002-07-27

作者简介: 郑运荣, 男, 1941 年生, 研究员

表 1 典型单晶高温合金的成分
Table 1 Compositions of typical single crystal superalloys

		(mass fraction, %)												
Generation	Alloy	Cr	Co	Mo	W	Al	Ti	Nb	Ta	Re	Ru	Hf	Ni	Density, g/cm ³
First	PWA1480	10	5	—	4	5	1.2	—	12	—	—	—	Bal.	8.70
	RR2000	10	15	3	—	3.7	4.2	0.5	4	—	—	—	Bal.	7.87
	AM3	8	6	2	5	6	2	—	4	—	—	—	Bal.	8.25
	CMSX11B	12.5	7	0.5	5	3.4	—	0.1	5	—	—	0.04	Bal.	8.44
	CMSX11C	14.9	3	0.4	4.5	3.4	—	0.1	5	—	—	0.04	Bal.	8.36
	Rene N4	9	8	2	6	3.7	4.2	0.5	4	—	—	—	Bal.	8.56
	DD3	9.5	5	3.8	5.2	5.9	2.1	—	—	—	—	—	Bal.	8.20
Second	PWA1484	5	10	2	6	5.6	—	—	9	3	—	0.1	Bal.	8.95
	CMSX-4	6.5	9	0.6	6	5.6	1	—	6.5	3	—	0.1	Bal.	8.70
	MC2	8	5	2	8	5	1.5	—	6	—	—	—	Bal.	8.63
	Rene N5	7	8	2	5	6.2	—	—	7	—	—	0.2	Bal.	—
	Ж C 36	4.2	8.7	1	12	6	1.2	1	—	2	—	—	Bal.	—
	DD6	4.3	9	2	8	5.6	—	0.5	7.5	2	—	0.1	Bal.	8.83
	SMP14	4.8	8.1	1	7.6	5.4	—	1.4	7.2	3.9	—	—	Bal.	9.02
Third	CMSX-10	2	3	0.4	5	5.7	0.2	0.1	8	6	—	0.03	Bal.	9.05
	Rene N6	4.2	12.5	1.4	6	5.75	—	—	7.2	5.4	—	0.15	Bal.	8.98
	TMS-75	3	12	2	6	6	—	—	6	5	—	0.1	Bal.	—
	TMS-82	5	7.8	3.4	8.7	5.2	0.5	—	4.4	2.4	—	0.1	Bal.	—
Fourth	MC-NG	4	<0.2	1	5	6	0.5	—	5	4	4	0.1	Bal.	8.75
	TMS-138										2		Bal.	—

表 2 Re 对单晶高温合金高温持久性能的影响
Table 2 Effect of Re content on stress rupture strength for single crystal superalloys

Alloy	Ж C 30M	Ж C 36	Ж C 32M	Ж C 42	Ж C 47
Re, mass fraction, %	0	2	4	6	10
Strength, MPa (1000 °C /100 h)	226	245	265	294	343

(1Ni+3.1Co+1Cr+2.2W+ 4.3Mo + 0.4Al + 1.1Ti + 7.4Nb + 34Ta + 601Re + 160Ru + 57Hf)×50 元/kg (式中元素符号代表该元素在合金中的质量分数). 可以看出, 原材料中最昂贵的是 Re, 其次是 Ru, Hf, Ta. 如果把第三代单晶 CMSX-10 的 Re 去掉, 合金原材料成本可降低至原来的 1/10. 从表 1 还可以看出, 随着合金的发展, Cr 含量不断降低, 而难熔元素 W+Mo+Ta+Nb+Re 的总量不断提高, 以获得高承温能力的合金. Cr 量降低使合金对环境抗力降低, 但通过提高合金的 Ta 和 Re 含量得以补偿. 事实上, 含 Cr 量仅 3% 的第三代单晶合金 TMS-75 的热腐蚀抗力优于 6.5% Cr 的第二代单晶合金^[5]. 对于高 Ti/Al 比和 Ta/(W+Mo) 比的合金, 要获得优良的抗热腐蚀性能不一定需要 12% 的 Cr^[6].

Co 是高温合金的重要合金元素, 它可增加 Cr, Mo, W, C 在 γ 基体中的溶解度, 减少次生碳化物在晶界上膜状化倾向, 所以在合金中通常含 10% Co, 在单晶合金中, 由于没有次生碳化物, 且它的强化效果不如难熔元素, 所

以单晶合金的 Co 量减少, 甚至出现无 Co 的单晶合金^[7].

在单晶合金成分中, Re 和 Ru 是两个最引人关注的元素, 它们在提高合金高温持久性能和提高合金成本方面影响极为显著. 可以说, 西方国家从第一代单晶合金发展到第三代单晶合金, 合金的含 Re 量由 0 增至 6% (质量分数, 下同), 合金的承温能力增加了约 60 °C. 俄罗斯也取得了类似的结果 (见表 2). 该元素对提高合金的高温强度和抗氧化性非常有效. 80% 的 Ru 分配于 γ 相中有效地强化该相, 同时阻碍 γ' 的粗化, 但由于 Re 是强 TCP (topologically closed packed) 相形成元素, 它强烈偏析于枝干又难于扩散, 在高温固溶热处理时均匀化困难, 这使合金在长时使用中析出 TCP 相, 损伤合金的高温持久性能, 这对长寿命发动机是一个制约因素. 另一方面, Re 是一个十分昂贵的合金元素, 因此, 新研制的第二代或第四代单晶合金的 Re 含量降到 2%, 长时使用达 10^4 — 10^5 h 的合金, 甚至是无 Re 的合金^[3,6].

Ru 的价格比 Re 低, 是第四代单晶合金的新添加元

素, 它代替部分 Re. Ru 的主要作用是稳定组织, 抑制 TCP 相的形成, 这样就更有利于调整其他强化元素以获得更高的蠕变强度 [8]. 近期的研究结果证明, Ru 是很弱的正偏析元素, 它在 γ'/γ 的分配比约为 0.7 [9], 由于 Ru 主要分配于 γ 相中, 且原子半径比 Ni 大, 因而使 γ'/γ 的错配度向负方向增大, 有利于在单晶合金中更易得到筏排组织 [10], 而筏排化倾向高的合金通常在 1100 °C 高温下具有高的持久寿命 [11]. 在第四代单晶高温合金 TMS-138 中加入 2% Ru (质量分数, 下同) 后, 经 1100 °C / 137 MPa 应力下持久 412 h, 合金析出极少量片状 TCP 相, 而无 Ru 合金在同样条件下持久实验 266 h 时析出大量片状 TCP 相 [12]. 由于 Ru 稳定组织作用显著, 所以在含 Ru 合金中允许加入较多的 Mo, W 等元素, 进一步强化合金. 合金元素调整的考虑因素综合于表 3.

当前合金发展的趋势是放慢新合金的研究速度, 重点放在老合金的挖潜上. 前 10 年, 每隔 4 年就推出一代单晶, 平均有 4 个以上新牌号的单晶. 但最近号称的第四代单晶只有 2 个. 大部分研究工作放在老合金的挖潜上. 随着研究工作进一步深化, 探明了各种合金在特定使用条件下的性能, 发挥材料的特长, 一些含 Re 的第二代单晶合金在 1100 °C / 1000 h 寿命条件下具有较高的强度水平, 但在 950 °C / 10⁴ h 寿命下其强度水平与无 Re 第一代单晶相比, 并无优势 (见图 1) [13], 因而对工作温度在 950 °C 左右而要求寿命更长的地面涡轮不一定选用含 Re 的单晶叶片材料. 当前重点是开发研究含较少贵重元素 Re 和 Ta 的新型合金, 已经研制出了低 Re (2% 左右) 和无 Re 的单晶合金, 显著降低合金的成本.

2 研制可铸性优良的单晶合金

降低合金原材料的成本固然重要, 但根据叶片的复杂程度不同, 叶片合金原材料的成本只占叶片成本的 20%—40% [14], 铸造叶片的成品率的高低对成本影响是很重要的. 国外复杂形状定向和单晶叶片的合格率能达 80% 以上, 而国内生产的叶片达 50% 都很困难. 提起叶片合格率自然会想起要控制工艺, 但实际上当生产厂的设备条件定下以后, 工艺可调幅度是有限的, 还必须从合金着手.

提高叶片合格率必须研究出可铸性好的单晶合金. 一是探明合金产生铸造缺陷的原因, 例如 C 显著影响单晶凝固液体中难熔元素的含量和密度, 对降低斑链产生有重要作用, 所以加微量 C 有助于使单晶合金产生斑链的倾向降低 [15], 高 Ta, 低 W 和 Re 含量也可以减少晶体缺陷 [16,17]. 二是探明缺陷对力学性能的影响程度, 例如有的合金微调成分就能减小错向缺陷对力学性能的敏感性, 为放宽验收技术条件打下基础. 采用宽的技术条件, 合格率自然就提高.

在铸造大尺寸单晶涡轮叶片时, 最常见的铸造缺陷是高角晶界 (HAB)、雀斑或再结晶区出现的多晶界, 这些缺陷是非常有害的. 因为单晶合金不含普通合金的晶界强化元素, 所以, 存在上述缺陷的单晶合金强度比相应的普通合金更低, 通常这类缺陷是不允许存在的. 有害程度较低的是低角晶界 (LAB), 错向通常小于 6° [18]. 对许多单晶合金大叶片, 错向控制在 <6° 也不是一件容易的事情, 为此, 必须探明这类缺陷对持久性能的影响, 进而确定影响这类缺陷的形成因素, 把这类缺陷控制在可接受的水平, 保证有高的生产率. 现有的研究结果证明, 当 PWA1483 单晶偏离 (001) 取向由 10° 增至 20° 时, Larson-Miller 指数降低了 20%, 也就是说在应力一定的条件下, 持久寿

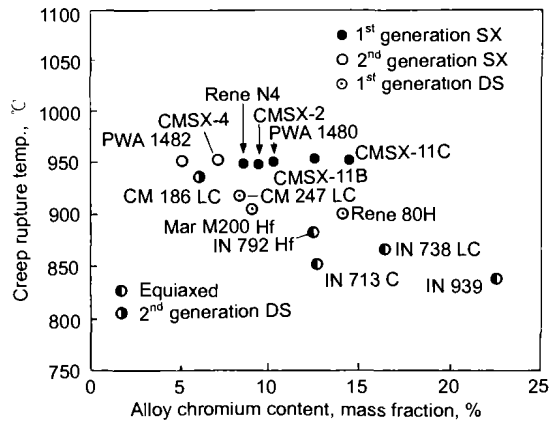


图 1 铸造高温合金在 160 MPa/10⁴ h 寿命下的承温能力比较 [13]

Fig.1 Temperature capability of cast superalloys at 160 MPa/10⁴ h [13]

表 3 提高单晶合金性能的合金化考虑因素

Table 3 Alloying consideration of single crystal superalloys for improving properties

Property	Consideration
Short stress rupture strength	High W, Ta and Re
Long term stress rupture strength	High W, Ta; low Re or Re free; Low Cr, Co; high Ti/Al and Ta/W+Mo
Resistance to environment	High Cr, Co; high Ti/Al and Ta/W+Mo
Castability	High Ta/W+Re; low Ti/Al; minor C, B, Hf
Microstructure stability	Low Cr, Co; low Re or Re free; addition of Ru

命降低 35%，或者是在相同持久强度下，承温能力减少 8 °C，或者是在相同温度下，持久强度降低 30—40 MPa。当合金加 B 和 Hf 以后，对晶界错向缺陷的宽容度大大增加，直到存在 20° 的高角度晶界时，持久强度也不降（见图 2）^[19]，但这并不意味着单晶叶片的高角度界的容许可放宽到 20°。GE 公司认为，晶界错向小于 6° 的晶界是低角晶界，在此范围不会降低持久强度。看来错向角 6° 对不含微量元素的单晶零部件是容许的；含微量元素的单晶铸件，晶界错向的标准可以放宽，例如 Rene N4 加入 0.004% B+0.05% C+0.15Hf 后，可容许的晶界错向角度扩大到 12°^[18]。

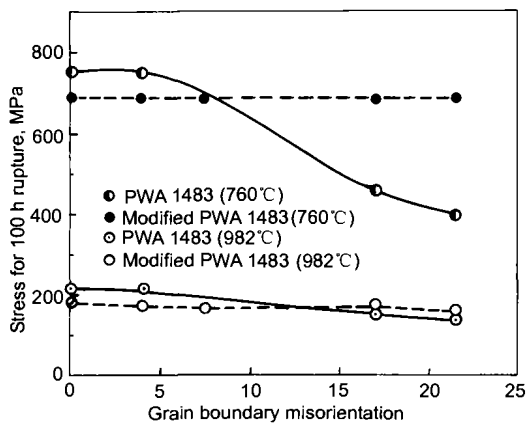


图 2 PWA1483 单晶合金及其改型后的合金晶界错向与持久强度的关系^[19]

Fig.2 Relationship between grain boundary misorientation and stress rupture strength for single crystal superalloy PWA1483 and modified PWA1483^[19]

应该注意的是，为了提高叶片的合格率，除了合金本身具有优良的可铸性以外，还应优化现有的铸造工艺，包括在生产中用液体金属冷却的高温梯度定向炉，高性能的壳模和型芯等。

3 延长单晶合金的使用寿命

延长单晶合金的使用寿命是降低成本的重要措施，而优良的长时组织稳定性和恢复组织与性能的热处理是实现长寿命的重要途径。单晶的显微组织稳定性主要包括析出 TCP 相和次生反应区 (SRZ) 的倾向以及 γ/γ' 组织的稳定性。

3.1 单晶合金的 TCP 相

第二代和第三代单晶合金在 900—1150 °C 温度范围保温时经常发现有 TCP 相析出^[20-22]，1100 °C 是析出峰值温度。最初 500 h 析出量迅速增加，1000 h 析出量缓慢增加。析出量采用 0—10 级评级标准^[23]：0 和 1 级在枝晶心部析出很少的沉淀，4 和 5 级在枝晶干和枝晶间区析出中等量 TCP 相，6 级以上试样每个视场都有大量 TCP 相析出。

Re 是剧烈影响 TCP 相沉淀的元素。图 3 表明，随着单晶合金含 Re 量 (质量分数，下同) 的升高，析出 TCP 相的温度范围扩大，且析出时间更短^[24]。含 5.4% Re 的 Rene N6 合金比含 3% Re 的合金 TCP 析出峰值温度向高温区扩展了 50 °C，达到 1150 °C。

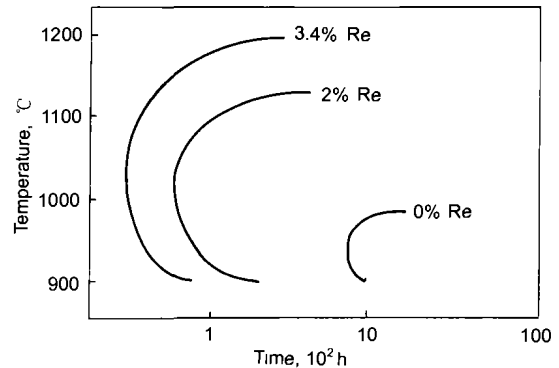


图 3 含 Re 单晶合金 TCP 相析出温度 - 时间 - 转变图^[24]

Fig.3 Time-temperature-transformation diagram of TCP phase precipitation for Re-containing single crystal superalloys^[24]

单晶合金的 TCP 相主要有 3 种：P 相， μ 相和 σ 相，它们的成分如表 4 所示^[23]。由表 4 可以看出 TCP 相中结合了大量 Cr, Mo, W, Ta 和 Re 等难熔元素，在严重析出 TCP 相的情况下，估计有 10%—20% 左右的 Re 被 TCP 相夺走了。

第二代单晶合金在 1000—1100 °C 范围持久实验中析出少量 TCP 相不会影响持久强度，但对第三代单晶合金 1000 h 以后的持久强度降低，这与合金中析出大量 TCP 相有关。已经观察到，在高温下 TCP 相可通过滑移变形而不出现解理断裂^[24]，因此认为 TCP 相的有害作用主要是由于它使 γ 相损失了难熔元素。

要避免 TCP 相主要从调整合金成分着手，利用电子空位数和 Md(d 轨道能量) 法预测单晶 TCP 形成倾向目前尚有一定难度^[25]，主要是 Re 和 W 的严重偏析造成的。要提高预测的精度，应实测枝晶干区和枝晶间区的成分，而不用合金的平均成分，经过大量数据积累和分析，使精度提高。

从上面分析可以看出，对长寿命应用的合金，采用无 Re 和低 Re 是发展方向。

3.2 次生反应区 (SRZ)

在难熔元素含量高的单晶合金中，SRZ 具有另一种组织不稳定性，它出现在涂层的扩散区、晶界以及枝晶心部^[26,27]。SRZ 实际上是 γ/γ' 基体的不连续化组织，该区以 γ' 相为基体，分布着定向生长的粗片 γ 和 TCP 相 (见图 4)。该区 3 种相的成分与正常区的成分相近，只是 γ 相的 Re 和 W 含量比正常区低。

SRZ 出现的温度范围在 1000—1150 °C 之间，峰值

表 4 Rene N5 合金 TCP 相的成分^[23]
Table 4 Compositions of TCP phase in Rene N5^[23]

(mass fraction, %)								
Alloy	Ni	Co	Cr	Al	Mo	Ta	Re	W
Rene N5	64.8	7.6	8.1	13.8	0.9	2.2	1.0	1.6
P-TCP	10—15	6—9	17—32	5—6	6	10—26	16—22	10—15
μ -TCP	10—14	0	30—41	5—6	8—11	1—4	20—26	9—12
σ -TCP	10—15	6—9	17—32	5—6	6	10—26	16—22	10—15

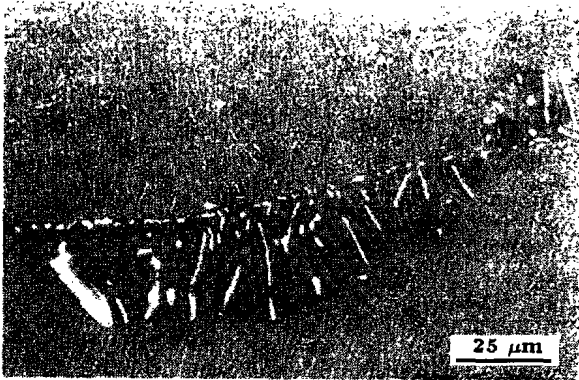


图 4 在晶界上析出的 SRZ^[26]

Fig.4 Precipitated SRZ at grain boundary^[26]

温度为 1100 °C。它与应力和成分有关。叶片表面涂层或喷丸处理产生的应力极易促使 SRZ 形成，晶界区畸变能和 γ/γ' 界面错配能都是产生 SRZ 的动力。正偏析元素 Re 和 W 在枝晶干区偏析使 γ 相更富这些元素，从而使 γ/γ' 错配度向负值方向增大^[11]，增加了不连续粗化的动力，促使 SRZ 形成。

涂层扩散区的 SRZ 对非薄壁试样的持久性能影响不大，但合金内部，特别是枝晶心部存在 SRZ 严重损伤持久性能，裂纹沿着 SRZ 区和基体晶界处产生，持久寿命只有正常试样的 30%。正是由于 SRZ 的有害影响，在研制单晶合金时必须研究防止它的方法。当前，在这方面已取得一些进展，得到了 SRZ 生成量与合金元素关系的经验公式： $[\text{SRZ}\%]^{1/2} = 13.88[\% \text{Re}] + 4.10[\% \text{W}] - 7.07[\% \text{Cr}] - 2.94[\% \text{Mo}] - 0.33[\% \text{Co}] + 12.13$ ^[26]。适当降低难熔元素特别是 Re 的含量，采用高梯度凝固技术和高温长时固溶处理最大限度减小偏析，采用应力松弛热处理消除内应力以及用表面改性技术改变表面成分，都能防止 SRZ 的形成^[28-30]。

3.3 γ/γ' 组织稳定性

所有单晶高温合金经热处理后都具有类似的显微组织，在 γ 基体中分布着 60%—70% (体积分数) 的立方状的 γ' ， γ' 的尺寸约在 0.4—0.6 μm 范围。在 950—1100 °C 高温持久实验条件下 γ/γ' 定向粗化成筏排组织^[31-33]，最终 γ' 成了连续的相，定向的片状 γ 分布在 γ' 上。Re 十分显著地降低单晶合金筏排化的速度，而偏析对筏排化

有明显的影响，通常由于枝晶间区 γ' 量偏高而且难熔元素量较低，使枝晶间区 γ/γ' 筏排化比枝晶干区更早。由于 γ/γ' 界面是蠕变变形的壁垒^[34]，筏排组织的出现不会改变单晶合金的高温变形机制，也不会降低合金的持久性能，还有研究者认为筏排组织对高温持久性能有利^[11]。

4 单晶的恢复热处理

对使用过的单晶合金采用重新固溶处理是延长其使用寿命的有效措施。重新固溶处理后，使退化了的显微组织得到恢复，因而使性能的损伤减至最低。虽然处理后的合金的 γ' 形态得以完全恢复，但要冒出现再结晶的风险。一旦出现再结晶，高温持久性能将会大幅下降^[35]。为了避免重新固溶处理时产生再结晶，对不同蠕变温度和应力条件下蠕变到不同蠕变阶段的试样重新固溶处理，以便检验是否出现再结晶，结果示于图 5。图 5 表明，在 900 和 1100 °C 下，在低于蠕变断裂寿命 50% 和 80% 期间进行再固溶处理都不会出现再结晶^[36]。在 50% 和 85% 蠕变寿命期进行重新固溶处理的试样的 1080 °C 高温持久寿命可达新料的 90% 和 75%，使总寿命几乎提高了一倍。

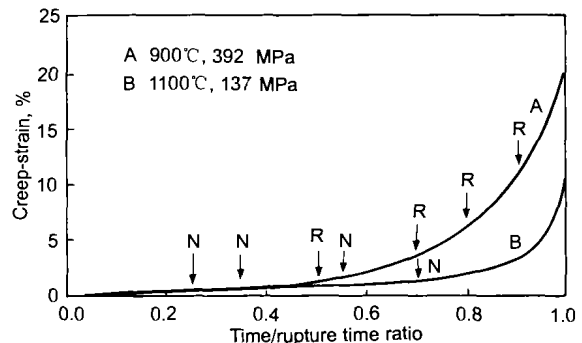


图 5 TMS-75 单晶合金蠕变应变—蠕变期—再结晶关系图 (见文献 [36])

Fig.5 Creep strain-creep period-recrystallization diagram of single crystal superalloy TMS-75^[36] (R—recrystallization after resolution heat treatment; N—without recrystallization)

5 计算材料学在单晶设计中的应用

高温合金经过半个多世纪的发展，积累了丰富的合金数据，在此基础上应用计算机技术能成功地设计出新型单晶合金。当前合金的各种性能都能预先进行测算，例如：

合金元素在 γ 和 γ' 相的分配、 γ/γ' 错配度、TCP 析出倾向、热处理窗口、力学性能、环境抗力和合金的可铸性这些方面都可以进行计算^[37,38], 通过对各项性能的综合平衡和最佳化, 形成有实用价值的合金设计软件。

除了合金的成分设计以外, 对单晶的凝固过程、元素偏析以及铸造缺陷的形成也进行了数值模拟, 使整个生产过程更加优化^[39]。这样就摆脱了仅仅依靠经验和大量实验的传统发展模式, 大大缩短了研制周期和降低了研制成本。以往研制一个单晶合金需 5 年以上的时间, 最近只需两年时间就足够了。这些都得益于计算材料学。

6 利用返回料

由于单晶叶片用于十分重要的场合, 因而技术要求很严, 各单晶叶片生产厂对使用返回料持慎重态度。但从降低叶片生产成本和推广环保型材料角度看, 使用返回料具有十分重要的意义, 所以单晶返回料的应用研究工作从未间断, 而且取得了效果。例如 CMSX-10 在生产中已成功的应用了 50% 新料 + 50% 返回料 (包括浇道和废叶片), 其质量与 100% 新料相同, 大大降低了成本^[4]。

7 结语

随着单晶合金更加广泛地用于航空和地面燃气涡轮叶片, 成本因素成了市场竞争的焦点, 为获取高性能价格比的单晶合金, 必须考虑下列因素: 仔细地调整合金的成分, 在长寿命发动机中应用无 Re 或低 Re 的合金, 以 Ru 代替部分 Re 也是行之有效的。微量添加 C, B, Hf 可有效的提高合金的可铸性, 从而提高单晶叶片的成品率。通过抑制 TCP 相和 SRZ 区的形成, 减缓 γ/γ' 组织的退化和用重新固溶处理恢复单晶的显微组织能显著延长单晶涡轮叶片的寿命。推广应用材料计算技术能减少实验数量, 缩短研制周期。返回料的应用既降低单晶高温合金的成本, 又符合环保型材料的要求, 这些都是研制和应用单晶合金应考虑的成本因素。

参考文献

- [1] Seth B B. In: Pollock T M, Kissinger R D, Bowman R R, Green K A, Mclean M, Olson S, Schirra J J eds, *Superalloys 2000*, Pennsylvania: TMS, 2000: 3
- [2] Harada H. In: Harada H ed, *The 2nd International Symposium on High Temperature Materials 2001*, Tsukuba: NIMS, 2001: 4
- [3] Hino T, Kobayashi T, Koizumi Y, Harada H, Yamagata T. In: Pollock T M, Kissinger R D, Bowman R R, Green K A, Mclean M, Olson S, Schirra J J eds, *Superalloys 2000*, Pennsylvania: TMS, 2000: 729
- [4] Erickson G L. In: Kissinger R D, Deye D J, Anton D L, Getel A D, Nathal M V, Pollock T M, Woodford D A eds, *Superalloys 1996*, Pennsylvania: TMS, 1996: 35
- [5] Koizumi Y, Kobayashi T, Yokokawa T, Kimura T, Osawa

- M, Harada H. In: Beckert J L, Schubert F, Ennis P J eds, *Materials for Advanced Power Engineering 1998*, Part II, University De Liege, 1998: 1089
- [6] Murata Y, Hashizune R, Yoshinari A, Aoki N, Morinaga M, Fukui Y. In: Pollock T M, Kissinger R D, Bowman R R, Green K A, Mclean M, Olson S, Schirra J J eds, *Superalloys 2000*, Pennsylvania: TMS, 2000: 285
- [7] Argence D, Vernault C, Desvallees Y, Fournier D. In: Pollock T M, Kissinger R D, Bowman R R, Green K A, Mclean M, Olson S, Schirra J J eds, *Superalloys 2000*, Pennsylvania: TMS, 2000: 829
- [8] Xuan N D. *US Patent No. 4935072*, 1990
- [9] Zheng Y R, Wang X P, Dong J X, Han Y F. In: Pollock T M, Kissinger R D, Bowman R R, Green K A, Mclean M, Olson S, Schirra J J eds, *Superalloys 2000*, Pennsylvania: TMS, 2000: 305
- [10] Murakami H, Honma T, Koizumi Y, Harada H. In: Pollock T M, Kissinger R D, Bowman R R, Green K A, Mclean M, Olson S, Schirra J J eds, *Superalloys 2000*, Pennsylvania: TMS, 2000: 747
- [11] Murakumo T, Kobayashi T, Nakazawa S, Koizumi Y, Harada H. In: Harada H ed, *The 2nd International Symposium on High Temperature Materials 2001*, Tsububa: NIMS, 2001: 18
- [12] Koizumi Y, Kobayashi T, Yokokawa T, Harada H. In: Harada H ed, *The 2nd International Symposium on High Temperature Materials 2001*, Tsububa: NIMS, 2001: 30
- [13] Erickson G L. In: Kissinger R D, Deye D J, Anton D L, Getel A D, Nathal M V, Pollock T M, Woodford D A eds, *Superalloys 1996*, Pennsylvania: TMS, 1996: 45
- [14] Goulette M J. In: Kissinger R D, Deye D J, Anton D L, Getel A D, Nathal M V, Pollock T M, Woodford D A eds, *Superalloys 1996*, Pennsylvania: TMS, 1996: 3
- [15] Tin S, Pollock T M, King W T. In: Pollock T M, Kissinger R D, Bowman R R, Green K A, Mclean M, Olson S, Schirra J J eds, *Superalloys 2000*, Pennsylvania: TMS, 2000: 201
- [16] Pollock T M, Murphy W H. *Metall Mater Trans*, 1996; 27A: 1081
- [17] Schneider M C, Gu J P, Bekermann C, Boettinger W J, Kattner U R. *Metall Mater Trans*, 1997; 28A: 1517
- [18] Ross E W, Ohara K S. In: Kissinger R D, Deye D J, Anton D L, Getel A D, Nathal M V, Pollock T M, Woodford D A eds, *Superalloys 1996*, Pennsylvania: TMS, 1996: 19
- [19] Shah D M, Getel A. In: Pollock T M, Kissinger R D, Bowman R R, Green K A, Mclean M, Olson S, Schirra J J eds, *Superalloys 2000*, Pennsylvania: TMS, 2000: 295
- [20] Darolia R, Iahrman D F, Field R D. In: Reichman S, Dull D N, Maurer G, Antolovich S, Lund C eds, *Superalloys 1988*, Pennsylvania: AIME, 1988; 255
- [21] Pessah M, Caron P, Khan T. In: Antolovich S D, Stusrud R W, Mackay R A, Anton D L, Khan T, Kissinger R D, Klarstrom D L eds, *Superalloys 1992*, Pennsylvania: TMS, 1992: 567
- [22] Simonetti M, Caron P. *Mater Sci Eng*, 1998; A254: 1
- [23] Walston W S. In: Fuchs G E, Dannemen K A, Deragon T C eds, *Long Term Stability of High Temperature*, Pennsylvania: TMS, 1999: 43
- [24] Duhl D N. In: Stocks G M, Pope D P, Giamei A F eds,

- Alloy Phase Stability and Design*, Pennsylvania: MRS, 1991; 186: 389
- [25] Yukawa N, Morinaga M, Murata Y, Ezaki H, Inoue S. In: Reichman S, Dull D N, Maurer G, Antolovich S, Lund C eds, *Superalloys 1988*, Pennsylvania: AIME, 1988; 225
- [26] Walston W S, Schaeffer, Murphy W H. In: Kissinger R D, Deye D J, Anton D L, Getel A D, Nathal M V, Pollock T M, Woodford D A eds, *Superalloys 1996*, Pennsylvania: TMS, 1996: 9
- [27] Pollock T M. *Mater Sci Eng*, 1995; 32B: 255
- [28] Walston W S, Ross E W, Ohara K S, Pollock T M, Murphy W H. *US Patent No. 5455120*, 1995
- [29] Murphy W H, Walston W S. *US Patent No. 5695821*, 1997
- [30] Schaeffer J C. *US Patent No. 5334263*, 1994
- [31] Tetalaff U, Mughrabi H. In: Pollock T M, Kissinger R D, Bowman R R, Green K A, Mclean M, Olson S, Schirra J J eds, *Superalloys 2000*, Pennsylvania: TMS, 2000: 273
- [32] Nabarro F R N. *Metall Mater Trans*, 1996; 27A: 513
- [33] Kraft S, Altenberger I, Mughrabi H. *Scr Metall Mater*, 1995; 32: 411
- [34] Pollock T M, Argon A S. *Acta Metall Mater*, 1992; 40 (1): 1
- [35] Koizumi Y, Kobayashi T, Harada H, Yamagata T. In: Strange A, Banks W M, Conroy R D, Goulette M J eds, *Advances in Turbine Materials, Design and Manufacturing*, Newcastle, UK, The Institute of Materials, 1997: 679
- [36] Tamaki H, Koizumi Y, Kashimura T, Kobayashi T, Yoshinari A, Harada H. In: Harada H ed, *The 2nd International Symposium on High Temperature Materials 2001*, Tsukuba: NIMS, 2001: 34
- [37] Muller L, Glatzel U, Feller-Kniepmeier M. *Acta Metall Mater*, 1992; 40: 1321
- [38] Chen Z Q. *PhD Thesis*, Beijing Institute of Aeronautical Materials, 1998
(陈志强, 北京航空材料研究院博士学位论文, 1998)
- [39] Bottger B, Grafe D M. In: Pollock T M, Kissinger R D, Bowman R R, Green K A, Mclean M, Olson S, Schirra J J eds, *Superalloys 2000*, Pennsylvania: TMS, 2000: 313