

文章编号: 1005-2046(2011)02-0049-08

几种典型镍基单晶高温合金成分设计的热力学分析

王 静, 孙 锋, 董显平, 陈 科, 张澜庭, 单爱党

(上海交通大学 材料科学与工程学院, 上海 200240)

摘 要: 利用热力学计算软件 *MatPro* 和相应的镍基高温合金数据库, 研究了几种典型镍基单晶高温合金和 GE 公司的低 Re 成分单晶高温合金专利, 分析了合金成分设计与单晶叶片设计、微观组织稳定性以及加工工艺性能密切相关的一系列参数, 包括合金的初熔温度、密度、 γ' 相体积分数、 γ/γ' 相错配度、TCP 相含量、热加工窗口以及糊状区区间等, 证实了 GE 公司的低 Re 专利合金具有可靠性, 并获得了满足承温能力达到第二代单晶水平的热力学判据。在此基础上以 GE 公司低 Re 合金成分为参考, 设计了一系列 Re 含量为 1 质量分数 % 的合金成分, 且根据热力学判据, 筛选出了几组低 Re 且承温能力达到第二代单晶水平的合金成分。

关键词: 镍基单晶高温合金; 热力学计算; 成分设计

中图分类号: TG133

文献标识码: A

Thermodynamic Analysis in the Design of Several Typical Nickel-based Single-crystal Superalloys

WANG Jing SUN Feng DONG Xian-ping CHEN Ke

ZHANG Lan-ting SHAN A idang

(School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai China, 200240)

Abstract A couple of typical nickel-based single-crystal superalloys and the low Re-containing alloys patented by General Electronics were studied by thermodynamic calculation. Specific properties were derived as parameters for alloy design, including the incipient melting temperature, density, volume fraction of γ' , the γ/γ' misfit, the TCP fraction, heat treatment window, and the temperature range of mush zone etc. All the thermodynamic properties were estimated using *MatPro* and the latest relevant database for nickel-based superalloys. According to requests for single-crystal blade design, γ/γ' microstructure stability and process-ability, the design criteria reaching the temperature capability of second-generation single-crystal were made. A series of alloys with different contents were designed with reference to low Re-containing patent alloys of GE. The Re contents were set to 1 wt%. Finally, several kinds of low Re-containing alloys bearing the temperature capability of second-generation nickel-based single-crystal superalloys have been obtained.

Key Words nickel-based single crystal superalloys; thermodynamic calculation; composition design

收稿日期: 2011-01-09

作者简介: 王静 (1985-), 女, 硕士, 主要从事镍基单晶高温合金和 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 单晶磁性材料的研究。Tel: 13585605501, Email:

wangjing221366@163.com

0 前言

高温合金从 20 世纪 30 年代末问世以来,人们通过不断地添加固溶强化和析出强化元素,使高温合金的牌号不断增多,满足了航空发动机和燃气轮机对高温材料性能不断提高的要求。到目前为止,全世界已经发展了几百种高温合金牌号,我国也研制了近 200 种高温合金牌号。广大从事高温合金研究和生产的科技工作者们,开展了广泛的理论和应用基础的研究,对高温合金的成分-工艺-组织结构-力学性能之间的关系有了比较深入的了解,为高温合金的设计奠定了理论基础^[1]。同时,计算机技术的发展和信息处理技术的建立,为高温合金材料设计提供了有效的方法。如利用相图计算 (Calculation of Phase Diagram, CALPHAD) 方法^[2-3]来分析多组元合金的平衡态相图,并在此基础上预测合金的热力学性能,为合金的研究和设计提供了有效的手段和帮助。MaPro 是基于 CALPHAD 方法的热力学模拟软件,可以用来计算金属材料的多相平衡与多种性能。有研究表明^[4-6]:通过热力学计算软件 MaPro 可以比较准确地计算出不同成分的镍基高温合金的平衡相含量和物理性能,从而可以大量节省项目时间与实验费用。此外,各种热加工技术的发展为高温合金的制备和加工方法的设计优化开辟了新的方向。近年来,高温合金的设计愈来愈受到人们的重视,通过合金设计可以在一定程度上避免依赖传统的经验主义和反复试验失败再试验带来的浪费严重、成效较差等多种弊端^[5-7]。

Reed 等^[8]从蠕变抗力、微观结构稳定性、铸造性能、密度和成本设计模型出发,系统地研究了一系列的镍基单晶高温合金,并提出了相应的设计准则。但由于不同的合金设计要求之间存在着一些矛盾,比如蠕变抗力越高,则合金密度越大,成本越高,所以只能综合权衡不同的合金设计要求,从而设计出满足目标需要的合金。Rae 等^[9]也从微观结构稳定性、蠕变抗力、铸造性能和经济

性角度出发,考虑了成分、微观结构和工艺之间的内在联系,从原子到整体统一性等不同尺度水平考虑了合金设计中的问题,使设计更具可靠性。郭建亭等^[1]对合金设计中的一些相计算、新相计算、多元线性回归和神经网络方法的基本原理以及应用等也进行了一定的探讨。归纳以上合金设计的思想可知:(1)无论采用哪个合金设计判据,最终都回归到研究合金性能、组织和工艺之间的相互联系,因此必须综合考虑这三者之间的相互制约;(2)合金设计判据基本都是一些修正过的理论模型或是一些半经验的模型,因此只是预测合金的性能趋势,而不能得到精确的数值;(3)合金设计时必须着重考虑合金使用的环境条件,从而制定相应的判据,得到满足目标的合金。

目前,随着先进航空发动机推力和推重比的不断提高,迫使涡轮发动机的入口温度不断提高,进而要求材料的承温能力也不断提高。通过合金内难熔元素的不断添加,尤其是 Re 含量的不断提高,使合金的承温能力和高温性能不断提高。但同时也带来了许多不利影响,如 Re 的大量添加,促使了合金高温服役时 TCP 相的析出,不利于组织的稳定性,同时使合金的成本和密度等超出了承受范围。从我国的国情出发,国内镍基单晶高温合金的发展还局限于第二代单晶水平,因此发展低成本、低密度的第二代单晶合金将是航空业界发展的未来趋势。本文合金设计的主要目标是,发展低 Re 且承温能力达到第二代单晶水平的镍基高温合金。首先借助于热力学软件 MaPro 研究了几种典型镍基单晶高温合金和 GE 公司的低 Re 成分单晶高温合金专利,然后从单晶叶片的设计、微观组织的稳定性以及合金加工工艺性能出发,制定了相关的热力学判据,最后参照 GE 公司的低 Re 合金成分,设计了一系列低 Re 且承温能力达到第二代单晶水平的镍基单晶高温合金成分。

1 实验方法

本文选取的几种典型镍基单晶高温合金牌号

如表 1 所示。借助热力学软件 JMatPro, 计算了合金的初熔温度 (T_m)、密度 (ρ)、 γ' 相体积分 数 ($\gamma'\%$)、 γ/γ' 相错配度 (misfit)、TCP相含量 (μ 相和 P 相)、热加工窗口 (HTW) 以及糊状区区间 (ΔT)等, 着重分析了第二代单晶合金的热力学性能, 为最终的成分设计提供了相应的判据。此外, GE公司研制了一系列低 Re且性能超过第二代单晶水平的镍基高温合金, 并申请了专利保护 (WO 2009/032578 A1)^[10]。但由于这是一份专利报道, 因此本文首先利用 JMatPro 计算了专利合金的热力学性能, 然后对比第二代单晶的热力

学性能, 证实了专利合金的可靠性。最后, 借鉴 GE公司的低 Re合金成分, 设计了一系列的低 Re合金成分。首先, 固定 Al Cr Re C 和 B 元素的含量 (质量分数 %; 下同) 分别为 6 2 6 0 1 0 0 04和 0 004, 然后, 调控 Mo Ta W 和 Co的含量分别为 2 5~ 4 0 6 5~ 8 0 5 0~ 7 0和 6 5~ 9 5, 且以 0 5 作为步长进行研究; 而 Ti含量则分为不添加以及添加 0 3 进行研究。最后, 将各变量成分与固定成分排列组合后, 可得到 1120组 ($4 \times 4 \times 5 \times 7 \times 2 = 1120$)合金成分, 如表 2 所示。

表 1 研究用的几种典型镍基单晶高温合金的牌号

代 数	PW A 系列	René 系列	CM SX 系列	DD 系列	TM S 系列
第一代	PW A 1480	René N4	CM SX-2	DD 3	
第二代	PW A 1484	René N5	CM SX-4	DD6	TM S-82
第三代		René N6	CM SX-10		TM S-75
第四代	PW A 1497				TM S-138
第五代					TM S-162

表 2 成分设计选用的合金元素以及相应的含量 (质量分数 %)

元素	Al	Cr	Re	C	B	Mo	Ta	W	Co	Ti
									6 5	
						2 5	6 5	5 0	7 0	
						3 0	7 0	5 5	7 5	0
含量	6 2	6 0	1 0	0 04	0 004	3 5	7 5	6 0	8 0	0 3
						4 0	8 0	6 5	8 5	
								7 0	9 0	
									9 5	

2 结果与讨论

2 1 单晶叶片设计

2 1 1 合金的初熔温度

镍基单晶高温合金通过添加大量高熔点难熔元素 (如 Re Mo W 等), 以固溶强化的方式来提高合金的高温使用性能。合金的初熔温度直接反应了其在高温下能使用的极限条件, 是最为重要的高温性能指标之一。图 1 (a) 为 JMatPro 计算的几种典型镍基单晶高温合金的初熔温度。众所周知, 镍基单晶高温合金从第一代发展至第五代

是依据添加 Re含量的多少以及合金初熔温度的提高来划分的。从实际使用上看, 同一系列合金 (如 René系列) 的初熔温度应该是不断提高的。但事实上, 通过 JMatPro 计算的结果看, 并不是都随着代数的提高而提高 (如 TM S系列)。这是因为 JMatPro 计算的是平衡态下的性能参数, 考虑的是合金长时间使用达到平衡态下的性能。如在 JMatPro 计算中, TM S-162合金在长期高温服役达到平衡态时析出的 TCP相含量比 TM S-138合金高, 如图 3所示。而 TCP相基本都是些富 W、Mo Re等高熔点元素的脆性相, 其析出使基体内的高

熔点元素贫化,反而降低了合金的初熔温度。同样的,MatPro计算得到的PWA 1497的初熔温度明显低于PWA 1484。由图 1 (a)可知,第二代单晶合金的初熔温度整体维持在 1 310~ 1 350℃范围内。

2 1 2 合金的密度

单晶叶片的密度随着合金元素(如 Re和 W)的添加而提高,显然这有悖于发动机叶片的设计要求。此外,由于叶片所受的应力与叶片的密度成正比($\sigma \propto \rho$),蠕变速率与应力存在指数关系(ϵ

$\propto \sigma^n, n= 5 \sim 6$)^[8],因此叶片密度越大其蠕变速率越快,寿命越短。因此,在设计发动机叶片时限定了叶片密度的最大值,认为合金密度小于 8 9 g/cm³是可以接受的,而大于 8 9 g/cm³则超出了叶片设计的限定值。图 1(b)是MatPro计算的几种典型镍基单晶高温合金的密度。由图 1 (b)可知,随着 Re元素($\rho= 21. 02 \text{ g/cm}^3$)含量的不断提高,合金的密度不断上升,甚至超过了叶片设计的限制。对于第二代单晶合金而言,其密度基本都在叶片设计的限定值以下。

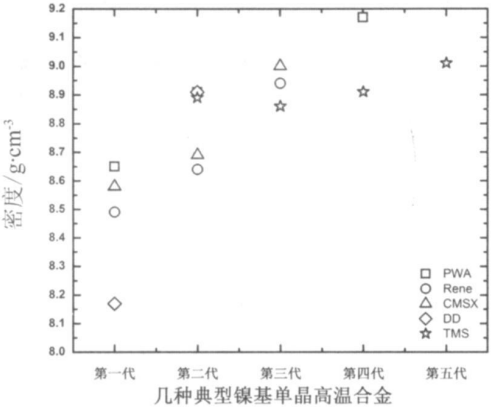
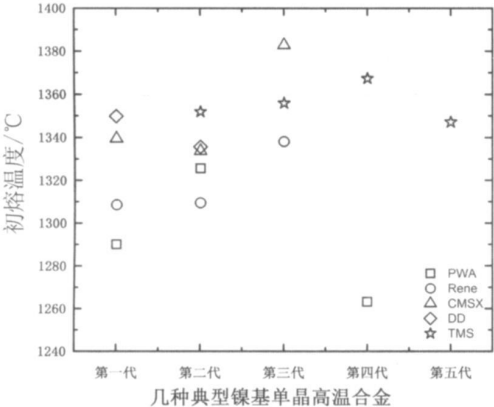


图 1 MatPro计算的几种典型镍基单晶高温合金的初熔温度和密度

2 2 合金的微观结构稳定性

2 2 1 γ'的体积分数

微观结构的设计是得到最佳蠕变抗力的一个必不可少的关键因素。首先,需要足够的γ'析出强化相含量才能限制住位错通道(即γ基体相)的扩展。Murakumo等研究证实^[11],当γ'相的体积分数含量在 65%左右时,TMS-75和 TMS-82合金具有最佳的蠕变抗力。利用MatPro虽然不能预测γ'相的形貌与大小,但可以预测不同合金平衡态下γ'相的含量。图 2(a)为MatPro计算的几种典型镍基单晶高温合金平衡态下 1 000℃时的γ'相的体积分数。由图 2(a)可知,单晶合金经过几代的发展,其γ'相的含量都在 50% ~ 57%之间。由此推测,γ'相的含量可能存在着一个最佳值,并不是越高越好。对于第二代单晶合金而言,1 000℃时的γ'相体积分数基本都在 55% ~ 58%。

2 2 2 γ/γ'的错配度

镍基单晶高温合金的强化除了主要通过γ相的固溶强化(γ'相也有固溶强化作用)和γ'相的析出强化外,还可以在在一定程度上以提高γ/γ'错配度来提高合金的强度^[12-13]。但过高的错配度会使组织不稳定,所以γ/γ'的错配度应控制在一定的范围内。同时,通过控制γ/γ'错配度还能避免γ'相结构过分粗化^[14]。图 2(b)为MatPro计算的几种典型镍基单晶高温合金平衡态下 1 000℃时的γ/γ'的错配度。由图 2(b)可知,镍基单晶高温合金的错配度基本都为负值,且相对较小。第二代单晶合金的错配度都在 0% ~ - 0 2%以内。同时,发现TMS系列合金的错配度从第三代开始不断增大,合金的强度也不断提高,因此,由γ/γ'错配度带来的强度效果是不容忽视的。

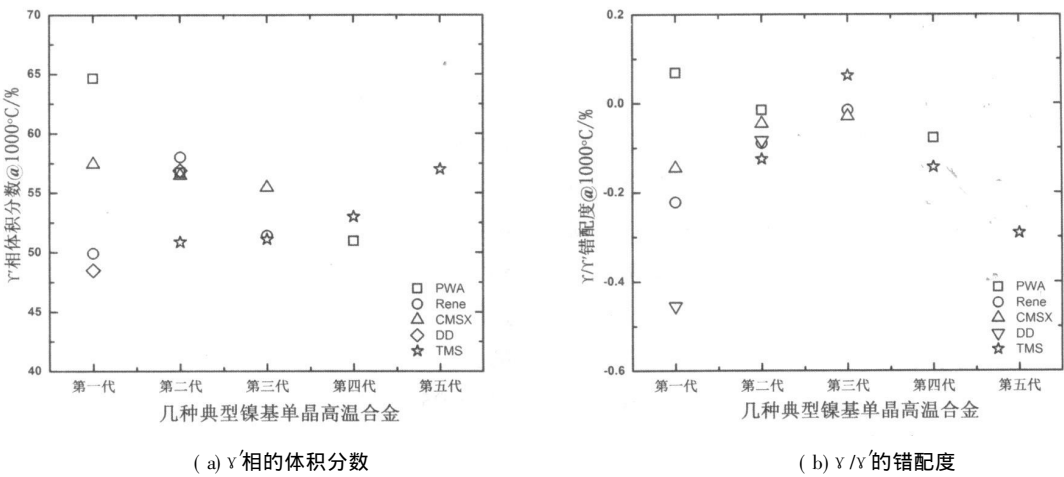


图 2 **MatPro**计算的几种典型镍基单晶高温合金平衡态下 1 000℃时 γ' 相的体积分数和 γ/γ' 的错配度

2 2 3 TCP 相

微观结构的稳定性还包括抑制 TCP 相的析出,如 σ 相、 μ 相和 P 相等。目前研究证实, TCP 相的析出会降低材料的高温力学性能,其主要原因有: (1) TCP 相都是些富含 C_r M_q R_e Ta和 W 等合金化元素的脆性相。TCP 相的析出剥夺了基体内主要固溶强化元素和 γ' 析出强化元素,不利于合金的高温性能,尤其是合金的高温蠕变断裂强度^[15-16]。同时, TCP 相的析出限制了镍基单晶合金的合金化程度,从而影响合金使用温度的提高。(2) TCP 相呈长针状或薄片状,往往是裂纹的发源地和裂纹迅速扩展的通道。TCP 相易沿晶界析出,使合金呈沿晶脆性断裂,强度明显降

低。在高温和应力条件下, TCP 相会加速形成和迅速长大,是导致材料高温力学性能下降的主要原因^[17]。图 3 为 **MatPro**计算的几种镍基单晶高温合金平衡态下 1 000℃时析出的 TCP 相含量。根据 **MatPro**计算的结果可知,几种单晶合金在 1 000℃下均无 σ 相析出,但有一定的 μ 相和 P 相析出,而且主要的析出相为 μ 相。随着 Re 含量的提高, TCP 相的含量也逐渐提高,例如 **MatPro**计算的 TMS-162 合金平衡态下 1 000℃时其 TCP 相含量将近 10%。根据计算结果可知,第二代单晶水平合金在高温 (1 000℃) 长期服役过程中都有可能析出一定量的 μ 相,部分合金还可能析出少量的 P 相。

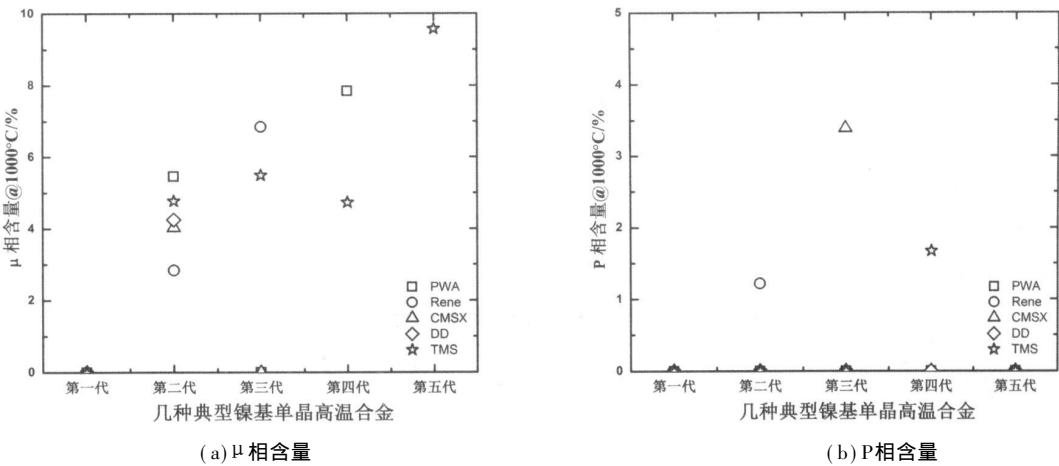
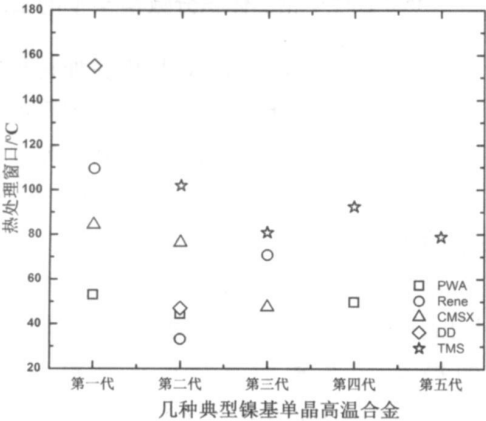


图 3 **MatPro**计算的几种典型镍基单晶高温合金平衡态下 1 000℃时析出的 μ 相含量和 P 相含量

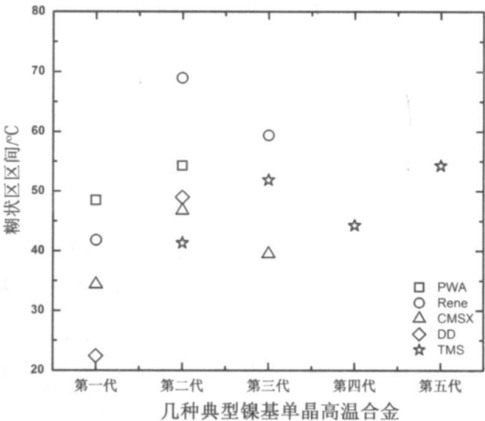
2 3合金的加工性能

镍基单晶高温合金的加工性能主要考虑两个方面: 热处理窗口 (HTW) 和糊状区区间 (ΔT)。热处理窗口是指合金的初熔温度与 γ' 相完全固溶的温度之差。显然, 热处理窗口越大, 则合金的热处理越容易。一般要求热处理窗口 $\geq 20^{\circ}\text{C}$ 。糊状区区间是指液相开始凝固温度与液相凝固完全温度之差, 其大小会影响单晶生长的难易程度。显然, 糊状区越小越有利于单晶生长, 一般要求糊状区区间 $\leq 50^{\circ}\text{C}$ 。图 4 (a) 和 (b) 分别为 JMatPro 计算的几种典型镍基单晶高温合金的热处理窗口

和糊状区区间。从图 4 可知, TMS 系列合金的热处理窗口范围在 80°C 左右, 至于其他牌号的合金虽然没有那么大的热处理窗口, 但是基本都在最低限度值以上。对于糊状区区间而言, 随着 Re 含量的提高, 合金的糊状区区间基本都有一定程度的扩大。第一代单晶合金的糊状区区间都在 50°C 以内, 随后几代单晶合金的糊状区区间都超过了 40°C , 这显然提高了单晶生长的难度。对于第二代单晶合金而言, 热处理窗口波动较大, 在 $30\sim 105^{\circ}\text{C}$ 之间, 而糊状区区间基本都在 $40\sim 55^{\circ}\text{C}$ 之间。



(a) 热处理窗口



(b) 糊状区区间

图 4 JMatPro 计算的几种典型镍基单晶高温合金的热处理窗口与糊状区区间

2 4 GE 公司低 Re 合金的热力学分析

GE 公司研制了一系列的低 Re 镍基单晶高温合金, 并报道其性能超过了第二代单晶水平, 且申请了专利保护 (WO 2009/032578A1)。表 3 为 GE 公司报道的 17 种低 Re 且超过第二代单晶水平的专利合金成分, 其中 N. CR 值表示合金的蠕变断裂寿命以第二代单晶水平作为基准, 进行归一化处理。为了检测专利合金成分的可靠性, 本文利用 JMatPro 计算了这 17 种合金的热力学性

能, 包括合金初熔温度 (T_m)、密度 (ρ)、 γ' 相体积分数 ($\gamma'\%$)、 γ/γ' 相错配度 (misfit)、TCP 相含量 (μ 相和 P 相)、热加工窗口 (HTW) 以及糊状区区间 (ΔT), 并将相应的最小值与最大值范围示于表 4 中。对比第二代典型镍基单晶高温合金的热力学性能可知, GE 公司低 Re 合金成分具有一定的可靠性, 可为设计低 Re 镍基单晶高温合金提供一定的参考。

表 3 GE 公司低 Re 合金成分^[10] (质量分数 %)

合金	Al	Ta	Cr	W	Mo	Re	Co	C	B	Ti	N. CR
1A	6.2	7	6	6.5	1.75	1	7.3	0.04	0.004	0.3	1.03
2A	6.2	6.5	6	6.5	2.25	1	7.3	0.04	0.004	0	1.05
3A	6.2	7	6	6	2.25	1	7.3	0.04	0.004	0	1.06
4A	6.2	6	6	6.5	2.25	1	7.3	0.04	0.004	0.3	1.06

续表

合金	Al	Ta	Cr	W	Mo	Re	Co	C	B	Ti	N, CR
5A	6.2	6.5	6	6	2.25	1	7.3	0.04	0.004	0.3	1.10
6A	6.2	7	6	5.5	2.25	1	7.3	0.04	0.004	0.3	1.10
7A	6.2	6.5	6	6.5	2	1	7.3	0.04	0.004	0.3	1.11
8A	6.2	7	6	6	2	1	7.3	0.04	0.004	0.3	1.12
9A	6.2	7	6	6.5	2.25	1	7.3	0.04	0.004	0	1.21
10A	6.2	6.25	6.4	6.5	2.25	1	7.5	0.04	0.004	0.3	1.25
11A	6.2	6.5	6	6.5	2.25	1	7.3	0.04	0.004	0.3	1.27
12A	6.2	7	6	6.5	2	1	7.3	0.04	0.004	0.3	1.30
13A	6.2	7	6	6	2.25	1	7.3	0.04	0.004	0.3	1.35
14A	6.2	7	6.4	6.5	2.25	1	7.5	0.04	0.004	0.3	1.38
15A	6.2	7	6.4	6	2.25	1	7.5	0.04	0.004	0	1.40
16A	6.2	6.5	6.4	6.5	2.25	1	7.5	0.04	0.004	0.3	1.46
17A	6.2	7	6	6.5	2.25	1	7.3	0.04	0.004	0.3	1.62

表 4 GE 公司低 Re 合金成分的 JMatPro 分析结果

	$T_m / ^\circ\text{C}$	$\rho / \text{g} \cdot \text{cm}^{-3}$	$\gamma' \%$	M is fit %	TCP %		HTW / $^\circ\text{C}$	$\Delta T / ^\circ\text{C}$
			@ 1 000 $^\circ\text{C}$	@ 1 000 $^\circ\text{C}$	μ	P		
合金	1 310~1 325	8.5~8.7	59~69	-0.144~0.187	0.29~1.51	0	24~45	54~58

2.5 成分设计结果

本文设计的合金成分参考了 GE 公司的低 Re 合金成分, 首先固定了 Al、Cr、Re、C 和 B 元素的含量, 而系统改变 Mo、Ta、W、Co 和 Ti 含量, 得到了 1 120 组合金成分。其次, 制定了满足第二代单晶水平的热力学判据, 即根据第二代典型镍基单晶高温合金和 GE 公司低 Re 合金的热力学性能。规

定合金的初熔温度 $\geq 1\,310^\circ\text{C}$, 密度 $\leq 8.9\text{ g}/\text{cm}^3$, 热处理窗口 $\geq 30^\circ\text{C}$, 糊状区区间 $\leq 60^\circ\text{C}$, 1 000 $^\circ\text{C}$ 时 γ' 相的体积分数范围在 55%~65% 内, γ/γ' 相的错配度范围在 0~0.06%, TCP 相 (μ 和 P 相) 的总含量 $\leq 10\%$ 。最后, 利用 JMatPro 计算了 1 120 组合金的热力学性能, 并筛选出满足热力学判据的合金成分, 如表 5 所示。

表 5 设计得到的低 Re 且满足第二代单晶水平的合金成分 (质量分数 %)

合金	Al	Ta	Cr	W	Mo	Re	Co	C	B	Ti
1	6.2	7.0	6	6.0	2.5	1	6.5	0.04	0.004	0
2	6.2	7.0	6	6.0	3.0	1	6.5	0.04	0.004	0
3	6.2	7.0	6	5.5	3.5	1	7.0	0.04	0.004	0
4	6.2	7.0	6	5.0	4.0	1	7.0	0.04	0.004	0
5	6.2	6.5	6	6.5	2.5	1	7.0	0.04	0.004	0.3
6	6.2	6.5	6	5.5	3.0	1	6.5	0.04	0.004	0.3
7	6.2	6.5	6	5.0	3.5	1	7.0	0.04	0.004	0.3

3 结 论

本文借助热力学软件 JMatPro 首先从单晶叶片设计要求、微观组织稳定性以及合金的加工工

艺性能出发, 研究了几种典型镍基单晶高温合金的热力学性能, 包括合金的初熔温度、密度、 γ' 相体积分数、 γ/γ' 相错配度、TCP 相含量、热加工窗口以及糊状区区间等, 并着重分析了第二代单晶

合金的热力学性能。在此基础上,研究了 GE 公司的低 Re 专利合金,证实了其成分的可靠性。然后参考 GE 公司的低 Re 合金成分,通过固定部分合金元素 (Al, Cr, Re 和 B),而微调其他合金元素 (Mo, Ta, W, Co 和 Ti),设计得到了 1120 组合金成分。同时,根据第二代单晶合金和 GE 公司低 Re 合金的热力学分析结果,制定了满足第二代单晶水平的热力学判据。最后,利用 JMatPro 计算了这 1120 组合金的热力学性能,从中筛选出了 7 组低 Re 且满足第二代单晶水平的合金成分。

参考文献:

[1] 郭建亭. 高温合金材料学 (上册) 应用基础理论 [M]. 北京: 科学出版社, 2008: 714-752

[2] Kattner U R, Campbell C E. Modelling of Thermodynamics and Diffusion in Multicomponent Systems [J]. Materials Science and Technology, 2009, 25(4): 443-459

[3] Rettig R, Singer R E. Numerical Modelling of Precipitation of Topologically Close-packed Phases in Nickel-base Superalloys [J]. Acta Materialia, 2011, 59(1): 317-327.

[4] Saunders N, Guo Z, Li X, et al. Modelling the Material Properties and Behaviour of Ni-based Superalloys [C]. Champion, PA, 2004

[5] Saunders N, Li X, Miodownik AP, et al. Computer Modelling of Materials Properties [C]. Indianapolis, ID, 2001.

[6] Wang Y, Sun F, Dong X, et al. Thermodynamic Study on Equilibrium Precipitation Phases in a Novel Ni-Co Base Superalloy [J]. Jinshu Xuebao/ Acta Metallurgica Sinica, 2010, 46(3): 334-339

[7] Kikashina T. Coupling of the Phase-field and CALPHAD Methods for Predicting Multicomponent Solid-state Phase Transformations [J]. Philosophical Magazine, 2008, 88(11): 1615-1637

[8] Reed R C, Tao T, Wamken N. Alloys-by-design Application to Nickel-based Single Crystal Superalloys [J]. Acta Materialia,

2009, 57(19): 5898-5913

[9] Rae C. Alloys by Design: Modelling Next Generation Superalloys [J]. Materials Science and Technology, 2009, 25(4): 479-487

[10] O’ham K S, Carroll L J. Low Rhenium Nickel base Superalloy Compositions and Superalloy Articles EP, 2188400 [P]. 2010

[11] Munakumo T, Kobayashi T, Koizumi Y, et al. Creep Behaviour of Ni-base Single crystal Superalloys with Various γ' Volume Fraction [J]. Acta Materialia, 2004, 52(12): 3737-3744

[12] Zhang J X, Harada H, Koizumi Y, et al. Dislocation Motion in the Early Stages of High Temperature Low-stress Creep in a Single-crystal Superalloy with a Small Lattice Mismatch [J]. Journal of Materials Science, 2009, 45(2): 523-532

[13] Pyczak F, Neumeier S, Gökten M. Influence of Lattice Mismatch on the Internal Stress and Strain States Before and After Creep Investigated in Nickel-base Superalloys Containing Rhenium and Ruthenium [J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 510-511 (C): 295-300.

[14] Kuhn H A, Biemann H, Ungár T, et al. An X-ray Study of Creep-deformation Induced Changes of the Lattice Mismatch in the γ' -hardened Monocrystalline Nickel-base Superalloy SRR 99 [J]. Acta Metallurgica et Materialia, 1991, 39(11): 2783-2794

[15] Sugui T, Minggang W, Tang L, et al. Influence of TCP Phase and Its Morphology on Creep Properties of Single Crystal Nickel-based Superalloys [J]. Materials Science and Engineering A, 2010, 527(21-22): 5444-5451

[16] Hobbs R A, Zhang L, Rae C M F, et al. Mechanisms of Topologically Close-packed Phase Suppression in an Experimental Ruthenium-bearing Single-crystal Nickel-base Superalloy at 1100°C [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2008, 39(5): 1014-1025

[17] 刘跃生, 赵先国, 刘志中. 镍基高温合金中片状 σ 相对合金的弱化机制研究 [C] // 第六届全国高温合金年会论文集. 1987.