

□ 董建新 著

高温合金

GH4738及应用



冶金工业出版社
Metallurgical Industry Press

高温合金 GH4738 及应用

董建新 著

北京

冶金工业出版社

2014

内 容 提 要

本书共分 11 章, 主要包括 GH4738 合金及发展、合金冶炼及均匀化开坯、组织特征及热处理、合金的组织与性能、热变形过程中的再结晶行为、热变形组织控制、合金冷变形行为、合金组织稳定性、涡轮盘的制备工艺及控制原则、服役后涡轮盘的寿命评估、叶片制备工艺及失效分析等内容。本书可供在航空航天、火电、石化等领域从事 GH4738 合金部件的设计、制备、应用等研究工作的人员参考阅读。

图书在版编目(CIP)数据

高温合金 GH4738 及应用/董建新著. —北京: 冶金工业出版社, 2014. 11
ISBN 978-7-5024-6762-3

I. ①高… II. ①董… III. ①耐热合金—研究
IV. ①TG132. 3

中国版本图书馆 CIP 数据核字(2014) 第 244547 号

出 版 人 谭学余

地 址 北京市东城区嵩祝院北巷 39 号 邮编 100009 电话 (010)64027926

网 址 www.cnmp. com. cn 电子信箱 yjcs@cnmp. com. cn

责任编辑 李 臻 美术编辑 杨 帆 版式设计 孙跃红

责任校对 石 静 责任印制 李玉山

ISBN 978-7-5024-6762-3

冶金工业出版社出版发行; 各地新华书店经销; 三河市双峰印刷装订有限公司印刷

2014 年 11 月第 1 版, 2014 年 11 月第 1 次印刷

169mm × 239mm; 34. 25 印张; 668 千字; 536 页

99. 00 元

冶金工业出版社 投稿电话 (010)64027932 投稿信箱 tougao@cnmp. com. cn

冶金工业出版社营销中心 电话 (010)64044283 传真 (010)64027893

冶金书店 地址 北京市东四西大街 46 号(100010) 电话 (010)65289081(兼传真)

冶金工业出版社天猫旗舰店 yjgy. tmall. com

(本书如有印装质量问题, 本社营销中心负责退换)

前 言

GH4738 合金在 760℃ 以下具有高的抗拉和持久强度，在 870℃ 以下具有良好的抗氧化性能，特别适用于制造航空发动机和动力机械中的涡轮盘及涡轮叶片，亦可以用来作为非转动的高温结构件（如机匣、环形件）和紧固件等。该合金的优点是有良好的强韧化匹配，即在高强度下又具有足够的韧性，特别是高温持久塑性，在使用性能上表现出较低的裂纹扩展速率。

自 20 世纪 50 年代初研发推出 GH4738 合金以来（美国称为 Wasp-alloy 合金），人们在化学成分、冶炼和热加工工艺、热处理制度、热机械加工以及合金的组织控制方面进行了大量的研究工作，使得该合金的强度和塑性都得以不断的提高。早在 1976 年，该合金在美国的年产量就达到 4500t，约占全美国高温合金生产量的 11%，迄今仍是国际高温合金中用量较大的合金之一。我国自 1973 年开始研制该合金，并进行了小批量的生产，主要是将其用作航空发动机的涡轮叶片材料。1986 年该合金成功应用于制造烟气轮机的涡轮盘和叶片。随着动力装备对温度提高有了进一步要求，目前该合金也被选为制造一些航空发动机的涡轮盘和环行件、汽轮机叶片和螺栓等的材料。

本书以笔者课题组对 GH4738 合金进行长期研究的积累为基础，以合金特点、生产控制和应用为主线，概括了该合金的发展和相关标准演变情况；合金成分特点、合金冶炼、开坯及热处理工艺；组织性能的影响规律及合金组织稳定性；冷热变形工艺及组织优化控制；重点讨论了涡轮盘和叶片的制备及应用问题。通过总结，可以为 GH4738 合金的研究、生产和应用提供可供参考的实验数据与分析方法，并起到

技术指导作用。

笔者课题组在对 GH4738 合金进行研究过程中,得到了烟气轮机设计和生产单位、合金生产单位、国家相关部门的大力支持,使得课题组得以对该合金进行长达几十年的研究分析,进而积累了丰富的实验数据。课题组几代科研人的努力,尤其是谢锡善、胡尧和及张麦仓老师的具体指导和工作,为后续工作的开展奠定了很好的基础。在此对大力支持我们工作的单位及老一辈科研人的无私投入与精诚合作表示衷心感谢。

尤其需要指出的是,研究生进行了大量的工作,在此要感谢博士研究生洪成森、姚志浩、李林翰,硕士研究生田玉亮、贾建伟、韩一纯、郝传龙、赵丰、苏瑞平、叶校瑛、邹灵、王秋雨等的努力工作。

作 者

2014 年 10 月

目 录

1 GH4738 合金及发展	1
1.1 GH4738 合金	1
1.1.1 合金成分	1
1.1.2 合金析出相及强化	3
1.1.3 合金冶炼方法	7
1.2 合金性能	8
1.2.1 物理性能	8
1.2.2 力学性能	9
1.3 合金热加工和热处理	13
1.3.1 热加工	13
1.3.2 热处理	16
1.4 组织和性能的关系及组织控制	19
1.4.1 晶粒度和析出相的影响	19
1.4.2 组织可控性	21
1.4.3 强化相控制	26
1.4.4 晶粒异常长大现象	30
1.5 合金标准及演变	32
参考文献	38
2 合金冶炼及均匀化开坯	40
2.1 合金冶炼	40
2.1.1 真空感应	40
2.1.2 电渣重熔	42
2.1.3 真空电弧重熔	44
2.1.4 实际冶炼工艺及控制	46
2.2 合金锭均匀化	47
2.2.1 偏析形成的原因及影响	48
2.2.2 均匀化工艺	51

2.2.3 均匀化计算模型及验证	61
2.3 合金锭锻造开坯	66
2.3.1 开坯过程	66
2.3.2 开坯后的组织特征	67
参考文献	70
3 组织特征及热处理	71
3.1 合金成分对析出相的影响规律	71
3.1.1 合金成分对平衡相的影响	71
3.1.2 合金的组织特征对比分析	77
3.2 合金的组织演变规律	89
3.2.1 γ' 相和碳化物回溶	89
3.2.2 晶界碳化物的演变行为	94
3.2.3 碳化物和 γ' 相的析出	103
3.3 热处理工艺的影响	113
3.3.1 亚固溶热处理性能	113
3.3.2 过固溶热处理组织与性能	118
参考文献	127
4 合金的组织与性能	128
4.1 镁的影响	128
4.2 晶粒度的影响	132
4.2.1 晶粒尺寸对裂纹扩展速率的影响	132
4.2.2 混晶组织的影响	134
4.2.3 裂纹扩展速率与晶粒尺寸的关系	141
4.3 碳化物的影响	146
4.3.1 晶界碳化物对性能的影响	146
4.3.2 晶界碳化物对裂纹扩展的影响规律	153
4.4 强化相的影响	158
4.4.1 γ' 相对力学性能的影响	159
4.4.2 γ' 相随温度的变化规律	163
4.4.3 组织敏感性分析及控制	166
参考文献	179
5 热变形过程中的再结晶行为	180
5.1 动态再结晶组织演化与控制	180

5.1.1 变形过程中的变形抗力及组织演变	181
5.1.2 热处理对变形组织的影响	190
5.1.3 初始组织为混晶的动态再结晶	200
5.1.4 动态再结晶组织控制	206
5.2 亚动态(静态)再结晶组织演变与控制	208
5.2.1 双道次变形抗力影响规律	209
5.2.2 变形参数对晶粒组织影响规律	219
5.2.3 晶粒组织控制原则	227
5.3 晶粒长大演变及控制	230
5.3.1 变形参数对抗力及晶粒长大的影响	230
5.3.2 晶粒长大规律	238
6 热变形组织控制	241
6.1 热加工温度优化准则	241
6.1.1 最佳热加工温度	241
6.1.2 参数 T_y 和 T_{MC} 的确定	243
6.2 合金热加工图	247
6.2.1 热加工图的建立	247
6.2.2 热加工图的分析	250
6.3 终锻温度的影响及控制原则	254
6.3.1 接近实际锻造过程的热变形行为	255
6.3.2 终锻温度的控制原则	263
6.4 连续变形条件下再结晶	266
6.4.1 晶粒异常长大的影响因素及本质	266
6.4.2 梯形试样热变形后的组织演化	270
6.4.3 固溶处理对晶粒演化的影响	281
6.5 组织演化模型的构建与验证	287
6.5.1 动态再结晶模型的建立	287
6.5.2 亚动态(静态)再结晶模型的建立	294
6.5.3 晶粒长大模型的建立	296
6.5.4 组织控制模型的验证	299
参考文献	306
7 合金冷变形行为	308
7.1 冷加工过程及硬化理论	308

7.1.1 冷加工硬化理论	308
7.1.2 冷加工硬化机理	309
7.1.3 冷轧后的中间退火热处理	311
7.2 冷加工变形特性	311
7.2.1 室温压缩本构关系	311
7.2.2 冷加工对组织的影响	314
7.3 中间退火对冷变形组织的影响	319
7.3.1 退火工艺对微观组织的影响	319
7.3.2 合金退火再结晶行为	336
7.4 第二道次冷变形的影响	340
7.5 冷拔对组织的影响	345
参考文献	356
8 合金组织稳定性	357
8.1 两标准热处理后长时组织稳定性对比	357
8.2 过固溶标准热处理后长时组织稳定性	366
8.2.1 使用温度范围内时效后组织的演变规律	366
8.2.2 高温下时效后组织的演变规律	378
8.3 亚固溶标准热处理后长时组织稳定性	382
9 涡轮盘的制备工艺及控制原则	395
9.1 直径 300mm 涡轮盘的制备	395
9.1.1 有限元模型的建立及模拟计算	397
9.1.2 直径 300mm 涡轮盘的制备工艺及验证	403
9.1.3 涡轮盘最佳固溶温度确定	406
9.2 直径 1250mm 涡轮盘的制备工艺	413
9.2.1 直径 1250mm 涡轮盘的模拟计算	413
9.2.2 涡轮盘实际生产工艺分析	416
9.3 直径 1380mm 进口涡轮盘的解剖分析	424
9.3.1 涡轮盘组织性能分析	424
9.3.2 涡轮盘转速对应力分布的影响	429
9.4 直径 1450mm 涡轮盘的制备	431
9.4.1 集成式模拟在超大涡轮盘锻造中的应用	431
9.4.2 直径 1450mm 超大涡轮盘制备	439
参考文献	443

10 服役后涡轮盘的寿命评估	444
10.1 服役 6 万小时涡轮盘的解剖分析	444
10.1.1 涡轮盘的组织分析	444
10.1.2 涡轮盘的力学性能分析	450
10.2 服役 10 万小时涡轮盘的组织分析	452
10.3 服役 6 万小时涡轮盘的剩余力学性能及组织演化	458
10.3.1 650℃ 不同应力水平下的组织特征	459
10.3.2 700℃ 不同应力水平下的组织特征	463
10.3.3 732℃/550MPa 应力水平下的组织特征	468
10.3.4 760℃ 不同应力水平下的组织特征	468
10.3.5 815℃ 不同应力水平下的组织特征	472
10.4 涡轮盘剩余寿命的评估分析	479
10.4.1 Larson-Miller 外推法评估涡轮盘的寿命	480
10.4.2 K-D 外推法评估涡轮盘的寿命	481
10.4.3 人工神经网络预测涡轮盘的剩余寿命	484
11 叶片制备工艺及失效分析	490
11.1 叶片热加工及组织特征	490
11.1.1 叶片锻造工艺控制原则	490
11.1.2 热加工过程中组织演化	494
11.2 叶片服役失效原因分析	501
11.2.1 叶片服役过程中存在的问题	501
11.2.2 进口动叶片组织性能控制水平评价	512
11.3 典型动叶片失效分析	514
参考文献	536

1 GH4738 合金及发展

高温合金是指能够在 650℃ 以上长期使用, 具有良好的抗氧化性、抗腐蚀性, 优异的拉伸、持久、疲劳性能和长期组织稳定性等综合性能的一类材料。高温合金通常是以第Ⅷ主族元素(铁、钴、镍等)为基, 加入大量强化元素而形成的一类合金。它是为了满足各种高温使用条件下现代航空航天技术的要求而发展起来的, 先进的航空航天发动机一直是显示高温合金生命力最活跃的领域。高温合金还广泛地应用于工业燃气轮机、核反应堆、潜艇、火力发电厂和石油化工设备。

在众多的高温合金体系中, 镍基变形高温合金由于具有良好的综合性能而广泛应用于各种高性能发动机部件。这类镍基高温合金的基体成分是镍元素, 在这个基础上加入大量的合金化元素。随着使用温度的提高, 合金化元素越来越多。一般称这种合金化含量很高的合金为高强度的高温合金。GH4738 合金就是一种主要的镍基高温合金。

1.1 GH4738 合金

1.1.1 合金成分

Waspaloy 合金(我国称其为 GH4738 或 GH4864 合金)是 Special Metal 公司于 1952 年在 New Hartford 第一次利用真空冶炼方法研制成功的 γ' 相沉淀硬化型高温合金, 主要装备于美国普惠(PWA-Pratt & Whitney)航空发动机公司 J48 型航空发动机涡轮叶片上; 在 20 世纪 60 年代, 美国选用该合金代替铁基及铁镍基高温合金, 制成 800℃ 以下稳定使用的涡轮盘, 并装机于波音 727 等发动机上。

该合金在 760 ~ 870℃ 具有较高的屈服强度和抗疲劳性能, 在 870℃ 以下的燃气涡轮气氛中具有较好的抗氧化和抗腐蚀性能, 加工塑性良好、组织性能稳定。广泛应用于航空、航天、石油、化工及发电等领域, 适用于制作涡轮盘、工作叶片、高温紧固件、火焰筒、轴、涡轮机匣等零件。主要产品有冷轧和热轧板材、管材、带材、丝材和锻材、铸件、螺栓紧固件等。

我国自 1973 年开始研制该合金并进行小批量生产。1986 年, 该合金被北京石油设计院选用, 并由兰州炼油化工机械厂选作制造 1 万千瓦烟气轮机的涡轮盘和涡轮叶片材料。近二十多年来, 多台大功率烟机的应用考验证明, 使用该材料都得到了安全、可靠的良好效果。近几年, 该合金又被我国选用于某型号航空发

动机的涡轮盘和环形件等材料。

GH4738 是 Ni-Cr-Co 基沉淀硬化型变形高温合金, 标准 GH4738 合金的化学成分如表 1-1 所示。合金中加入钼元素进行固溶强化, 加入铝、钛元素形成沉淀硬化相, 加入硼、锆元素净化和强化晶界。随着工业生产要求的提高, 合金的发展非常迅速, 特别是超级 GH4738 的出现和节钴型 GH4738 合金的出现, 使合金的成分也发生了很大的变化。而且根据使用条件和冶炼工艺的不同, 合金的成分也会有一定的变动。

表 1-1 标准 GH4738 合金的化学成分 (质量分数) (%)

元 素	含 量	元 素	含 量	元 素	含 量
C	0.02 ~ 0.08	Mn	≤0.01	Si	≤0.15
P	≤0.015	S	≤0.015	Cr	18.00 ~ 21.00
Co	12.00 ~ 15.00	Mo	3.50 ~ 5.00	Ti	2.75 ~ 3.25
Al	1.20 ~ 1.60	B	0.003 ~ 0.010	Zr	0.02 ~ 0.12
Fe	≤2.00	Cu	≤0.10	Ni	基体

高温合金中含有大量的合金元素, 各合金元素在合金中都起着非常重要的作用, 其作用大致可分为六个方面: (1) 奥氏体形成元素, 如 Ni、Co、Fe 等形成合金的基体; (2) 表面稳定化元素, 如 Cr、Al、Ti 等, 提高合金的抗氧化和抗热腐蚀能力; (3) 固溶强化元素, 如 W、Mo、Cr 等, 溶入奥氏体基体起固溶强化作用; (4) 金属间化合物形成元素, 如 Al、Ti、Ta 等, 与基体元素 Ni 能形成 Ni_3Al 、 Ni_3Ti 、 $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ 等金属间化合物, 对合金起沉淀强化作用; (5) 碳化物和硼化物形成元素, 如 C、B、Nb、Hf 等, 能形成各类碳化物和硼化物, 也对合金起强化作用; (6) 晶界和枝晶间强化元素, 如 B、Mg、Ce 等小直径的合金元素能以间隙原子或第二相的形式对晶界和在枝晶之间起强化作用。具体针对 GH4738 合金, 合金元素的主要作用如下。

1.1.1.1 Al、Ti 的作用

GH4738 合金是一种沉淀硬化型高温合金, 其主要的强化相为 γ' 相, 其结构式为 $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ 。Al、Ti 是合金中 γ' 相的主要成分, 且随着 Al + Ti 含量的增加, γ' 的溶解温度和百分含量都逐渐提高。考虑到 Ti 容易和 C 结合成 TiC 而使得实际用来形成 γ' 相的有效 Ti 含量降低, 因此用于生成 γ' 相的有效 Ti 含量要依赖于 Ti 和 C 的相对含量。晶粒开始长大的温度和 γ' 开始溶解的温度是相互关联的, 随着 γ' 的不断溶解, 合金的晶粒能够不断长大, 因此, 通过控制合金中 Al + Ti 含量来控制 γ' 的溶解温度和含量, 进而控制合金的晶粒尺寸是 GH4738 合金研究与生产中常用的措施。同时 Al、Ti 都能提高合金的表面稳定性, 一般认为 Al 有利于提高合金的抗氧化能力, Ti 有利于提高合金的抗热腐蚀能力。

1.1.1.2 Cr 的作用

Cr 是 GH4738 合金中含量较高的一个合金元素,其主要作用是增加合金的抗氧化和抗腐蚀能力。氧化过程的基本特点是进行选择性氧化, Cr 是一种与氧有很大亲和力的元素,其氧化过程要优先于其他元素。Cr 氧化会形成 Cr_2O_3 的保护性氧化膜,达到抵抗继续氧化的目的。Cr 对合金抗氧化性能的影响因 Cr 含量的不同而有所差别。当 Cr 含量低于 6% 时,随着 Cr 含量的增加,合金的抗氧化性反而下降,这是因为 Cr 含量较低,合金中的 Ni 优先与氧形成 NiO 膜,而 Cr 则溶于 NiO 中,提高镍离子的空位节点浓度,导致氧化皮内金属离子的扩散速率增加,从而加速氧化过程的进行。当合金中 Cr 含量介于 6% ~ 10% 之间时,随着 Cr 含量的增加,因生成尖晶石—— NiCr_2O_4 而导致氧化速率下降。当 Cr 含量在 10% 以上时,氧化膜中的 Cr_2O_3 迅速增加,从而提高合金的抗氧化性能。

1.1.1.3 Co 的作用

GH4738 合金中含有 12% ~ 15% 的 Co,其中约有 2/3 分配到基体中,其余的 1/3 分配到 γ' 相中,溶入基体中的 Co 会产生固溶强化效果。由于 Co 的原子尺寸和电子空位数都与基体元素 Ni 非常接近,所以对短时强度的影响并不大,但是 Co 能够降低基体的层错能,而合金的蠕变速率与层错能的 n 次方成正比,因此,Co 含量的增加能导致合金的蠕变速率下降。研究指出,随着合金中 Co 含量的增加,合金的蠕变强度和持久强度都会降低。Co 还能增加 C 的固溶度,从而减少碳化物的析出。Co 还有一个非常重要的作用就是能够改善合金的塑性和热加工性能。

1.1.2 合金析出相及强化

图 1-1 为 GH4738 合金经过热处理后 ($1020^\circ\text{C} \times 4\text{h}$ 空冷 + $845^\circ\text{C} \times 24\text{h}$ 空冷 + $760^\circ\text{C} \times 16\text{h}$ 空冷) 的显微组织形貌。从图中可以看出 γ' 相呈球状均匀地分布于基体中,具有两种不同的颗粒尺寸; M_{23}C_6 含量较少,断续地分布于合金的晶界位置。能谱分析表明合金中尺寸较大的碳化物主要为 MC (TiC), 分布于合金的基体和晶界处,如图 1-1b 所示。小且不连续的晶界碳化物会阻止晶界滑移而极大增强韧性和蠕变抗力,改善高温持久强度;而粗大成膜状的碳化物会降低合金的韧性。

1.1.2.1 γ' 相

γ' 相是面心立方有序结构相, Al 原子位于角上, Ni 原子位于面心, 其点阵常数通常在 $0.356 \sim 0.361\text{nm}$ 范围。 γ' 相的成分复杂,除碳和硼以外,其他元素在该相中都有一定的溶解度,尤其是 Al、Ti、Zr 等 γ' 形成元素在该相中的溶解度更大。由于 Ni 原子具有较低的空位浓度,和 Al 原子形成的 γ' 相的点阵常数与基体的点阵常数非常接近,有利于 γ' 相的共格析出。面心立方 γ' 相的晶体

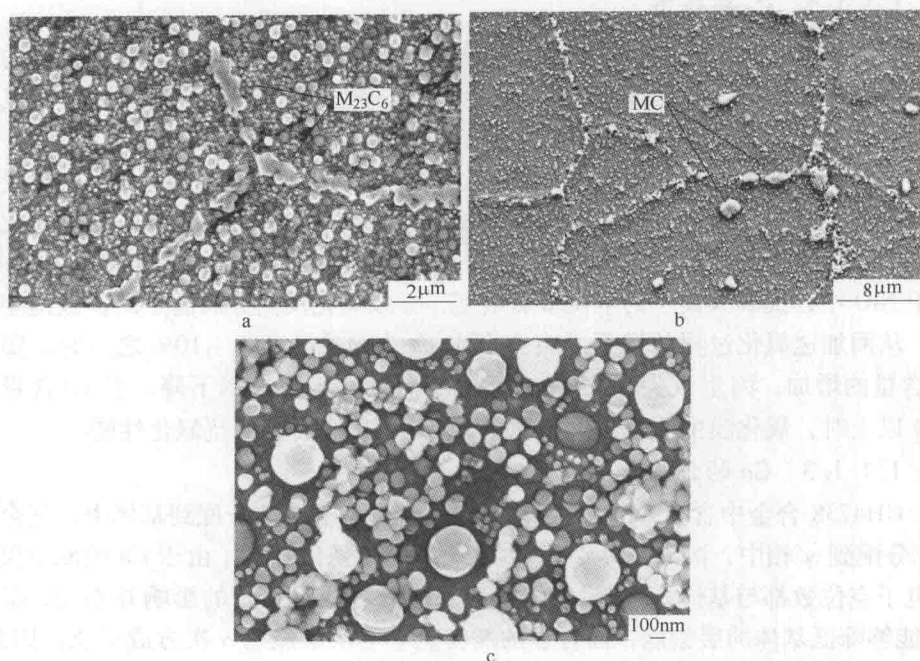


图 1-1 GH4738 合金的组织特征

a— γ' 相和晶界 $M_{23}C_6$; b—晶内和晶界 MC; c—两种尺寸的 γ' 相

结构和晶格常数与 γ 相的相容性允许具有低表面能和长期稳定的 γ' 相存在。 γ' 的溶解温度随着合金中 γ' 含量的增加而增加,也随着其中 W、Mo、Co 等元素含量的增加而增加, GH4738 合金中 γ' 的溶解温度一般在 980℃ 附近。 γ' 相的溶解与析出规律在高温合金的研制、生产和使用全过程中都能够起到重要的作用。为了获得更高的高温持久强度,希望得到 γ' 体积分数更高的合金,希望 γ' 中的难熔元素含量更高、热稳定性更好,也希望合金的初熔温度更高,从而可选用更高的固溶热处理温度获得最大量的细 γ' 。虽然 γ' 和 γ 在晶体结构和点阵常数上极为接近,但其化学成分相差明显, γ' 相比 γ 相更抗氧化。

1.1.2.2 MC 碳化物

镍基合金中的碳化物主要有 MC、 M_6C 和 $M_{23}C_6$ 等, MC 通常呈粗大不规则立方体形态或汉字形态; $M_{23}C_6$ 明显倾向于在晶界处呈不连续不规则的块状粒子形态,当然也观察到片状和规则的几何形状。在镍基高温合金中,碳化物易于在晶界析出,而在钴、铁基高温合金中,通常在晶内析出。早期研究者们注意到了一些晶界碳化物形态对塑性的不利影响,并且采取了把 C 含量降到非常低水平的措施。然而进一步研究这种变化揭示出,在 Nimonic80A 和 Udimet500 合金中,碳含量降至 0.03% 以下时,蠕变寿命和塑性剧烈下降。目前对晶界处存在的碳化

物作用如何, 还有争议。大多数研究者认为碳化物的存在有益于高温下的持久强度, 碳化物的形式影响塑性。

MC 碳化物是高温合金的常存相, 含量通常小于 2% (体积分数)。该相具有面心立方结构, 点阵常数在 0.418 ~ 0.468nm 范围。高温合金中很少形成由一种金属元素形成的碳化物, GH4738 合金中的 MC 碳化物主要是 Zr、Nb、Ti 和 Mo 的 MC 碳化物, 特别是以 ZrC 为主, 点阵常数为 0.4685nm, 而 Ni、Co、Cr 的含量则很低。

MC 碳化物分初生和次生两种。初生 MC 碳化物是在凝固过程形成的, 它们一般不均匀地分布在合金中, 具有穿晶和沿晶形态, 经常存在于枝晶间。它的析出温度通常在 1340℃ 以下。次生 MC 碳化物是指在合金初熔温度以下热处理或长期使用过程中由 γ 基体析出或由其他相转变而成的 MC 碳化物。MC 碳化物在高温下是不稳定的, 它会通过下列反应分解成 M_6C 或 $M_{23}C_6$ 碳化物:



温度是促进 MC 碳化物分解的重要因素: 在 800℃ 以下, 即使是经过数千小时的长期热暴露, MC 的分解也甚微; 但在 900℃ 以上长时保温, MC 分解迅速; 在 1000 ~ 1100℃ 范围内, MC 碳化物分解最剧烈。

1.1.2.3 $M_{23}C_6$ 碳化物

$M_{23}C_6$ 碳化物的晶体结构是复杂面心立方结构, 也分为初生和次生两种。初生 $M_{23}C_6$ 是在 1300℃ 下形成的。次生 $M_{23}C_6$ 通常按以下两种方式形成, 一种是通过 $MC + \gamma \rightarrow M_{23}C_6 + \gamma'$ 反应生成; 另一种是从固溶剩余碳的合金基体中直接析出。 $M_{23}C_6$ 的析出温度范围为 650 ~ 1080℃, 析出的高峰温度在 900 ~ 1000℃ 之间。晶界、孪晶界、 $\gamma + \gamma'$ 共晶的 γ 相、初生 MC 的周围和晶内的 γ 相都是次生 $M_{23}C_6$ 的形核位置。

GH4738 合金经长期时效后组织中不会出现有害相, 但在长期时效的过程中 MC 和 $M_{23}C_6$ 型碳化物的数量有明显的变化, 图 1-2 为 GH4738 合金在不同的温度下保温 5000h 后, 合金中 MC 和 $M_{23}C_6$ 碳化物的数量随保温温度的变化规律。从图中可以看出, $M_{23}C_6$ 碳化物在 750 ~ 950℃ 的温度范围内, 随着温度的提高其数量逐渐增加, 当再提高温度时, 又

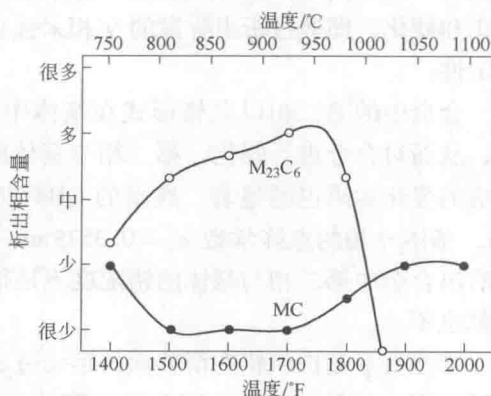


图 1-2 经 5000h 长期时效后 GH4738 合金中碳化物的含量与温度的关系^[1]

发生了明显的下降,说明此时已经发生了明显的回溶现象。而 MC 碳化物的数量在 750 ~ 900℃ 的温度范围内先降低后保持稳定,当温度再提高时,随着 $M_{23}C_6$ 碳化物的溶解,MC 又会补充析出。

1.1.2.4 合金强化

镍基高温合金的强化来自于多种强化手段的综合作用,主要包括固溶强化、第二相强化和晶界强化。另外,热机械处理也可用来增加位错密度和产生位错亚结构,从而产生强化效果。

所谓固溶强化,即金属中加入的合金元素以溶质原子的形式存在于基体中,并通过与基体原子的相互作用来进行合金的强化。主要以共格错配的方式进行强化。在溶质原子浓度较高时,也以短程有序方式进行强化。对镍基合金中的单个固溶元素,虽然流变应力与点阵常数的变化服从线性关系,但各种溶质原子在镍中的屈服应力变化不是点阵常数的单值函数,而是取决于溶质元素在周期表中的位置。在相同晶格应变下,溶质原子和溶剂原子的电子空位数相差越大,强化效果越好。

γ' 相中典型的固溶强化元素是 Al、Fe、Ti、W、Co 和 Mo。Ni 原子与溶质原子直径相差从 1% 到 13%。显然原子直径相差越大的元素强化效果越明显。因此 Al、W、Mo 和 Cr 的强化作用最强,而 Co、Fe 和 Ti 的强化效果最弱。虽然原子直径相差越大,强化效果越大,但是它们的加入使合金不稳定,尤其是 W 和 Mo,过多加入会形成 σ 相。因此,它们的加入量受到一定的限制。

当然,影响合金固溶强化的不仅仅是原子半径的相对大小,金属中的缺陷也是重要因素。对于高温合金而言,层错的作用非常重要。因为层错可以看做是扩展了的位错,不管是产生交滑移还是交割,这种扩展位错都要重新束缩成为全位错,这个过程需要一定的能量,宏观上就表现为强度的提高。前面提到 GH4738 合金是一种沉淀硬化型高温合金,也就是通过时效过程析出强化相,对合金进行强化和硬化,即通过析出弥散的 γ' 相来强化, γ' 相本身具有良好的热强性和尺寸稳定性。

合金中的第二相以共格形式在基体中析出,导致在基体周围造成弹性应力场,从而对合金进行强化。第二相与基体的点阵错配度越大,内应力场也越强,相应的强化效果也越显著。典型的 GH4738 合金中 γ' 相的点阵常数 $a_{\gamma'} = 0.3588$ nm,基体 γ 相的点阵常数 $a_{\gamma} = 0.3579$ nm,其错配度为 $(a_{\gamma'} - a_{\gamma})/a_{\gamma} = 0.25$ 。可以看出合金中第二相与基体的错配度不是很大,因此其他强化机制对合金强度的贡献也不小。

蠕变变形是由位错在滑移面的运动造成的,当位错在弥散分布的第二相前受阻时,那么扩散过程(如刃位错的攀移和螺位错的割阶性扩散移动)将是蠕变的速度控制过程。所以认为蠕变过程的强化程度和扩散过程有很大关系。但是实验事实表明 GH4738 合金中的蠕变扩散激活能要比纯金属的自扩散激活能高,所

以扩散模型的考虑是不成熟的，它忽略了 γ' 相的本质及其与位错的交互作用。

基于上面的讨论，考虑到 GH4738 合金的强化机制，要考虑位错与第二相的交互作用。当位错运动在 γ' 颗粒前面受阻时，如果 γ' 颗粒比较细小和弥散，那么位错将会切割 γ' 相，形成类似拖曳位错运动的应力，从而造成对合金的强化。当 γ' 相比较粗大，且颗粒间距比较宽时，位错在 γ' 相周围弓弯和绕越（即 Orowan 机制），绕越之后在 γ' 相周围留下位错圈，随着位错的不断绕过， γ' 相周围的位错密度不断加大，从而造成对 GH4738 合金的强化。

1.1.3 合金冶炼方法

20 世纪 50 年代初期 Pratt & Whitney 公司研制出 GH4738 合金后，开始是在大气中冶炼，合金的性能较低。50 年代末 60 年代初，美国特殊金属公司 (SMC) 开始试验真空感应冶炼 (VIM) 新工艺，使得 GH4738 合金的性能达到一个新的水平。我国上钢五厂从 1973 年开始研制 GH4738 合金，采用真空感应 + 真空自耗重熔的冶炼工艺和直接轧制成成型的热加工方法。采用合适的冶炼工艺能得到比较均匀的组织，同时还要消除合金中一些难熔元素的偏析。

图 1-3 所示为合金钢锭中所呈现的典型树枝状结晶组织，图中不同黑色程度

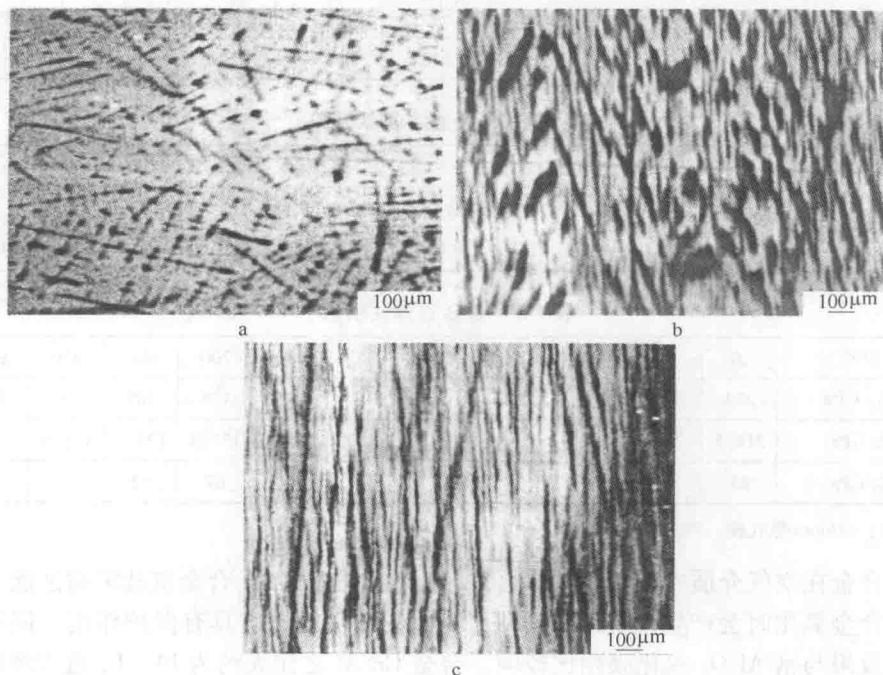


图 1-3 合金钢锭和钢坯中呈现的成分偏析导致的材质不均匀性

a—钢锭中呈现的枝晶组织；b—由 $\phi 508\text{mm}$ 钢锭锻成 356mm 方坯中的不均匀组织；

c—由 $\phi 508\text{mm}$ 钢锭锻成 190mm 方坯中的不均匀组织