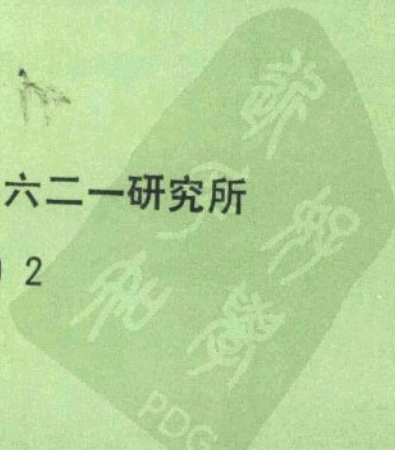


航空材料学报 专题资料(2)

苏联镍基铸造高温合金

航空航天工业部六二一研究所

1992



TD132.3

1

编者的话

镍基铸造高温合金是近二十年来发展最为迅速的航空材料领域，受到先进工业国家的高度重视，一致认为是推动燃气涡轮发展的支柱高技术之一。特别是八十年代以来，定向、单晶铸造技术的进步，共晶合金和金属间化合物基合金的问世，更使镍基铸造高温合金的研究空前活跃。

随着对苏科技合作的恢复和扩大，中、苏铸造高温合金方面的专家互访和交流日益增多，通过这些活动不难发现，在比较封闭环境中发展起来的苏联铸造高温合金及工艺有其本身的特点，对我们不乏参考价值。为此，我们将近年来通过各种渠道收集到的资料汇编为本专题。

本书包括三部分，第一部分收入前苏联航空材料研究院C.T.基什金院士为首的学派所著《镍基铸造高温合金》(1987)，该书系统地介绍了苏联和西方国家有关镍基铸造高温合金的强化理论以及八十年代中期以前的研究成果，可作为较全面地了解苏联在此领域成就和水平的向导。第二部分为苏联航空材料研究院及苏联科学院铸造研究所等单位近年发表的一系列论文(另有14篇论文已翻译发表在《航空材料学报》1991年9月增刊中，此处不再重复)。这些论文涉及到镍基高温合金的主要发展方向，如定向、单晶叶片生产工艺和使用性能，铪合金化的影响，碳化物强化，Ni₃Al基合金的发展和实用化等问题，有较高的参考价值。第三部分为北京航空材料研究所专家组1991年6月访苏的考察报告。通过这些报告可加深对苏联铸造合金、陶瓷壳体和叶芯工艺以及定向、单晶设备的了解，在此一并列出。

由于我们的水平不高，时间仓促，专题资料中如有不当之处，欢迎批评指正。

本专题责任编辑：郝应其 袁文钊

技术审校：刘伯操 郎业方 陈荣章

Мушаккоу
То и А му
2 му 50 му
и 11 6 91

作者为中文版题词

赠给 中国航空材料研究所

致以 深沉的敬意和友爱

C.T.基什金

1991年6月11日

目 录

第一部分 镍基铸造高温合金

第一章	铸造高温合金在现代燃气涡轮发动机中的作用·····	(2)
第二章	高温合金的组织 and 相成分·····	(4)
	1. 合金化对 γ/γ' -弥散强化程度和特性的影响	
	2. γ -和 γ' -相的成分和性能	
	3. 合金中的碳化物强化和碳化物反应	
	4. 镍基铸造合金中其它相的研究	
	5. 合金组织特点与偏析的关系	
第三章	合金化及界面状态·····	(24)
	1. 晶界	
	2. 相界	
第四章	合金化和热稳定性·····	(28)
第五章	合金的合金化及力学性能·····	(31)
	1. 合金化对主要使用性能的影响	
	2. 最佳成分的选择方法	
	3. 等轴组织镍基铸造合金的成分和性能	
第六章	具有定向组织的镍基铸造高温合金·····	(47)
	1. 定向结晶条件与性能的关系	
	2. 定向结晶合金的组织 and 性能特点	
	3. 定向结晶合金的成分和性能	
第七章	具有定向组织的共晶合金·····	(56)
	1. 高温共晶合金的研制	
	2. 共晶合金的成分和性能	
第八章	铸造高温合金的热处理·····	(63)
结束语	·····	(64)
参考文献	·····	(65)

第二部分 有关论文精选

钛和铝的含量对铸造合金相成分及性能的影响·····	
·····B. B. 基列耶夫 H. B. 科拉尼科娃等	(73)

恢复热处理对ЖС6У合金组织、相成分和性能的影响·····	Л. П. 索罗基纳 Г. И. 莫罗佐娃等 (78)
在使用条件和恢复热处理时ЖС6У合金的组织 and 相的变化·····	Ю. Р. 涅米罗夫斯基 М. С. 哈德耶夫等 (83)
Ni-Al-Mo-W系合金的组织 and 相变·····	Б. С. 隆比尔格 И. К. 扎哈洛娃等 (89)
在加热时ХН62МКВЕТЮ镍基铸造合金组织的转变·····	Ю. Г. 维克斯列尔 Т. М. 马斯拉科娃 (96)
温度—时间精炼处理对改善ЖС型高温合金性能的影响·····	Н. М. 科切吉拉 (100)
含钨镍基高温合金中的碳化物相·····	С. Т. 基什金 Г. Б. 斯特罗甘诺夫等 (103)
钨对ХН62МКВЕТЮЛ铸造合金的组织 and 性能的影响·····	Н. П. 阿列克山达洛娃 Е. А. 马尔科夫斯基 (110)
加钨ХН62МКВЕТЮЛ铸造合金强化相的稳定温度范围·····	Н. П. 阿列克山达洛娃 Н. Н. 瓦洛辛科 (113)
结晶条件对ВКЛС型合金铸件定向组织形成的影响·····	Ю. А. 波达连柯 В. А. 苏洛夫等 (122)
在使用中ЖС30合金单晶叶片微塑性变形的特点·····	М. Б. 布鲁芬 Э. Н. 达尔契诺夫等 (129)
Ni ₃ Al金属间化合物基合金的持久强度及其组成相·····	В. П. 彭杜什金 О. Д. 麦列麦弗格尔等 (135)
Ni ₃ Al金属间化合物基合金的高温脆性断裂·····	В. П. 彭杜什金 Г. Н. 特洛辛娜等 (139)
粉末冶金Ni ₃ Al金属间化合物基铸造合金·····	В. П. 彭杜什金 Г. Н. 特洛辛娜等 (143)
钨和铼对γ/γ'-α (Mo) 定向共晶的组织 with 性能的影响·····	Б. В. 莫纳斯特斯卡娅 М. П. 拉扎罗娃等 (146)

第三部分 访苏考察报告

单晶炉、单晶技术对苏合作 and 访苏考察报告·····	郎业方 殷克勤等 (153)
УВНК-8Π定向单晶炉简介·····	郎业方 陈秉圆 (157)
苏联铸造高温合金的发展概况·····	殷克勤 (160)
ВИАМ的制模工艺·····	张鑫华 (165)
ВИАМ的制壳型工艺·····	张鑫华 (168)
ВИАМ的陶瓷型芯工艺·····	马德文 (172)

第一部分

镍基铸造高温合金

C. T. 基什金 Г. B. 斯特罗甘诺夫 A. B. 洛贡诺夫

前 言

现在铸造高温合金已成为所有研究高温及应力作用条件下工作的材料的科研中心和单位的主要研究对象。高温合金的研究工作还吸引了高等工业院校的金属学和物理学教研室的研究人员，在此方面的研究工作如此活跃是由于这类材料在新型燃气涡轮发动机的结构中有着极端重要的作用。

高度的重视和吸引巨大科研力量研制具有高热强性水平的铸造合金，导致在此领域开创出一系列新的和有重要前景的方面，这些方面包括：研制热强性特别高的镍基铸造合金；建立定向结晶过程以获得粒状多晶和单晶组织的材料；研制定向组织的共晶合金等。这些高温材料研究工作的特点，是要求更加深入地了解一系列问题，其中包括组织稳定性，高温相变过程，相界和晶界的作用，热稳定性等。因此有关研究铸造高温合金各种问题的情报资料数量很多。本书的目的是将苏联和国外七十年代以来发表的研究结果加以系统的综述，它可能使从事高温合金研制和应用的科研工作者，设计局和工厂的专家们感到兴趣。

还应指出，在苏联，研制铸造高温合金的路线早在四十年代末即已确立，而用于制造燃气涡轮工作叶片也比国外早许多年。创立铸造高温合金的理论基础是多相理论的发展，而多相理论成果在很大程度上取决于相分析，自动射线显影术和电子显微镜分析领域的成就。

作者认为理应向C. 3. 巴克什顿教授表示谢意，感谢他在讨论手稿时提出的宝贵意见和建议，也感谢H. B. 拉寥诺娃在探索和分析文献资料方面给予的帮助。

第一章

铸造高温合金在现代燃气涡轮 发动机中的作用

现代发动机制造业最迫切的任务之一，就是提高燃气涡轮发动机的工作性能，首要的是提高涡轮内的燃气温度和压力，它决定了动力装置实际提高的效率和降低的燃料消耗。计算表明，如果将一台推力为34KN（3.5吨力）的涡轮喷气发动机的工作温度由1200℃提高至1350℃，则其单位推力将增加15%，单位燃料消耗将降低8%。

现代燃气涡轮发动机之所以能在更高的温度和压力下工作，主要应归功于大大扩展了铸造高温合金的应用范围，同时又提高了用于发动机最“热”部件的材料的热强性。

在英国和美国初期制造燃气涡轮叶片广泛使用的 Nimonic 型镍基合金，以及钴基合金（钴基合金对海洋性条件下的盐腐蚀和含硫和钒量高的燃料燃烧产物的耐腐蚀性比镍基合金高）。然而现阶段的钴基合金的组织是以Cr, Nb, Mo, W, Ta等元素合金化的钴基固溶体，并以碳化物强化，其高温性能水平却不及镍基高温合金。例如，最好的钴基合金 MAR—M509, MAR—M332等在985℃100h的持久强度处于120~160MPa水平，而镍基合金IN100, MAR—M200, MAR—M246等相应为180~210MPa，何况现在钴还是稀缺元素。

因此现在的燃气涡轮一级涡轮叶片和导向叶片，最广泛地使用了带涂层的镍基铸造高温合金，其涂层为扩散渗铝（铬铝共渗）或电子束、等离子和其它方法涂复的涂层，能可靠地保证高温下的工作。

镍基铸造高温合金的飞速发展首先是因为它们能借助 γ' -相和碳化物达到极大的强化效应，而这时其组织稳定性却很好（图1）。这种材料的另一个非常重要的优点，是可将其铸成带有发达空腔、形状复杂的薄壁叶片，它们不带或仅带极少量机加工余量，因而大大降低了成本和制造工时。燃气涡轮叶片广泛使用铸造高温合金，在很大程度上归功于陶瓷壳型和型芯的研究成果，以及型芯的清除方法，从而有可能获得冷却通道很细的铸件。

镍基合金的优点决定了它们在燃气涡轮上的用量将有较大的增长。根据美国通用电气公司预测，1990年高温合金的用量将占燃气涡轮总重的55%，其中定向组织的镍基铸造高温合金将达到7.2%，而到2000年将达到11.5%。

应当指出，镍基铸造高温合金已达到的性能水平，是取决于多项基础研究大纲实现的结果，这些研究的目的是探索合金在高温下的组织和所发生的过程。这些研究中特别重要的是深入研究合金化对用基本强化相的强化程度和特性的影响；研究镍基系统中强化相

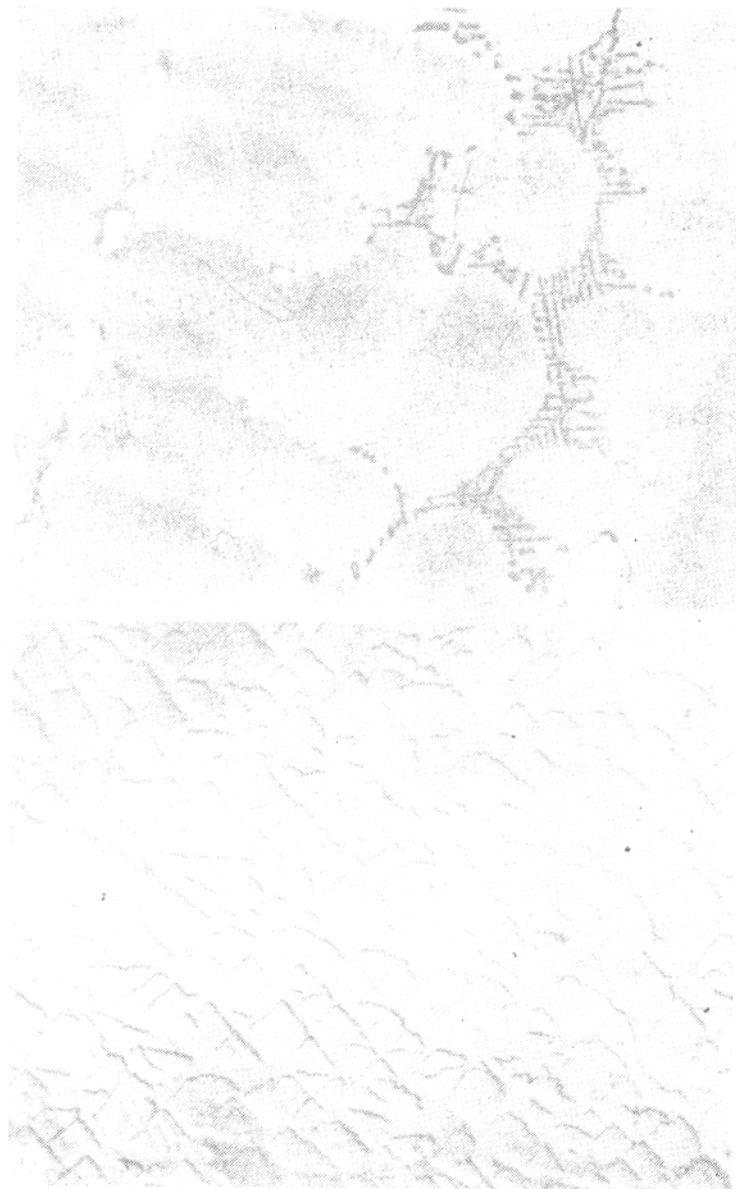


图 1 镍基铸造高温合金的显微组织

a— $\times 200$, б— $\times 10000$

和基体的热稳定性；研究高温下工作的合金中最薄弱的环节——晶界，相界，亚晶界；研究对界面形成过程的控制（采用合金化的方法以及在等轴结晶和定向结晶时借助各种工艺措施）；研究对强化相形成过程的控制（热处理），利用新的强化机理和提高材料的组织稳定性（共晶合金）；研究显微合金化以增强界面的稳定性；研究晶格缺陷（位错，空

位)和扩散过程以及决定合金组织稳定性和热强性的其它因素。

可以认为,高温合金的继续发展将在更大程度上,奠基于界面、伪势能和原子间结合力理论方面的基础研究的成就。

第二章

高温合金的组织 and 相成分

近年对镍基铸造高温合金组织和相成分进行的研究,使人们扩大了有关此类材料强化机理的概念,从而就有可能实现合理的合金化,在提高许多其它重要使用性能的同时,大大提高工作温度水平。现代合金是十分复杂的并经过十分仔细平衡的系统,在这些合金中有目的地加入15~17种合金元素。在这种情况下,某种元素对一定强化机理的有利影响,会由于形成有害相(η 、 σ 、 μ 相等)对性能产生不利影响而丧失,这些有害相会降低塑性或提高缺口敏感性。上述情况使合金化理论大大复杂化,其基本原则可归纳如下^[1-4]。

一般原则:

1. 多元合金化,其目标是完善多相结构和提高合金的热稳定性;
2. 局部区域内的特定合金化(微合金化),这些区域是合金组织中最薄弱的环节;
3. 旨在降低合金本体内和沿晶界及相界的扩散过程的合金化。

保证提高 γ -固溶体强化和 γ' -相弥散强化效果的原则:

1. 最大程度地强化 γ -固溶体;
2. 具备与基体共格结合的高度弥散的热稳定性好的强化相;
3. 增加 γ' -相的体积含量;
4. 增加 γ' -相堆垛层错能;
5. 尽量减少 γ -和 γ' -相晶格错配度;
6. 减少 γ' -相析出物在工作温度下的粗化速度;
7. 防止出现强化相贫化区。

保证碳化物强化效果的原则:

1. 完善碳化物析出的形态;
2. 严格调整碳化物形成过程,并考虑有可能产生有害形状的复杂碳化物(例如魏氏体 M_6C ,沿晶界的 $M_{23}C_6$ 膜片等);

3. 使碳化物和晶间 γ' -相产生最佳组合(合金中碳化物反应时在某些类型碳化物周围形成的 γ' -相镶边)。

改善组织的其它原则:

1. 尽量减少某些相(Ni₃Nb, η , Laves, σ , μ)形成的可能性。
2. 改进尺寸比,使零件尺寸与晶粒尺寸保持一定比例。

现在, 上述这些原则已被广泛用于研制新合金, 并借助它们实现和完善了这类材料所有公知的强化机理。

详细了解强化机理并掌握其控制技巧, 特别是通过合理的合金化途径, 可以调节镍基高温合金的主要性能。

实际应用上述原则的例子可以举出Rene'77和MAR—M200合金的合金化。众所周知, 加入铬进行合金化可以得到高的热稳定性。在合金中含有8% (Al+Ti), <3% (Nb+Ta) 会导致 γ' -相的析出, 从而提高高温强度极限 σ_b 。少量添加镁、硼、钙、锆和其它合金元素可以强化晶界, 而用钴、铬、钼和钨最佳合金化会使 γ -相晶格畸变而强化 γ -固溶体。复杂碳化物MC、 $M_{23}C_6$ 、 M_6C 等(添加一定量的钛、铌、锆、钼、钨、钽及其它元素, 也有助于提高高温强度 σ_b 。考虑到这些, 在研制Rene'77和MAR—M200合金时根据以下原则: 加入最大量的强化 γ -固溶体的元素(钴、铬、钼等); 通过添加铬和钛适当合金化的方法尽可能增大 γ' -相的体积含量; 加入0.05~0.2%C和碳化物形成元素(铌、钽、钛等)进行合金化以形成MC型碳化物。同时还考虑到在热处理时MC碳化物可能转化为 $Me_{23}C_6$ 、 M_6C 等类型的碳化物, 以及在一定条件下镍基合金中可能形成片状有害的 σ , μ , Laves相等。

表1列出了镍基合金中起强化作用的合金化元素的分类, 并列出了Rene'77和MAR—M200合金的成分(重量%)。

表 1 合金化元素的分类^[1]

合金化元素组	合金化元素							
	Ni	Co	Fe	Cr	Mo, W	Nb, Ta, Ti	Al	C, B, Zr, Mg
形成基体的元素	+	+	+	+	-	-	-	-
形成 γ' -相的元素	-	-	-	-	+	+	+	-
强化晶界的元素	-	-	-	-	-	-	-	+
形成碳化物的元素	-	-	-	+	+	+	-	-
形成稳定的氧化膜的元素	-	-	-	+	-	-	+	-
Rene' 77	58.4	15	—	14.6	4.2Mo	3.4 Ti	4.3	0.07 C, 0.016 B
MAR-M200	58.9	10	—	9	12.5	2.0 Ti	5.0	0.15 C, 0.015 B

1. 合金化对 γ/γ' -弥散强化程度和特性的影响

γ' -相是镍基合金中的基本强化相。研究以 $10^5 \sim 10^6$ °C/s速度淬火的镍基高温合金中分解的起始阶段表明^[8,9], Ni_3 (Al, Ti) 相的析出过程经历了中间介稳定状态的出现, 即形成无序结构的 Ni_2 (Ti, Al, Cr) 质点, 这些质点随着时效时间的增加转变为有序的 γ' -相, 这是固溶体分解的特征。 Ni_3 (Al, Ti) 相在大约800~1000°C温度以下是稳定的。因此 γ' -相的强化机理在宽的温度范围内可以有效地起作用, 保证了此类材料高的

热强性。上述状况正是对 γ' -相及其强化机理进行精心研究的原因。

γ' -相体积含量对热强性的影响

现在已形成一种概念，即为了提高镍基合金的热强性，必须增加其 γ' -相的体积含量（体积百分数），并且在它们之间存在着正比关系：即 γ' -相体积百分数（ γ' -相形成元素的重量百分数）越高，则合金的工作温度越高（图2）。

七十年代初期研制的热强性最高的合金，其 γ' -相体积百分数达到40~50%。现在则认为，为了保证在900℃以上有高的抗蠕变性能， γ' -相体积百分数应超过55%。正如文献〔20〕指出的那样，在最新的镍基高温合金中的 γ' -强化相的量已高达60%，并已经出现含有高达75% γ' -相的合金。

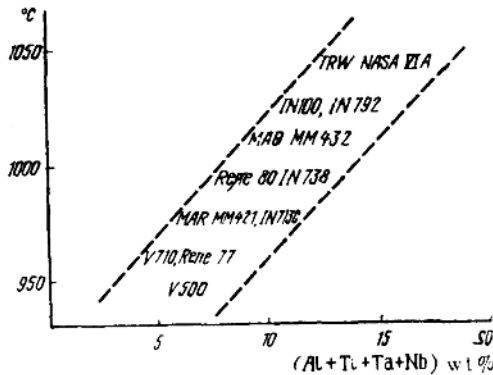


图2 γ' -相形成元素(Al+Ti+Ta+Nb)含量对

镍基铸造高温合金的高温工作能力的影响〔18〕

但是，很显然，利用增加合金中 γ' -强化相体积含量来提高热强性的途径并非没有止境。为此曾进行过 γ' -相体积含量对高温工作寿命影响的研究。文献〔86〕中用IN713C合金（不含钴）试样研究了一定成分时 γ -和 γ' -相比例的影响，合金成分（重量%）为：Ni—63.6；Cr—24.3；Al—8.11；Mo—3.9；Ti—0.11和Ni—73.0；Cr—3.5；Al—19.2；Mo—1.5；Ti—1.3；Nb—1.5。研究了五种方案的合金，其 γ' -相体积含量分别为50；62.5；75；87.5和100%。研究是在1000℃温度和120MPa载荷下进行的。结果表明，当 γ' -相含量增加至62.5%时，工作寿命稍有提高；而当体积含量超过75%（87.5和100%）时，则断裂时间明显缩短。文献〔87〕也有类似的结果，指出当 γ' -相含量为65%时，可以保证最高的蠕变强度。当进一步增加 γ' -相含量时，蠕变强度降低，而且晶界状态对这些合金的断裂时间有明显影响。在文献〔88〕中，还报道了过剩(>65%) γ' -相含量对晶界强度的不利影响，文中列出了改变 γ' -相含量对腐蚀介质（25%NaCl，75%Na₂SO₄）中耐腐蚀性影响的研究结果。该文献确定，在不同温度和应力条件下在腐蚀介质中保持最长断裂时间的试样，恰好含有65% γ' -相，而且继续增加 γ' -相含量会导致晶界腐蚀加剧。

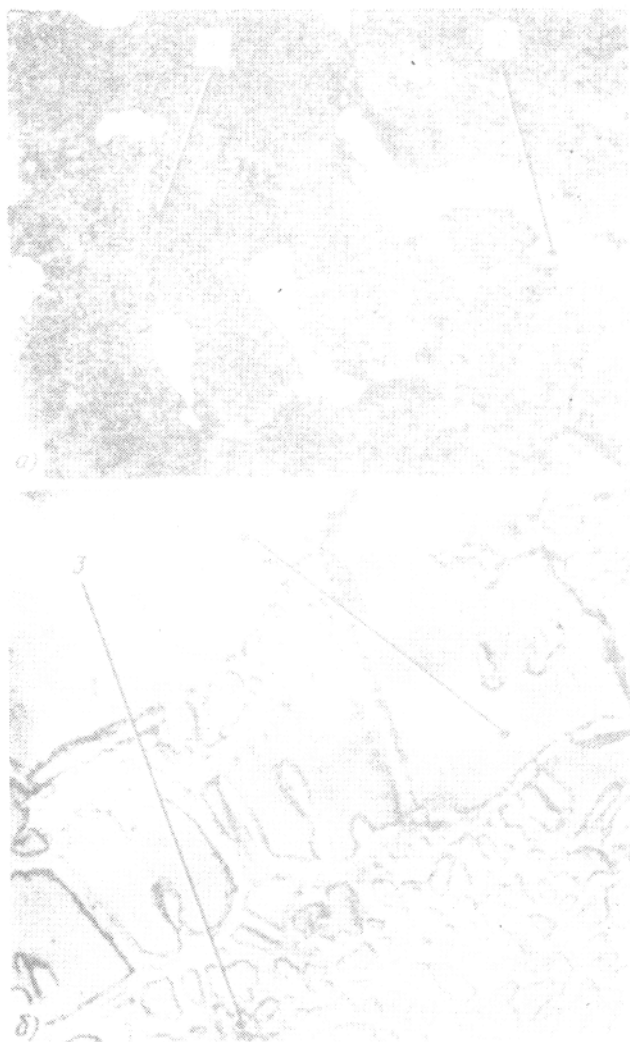


图 3 ЖС6Φ合金的显微组织

(a) × 300 (b) × 800

- 1—被高度弥散的 γ' -相质点强化的 γ -相
- 2—共晶 γ' -相；
- 3—高度弥散的 γ' -相质点；
- 4—共晶反应形成的球状 γ' -相析出物

然而所进行的研究暂时还不足以说明，对于镍基铸造高温合金来说，65% γ' -相含量就是最佳含量。这是因为在这种水平的 γ' -形成元素的合金化程度下，合金中一部分 γ' -相已不是以固溶体分解形成的高度弥散析出物的形式来主要贡献于合金的强化，而是在结晶后期按共晶反应由液体析出共晶 γ' 相，并且大部分分布于晶界上（图3）。共晶形

成的 γ' -相相对于 γ -基体强化作用与高度弥散的 γ' -相析出物有所不同，它对晶界强度，高温扩散过程以及与此相关的塑性、疲劳、缺口敏感性、持久强度等的影响，尚需进一步研究。特别应指出的是，在合金中存在大量初生（共晶形成） γ' -相，对强度和塑性并无明显影响^[7]。同时也应指出，在铸造BЖЛ12Y合金零件时发现，它的组织中形成 $> 8\%$ 的共晶 γ' -相会提高热脆性。

还必须注意一个情况，当 γ' -相含量极高时， γ/γ' 相间界面间距减少，从而削弱了多相强化效果。

γ -和 γ' -相晶格错配度的影响

弥散强化效果的决定因素—— γ' -相的高弥散度和析出物的高抗凝聚性，来源于 γ' -相和 γ -基体两者的晶格类型和晶格常数都非常近似。上述情况造成较小的共格形变，并且使得 γ 和 γ' 相界面上的表面能较小。已确定的理论概念（里弗希兹—斯列佐夫—格瓦涅尔方程式）说明，凝聚过程与晶格错配度 Δa 呈正比关系： Δa 越小，残余表面能使越小， γ' -相的凝聚过程也越缓慢，当然，合金的组织也越稳定，也就是说它能在更长的时间内经受载荷。同样还证明，在晶格错配度 Δa 最小情况下^[4]，能形成有利的很细小的圆形析出物（当然，在析出 γ' -相保持同样体积含量时，析出物数量增多，强化效果增大）。与此同时，实验研究表明，镍基高温合金中 Δa 为零值时，可获得最高的高温工作寿命^[9]。这一结果在后来的合金化原则中也得到反映，即为了达到高的热强性（以及上述其它要求），所进行的合金化应使 γ 和 γ' -相的晶格错配度等于零。上述的原则奠定了研制一系列高温合金的基础，而且某些组分是按照保证室温下晶格错配度为零的方式选择的。许多研究者完善了这一原则，并引入了 γ -和 γ' -相晶格常数 a 与温度的关系。结果就制定出能保证在工作温度范围内 Δa 值为零的成分^[8,9]，并指出所研制的合金具有高的热强性。

上述结果促进了合金化元素对晶格错配度 Δa 影响的研究。研究^[6]指出，钛和铌可增大 Δa 值，因为它们进入 γ' -相能增大其晶格常数；铬、铜、铁缩小 Δa ，因为它们基本上与基体合金化，增大了固溶体的晶格常数，使其接近 γ' -相的晶格常数值。

然而，甚至这一非常有效的原则也需要进一步完善。事实上在热强性极高的合金中， γ' -相的体积含量达到60~65%，基体中弥散析出物的分布密度已如此之高，以致继续提高比密度已不能达到希望的结果。因此，提高这类材料高温强度或许只能借助提高 γ/γ' -相界共格应力值来实现，按照摩特—纳巴罗（Мотт—Набарро）理论， Δa 越大（在一定的范围内），则相界共格应力值越高，但是，这时的合金化应当能最大程度地抑制在高温下控制 γ' -相凝聚的扩散过程。

γ -和 γ' -相的热稳定性

在高温下进行着 γ' -相的溶解过程，大大限制了合金的最高工作温度。从这个观点出发，合金化的实现最好使上述过程移往较高温度区。从另一方面来看，为了提高合金的工作温度水平，希望 γ -固溶体具有高的熔点。这就是为什么对该类材料中 γ -和 γ' -相热稳定性问题日益关注的原因。表2列出了苏联合金中 γ' -强化相完全溶解温度（ $T_{\text{д.р.}}$ ）的研究结果，并与合金中合金化元素总含量及 γ' -形成元素（Al+Ti）总含量进行了对比^[10-12]。

由表2可见， γ' -相完全溶解温度取决于合金化元素的总量、 γ -和 γ' -相合金化程度

和特点，以及确定合金中 γ' -相数量的 γ' -相形成元素（Al, Ti等）的含量。

表 2 苏联镍基高温合金的 T_{\dots} 值

合金牌号	合金化元素总含量, 原子%				T_{\dots} °C
	合金中	γ -相中	γ' -相中	合金中 Al+Ti	
XH77ТЮР (ЭИ437Б)	29.5	26.6	28.5	4.5	960
XH70ВМТЮ (ЭИ617)	26.4	28.2	23.8	6.6	1040
XH62МВКЮ (ЭИ967)	33.7	35.8	27.7	10.6	1070
XH56ВМКЮ (ЭП109)	43.0	49.3	32.2	12.6	1160
XH52КМВЮТ (ЭП220)	50.1	—	—	13.2	1180
ЖС6КП	38.7	—	—	13.4	1180
ЖС6К	41.4	39.0	28.8	17.8	1210
ВЖЛ12У	40.0	58.0	28.9	15.1	1220
ЖС6У	37.0	48.2	29.8	15.1	1225

镍基合金中 γ' -相热稳定性的提高，不仅依赖于合金元素总量的提高，而且依赖于合金化质量的改善。其中值得注意的是ЖС6У合金，在表2所列合金中它的 γ' -相完全溶解温度最高，其特点是铝含量高，因而决定了其 γ' -相体积分高，自然 γ' -相溶解温度也提高，再则它含有钨，对强化的弥散析出物的稳定性起到极有利的作用。

表3列出了根据均匀化处理温度推算出的国外镍基高温合金的 T_{\dots} 近似值。

表 3 国外镍基高温合金的 T_{\dots} 值

合金	T_{\dots} , °C	数据来源
Nimonic 115	1140~1160	[91]
Udimet 500	1079~1093	[92]
Udimet 700	1132	[90]
Rene 95	1149~1163	[93]
B 1900	1204	[73]
MAR-M200	1215	[94]
IN 713C	1225	[14]
IN 100	1190~1236	[75]
PWA 1422	1240	[94]

业已表明，钼，铌，钛和钨可以提高 γ' -相完全溶解温度^[15]。在MAR—M200合金中加入2.5% Hf，可使 T_{\dots} 由1215增加到1240°C（碳含量保持0.2%），若此合金中碳含量由0.09增加到0.2%，则 T_{\dots} 由1225降低到1215°C，这是因为强烈的 γ' -相形成元素钛和铌消耗于碳化物而使 γ' -相的数量减少^[9]。

然而所列举的结果仅能提供这种或那种合金化元素对 T_{\dots} 值影响的局部概念。每种合金化元素影响的程度和特点，取决于合金中其它合金化元素的比例，以及其总含量。

文献〔16〕列出了系统研究高温强度很高的MAR—M200型合金中一系列合金元素对 $T_{\gamma'}$ 值影响的结果。在此工作中,利用实验数学运算法研究了 $T_{\gamma'}$ 与铬、钴、铌和钨重量百分含量的关系,其含量范围相应为2.0~0.7; 7.0~11.0; 0.5~1.2; 8.0~12.0%。铝和钛总量不变,为7.0%,所获结果列于表4。它们不仅可供评价合金化元素对 $T_{\gamma'}$ 的影响,而且还指出了在合金中上述元素含量可能波动范围内(牌号成分范围内), $T_{\gamma'}$ 值的变化,这点对于选择热处理规范至关重要。

表4 MAR—M200型Ni—Al—Ti—Nb—Cr—Co—W系合金的 $T_{\gamma'}$ 值

序号	合金化元素,重量%				$T_{\gamma'}$ °C	序号	合金化元素,重量%				$T_{\gamma'}$ °C
	Cr	Co	Nb	W			Cr	Co	Nb	W	
1	2	7	0.5	8	1253	9	2	7	0.5	12	1273
2	7	7	0.5	8	1223	10	7	7	0.5	12	1253
3	2	11	0.5	8	1228	11	2	11	0.5	12	1263
4	7	11	0.5	8	1215	12	7	11	0.5	12	1218
5	2	7	1.2	8	1245	13	2	7	1.2	12	1283
6	7	7	1.2	8	1213	14	7	7	1.2	12	1250
7	2	11	1.2	8	1233	15	2	11	1.2	12	1263
8	7	11	1.2	8	1218	16	7	11	1.2	12	1220

借助于电子计算机处理,确定了 $T_{\gamma'}$ 与合金化学成分具有下列数学关系:

$$T_{\gamma'} = 1240 - 13.8\tilde{Cr} - 8.1\tilde{Co} + 13.1\tilde{W} - 3.8\tilde{Cr}\tilde{W} - 3.8\tilde{Co}\tilde{W}$$

式中合金化元素含量以代码表示。分析此关系式可知,在研究区域内铌实际上对 $T_{\gamma'}$ 值无影响;增加铬和钴含量导致 γ' 相完全溶解温度降低,而增加钨含量则导致该值提高(图4)。

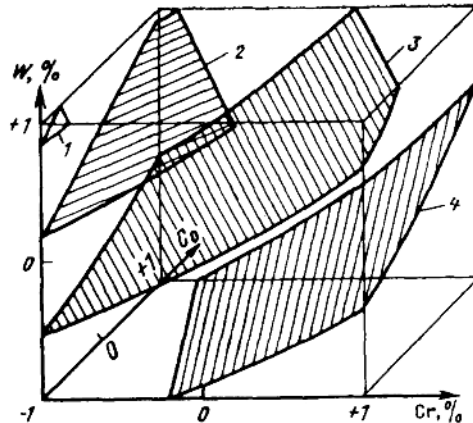


图4 γ' -相的 $T_{\gamma'} = f(W, Cr, Co)$ 的变化表面; 1—1280°C; 2—1260°C; 3—1240°C; 4—1220°C

计算沿 $T_{0.1}$ 梯度“陡升”段表明,在该系中最高的 γ' -相完全溶解温度等于1290°C,其条件是铬含量低($\sim 1\%$),钴含量较低($\sim 8\%$)和钨含量高($\sim 13\%$)。文献〔16〕指出,在 γ' -相含量高和高 $T_{0.1}$ 值的复杂合金化合金中,钴对 γ' -相完全溶解温度的影响与现有观念相反〔95〕。

对合金高温工作能力产生影响的不仅有 γ' -相的溶解,还有它在此温度范围内进行的凝聚过程。业已证明,铬含量的增加导致 γ' -相质点凝聚速度的降低〔88〕;钴,钼,钨,铌和钽也能有效地减缓 γ' -相的粗化过程〔96〕。

文献〔17〕、〔18〕列出了Ni-Al基固溶体液相线和固相线温度(T_L 和 T_S)的研究结果。在这些工作中研究了Ni-Al-M三元固溶体,而且第三元素选取了镍基高温合金的主要合金化元素,如钛、钨、铬、钴、钼、铌、钽。已初步确定了所研究系统的三元固溶体存在区。所获数据(见表5)大大扩展了镍基复杂固溶体中 T_L 和 T_S 变化与合金化关系的概念。

表 5 Ni-Al-M固溶体的特征温度

合金系	合金成分, 重量%	$T_L, ^\circ\text{C}$	$T_S, ^\circ\text{C}$	合金系	合金成分, 重量%	$T_L, ^\circ\text{C}$	$T_S, ^\circ\text{C}$
Ni-Al-Ti	Ni-3Ti-3Al	1417	1400	Ni-Al-Co	Ni-6Co-3Al	1449	1442
	Ni-3Ti-6Al	1400	1383		Ni-6Co-6Al	1434	1423
	Ni-6Ti-3Al	1380	1360		Ni-12Co-3Al	1449	1444
	Ni-6Ti-6Al	1364	1342		Ni-12Co-6Al	1429	1420
	Ni-7Ti-2Al	1369	1348				
	Ni-2Ti-8Al	1400	1386				
Ni-Al-W	Ni-8W-3Al	1466	1453	Ni-Al-Ta	Ni-5Ta-3Al	1438	1431
	Ni-8W-6Al	1445	1425		Ni-5Ta-6Al	1422	1409
	Ni-16W-3Al	1478	1464		Ni-10Ta-3Al	1428	1416
	Ni-16W-6Al	1452	1430		Ni-10Ta-6Al	1408	1383
Ni-Al-Cr	Ni-10Cr-3Al	1426	1409	Ni-Al-Nb	Ni-3Ta-4Al	1434	1427
	Ni-10Cr-6Al	1404	1388		Ni-10Ta-4Al	1421	1408
	Ni-20Cr-3Al	1395	1376		Ni-15Ta-4Al	1407	1387
	Ni-20Cr-6Al	1368	1347		Ni-4Ta-8Al	1412	1400
	Ni-28Cr-2Al	1380	1360	Ni-5Nb-3Al	1414	1381	
	Ni-4Cr-8Al	1404	1380	Ni-5Nb-6Al	1386	1372	
Ni-Al-Mo	Ni-5Mo-3Al	1445	1439	Ni-Al-Nb	Ni-10Nb-3Al	1374	1327
	Ni-5Mo-6Al	1427	1420		Ni-10Nb-6Al	1360	1310
	Ni-10Mo-3Al	1437	1427		Ni-12Nb-4Al	1350	1308
	Ni-10Mo-6Al	1413	1399		Ni-2Nb-8Al	1403	1386
	Ni-18Mo-2Al	1425	1400		Ni-5Nb-9.5Al	1355	—
	Ni-14Mo-8Al	1415	1405		Ni-10Nb-7.5Al	1345	—
					Ni-5Nb-8Al	—	1330

对结果的分析表明,在所有研究元素中,仅有钨提高了Ni-Al固溶体的 T_L 和 T_S ,钴实际上

不影响该温度的特性，而其它包括铝在内的元素却降低了 T_L 和 T_s ，其中钽和铌降低最明显。

表 6 列出了苏联和国外镍基高温合金的特征温度^[9,50]。

必须指出，低于固相线温度的初熔温度是指在合金枝晶结晶时由于偏析产生的分布在枝晶间局部区域的低熔点共晶体开始熔化的温度。

表 6 合金的特征温度

合 金 牌 号	T_s °C	T_L °C	合 金 牌 号	初熔温度 °C	T_s °C
XH78T (ЭИ435)	1374	1420	IN10J	1231	1318
XH70BMTЮ (ЭИ617)	1278	1346	MAR-M200	1222	1348
XH60BT (ЭИ868)	1352	1375	MAR-M246	1243	1345
ЭП648	1295	1347	TAZ 8B	2124	1325
ЭП693	1327	1379	WAZ 20	≥1280	1402
ВЖЛ12у	1280	1322	Y 35J	120J	1337
ЖС6K	1265	1346			
ЖС6у	1275	1336			
ВХ6	1356	1406			
ВХ2K	1408	1488			
ВЖ107	1340	1388			

2. γ 和 γ' -相的成分和性能

近年来相当广泛地开展了 γ -和 γ' -相成分的研究。在这一方面研究工作的兴趣首先来源于有必要研究合金化元素在基本相之间的分布。

每一种元素对固溶体强化、析出相数量、晶格常数及其它重要性能的影响（在一定含量范围内和与其他合金化元素保持一定比值关系的情况下），是一个非常复杂和经常变化的问题。现在已对所有工业牌号镍基高温合金的 γ -和 γ' -相成分进行过研究。表 7 列出了苏联合金的 γ -和 γ' -相成分^[2,1]。国外合金的相成分列于表 8^[9,7-9,9]。

分析表 7 和表 8 所列结果表明，高温合金成分的复杂化引起 γ -和 γ' -相比例关系的变化，以及合金元素在它们之间的重新分布。例如， γ' -相中的铝钽比向着铝增加一边变化； γ' -相被铌、钽和钨合金化的程度提高。相应地，其中铬含量减少。而且钼、铌、钨既分布于 γ' -相中，也分布于 γ -固溶体中，大大减缓了扩散过程，也使高温下组织稳定。钴也是既进入 γ -固溶体，也进入 γ' -相的元素，进入 γ' -相时，既不能改变 γ' 数量，也不能改变 γ' 相中其余元素的含量^[2,1]。然而这一点还需进一步探讨，因为文献〔97〕中指出，在MAR—M246合金中去掉钴时，就使得材料中不出现共晶 γ' -相。

迄今为止，关于铬在高热强性镍基合金中的作用尚无统一意见。引起这一分歧的是下列相互矛盾的现象：一方面铬进入固溶体大大改善了合金的热强性（此指标是评价合金工作能力的最重要的判据之一）；另一方面，正如表 7 和表 8 所见，随着合金化程度的增