

[19] 中华人民共和国国家知识产权局



[12] 发明专利申请公开说明书

[21] 申请号 200510078161.3

[51] Int. Cl.

C22C 19/05 (2006.01)

C22C 30/00 (2006.01)

B22D 17/00 (2006.01)

B22F 3/00 (2006.01)

[43] 公开日 2006 年 3 月 8 日

[11] 公开号 CN 1743483A

[22] 申请日 2005.6.17

[21] 申请号 200510078161.3

[30] 优先权

[32] 2004. 9. 3 [33] US [31] 10/934,920

[71] 申请人 海恩斯国际公司

地址 美国印第安纳

[72] 发明人 L·M·小派克

[74] 专利代理机构 中国国际贸易促进委员会专利商
标事务所

代理人 蔡胜有

权利要求书 4 页 说明书 16 页 附图 2 页

[54] 发明名称

用于先进燃气涡轮发动机的 Ni - Cr - Co 合金

[57] 摘要

适合用于高温燃气涡轮发动机过渡管的加工可时效硬化镍 - 铬 - 钴基合金, 该合金具有三种特别关键性能的组合, 即耐应变时效开裂性, 良好的热稳定性, 和良好的蠕变破坏强度, 且包含 17 至 22wt% 的铬, 8 至 15wt% 的钴, 4.0 至 9.5wt% 的钼, 至多 7wt% 的钨, 1.28 至 1.65wt% 的铝, 1.50 至 2.30wt% 的钛, 至多 0.80wt% 的铌, 0.01 至 0.2wt% 的碳, 至多 0.01wt% 的硼, 和至多 3wt% 的铁, 和余量的镍和杂质。某些合金化元素的存在量必需依照这里所公开的两个式。

1. 一种镍-铬-钴基合金, 其具有如下组成:

17 至 22wt%	铬
8 至 15 wt%	钴
4.0 至 9.5wt%	钼
至多 7.0wt%	钨
1.28 至 1.65wt%	铝
1.50 至 2.30wt%	钛
至多 0.80wt%	铌
0.01 至 0.2wt%	碳
至多 0.015wt%	硼

余量的镍和杂质, 此外该合金满足以重量百分比表示的用元素量限定的如下的组成关系:

$$2.2 < \text{Al} + 0.56\text{Ti} + 0.29\text{Nb} < 2.9$$

$$6.5 < \text{Mo} + 0.52\text{W} < 9.5.$$

2. 权利要求1的镍-铬-钴基合金, 该合金还包含至多 3wt%的铁。
3. 权利要求1的镍-铬-钴基合金, 该合金还包含下列元素中的至少一种: 至多 1.5wt%的钽, 至多 1.5wt%的锰, 至多 0.5wt%的硅, 和至多 0.5wt%的铜。
4. 权利要求1的镍-铬-钴基合金, 该合金还包含至少一种选自镁, 钙, 钪, 锆, 钇, 铈和镧的元素, 其中每种所述元素在合金中的含量至多为 0.5wt%。
5. 权利要求1的镍-铬-钴基合金, 其中该合金是选自薄板, 厚板, 棒材, 线材, 管材和锻件的加工形式。
6. 权利要求1的镍-铬-钴基合金, 其中该合金是铸造形式。
7. 权利要求1的镍-铬-钴基合金, 其中该合金是喷射成型的。
8. 权利要求1的镍-铬-钴基合金, 其中该合金是粉末冶金的形式。

9. 权利要求 1 的镍-铬-钴基合金, 其中该合金成型为燃气涡轮发动机的元件。

10. 适合用于燃气涡轮发动机过渡管的镍-铬-钴基合金, 该合金具有如下的组成:

17.5 至 21.3wt%	铬
8.3 至 14.2wt%	钴
4.3 至 9.3wt%	钼
至多 7.0wt%	钨
1.29 至 1.63wt%	铝
1.59 至 2.28wt%	钛
至多 0.79wt%	铌
0.034 至 0.097wt%	碳
0.002 至 0.007wt%	硼
至多 2.6wt%	铁

余量的镍和杂质, 此外该合金满足以重量百分比表示的用元素量限定的组成关系:

$$2.35 < \text{Al} + 0.56\text{Ti} + 0.29\text{Nb} < 2.84$$

$$7.1 < \text{Mo} + 0.52\text{W} < 9.3.$$

11. 权利要求 10 的镍-铬-钴基合金, 该合金还包含下列元素中的至少一种: 至多 1.5wt% 的钽, 至多 1.5wt% 的锰, 至多 0.5wt% 的硅, 和至多 0.5wt% 的铜。

12. 权利要求 10 的镍-铬-钴基合金, 该合金还包含至少一种选自镁, 钙, 钪, 锆, 钇, 铈和镧的元素, 其中每种所述元素在合金中的含量至多为 0.05wt%。

13. 权利要求 10 的镍-铬-钴基合金, 其中该合金是选自薄板, 厚板, 棒材, 线材, 管材和锻件的加工形式。

14. 权利要求 10 的镍-铬-钴基合金, 其中该合金是铸造形式。

15. 权利要求 10 的镍-铬-钴基合金, 其中该合金是喷射成型的。

16. 权利要求 10 的镍-铬-钴基合金, 其中该合金是粉末冶金的形式。

式。

17. 权利要求 10 的镍-铬-钴基合金, 其中该合金成型为燃气涡轮发动机的元件。

18. 具有多种金属元件的类型的改进的燃气涡轮发动机, 其中该改进包括基本上由下列成分组成的至少一个金属元件:

17 至 22wt%	铬
8 至 15wt%	钴
4.0 至 9.5wt%	钼
至多 7.0wt%	钨
1.28 至 1.65wt%	铝
1.50 至 2.30wt%	钛
至多 0.80wt%	铌
0.01 至 0.2wt%	碳
至多 0.015wt%	硼

余量的镍和杂质, 此外该合金满足以重量百分比表示的用元素量限定的组成关系:

$$2.2 < \text{Al} + 0.56\text{Ti} + 0.29\text{Nb} < 2.9$$

$$6.5 < \text{Mo} + 0.52\text{W} < 9.5.$$

19. 一种改进的燃气涡轮发动机, 其中至少一个金属元件是过渡管。

20. 权利要求 18 的改进的燃气涡轮发动机, 其中至少一个金属元件基本上由下列成分组成:

17.5 至 21.3wt%	铬
8.3 至 14.2wt%	钴
4.3 至 9.3wt%	钼
至多 7.0wt%	钨
1.29 至 1.63wt%	铝
1.59 至 2.28wt%	钛
至多 0.79wt%	铌

0.034 至 0.097wt% 碳

0.002 至 0.007wt% 硼

至多 2.6wt% 铁

余量的镍和杂质，此外该合金满足以重量百分比表示的用元素量限定的组成关系：

$$2.35 < \text{Al} + 0.56\text{Ti} + 0.29\text{Nb} < 2.84$$

$$7.1 < \text{Mo} + 0.52\text{W} < 9.3。$$

用于先进燃气涡轮发动机的 Ni-Cr-Co 合金

技术领域

本发明涉及用于高温用途的可加工高强度合金。特别地，本发明涉及具有足够的蠕变强度，热稳定性，和耐应变时效开裂的合金以便允许制造和用在燃气涡轮机的过渡管（transition duct）和其它燃气涡轮机元件。

背景技术

为满足日益增加的工作效率的要求，燃气涡轮发动机设计者希望使用越来越高的工作温度。然而，材料的性能通常限制了提高工作温度的能力。具有这种限制的一个应用是燃气涡轮机过渡管。过渡管通常是由薄板（sheet or thin plate）材料制成的焊接元件因此需要可焊以及可加工。通常在过渡管中使用 γ -prime 强化合金，因为它们在高温下具有高的强度。然而，目前可商购的加工 γ -prime 强化合金不具有在先进燃气涡轮机设计理念所要求的极高温下使用的强度也不具有在该温度下使用的稳定性，或者可能在加工期间存在困难。具体地，这样的一种制造困难是许多加工 γ -prime 强化合金对应变时效开裂敏感。本文中将更详细描述应变时效开裂的问题。

加工 γ -prime 强化合金通常是基于镍-铬-钴系统，尽管也使用其它为基础的系统。这些合金典型具有铝和钛的添加物，该添加物可引起 γ -prime 相 $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ 的形成。也可以使用其它 γ -prime 形成元素，例如铌和/或钽。使用时效硬化热处理将该 γ -prime 相发展成合金显微组织。通常当合金处于退火状态时向该合金提供该热处理。 γ -prime 相的存在可以在宽的温度范围上引起相当大的合金强化。其它元素添加可包括用于固溶强化的钼或钨，用于碳化物形成的碳，和用于改善高温延展性的硼。

应变时效开裂是限制许多 γ -prime 强化合金的可焊性的问题。当

焊接部件在焊接操作之后首次经受高温时可典型发生这种现象。通常这是在对大多数焊接 γ -prime 合金加工件的后焊接退火处理期间。该开裂的发生是加热到退火温度期间形成 γ -prime 合金相的结果。强化 γ -prime 相的形成连同许多这些合金在中间温度具有的低延展性,以及典型由焊接操作施加的机械约束常常可导致开裂。该应变时效开裂问题会限制使用合金只能达到一定的厚度,因为更大的材料厚度会引起更大的机械约束。

已开发出几种类型的测试以评价合金对应变时效开裂的敏感性。这些测试包括圆形补块 (circular patch) 测试,约束板测试,和多种动态热-机械测试。一个可用来评价合金对应变时效开裂的敏感性的测试是 1960 年代开发的受控加热速率拉伸 (CHRT) 测试。近期在 Haynes International 的测试发现 CHRT 测试可以按照与现场经验一致的顺序成功排列多种商用合金的敏感性。在 CHRT 测试中,将薄板拉伸试样以恒定速率 (在 Haynes International 进行的测试使用每分钟 25°F 至 30°F 的速率) 从低温加热到测试温度。一旦达到测试温度,以恒定工程应变速率拉伸试样至断裂。该测试试样开始是处于退火 (无时效硬化) 状态,因此 γ -prime 相在加热阶段析出,加热阶段正如同焊接元件经受后焊接热处理的情形。取测试试样至断裂的百分延伸率来度量对应变时效开裂的敏感性 (延伸率值越低表明对应变时效开裂的越敏感)。CHRT 中的延伸率是测试温度的函数且通常会在特定的温度显示出最小值。对于许多加工 γ -prime 强化合金,发生这种情况的温度是 1500°F 左右。

先进燃气轮机理念所要求的高温下的良好强度和热稳定性是目前许多商品化加工 γ -prime 强化合金所缺少的两种性质。长期以来使用蠕变破断测试来评价高温强度,其中在恒温下对试样施加恒定的载荷直到试样断裂。这时使用到达断裂的时间,或者破断寿命来度量在该温度下的合金强度。热稳定性度量的是合金的显微组织是否在受热期间保持相对不受影响。在受热期间,许多高温合金会形成脆的金属间相或碳化物相。这些相的存在会显著降低该材料的室温延展性。使

用标准拉伸试验可有效测量这种延展性的损失。

目前的市场上可以购得的许多加工 γ -prime 强化合金是薄板形式的。1950 年代, General Electric 开发了用于涡轮发动机的 Rene-41 或 R-41 合金(美国专利第 2,945,758 号)。该合金具有优异的蠕变强度,但是受不良的热稳定性和耐应变时效开裂性的限制。1950 年代还开发出类似的 General Electric 合金, M-252 合金(美国专利第 2,747,993 号)。虽然目前只能以棒材形式获得,但是组成使其易于进行薄板制造。M-252 合金具有良好的蠕变强度和耐应变时效开裂性,但是类似于 R-41 该合金也受不良热稳定性的限制。The Pratt & Whitney 开发的市场上称为 WASPALOY 合金(无美国专利覆盖)的合金是另一种计划用于涡轮发动机并且可以以薄板形式得到的 γ -prime 强化合金。然而,这种合金在 1500°F 具有以上的微小的蠕变强度,微小的热稳定性,并且具有相当差的耐应变时效开裂性能。市场上称为 263 合金的合金(美国专利第 3,222,465 号)是 1950 年代后期开发出并且在 1960 年由 Rolls-Royce Limited 引入的。该合金具有优异的热稳定性和耐应变时效开裂性能,但是该合金在 1500°F 以上的温度具有非常差的蠕变强度。PK-33 合金(美国专利第 3,248,123 号)是由 International Nickel Company 开发的并于 1961 年引入。这种合金具有良好的热稳定性和蠕变强度,但是该合金受不良耐应变时效开裂性能的限制。如这些实例显示,目前市场上没有具有三种关键性能的独特组合的合金:良好的蠕变强度和在 1600 至 1700°F 温度范围内的良好热稳定性以及良好的耐应变时效开裂性能。

发明内容

本发明的主要目标是提供新的加工可时效硬化镍-铬-钴基合金,该合金适用于高温燃气轮机过渡管和其它燃气轮机元件,该合金具有三种特定的关键性能的组合,即耐应变时效开裂,良好的热稳定性,和良好的蠕变破断强度。

据发现使用含如下成分的合金可以实现这个目的:一定范围的铬和钴,一定范围的钼和可能的钨,和一定范围的铝,钛和可能的铌,

余量的镍和各种微量的元素和杂质。

具体地，优选的范围是 17 至 22wt%的铬，8 至 15wt%的钴，4.0 至 9.5wt%的钼，至多 7.0wt%的钨，1.28 至 1.65wt%的铝，1.50 至 2.30wt%的钛，至多 0.80wt%的铌，至多 3wt%的铁，0.01 至 0.2wt%的碳，和至多 0.015wt%的硼，和余量的镍和杂质。

附图说明

图 1 是所研究的加工可时效硬化镍-铬-钴基合金在 1500° F 下的受控加热速率拉伸测试中的延展性的图样。

图 2 是所研究的加工可时效硬化镍-铬-钴基合金在室温下的标准拉伸测试中的延展性的图样。

具体实施方式

这里描述的加工可时效硬化镍-铬-钴基合金具有足够的蠕变强度，热稳定性，和耐应变时效开裂性能，从而允许以薄板或厚板形式用在燃气轮机过渡管中，以及以其它的产品形式和用于其它苛刻的燃气轮机应用。通过控制各自具有一定功能的若干重要元素来获得这些重要性质的组合。 γ -prime 形成元素例如铝，钛，和铌的存在可通过在时效硬化过程期间形成 γ -prime 相而对高的蠕变破断强度有重要作用。然而，必需仔细控制铝，钛，和铌的总量以便允许良好的耐应变时效开裂性能。加入钼和可能的钨，通过固溶强化提供额外的蠕变破断强度。然而，此外，在这种情形中必需仔细控制钼和钨的总浓度以便确保该合金足够的热稳定性。

基于对下一代燃气轮机和过渡管所提出的要求， γ -prime 强化合金具有相当大的潜力。三个较为关键的性能是蠕变强度，可焊性（即耐应变时效开裂性），和热稳定性。然而，制造这三种性能全都优异的 γ -prime 强化合金并不容易，而且市场上没有发现全部三种性能都达到足够程度的合金。

我测试了 26 种试验合金和 5 种商品化合金，表 1 种列出了它们的组成。以 A 至 Z 对试验合金进行标记。商品化合金是 HAYNES R-41 合金，HAYNES Waspaloy 合金，HAYNES 263 合金，M-252 合金，和 NIMONIC

PK-33 合金。这些合金(既包括试验合金也包括商品化合金)具有 17.5 至 21.3wt%范围的 Cr 含量,以及 8.3 至 19.6wt%范围的钴含量。铝含量的范围是 0.49 至 1.89wt%,钛的含量为 1.53 至 3.12wt%,且铌含量的范围是 0 至 0.79wt%。钼含量的范围是 3.2 至 10.5wt%而钨的范围是 0 至 8.3wt%。有意加入的微量元素碳和硼的范围分别为 0.034 至 0.163wt%和 0 至 0.008wt%。铁的范围是 0 至 3.6wt%。

在厚度为 0.047"至 0.065"的薄板材料上进行合金的所有测试。以 50 磅的炉容量,将试验合金真空感应熔炼,然后进行电渣重熔。在 2150 °F 下对如此制得的锭(ingot)进行均热然后使用 2150 °F 的起始温度进行锻造和轧制。热轧之后该薄板的厚度为 0.085"。在 2150 °F 下对该薄板进行退火 15 分钟然后进行水淬。然后将该薄板冷轧至 0.060"的厚度。必要时,在 2050 至 2175 °F 的温度下对该冷轧薄板进行退火以产生完全再结晶的、且具有 4 至 5 的 ASTM 晶粒尺寸的等轴晶粒组织。最后,对该薄板材料提供 1475 °F 的时效硬化热处理并持续 8 小时以便产生 γ -prime 相。得到的商品化合金 HAYNES R-41 合金, HAYNES WASPALOY 合金, HAYNES 263 合金, 和 NIMONIC PK-33 合金为薄板形式并且处于厂内退火状态。由于没能得到市售的 M-252 合金薄板,使用与上述试验合金相同的方法制造 50 磅的炉量(heat)用于评价。依照公认的标准对全部的五种商品化合金提供退火后时效硬化热处理。表 2 种记录了这些热处理。

为评价上文认为重要的三种性能(耐应变时效开裂性,热稳定性,和蠕变强度),对每种合金进行三个不同的测试。第一个测试是受控加热速率拉伸测试(CHRT)。表 3 中给出了 CHRT 测试的结果。该测试中的关键性能是拉伸延展性,通过测量达到破坏时的延伸率来测量该性能。在该测试中,具有更大延展性的合金被认为具有更大的耐应变时效开裂性能。本发明研究工作的目标是具有 4.5%或更大的延展性。在试验的合金中,只有合金 W 不能满足这个要求。对于商品化的合金, M-252 和 263 合金满足该要求,而 PK-33 合金, WASPALOY 合金, 和 R-41 合金不满足。据发现 CHRT 测试中指定合金的性能可使用下式(其中元

素组成以 wt%表示) 与合金中的 γ -prime 形成元素的量相联系:

$$Al + 0.56Ti + 0.29Nb < 2.9 \quad (1)$$

表 1 中给出了该研究中所有合金的式(1)左侧的值。发现所有通过 CHRT 测试的合金都服从式(1)。此外,所有不服从式(1)的合金都没有通过 CHRT 测试的要求,即据发现它们具有小于 4.5%的 1500°F CHRT 延展性。图 1 中清楚地显示了这种关系,其中绘出了研究中的所有合金其 1500°F CHRT 延展性相对于式(1)左侧值的图样。针对退火状态的试样进行所有的测试。绘出了拉伸延展性(以破坏时的百分比延伸率度量)作为组成变量 $Al + 0.56Ti + 0.29Nb$ (其中元素组成以 wt%表示) 函数的图样。在图中画出了对应于 4.5%拉伸延展性的直线。认为该直线之上标绘出的所有合金(符号: 实心圆)通过了受控加热速率拉伸测试,而认为该直线之下标绘的合金(符号: X 标记)未能通过。在组成变量 $Al + 0.56Ti + 0.29Nb$ 值为 2.9wt%处画一条垂直虚线。发现其值大于 2.9 的所有合金未能通过受控加热速率拉伸测试。

表 1

合金	Ni	Cr	Co	W	Mo	Ti	Al	Nb	C	B	Fe	Mo+0.52W	Al+0.56Ti+0.29Cb
A	余量	19.1	10.7	7.0	5.5	1.91	1.53	<0.05	0.079	0.003	<0.1	9.1	2.60
B	余量	19.5	10.9	5.4	4.3	2.07	1.51	0.02	0.097	0.006	<0.1	7.1	2.68
C	余量	19.2	10.8	6.3	5.1	2.20	1.60	<0.05	0.095	0.006	<0.1	8.4	2.84
D	余量	19.0	10.7	5.9	6.3	1.71	1.57	0.63	0.090	0.005	<0.1	9.3	2.71
E	余量	19.2	10.7	6.8	5.3	1.59	1.51	0.79	0.085	0.003	<0.1	8.8	2.63
F	余量	19.4	10.9	5.9	4.5	2.05	1.47	<0.05	0.086	0.005	<0.1	7.6	2.62
G	余量	19.1	10.7	6.3	5.1	2.03	1.40	<0.05	0.097	0.002	<0.1	8.4	2.54
H	余量	19.3	10.8	6.1	4.6	1.85	1.63	<0.05	0.088	0.003	0.2	7.8	2.67
I	余量	19.3	10.7	6.1	4.7	1.89	1.29	<0.05	0.075	0.004	0.2	7.9	2.35
J	余量	19.2	10.7	6.1	4.6	2.28	1.30	<0.05	0.074	0.003	0.2	7.8	2.58
K	余量	19.2	10.7	6.2	4.8	2.07	1.60	<0.05	0.080	0.003	0.2	8.0	2.77
L	余量	19.2	10.8	6.0	4.8	2.08	1.48	0.02	0.088	0.005	<0.1	7.9	2.65
M	余量	19.3	10.7	6.1	4.6	1.97	1.39	<0.05	0.081	0.003	2.6	7.8	2.50
N	余量	21.3	8.3	6.0	4.7	2.13	1.45	<0.05	0.073	0.004	0.2	7.8	2.65
O	余量	17.5	14.2	6.1	4.7	2.11	1.47	<0.05	0.077	0.004	0.2	7.9	2.66
P	余量	19.4	10.7	6.2	4.6	1.98	1.52	<0.05	0.034	0.006	0.2	7.8	2.64
Q	余量	19.2	10.7	2.7	6.2	2.01	1.54	<0.05	0.056	0.006	0.2	7.6	2.68
R	余量	19.9	10.1	<0.1	7.2	2.05	1.50	<0.05	0.058	0.006	0.7	7.2	2.65
S	余量	20.2	9.6	<0.1	8.3	2.12	1.48	<0.05	0.062	0.007	0.7	8.3	2.67
T	余量	18.9	10.1	<0.1	9.3	2.07	1.56	<0.05	0.066	0.006	0.7	9.3	2.72
U	余量	18.7	10.5	8.3	6.3	1.80	1.43	<0.05	0.089	0.002	0.1	10.6	2.44
V	余量	19.6	10.9	0.1	9.9	2.21	1.33	0.65	0.094	0.004	<0.1	9.9	2.76
W	余量	19.4	10.9	5.4	4.3	2.30	1.66	<0.05	0.096	0.006	<0.1	7.1	2.95
X	余量	18.8	10.3	7.6	6.0	1.53	1.39	0.72	0.089	<0.002	<0.1	9.9	2.46
Y	余量	19.2	10.6	4.1	3.2	2.13	1.45	<0.05	0.080	0.004	0.2	5.3	2.65
Z	余量	19.2	10.8	0.1	10.5	2.10	1.46	<0.05	0.077	0.004	0.2	10.5	2.64

M-252	余量	18.9	9.7	<0.1	10.0	2.30	1.01	0.04	0.163	0.005	0.2	10.0	2.31
PK-33	余量	18.8	13.1	-	7.2	1.90	1.89	-	0.048	0.003	0.7	7.2	2.95
263	余量	20.5	19.6	<0.1	5.9	2.16	0.49	<0.05	0.060	0.002	0.4	5.9	1.61
WASP	余量	19.1	13.3	<0.1	4.3	2.92	1.45	0.05	0.080	0.008	1.0	4.3	2.97
R-41	余量	19.1	10.9	<0.1	9.7	3.12	1.48	<0.05	0.090	0.008	3.6	9.7	3.10

表 2

合金	热处理*
试验合金 A-Z	1475° F/8 小时/AC
R-41 合金	2050° F/30 分钟/AC+1650° F/4 小时/AC
WASPALOY 合金	1825° F/2 小时/AC+1550° F/4 小时/AC+1400° F/16 小时/AC
263 合金	1472° F/8 小时/AC
M-252 合金	1400° F/15 小时/AC
PK-33 合金	1562° F/4 小时/AC

*所有的热处理均在退火热处理之后进行

AC = 空气冷却

表 3

合金	1500° F CHRT 延展性 (延伸率%)
A	5.9
B	4.9
C	5.0
D	6.4
E	9.5
F	6.0
G	4.9
H	8.5
I	10.0
J	5.5
K	5.4
L	5.7
M	8.5
N	5.6
O	5.8
P	5.2
Q	5.9
R	6.9
S	8.2
T	7.0
U	5.0
V	6.7
W	4.2
X	6.9
Y	5.1

Z	9.3
R-41 合金	2.8
WASPALLOY 合金	3.5
263 合金	22.9
M-252 合金	5.6
PK-33 合金	3.6

为评价合金的热稳定性，在长时期受热之后测定它们的室温拉伸延展性。进行表 2 中给出的时效硬化热处理之后，对所有的试验合金和商品合金的试样给予 1600°F/1000 小时/AC 的受热。对经过受热的试样进行室温拉伸测试且结果如表 4 所示。认为大于 20% 的延展性是可以接受的。使用这个准则，发现试验合金 U, V, X, 和 Z 与商品合金 M-252 合金, WASPALLOY 合金, 和 R-41 合金不合格。据发现元素钼和钨的控制对开发热稳定的合金是关键的。得到如下关系：（其中元素组成以 wt% 表示）：

$$\text{Mo} + 0.52\text{W} < 9.5 \quad (2)$$

表 1 中给出了该研究工作中所有合金的式 (2) 左侧值。发现所有不满足式 (2) 的合金都不具有足够的热稳定性，即在 1600°F 下受热 1000 小时之后发现它们的室温拉伸延展性小于 20%。发现一种合金（WASPALLOY 合金）满足式 (2)，但是具有不良的热稳定性。然而该合金不满足式 (1) 因此不适合于目标用途。从这个例子可以清楚，为了保证这类合金的热稳定性，必需控制铝，钛，和铌以及钼和钨的量。当考虑到图 2 时，式 (2) 的实用性变得非常清楚，其中对研究中的所有合金绘出了受热试样的延展性相对于式 (2) 左侧值的图样。图中只画出了满足关系式 $\text{Al} + 0.56\text{Ti} + 0.29\text{Nb} < 2.9$ （其中元素组成以 wt% 表示）的合金。在给予时效硬化热处理随后进行 1600°F 的受热并持续 1000 小时的试样上进行所有的测试。在该图中，绘出了拉伸延展性（以破坏时的百分比延伸率度量）作为组成变量 $\text{Mo} + 0.52\text{W}$ （其中元素组成以 wt% 表示）函数的图样。在该途中画出对应于拉伸延展性为 20% 的一条直线。认为所有在该直线以上绘出的合金（符号：实心圆）通过了热稳定测试，而认为在该直线以下绘出的合金（符号：X-标记）没有通过。

在组成变量 Mo+0.52W 值为 9.5wt%处画一条垂直虚线。发现其值大于 9.5 的所有合金未能通过热稳定性测试。

表 4

合金	1600° F/1000 小时/AC 后的延展性 (延伸率%)
A	27.8
B	29.2
C	28.8
D	22.2
E	24.3
F	29.5
G	26.3
H	29.3
I	34.3
J	30.8
K	28.3
L	30.2
M	32.1
N	23.5
O	32.5
P	32.8
Q	29.4
R	34.5
S	33.6
T	29.9
U	10.4
V	9.2
W	27.3
X	19.0

Y	33.6
Z	18.0
R-41 合金	2.6
WASPALLOY 合金	12.8
263 合金	40.9
M-252 合金	10.1
PK-33 合金	26.2

对于目标用途的第三个关键性能是蠕变强度。在 1700°F 下使用 7ksi 的载荷测定合金的蠕变破断强度。大于 300 小时的破断寿命是制定的目标。表 5 中示出了试验合金和商品合金的结果。发现除合金 V, Y, 和 Z 之外所有的试验合金均达到了目标。除 263 合金和 WASPALLOY 合金之外的所有商品合金均合格。未能达到蠕变破断目标的全部五种合金之中, 其中三种 (合金 V 和 Z, 以及 WASPALLOY 合金) 不满足式 (1) 和 (2) 中的一个或两个且不是热稳定的。热不稳定性会对蠕变强度产生负面的影响。另外两种不满足蠕变强度目标的合金 (合金 Y 和 263 合金) 都具有相对低的固溶强化元素钼和钨的总含量。此外, 合金 263 中 γ -prime 形成元素铝, 钛, 和铌的总含量较低。为确保足够水平的固溶强化元素和 γ -prime 形成元素, 将式 (1) 和 (2) 分别修改为 (其中元素组成以 wt% 表示):

$$2.2 < \text{Al} + 0.56\text{Ti} + 0.29\text{Nb} < 2.9 \quad (3)$$

和

$$6.5 < \text{Mo} + 0.52\text{W} < 9.5 \quad (4)$$

本研究中所测试的全部 31 种试验合金和商品合金中, 发现 20 种通过了全部三个关键性能测试, 即 CHRT 测试, 受热测试, 和蠕变破断测试。所有的 20 种合格合金 (试验合金 A 至 T) 都具有满足式 (3) 和 (4) 的组成。被认为不合格的 11 种合金 (包括试验合金 U 至 Z 和全部的五种商品合金) 的组成不能满足式 (3) 和 (4) 中的一个或两个。从表 1 可以看出, 合格合金包含 17.5 至 21.3wt% 的铬, 8.3 至 14.2wt% 的钴, 4.3 至 9.3wt% 的钼, 至多 7.0wt% 的钨, 1.29 至 1.63wt% 的铝, 1.59

至 2.28wt%的钛，至多 0.79wt%的铌，0.034 至 0.097wt%的碳，0.002 至 0.007wt%的硼和至多 2.6wt%的铁。由于下面所述的原因，含有下列范围的这些元素并且满足式(3)和(4)的合金可能提供期望的性能：17 至 22wt%的铬，8 至 15wt%的钴，4.0 至 9.5wt%的钼，至多 7.0wt%的钨，1.28 至 1.65wt%的铝，1.50 至 2.30wt%的钛，至多 0.80wt%的铌，0.01 至 0.2wt%的碳，至多 0.015wt%的硼，余量为镍加杂质。该合金还可以包含至多 1.5wt%的钽，至多 1.5wt%的锰，至多 0.5wt%的硅，和镁，钙，钪，锆，钇，铈和镧中的一种或多种。这七种元素每种的含量可以为至多 0.05wt%。合格合金的 $Al+0.56Ti+0.29Nb$ 值的范围是 2.35 至 2.84，而 $Mo+0.52W$ 的范围是 7.1 至 9.3。

表 5

合金	破断寿命 (小时)
A	304
B	560
C	481
D	375
E	346
F	522
G	584
H	764
I	410
J	767
K	560
L	522
M	581
N	401
O	403
P	664
Q	419

R	328
S	641
T	506
U	384
V	284
W	463
X	339
Y	271
Z	283
R-41 合金	618
WASPALLOY 合金	243
263 合金	139
M-252 合金	392
PK-33 合金	412

用于高温环境的合金中，铬 (Cr) 的存在提供必要的抗氧化性和耐热腐蚀性。通常，Cr 的含量越高抗氧化性越好，然而，过多的 Cr 会导致合金中的热不稳定性。对于本发明的合金，据发现铬的水平应当在大约 17 至 22wt% 之间。

钴 (Co) 是许多加工 γ -prime 强化合金中的常见元素。钴降低较低温度下铝和钛在镍中的溶解度从而允许对于给定水平的铝和钛提供更大的 γ -prime 含量。据发现本发明的合金可接受的 Co 水平是约 8 至 15wt%。

如上文所述，铝 (Al)，钛 (Ti)，和铌 (Nb) 可通过在时效硬化热处理时形成强化 γ -prime 相从而有助于本发明合金的蠕变强度。这些元素的总量受上述式 (3) 的限制。对于单个元素，据发现 Al 的范围可以为 1.28 至 1.65wt%，Ti 的范围可以为 1.50 至 2.30wt%，而 Nb 的范围可以为 0 至 0.80wt%。

如上文所述，钼 (Mo) 和钨 (W) 可通过固溶强化有助于本发明合

金的蠕变破断强度。这些元素的总量受上述式(4)的限制。对于单个元素, 据发现 Mo 的范围可以为约 4.0 至 9.5wt%, 而 W 的范围可以为 0 至约 7.0wt%。

碳(C)是必要的元素而且可通过形成碳化物有助于本发明合金的蠕变强度。碳化物对适当的晶粒尺寸控制也是必需的。碳的含量应为约 0.01 至 0.2wt%。

铁(Fe)不是必需的, 但是会典型存在。Fe 的存在允许废料(revert material)的经济使用, 大多数废料中包含剩余量的 Fe。使用新的炉衬和高纯度的炉料可能得到合格的、不含 Fe 的合金。给出的数据显示最高约 3wt%的水平是容许的。

通常向加工 γ -prime 强化合金中加入少量硼(B)以便改善高温延展性。过多的硼会导致可焊性问题。优选的范围是至多约 0.015wt%。

在这类合金中钽(Ta)是 γ -prime 形成元素。据认为在至多约 1.5wt%的水平上, 可以用钽部分代替铝, 钛, 或铌。

通常向镍基合金中加入锰(Mn)来帮助控制硫杂质存在引起的问题。据认为可以向本发明的合金中加入至少 1.5wt%水平的 Mn。

硅(Si)可以作为杂质存在而且有时可有意加入以便提高环境抗性。据认为可以向本发明的合金中加入至少 0.5wt%水平的 Si。

铜(Cu)可以作为杂质存在, 源自废料的使用或者源自合金本身的熔炼和加工期间。据认为 Cu 的存在量最多为 0.5wt%。

通常在镍基合金的初步熔炼中使用镁(Mg)和钙(Ca)。据认为本发明合金中这些元素的存在水平至多为约 0.05wt%。

通常, 向镍基合金中加入少量的某些元素以便提供改良的环境抗性。这些元素包括但不限于镧(La), 铈(ce), 钇(Y), 锆(Zr), 和铪(Hf)。据认为本发明的合金中这些元素中每种的存在量至多约 0.05wt%。

虽然测试试样局限于加工薄板, 但是其它加工形式(例如厚板, 棒材, 管材(tubes, pipes), 锻件, 和线材)和铸造, 喷射成型, 或粉末冶金形式即粉体, 压实粉体和烧结压实粉体的合金应表现出相

当的性能。因此，本发明包括所有的合金组成形式。

本合金可表现出良好热稳定性，耐应变时效开裂性和良好蠕变断裂强度的综合性能，从而使得该合金特别适合于制造燃气涡轮发动机元件且特别适用于这些发动机中的过渡管。这样的元件和包含这些元件的发动机可以在更高的温度下工作而不会失效，因此应当具有比目前可得到的那些元件和发动机更长的使用寿命。

虽然我已经公开了该合金的一些优选实施方案，应当清楚本发明不限于此，而且可以在下列权利要求的范围内得到多种体现。

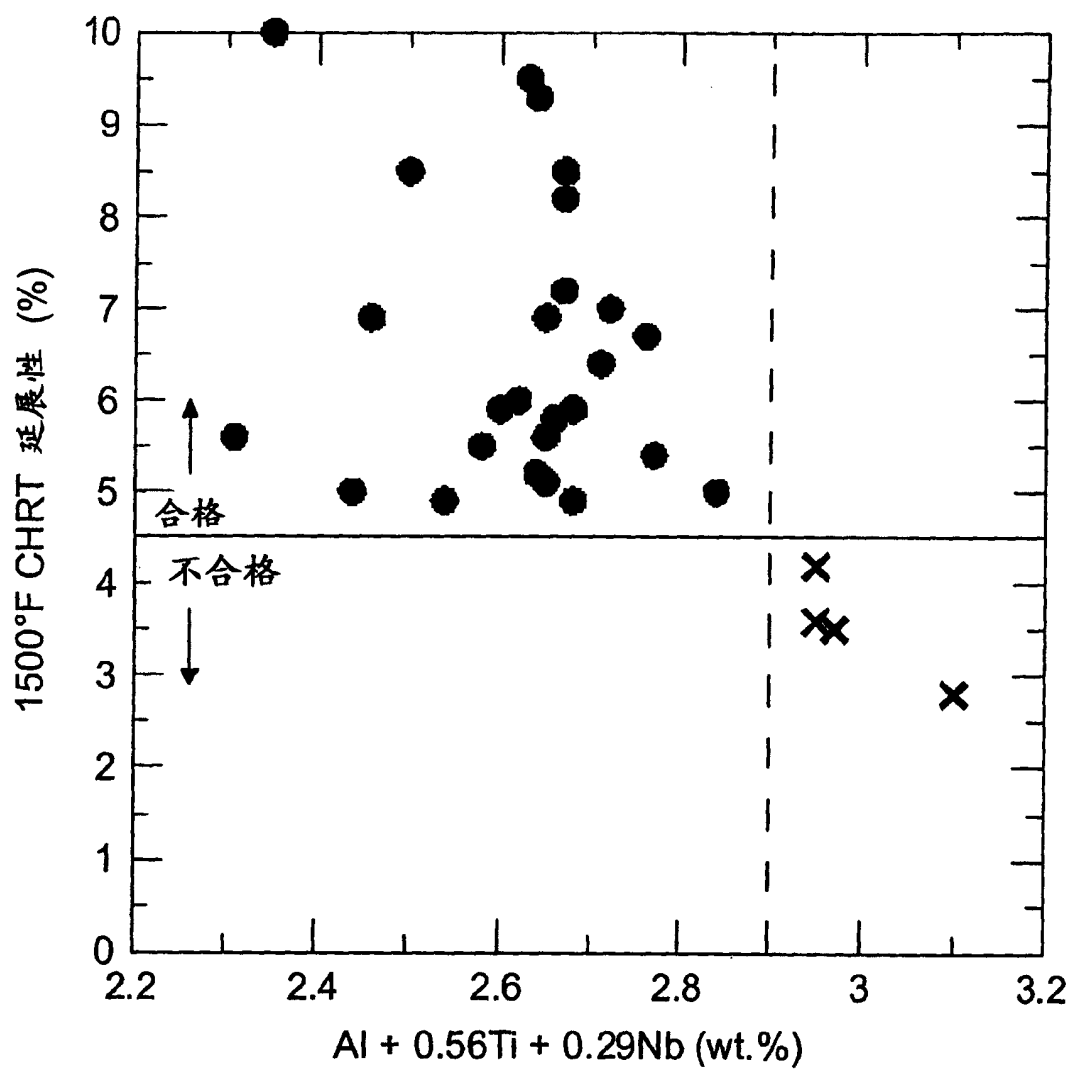


图1

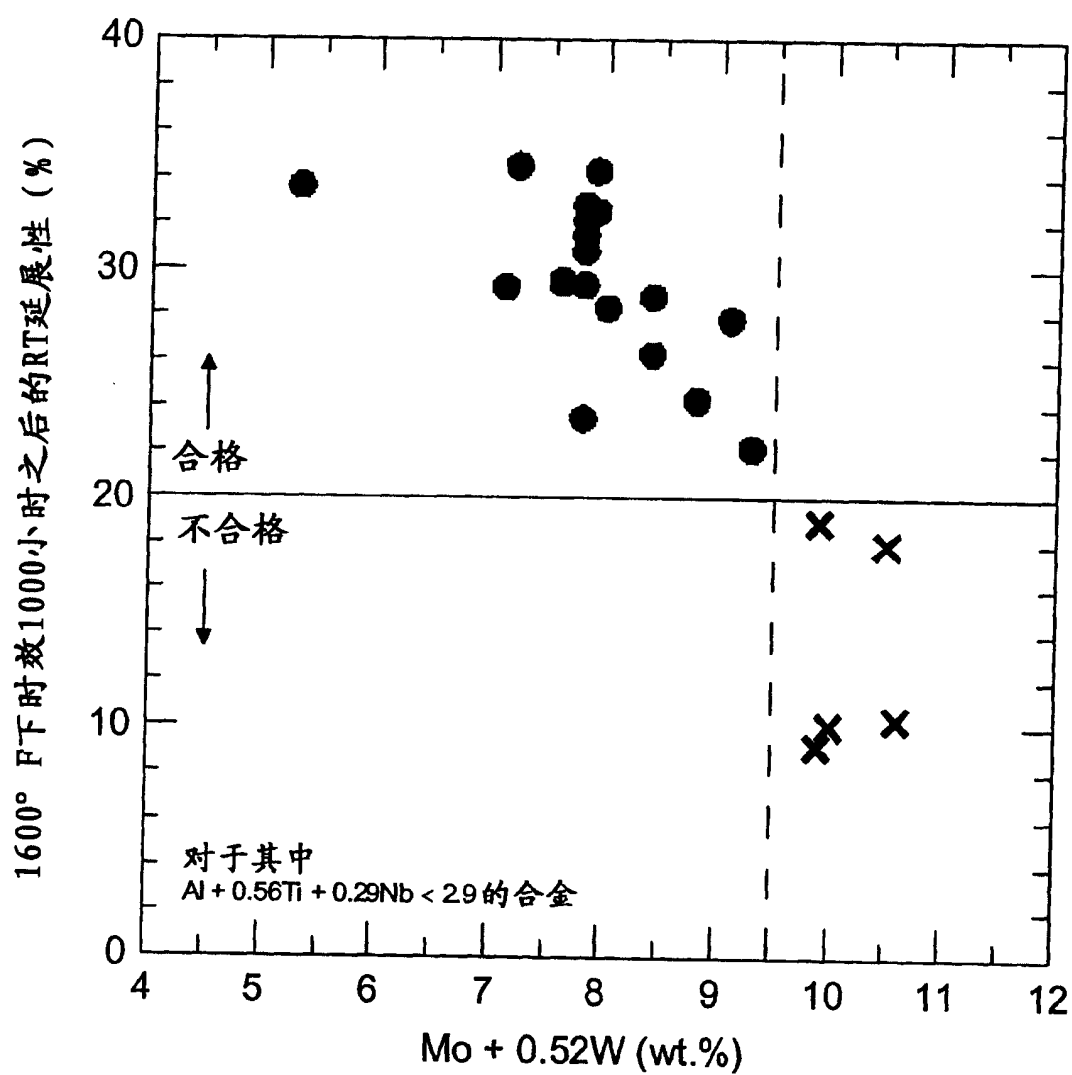


图 2