

[19]中华人民共和国专利局

[11]公开号 CN 1053094A



(12) 发明专利申请公开说明书

[21] 申请号 90109970.8

[51] Int.Cl⁵

C22C 30/00

[43] 公开日 1991年7月17日

[22]申请日 90.12.15

[30]优先权

[32]89.12.15 [33]US [31]452,284

[32]90.11.19 [33]US [31]613,081

[71]申请人 英科合金国际有限公司

地址 美国西弗吉尼亚州

[72]发明人 约翰·S·史密夫

小达雷尔·F·史密夫 R·李·

费希尔 卡尔·A·赫克

[74]专利代理机构 中国专利代理有限公司

代理人 王景朝 戴金玺

C22C 19/00 C22C 38/10

说明书页数: 28 附图页数: 5

[54]发明名称 抗氧化的能膨胀高温合金

[57]摘要

一种含有 Fe、Co、Ni 和至少 4-5% (重量) Al 的抗氧化合金, 该合金至少具有双相晶体结构。所述结构的一个晶体组成为 γ (面心立方) 相, 其中含有 γ' 相。与第一晶体组分相比, 第二晶体组分是富 Al 的, 根据 X 射线衍射和电子衍射分析, 第二晶体组分显示出体心立方 B2 结构相的特征。

< 24 >

权 利 要 求 书

1、一种具有较低热膨胀系数的抗氧化合金，其特征在于具有抗氧化脆性能而且在退火和时效状态下在 650°C 左右具有缺口延性，该合金含有(重量%)：约25—50%Ni、约5—50%Co、约5—10%Al、约0—2%Ti、0—约0.2%C、0—约6%Cr、(Mn、Si和Cu)总量约2%、0—约0.5%Si、0—约5%(Mo+W)、约0.5—约6%Nb、0—约0.1%Zr、0—约0.02%B、余量基本上是Fe(在20%—50%范围内)以及偶然带入的杂质。

2、权利要求1所述的合金，合金中含至少约2%Nb。

3、权利要求1所述的合金，其中Ni含量约30%—45%。

4、权利要求2所述的合金，其中Al含量约4.8—6%。

5、一种具有下述组成的抗氧化合金：

A)由 γ 相基体构成的第一晶体组分，该基体中含有使合金在约 427°C 具有低于约 $13.5 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ 热膨胀系数所必需的相对含量的Ni、Fe和Co；

B)在上述 γ 相基体中的 γ' 相；

C)由一种体心立方相构成的第二组分，与上述第一组分相比，第二组分富Al；

D)任选地，在所述合金中微细弥散分布的氧化物相。

6、一种抗氧化的合金，含有(重量%)：约25—70%Ni，约5—50%Co，约45—75%(Ni+Co)，约4—15%Al；0—3%Ti，0—10%Nb，0—10%Ta，0—10%

Mo, 0-10% W, 0-3% V, 0-2% Si, 0-1% Mn, 0-1% Cu, 0-6% Cr, 0-2% Hf, 0-2% Re, 0-0.3% B, 0-0.3% Zr, Mg、Ca、Y和稀土的总量为0-0.1%, 0-0.5% N, 0-0.3% C, 合金的余量是Fe (在15-55%范围内)以及合金的制造方法中常用的脱氧剂、晶粒细化剂、弥散质点等,处在上述范围内的所述各元素相互关联,以使合金具有双相组织,该组织的一个晶体组分是 γ 相,其中含有 γ' 沉淀物,另一组分是体心立方的B2结构,与上述晶体组分相比后一组分富Al。

7、权利要求6所述的抗氧化合金,其中,当Fe少于约24%时,Co至少是约24%。

8、权利要求6所述的抗氧化合金,含有至少1% Nb。

9、权利要求6所述的抗氧化合金,含有至少约2.5% Nb和小于约0.8% Ti。

10、权利要求6所述的抗氧化合金,含有约4.8-6% Al。

11、权利要求6所述的抗氧化合金,含有约1-2.5% Ti和小于约30% Fe。

12、权利要求6所述的抗氧化合金,含有0-约5% (Mo+W)。

13、权利要求6所述的抗氧化合金,含有约25-40% Co。

14、权利要求13所述的抗氧化合金,含有约20-27.5% Fe。

15、权利要求6所述的抗氧化合金,含有0-约2% V。

16、权利要求6所述的抗氧化合金,含有约2-6% Cr。

17、权利要求6所述的抗氧化合金,含有约2-6% Mo。

18、权利要求6所述的抗氧化合金，含有约4—10% (Cr+Mo)。

19、权利要求6所述的抗氧化合金，含有0—约0.3% N。

20、权利要求6所述的抗氧化合金，含有：约25—45% Ni、约25—35% Co、约20—27.5% Fe、约4.8—5.8% Al、约0—1.8% Ti、0—约0.1% C、0—约0.3% Si、约0.5—4% Nb、(Cu+Mn)之和是0—约0.5%、(Mo+W)之和是0—约5%。

21、权利要求6所述的抗氧化合金，含有：约25—40% Ni、约25—35% Co、约27.5—35% Fe、约4.8—5.8% Al、约0—0.8% Ti、0—约0.5% Mn、0—约0.75% Si、0—约2% Mo、0—约2% Nb、以及0.001—0.01% B。

22、权利要求6所述的抗氧化合金，该合金以弥散质点的形式含有氧化物相。

23、权利要求22所述的抗氧化合金，含有作为所述的氧化物相的、约0.2—2%独自或作为复合氧化物的氧化钇。

抗氧化的低膨胀高温合金

本发明涉及抗氧化、有延性、高强度的高温合金，更具体地说，本发明涉及含镍和铁并含有钴的低膨胀、抗氧化的高温合金。

现有技术的不含铬的低膨胀高温合金，例如美国专利 No. 3157495、4200459、4487743 和 4685978 中所描述并要求专利保护的那些合金，在高温下一般不具备足够的抗氧化性能和全面的抗腐蚀性能。Ni-Fe 和 Ni-Fe-Co 低膨胀高温合金不仅抗氧化性能差，而且还由于通常称为应力加速的晶界氧脆性的现象而受到损害，这种现象有时也叫作动态氧脆性或简称为动态脆性。现有技术的不含铬的低热膨胀高温合金通常在约 600°C 以上缺乏所需要的高强度。此外，一般说来，这些现有技术的低热膨胀合金，在由其制成的零件进行钎焊时所要求使用的约 1040°C 的温度下，其晶粒迅速粗化。

众所周知，向这些合金中加入铬可以赋予其抗氧化性和全面的抗腐蚀性并使晶界脆性减小到最低程度。但是，在镍基、铁基和钴基合金中，铬还抑制铁磁性、降低居里温度（磁性—非磁性转变温度），从而使材料的热膨胀增大。如果为了获得一般的抗氧化性能而加入足量的铬，那么材料就不再具有低热膨胀性了。

此外，人们还熟知，向镍基和铁基合金中加入足量的铝可以赋予其一般的抗氧化性并提高强度。但是，现有的低膨胀高温合金技术指出，铝的加入增大了产生应力加速晶界氧脆性的趋势。因此，美国专

利 No. 4685978、4487743 和 4200459 都指出，铝的含量必须尽可能低，以降低发生应力加速晶界氧脆性的趋势。现有技术的低膨胀高温合金中，铝只是作为不希望有的杂质元素而存在的。

如果铝以很高的含量存在于金属间化合物 Ni_3Al 中，则动态氧脆性的增加趋势往往比上述低膨胀高温合金更为显著，尽管含铝的金属间化合物具有极好的一般抗氧化性能。另外，人们还知道，在约 600°C 以下金属间化合物 NiAl 本来是脆性的。因此，现有技术指出，在镍基合金和含镍合金中增加铝的含量要么使动态氧脆性更加严重；要么加剧低温脆性，特别是在低铬或无铬的这类合金中更是如此。

在已知的具有低热膨胀系数的合金范围之外，本申请人还了解到，美国专利 No. 4642145 ('145 专利) 中公布了镍-铁-铝合金和镍-钴-铝合金，在这些合金中含有至少 8% (原子) 的铝并存在有 B-2 型金属间化合物。这些合金是用特定方法制造的，以便使其具有晶体颗粒的直径在 0.5—10 微米的范围内的微晶结构，根据该专利中的说明，这些合金需要具有这样一种微晶结构。'145 专利的微晶合金实施例或者含有钴或者含有铁，但不同时含有这二种元素。就本申请人所知，'145 专利公开中所要求的微晶结构在超过约

600°C 的温度下表现出较差的机械性能。'145 专利未公布所要求保护合金在高温时的任何具体性能，并且也没有提到有关应力加速的晶界氧脆性的情况。作为对 '145 专利的补充，Inone 等人写了一篇题为：“Ni-Al-Fe 和 Ni-Al-Co 系统的快淬 L_{20} 和 $\text{L}_{20}+\text{L}_{12}$ 合金的金相组织和机械性能” (“Microstructure and Mechanical Properties of Rapidly Quenched L_{20} and $\text{L}_{20}+\text{L}_{12}$ Alloys in Ni-Al-Fe and Ni-Al-Co

Systems”)的技术论文,该论文发表在“Journal of Materials Science”19(1984)3097-3106。在这篇论文中,作者报导了在'145专利中已经公布的许多内容,并得出结论说,在Ni-Al-Fe和Ni-Al-Co系中采用熔体快淬法制成的合金丝是延性的,尽管“常规凝固的 β' 和 $\gamma' + \beta'$ 化合物是极脆的”。

本申请人还了解到Field等人在题为:“一种Ni-Al-Fe γ/β 合金的变形”(Deformation of a Ni-Al-Fe Gamma/Beta Alloy)的技术论文中的一些论述,该论文是作为高温有序的金属互化物合金第Ⅲ次学术会议(1988年11月29日-12月1日在马萨诸塞州波士顿召开)论文集的一部分而发表的。在这篇论文中,Field等人对与'145专利中实施例11、Run14的成分相同的一种Ni-Al-Fe合金进行了试验。该合金组合物经熔体旋淬、然后在1100℃退火2小时,得到基本上等轴的显微组织,晶粒直径约5微米。经这一处理后,据说显微组织是由B2 NiAl和 γ (面心立方)组分构成,在 γ 晶粒中发现了有序的 γ' 相。与'145专利一样,这篇论文并未公布合金在高温下的任何性能或者与应力加速的晶界氧化脆性有关的任何数据。

本发明的目的是提供一种减轻上述现有技术合金的许多(如果不是全部的话)缺点的新的合金成分,以及提供一种具有良好的一般抗氧化性、抗动态晶界氧化性能、室温延展性、在600℃以上温度的强度以及较低热膨胀系数(CTE)的新合金。

本发明的特点在附图中得到说明,其中:

图1是表示在760℃下的合金机械性能与铝含量之间关系的曲线

图，

图 2 是表明在 649°C 下合金的应力断裂寿命与铝含量的相互关系的曲线图；

图 3 是表明与图 2 中的应力断裂寿命一起测定的延伸率和断面收缩率与合金中铝含量关系的曲线图；

图 4 是一张显示出典型本发明合金的复相组织的光学显微照片的复制件；

图 5 是一张电子显微照片的复制件，照片显示了在时效硬化的本发明的双相合金的一个组分中沉淀物的均匀性；

图 6 和图 6A 是表明铌含量对本发明合金的应力断裂寿命、延伸率和断面收缩率的影响的曲线图，试验是在 649°C 进行的，使用复合光滑—缺口试棒（KT3.6）。

本发明旨在研制一种双相的抗氧化合金，该合金含有（重量%）：
约 36—44% Ni、约 16—24% Co、约 5.5—6.5% Al、
约 1.2—约 1.8% Ti、最高约 0.1% C、(Mn、Cu 和 Cr)
总量最高约 0.5%、最高约 0.3% Si、最高约 2% Mo、最高
约 2% W、约 3—约 4% Nb、约 0.002—0.01% B、余量基本上是 Fe，其含量约 20—38%，但有一个条件，即 Fe 低于约 24%
时 Co 至少为 24%。

为了减轻上述段落中所列成分范围内的合金已发现的某些存在问题，设想了含以下成分的双相抗氧化合金（重量%）：约 25—约
40 或 45% Ni、约 25—38% Co、约 4.8—约 6% Al、
最高约 1.6% Ti、最高约 0.1% C、Mn 和 Cu 总量最高约
0.5%、(Cr+Mo) 总量最高约 6%、最高约 6% W、约 0.5—

6% Nb、约0.002—0.01% B、余量基本上是Fe，含量约15—35%。

广义地说，本发明意图在于具有下述组成的双相合金：

1) 含有Ni、Fe和Co基体作为第一组分，其中Ni、Fe和Co的相对含量必须使合金在427℃左右的热膨胀系数低于大约 $13 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$ 。该基体在拐折温度或在其附近由存在拐折温度以上的顺磁的 γ 相转变成存在于拐折温度以下的铁磁的 γ 相；

2) 在上述第一组分的基体中的 γ' 相（理论上说是Ni₃Al）；

3) 与第一组分密切相关的第二独立组分。该独立组分含有Ni和Al，从理论上说，相信这一组分是由以NiAl或FeAl为基础的体心立方结构组成，该NiAl或FeAl型由Co、Ti或其它合金成分加以变换。对本说明书和权利要求来说，“与第一组分密切相关”这一表述的意思是，对该独立组分的晶体和总体部分的微观检验表明，在退火之后该独立组分基本上完全被另一组分所润湿。对退火后冷却的合金的电子显微镜检验表明，存在于第一组分（ γ ）中的沉淀相 γ' 均匀地分布于晶粒内，甚至在与独立组分间的晶界附近也是如此。

概括地说，合金可以含有（重量%）：约25—70% Ni、约5%—45或50% Co、约45—75%（Ni+Co）、4或5—15% Al、0—3% Ti、0—10%例如1—10% Nb或Ta、Mo和W各0—10%、0—3% V、0—2% Si、0—1% Mn、0—1% Cu、0—6% Cr、0—2% Hf或Re、0—0.3% B、0—0.3% Zr、0—0.1% Mg、Ca、Y和稀土、0—0.5% N、0—0.3% C、以及合金的制造方法中常用的脱氧剂、

晶粒细化剂、弥散质点等、合金的余量是 Fe，含量范围约 15—55%，有一个附带条件是，当 Fe 低于约 24% 时 Co 至少为 24%。硫、磷和氧（不包括以弥散质点氧化物存在的情况）应被限制到每种最高含量约 0.02%。偶尔地，由于合金中含有较高的 Al 和其它活泼金属，氧的含量可能高达 0.3%。通过使本发明合金中 Ni、Co 和 Fe 含量的相互关联，人们可以为该合金提供在 427°C 测定的较低的热膨胀系数，例如在约 10.6—约 $13 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$ 的范围内。热膨胀系数主要通过 Ni—Co—Fe 比例，其次是通过 Al、Ti 和 Nb 的含量来加以控制。

为了保持本发明合金的双相（或更复杂）特征，最好是调整一下上述的宽成分范围，使得当 Ni 与 Co 之和较高例如（Ni+Co）约 75% 时，合金的铝含量处在 8.0% 左右的一个很窄的范围内。随着合金中 Ni 与 Co 含量之和降至约 67%，可以允许的铝含量放宽到约 7—15%。当（Ni+Co）含量进一步降低时，可允许的 Al 含量范围随之缩小，在 50%（Ni+Co）时这一范围缩小到约 6—8%，而在 45%（Ni+Co）时缩小到 5.0% 左右。Ni+Co 的这些有益的相互关系意味着：Ni+Co 所起的作用与 Ni 相似，并且（Ni+Co）与 Al 的相互关系不含 Nb、Ta 和 Ti 这组元素，这组元素以有限的含量存在时可以增加 Al 的作用。因此，在含 Nb、Ti 和 Ta 的本发明合金中，（Ni+Co）与 Al 之间的关系可以通过 Al、Nb、Ti 和 Ta 的累加作用而不是通过 Al 本身的作用来加以调整。

本专业的技术人员都会理解，本发明合金的 Fe、Ni、Co 和 Al 的含量决定了任何具体合金的基本性能，Ti、Nb、Mo、W、

Ta 等通常提高合金的硬度和强度，增进了 Al 的作用。出人意料的是，已观察到，与不含 Co 或 Co 含量很低的类似合金相比，Co 提高了可铸性和可加工性。此外，含 Fe、Ni 和 Co 的本发明合金具有提高了的高温性能、缺口强度和抗氢脆性能。

采用含约 2—3% Nb 和约 1.3—2% Ti 的合金测定了本发明合金的热膨胀系数。如果除了前面规定的 Nb 和 Ti 之外在本发明的合金中还含有一定量（例如约 5%）的 Mo，那么在 427℃ 测定的热膨胀系数可以高达 $12.9 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$ 。Nb（与伴生的 Ta 一起，Mo 和 Ti 这些元素对合金的强度、特别是断裂强度和高温（例如约 600℃ 以上）蠕变抗力有所贡献。本发明的合金含有约 0.5—5% Nb 是十分有益的，这一含量范围的 Nb 看来提高了合金在高温（例如 600—800℃）下的强度和延展性。另外，在含约 30% Fe 的合金中，含 Ti 较低的合金中 Nb 的存在似乎抑制了合金在 600℃ 左右温度暴露一段时间后所形成的室温脆性。业已观察到，在含 5—6.5% Al 的合金中，Nb 看起来增强了合金显微组织的第二组分的团聚和球化，即显微组织第二组分呈球状。在本发明合金中，预计在原子水平上 Ta 与 Nb 以相同的方式起作用，它可用作 Nb 的替代元素。

本发明合金的另一优点是，与现有技术的低膨胀高温合金相比，其密度较低。

在按成分配比制造本发明的合金时，可以说，只要 Ni、Co 和 Fe 的含量取得平衡、从而提供本技术领域所要求的低热膨胀系数，并且（Ni 和 Co）与 Al 等的含量符合前面所述的关系，那么，表 I 所列每种合金元素及其每一种百分比都可以与任何其它的合金成分的

百分比相组合。此外，表 I 与前面所述成分范围一起表明，对于每一种元素，本发明的意图不仅仅是上面所述的成分范围，而且还在于具体元素的任意二个规定的重量百分数值之间所定义的任何范围。

表 I

合金元素	重 量 %				
Ni	30	40	50	60	70
Co	5	15	25	35	40
Al	4	5	6	7	15
Ti	0	0.2	1	1.5	3.0
C	0.01	0.03	0.1	0.2	0.3
Cu	0	0.25	0.50	0.75	1.0
Cr	0	1.0	2.0	4.0	6.0
Mn	0	0.25	0.5	0.75	1.0
Si	0	0.5	0.75	1.0	2.0
Mo	0	3	5	8	10
W	0	3	5	8	10
Nb(和 Ta)	0	1	3	5	6
B	0	0.005	0.1	0.2	0.3
V	0	0.75	1.5	2	3.0
Hf	0	0.5	1	1.5	2
Re	0	0.5	1	1.5	2
Zr	0	0.1	0.15	0.25	0.3
N	0	0.1	0.2	0.3	0.5
氧化弥散质点	0	0.2	1	1.5	2
Fe *	15-55	15-55	15-55	15-55	15-55

* 有一个附带条件，如果 Fe 低于约 24%，那么 Co 至少为 24%。

根据本发明，尽管表 I 中所示的各种元素的多种具体范围都是可行的，但是，业已发现使用表 II 中所列出的合金范围更为有利。

表 II

重量%

元素	范围 A	范围 B	范围 C	范围 D	范围 E
Ni	41 -44	35-50	36 -44	25 -45	25 -40
Co	16 -19	5-25	16 -24	25 -35	25 -35
Al	5 -6.5	5-10	5.5- 6.5	4.8- 5.8	4.8- 5.8
Ti	0.5-1	1- 2	1.2- 1.8	0 - 1.8	0 - 0.8
C	0.05-0.05	0.2	0 - 0.1	0 - 0.1	0 - 0.05
Mn	0-0.5	*	***	0 -0.5	0 - 0.5
Si	0-0.75	*	0-0.3	0 -0.3	0 - 0.3
Mo	0-2	**	****	--	*****
W	-	**	****	--	--
Nb	0-2	2-5	2.5-4	0.5 -4	0.5- 4
Zr	-	0-0.1	-	--	--
B	0.001-0.01	0-0.02	0.002-0.01	0.002-0.01	0.001-0.02
Fe	余量 25	余量 24-50	余量 24-38	20 -27.5	27.5-35

* Si 0 - 0.5 % 及 Mn+Si+Cu+Cr 2 %

* * Mo 和 W 每种最高 5 %，但 Mo+W 5 %

* * * Cu+Cr+Mn 0.5 %

* * * * Mo+W 2%

* * * * * Cr+Mo = 0 - 10 % (总量)

表 II 中范围 A 的合金的优点是，既保持了低热膨胀系数与良好抗氧化性的有益的配合，同时，在高温（例如，约 649°C—760°C 温度范围）下具有比较高的强度。范围 B 和 C 分别是本发明意图所在的优选的和更进一步优选的范围。在范围 B、特别是在范围 A 和 C 内的合金在室温下的特征一般是：进行拉伸试验时，极限强度超过约 900 MPa、屈服强度超过约 650 MPa、延伸率超过约 10%、断面收缩率超过约 20%。上述成分范围内的合金在 760°C、于空气中进行拉伸试验时通常显示出下述性能：抗拉强度至少 550 MPa、屈服强度至少 500 MPa、延伸率至少约 5%、断面收缩率至少约

30%。范围D和E一般地限定了这样一些合金，它们暴露于600°C附近的温度时不会脆化，合金中的第二组分是通过沉淀析出而不是作为铸造的初生产物而形成的。另外，范围E内含Cr和/或Mo的合金比其它现有技术的无铬低膨胀合金的抗盐雾腐蚀性能更好。

上述本发明合金最好是采用以下工艺制造：在真空感应炉中熔化合金组分，将合金浇铸成锭，对铸锭进行热加工例如挤压和轧制，最后得到热成形的条材。表Ⅲ中列出了经上述热加工的本发明合金的组成（重量%），不言而喻，这些合金的余量是Fe以及不可避免的杂质。

表 Ⅲ

实施例
编 号

	C	Mn	Si	Cu	Ni	Cr	Al	Ti	Co	Mo	Nb	B
1	.02	.07	.50	.10	41.86	.11	4.22	2.07	18.10	.01	3.18	.006
2	.01	.11	.49	.09	41.44	.12	4.95	1.44	18.02	.01	2.17	.006
3	.01	.28	.48	.10	41.52	.13	5.91	1.33	18.13	.01	2.11	.006
4	.01	.12	.47	.11	41.77	.13	6.79	1.04	18.20	.01	2.14	.006
5	.01	.01	.04	.09	41.98	.11	6.15	1.50	18.25	.01	2.01	.006
6	.01	.12	.46	.10	44.89	.21	7.46	1.44	17.31	.06	1.79	.006
7	.01	.12	.02	.11	41.89	.12	6.17	1.62	18.10	4.89	.09	.007
8	.01	.13	.87	.10	42.09	.13	5.99	1.50	18.13	.18	.02	.008
9	.01	.13	.93	.10	41.88	.11	6.06	1.51	18.10	4.91	.01	.008
10	.01	.11	.06	.11	41.95	.12	6.15	1.50	18.12	5.08	1.92	.007
11	.01	.11	.04	.11	42.99	.19	5.85	1.45	17.66	.01	2.38	.006
12	.01	.11	.05	.11	42.12	.21	5.99	1.48	17.95	.01	3.89	.006
13	.01	.12	.91	.11	42.01	.18	5.98	1.50	18.11	4.90	2.12	.006
14	.01	.12	.96	.11	42.01	.16	6.03	1.51	18.06	.17	3.95	.006
15	.01	.11	.50	.10	41.77	.13	6.06	1.90	17.86	2.92	3.06	.006
16	.01	.11	.47	.11	42.04	.11	6.73	1.51	18.16	.17	2.05	.006
17	.01	.11	.20	.10	42.01	.12	5.11	1.46	18.05	.01	3.02	.007
18	.01	.10	.19	.11	41.99	.11	5.39	1.53	18.05	.01	3.05	.007
19	.01	.11	.19	.11	41.99	.12	5.61	1.52	18.04	.01	3.03	.008
20	.01	.11	.21	.11	42.15	.11	5.82	1.48	18.04	.01	3.04	.008
21	.01	.11	.20	.11	42.05	.11	6.05	1.52	18.08	.01	3.03	.007
22	.01	.11	.20	.10	41.95	.11	6.37	1.52	18.07	.01	3.02	.008

尽管表II中所列的具体合金都是铸造和锻造的，但是采用任何冶金技术中已知的方法生产以上所列成分范围内的合金都在本发明的考虑范围之内。例如，本发明的合金可以采用铸造生产，不经过任何明显加工，以铸件形式使用。此外，可以以粉末形式制造本发明的合金，用常规的压制和烧结方法；采用喷射铸造、火焰喷涂或等离子喷涂以形成涂层；或是采用任何已知的其它粉末冶金技术，将其加工成所需要的形状。本发明的合金还可以采用机械合金化方法例如采用 Benjamin 在美国专利 No. 3785801 中公布的方法来制造，特别是当合金中要求含有氧化物弥散质点相（例如含氧化钇的相）的时候。然后用上面所述的粉末冶金方法处理该机械合金化的粉末产品，得到所要求的制成品。

无论采用哪一种适宜的方法，在制造出本发明的合金之后，最好是对其进行如下热处理，在 980°C 左右至该合金固相线以下的某一温度的范围内退火处理，退火时间最长约 12 小时，然后冷却。由退火温度冷却下来时， γ' 相在第一组分中以超细分散的形式沉淀析出，并均匀地分散在第一组分中。为了消除在与本发明以外的合金作比较试验时的可变因素，本申请中所试验和报导的本发明合金在 760°C 左右进行了热处理。退火，特别是在约 1038°C 以上温度退火，可以导致合金的第二组分至少有一部分溶解。第二组分已经部分溶解的合金，再在 870°C 左右进行热处理可以导致第二组分以不同于铸造和随后热加工过程中产生沉淀的形式再次沉淀析出。

表 N 中所包含的数据是关于本发明合金的二个经过时效硬化的实施例与二个经过时效硬化的商品合金的性能比较。

性 能	表 N		X 合金	Y 合金
	实施例 20	实施例 10		
<u>室温拉伸试验</u>				
屈服强度 (MPa)	1110	986	896	1089
抗拉强度 (MPa)	1475	1447	1275	1434
延伸率 (%)	17	22	10	20
断面收缩率 (%)	36	33	15	26
<u>760°C拉伸试验 (在空气中)</u>				
屈服强度 (MPa)	772	655	517*	800
抗拉强度 (MPa)	807	772	620*	855
延伸率 (%)	41	38	35*	5
断面收缩率 (%)	85	82	75*	10
在 649°C及 510MPa** 负荷下的应力断裂试验 (在空气中)				
寿命 (小时)	170	135	90	缺口脆性
延伸率 (%)	37	45	10	" "
断面收缩率 (%)	52	57	12	" "
晶粒度 (ASTM No.)	8	8	3	4
平均晶粒直径 (mm)	0.022	0.022	0.125	0.091
在 427°C的 COE***				
密度 (g/cc)	7.72	7.78	8.28	8.22
模量 (GPa)	172.4	172.4	158.6	200.0

X 合金 = INCOLOY™ 909 合金, 名义成分为: 3.8 % Ni 、 13 %
Co 、 42 % Fe 、 4.7 % Nb 、 1.5 % Ti 、 0.4 % Si 、

0.03 % Al 、 0.01 % C 。

Y 合金=INCONELTM 718 合金, 名义成分: 17—21 % Cr 、
50—55 % Ni 、 4.75—5.5 % Nb 、 2.8—3.3 % Mo 、
0.65—1.15 % Ti 、 0.2—0.8 % Al 、 余量基本上
是铁。

* 估计值

* * 复合缺口 (K_T 3.6) 和光滑试棒

* * * 在指定温度下的线性热膨胀系数, ppm / °C 。

附带说明一下, 表 IV 中所列的性能是使用经过如下热处理的合金试样得到的:

实施例 10 和 20 的合金在 1038 °C 保持 2 小时, 空冷, 在
760 °C 保持 16 小时, 然后空冷。

X 合金在 1038 °C 保持 1 小时, 空冷, 在 774 °C 保持 8 小时,
炉冷至 621 °C, 保持 8 小时, 然后空冷。

Y 合金在 1066 °C 保持 1 小时, 空冷, 在 760 °C 保持 10 小时,
炉冷至 621 °C, 保持时间 (包括在 760 °C 的时间和炉冷时间) 总
计 20 小时。

将合金试样在 704 °C 于空气中加热 504 小时, 根据这一试验
的结果测定以 mg/cm^2 为单位的静氧化增重。对 X 合金和二种与实
施例 10 和 20 类似但分别含有 2.5 % Al 和 4 % Al 的合金进行
了这一试验。X 合金的最低增重为 $7.1 \text{ mg}/\text{cm}^2$, 并生成了大量
多孔的、不起保护作用的氧化物, 这些氧化物大面积地剥落。本发明
的所有合金都具有一层薄的、结合牢固的、不剥落的保护性氧化物,
其增重小于 $1.0 \text{ mg}/\text{cm}^2$ 。尽管为获得抗动态氧脆的性能, Al

含量必须大于约 5 %，但对于良好的一般抗氧化性来说，合金只需含大于 2 % 的 Al 就可以了。

表 IV 中列出的性能适用于该表中所给出的各种不同的晶粒度。具有 ASTM No. 8 的均匀而细小晶粒度（平均晶粒直径 0.022mm）的合金的相应性能数据列于表 V 中。

性 能	表 V			
	实施例 20	实施例 12	X 合金	Y 合金
<u>室温拉伸</u>				
屈服强度 (MPa)	1110	1185	1034	1206
抗拉强度 (MPa)	1475	1544	1310	1379
延伸率 (%)	17	18	15	20
断面收缩率 (%)	36	32	37	39
<u>760°C 拉伸 (在空气中)</u>				
屈服强度 (MPa)	772	710	517	793
抗拉强度 (MPa)	807	848	620	827
延伸率 (%)	41	43	30	33
断面收缩率 (%)	85	83	85	N.A.
<u>在 510MPa 及 649°C 下的断裂 (在空气中)</u>				
寿命 (小时)	170	456	90	3000
延伸率 (%)	37	23	10	N.A.
断面收缩率 (%)	52	40	12	N.A.

表 V (续)

性 能	实施例 20	实施例 12	X 合金	Y 合金
在 427°C 的 COE	10.4	10.4	7.9	14.0
密度 (g/cc)	7.72	7.77	8.27	8.21
模量 (GPa)	172.4	172.4	158.6	200.0
氧化增重 (mg/cm ²)	1.0	1.0	7.1	0.5

在 760°C 拉伸试验时, 表 II 中所列出的并按照对于实施例 10 和 20 所述方式进行过热处理的本发明合金显示出: 抗拉强度在约 790—900 MPa 范围内、屈服强度在 725—790 MPa 范围内、延伸率最高可达 40%、断面收缩率最高达 88%。经过类似热处理的本发明合金的实施例在 649°C 及 510 MPa 负荷下进行应力破断试验时, 断裂寿命随 Al 含量增加而增加, 在 4% Al 含量, 断裂寿命约 0.01 小时, 而在 6% Al 时增加到 100—200 小时。人们相信, 在高温下, 由于动态氧脆性减小, 延伸率和断面收缩率的数值同时增大。当 Al 含量由大约 5% 提高到 6% 时, 延伸率和断面收缩率值看起来也在增加。为得到各种应力断裂性能的最佳组合, 含约 3% Nb 和 1.3—2.0% Ti 的本发明合金中 Al 的含量保持在约 5%—6% 或 6.5% 的范围内比较有利。在室温拉伸试验中观察到, 在经过同样热处理的相同合金中, Al 含量的影响比较小。随着 Al 的增加, 室温强度逐渐提高, 但幅度不大, 在大约 4% Al 时可能出现降低的反常情况。室温延伸率和断面收缩率对 Al 含量的

曲线大体上是平缓的。

本发明的合金提供了在 760°C 和 649°C 温度下抵抗应力加速的晶界氧化的性能，这一优点在附图 1—3 中得到充分说明。按照与制备表Ⅲ中所列合金实施例的基本上相同的方法制备一系列（共 9 种）合金。表Ⅵ中给出了这 9 种合金的成分（重量%），余量是 Fe。

表 VI

合金编号	C	Mn	Si	Cu	Ni	Cr	Al	Ti	Co	Mo	Nb	B
A	0.02	0.08	0.47	0.1	41.96	0.12	2.64	1.14	18.02	0.01	2.17	0.006
实施例 1	0.02	0.07	0.50	0.1	41.86	0.11	4.22	2.07	18.10	0.01	3.13	0.006
实施例 2	0.01	0.10	0.21	0.1	42.08	0.12	4.84	1.46	18.09	0.02	2.86	0.006
实施例 3	0.01	0.11	0.20	0.1	42.01	0.12	5.11	1.46	18.05	0.01	3.02	0.007
实施例 4	0.01	0.10	0.19	0.11	41.99	0.11	5.39	1.53	18.05	0.01	3.05	0.007
实施例 5	0.01	0.11	0.19	0.11	41.99	0.12	5.61	1.52	18.04	0.01	3.03	0.008
实施例 6	0.01	0.11	0.21	0.11	42.15	0.11	5.82	1.48	18.04	0.01	3.04	0.008
实施例 7	0.01	0.11	0.20	0.11	42.05	0.11	6.05	1.52	18.08	0.01	3.03	0.007
实施例 8	0.01	0.11	0.20	0.10	41.95	0.11	6.37	1.52	18.07	0.01	3.02	0.008

在室温下进行拉伸试验（在退火并于 750°C 保持 16 小时及空冷所产生的状态下）时，表Ⅵ中所有合金均显示出：抗拉强度在 1275—1655 MPa 范围内、0.2% 屈服强度在 965—1138 MPa 范围内、延伸率约 30—40%、断面收缩率约 30—45%。随着 Al 的增加，强度趋向于提高而延展性（用断面收缩率衡量）略微降低。但在 760°C 拉伸试验时，得到附图 1 中绘制的曲线。该图表明，在试验温度下，若合金中 Al 含量超过约 4%，则延伸率和断面收缩率的数据显著增加，尽管合金的强度基本上保持不变。附图 2

和3进一步证实了图1中所标绘出的这一出人意料的现象。图2显示了在649°C和空气中、使用表VI中所列合金的复合光滑带缺口试棒(KT 3.6)进行应力断裂试验所得到的断裂寿命结果。含Al低于约5%的合金在6分钟或不到6分钟时于缺口处断裂,而含Al高于约5%的合金表现为光滑试棒断裂,其断裂寿命约100小时或更长。详细描绘出上述应力断裂试样的延伸率和断面收缩率的图3的一对曲线表明,在649°C,表VI中含Al不足5%的合金发生了应力加速的晶界氧化型断裂,而含Al高于5%的合金显示出,延伸率超过30%、断面收缩率超过约40%。

在427°C和593°C的热膨胀系数与Al含量的关系的曲线图表明,如上文中所讨论的一样,随Al的增加热膨胀系数仅作适度的增长。在4%—7.5%Al的范围内,本发明合金的转折温度较为恒定地保持在371°C—385°C之间。

含Al大于约5%的本发明合金显示出双相组织或目前尚不完全清楚的更复杂的组织。含Al低于约5%并在1038°C退火然后在760°C等温处理的材料,其光学显微组织与普通的镍基高温合金相似,具有单一组分粗晶粒的基体,基体中含沉淀相以及一些晶界沉淀物。但是,经过同样热处理的含Al大于约5%的本发明材料具有双相组织或更为复杂的含有非常细小的晶界沉淀物的显微组织。第二组分及增加的晶界沉淀物的出现与材料的抗氧脆性能同时发生,这种巧合绝非偶然。

附图4和5显示了本发明的典型合金的组织。对含Al大于约5%的合金试样的初步X射线衍射分析表明,另一组分是面心立方的。图5显示出在上述面心立方相内沉淀析出的、据认为是 γ' (Ni₃Al)

的相。对实施例 3 合金的半定量扫描电子显微镜分析表明，第二组分富集了大量的 Al。这一分析还表明，与主体成分和第一组分的成分相比，第二组分稍微富 Ni 和富 Ti 而贫 Fe 和贫 Nb。根据已发表的 Ni-Fe-Al 相图并考虑到 Co 和 Ti 的作用，推断出这一第二组分应当是一种体心立方相。X 射线衍射和电子衍射检验表明，该体心立方相在室温下具有 B2 结构。在该组织中存在有 Fe，这意味着建立在 Fe_3Al 基础上的其它类型有序化是可能的。

因此，其显微组织是极为复杂的，但就抗氧脆性能的形成而言，它可能具有深远的意义。另外，人们相信，在这些合金中第二组分的形成有助于改善热机工性能，它对于铸造和锻造的高 Al 含量的 Ni-Co-Fe 合金的热加工性能来说确实是不可缺少的。

本发明合金的一个突出特点是，它们可以在 1038°C 附近的温度退火至少 2 小时而不产生晶粒粗化。含 Al 不多或不含 Al 的类似合金，例如 X 合金，如同表 IV 中所报告的那样在 1038°C 保持 1 小时的时间其晶粒就明显地粗化。因此本发明的合金可以用于采用高温钎焊操作和成本较低的硬钎焊合金制造的焊接结构中。

本发明合金除了上文所述的金属相和晶界相之外还可以含有最高约 2% (重量) 的微细弥散的氧化物相，包括氧化钇、氧化镧、氧化铈、氧化铝，或氧化钇-氧化铝相例如钇-铝石榴石，后者在采用机械合金化和热压制方法生产时是常见的。本发明的合金还可以包含弥散质点如 Be、 B_4C 、BN、C、SiC、 Si_3N_4 、 TiB_2 、TiN、W、WC、 ZrB_2 和 ZrC。用机械合金化方法生产的合金的一个具体例子由以下成分组成：42.58% Ni、5.87% Al、17.14% Co、1.73% Ti、2.78% Nb、0.04% C、0.37% Y (以

Y_2O_3 或含 Y_2O_3 的氧化物形式存在)、0.61%O、余量基本上是Fe。经过压制、烧结、热加工、退火和在760°C保温后,该合金显示出表Ⅶ中所示的机械性能,这些性能是根据复合的光滑和缺口试棒的试验得到的。

表 Ⅶ

在649°C及510MPa 下的

应力断裂试验(在空气中)

寿命(小时): 859.5

在缺口处断裂

在760°C及241MPa 下的

应力断裂试验(在空气中)

寿命(小时): 307.4

在缺口处断裂

本发明合金的Nb含量可能具有十分重要的意义。本发明合金的Nb含量最好是在2.5—4%(重量)的范围内,如果容许在649°C具有较低的延展性,那么Nb含量可以在1.5—4%或者甚至6%的范围内,这要依Ti的含量来确定。图6和图6A是根据包括表Ⅲ中所列出的实施例12和20在内的一系列合金的试验结果绘制的。图6表明,在649°C及510MPa的负荷下于空气中进行应力断裂试验时,含2.5%或更多Nb的本发明合金的试样持续了至少约100小时不断裂,同时显示了至少约23%的延伸率和40%的断面收缩率。依据延伸率和断面收缩率来看,在约3%Nb(实施例20)时延展性达到最大值,同时,断裂寿命远远超过100

小时。本专业的技术人员可以理解，尽管在图 6 中断裂寿命随 Nb 含量增加而提高，看起来基本上呈线性，但断裂寿命的标度是对数的，因此，在 3% Nb 的断裂寿命比不含 Nb 的合金所显示的断裂寿命大 2 个数量级。

在铸造状态下，含高 Al 量（例如 > 约 6%）并按常规熔炼和浇铸方法制成的本发明合金所含的第二组分，其数量和外形使得这一第二组分不可能通过热处理而溶解到密实的基体中。由含有如此高的 Al 含量的本发明合金所产生的经过加工后的组织，往往显示出各向异性的机械性能，这是由于基体与第二相之间热加工性能的差异而引起的。在加工后的合金组织中不希望存在机械性能各向异性的场合，将本发明合金的 Al 含量保持在约 6% 以下例如在约 4.3—约 6% 范围内较为有利，最好是在 4.8—5.8% 的范围内。表 VIII 中列举了许多含 Al 量在 5.0—6.2% 范围内的合金实施例。该表所列的所有合金都是按与表 III 的实施例所述的同样方法制备的。

表 VIII

实施例 编号	C	Fe	Ni	Cr	Al	Ti	Nb	Co	B	Mo
23	.012	24.80	34.14	.101	5.40	1.40	3.00	31.25	.0082	--
24	.011	29.73	34.19	.106	5.44	1.39	2.99	26.26	.0054	--
25	.013	34.52	34.13	.117	5.37	1.40	3.02	21.30	.0070	--
26	.0086	30.14	36.88	.113	5.42	1.38	3.01	23.04	.0027	--
27	.012	25.06	39.69	.109	5.45	1.41	2.99	24.94	.0073	--
28	.0098	29.73	40.10	.111	5.42	1.39	2.99	20.34	.0085	--
29	.011	34.63	40.02	.103	5.50	1.41	2.99	15.35	.0079	--
30	.022	29.63	34.10	.113	5.38	.84	1.54	28.33	.0076	--
31	.011	29.78	34.11	.113	5.37	.22	1.54	28.91	.0082	--
32	.0095	29.65	34.08	.130	5.34	1.37	.061	29.19	.0082	--
33	.015	29.72	34.04	.139	5.36	.87	.026	29.71	.0086	--
34	.0059	29.64	34.09	.123	5.28	.23	.031	30.57	.0091	--
35	.0073	30.09	34.03	.107	5.39	1.40	2.93	26.12	.0085	--
36	.010	30.05	33.86	.110	5.38	.84	2.99	26.78	.0087	--
37	.010	29.36	34.31	.153	5.26	.26	3.00	27.75	.0083	--
38	.0070	29.99	33.99	.112	5.40	1.39	1.56	27.65	.0081	--
39	.011	29.30	35.53	.0062	6.12	1.48	2.94	24.57	.0079	.003
40	.011	26.84	35.19	.0044	6.14	1.52	2.94	25.07	.0076	2.01
41	.0098	24.61	35.24	.0082	6.14	1.49	2.95	25.16	.0067	4.02
42	.011	26.79	35.21	1.90	6.11	1.56	2.96	25.06	.0077	0.24
43	.012	25.13	35.09	2.01	6.11	1.53	2.94	25.02	.0070	1.92
44	.010	22.86	35.17	2.01	6.11	1.49	2.93	25.08	.0081	4.03
45	.0099	24.86	35.24	4.10	6.11	1.52	2.93	25.02	.0077	0.15
46	.013	22.93	35.17	4.19	6.04	1.49	2.92	25.13	.0070	1.92
47	.014	20.95	35.08	4.15	6.15	1.52	2.92	25.04	.0084	3.92

注：实施例 23—47 的所有实施例中，含 Mn 量在 0.01—0.1%、含 Si 在 0.10—0.13% 范围内、含 Cu 在 0.10—0.15% 范围内。只有实施例 23—29 有 S 的分析报告，该 S 含量是在 0.006% 以下。

采用各种方法对表 VIII 的合金实施例进行了试验。例如，在室温下对实施例 23—29 的合金进行试验以说明退火和时效处理以及在 593℃ 暴露 100 小时所带来的影响，结果发现，对于在 718℃

处理8小时、炉冷、在621℃保持8小时随后空冷的时效处理来说，含约25% Fe 和25%或更多Co的实施例23和27所得到的结果最好。时效之前在982—1093℃范围内退火1小时的情况下，实施例23给出实用的室温拉伸结果。实施例29只是在1038—1093℃的窄范围内退火1小时的情况下，在时效和593℃暴露100小时后显示出实用的室温机械性能。表X列出用实施例23和27得到的室温拉伸数据。

表 IX

实施例 编号	退火 (°C)	退火和时效状态				退火、时效及在593°C暴露状态			
		屈服强度 (MPa)	抗拉强度 (MPa)	延伸率 (%)	断面收缩 率 (%)	屈服强度 (MPa)	抗拉强度 (MPa)	延伸率 (%)	断面收缩 率 (%)
23	982	1192	1544	14	27	1213	1586	10	10
	1038	1165	1524	17	30	1158	1517	9	14
	1093	1103	1455	19	38	1165	1441	6	8
27	982	1227	1806	13	14	*			
	1038	1193	1551	17	39*	1296	1620	11	8
	1093					1193	1586	11	12

* 空缺的数据表示缺乏室温延展性，因为在热处理和暴露的条件下，即使有一点延展性，拉伸试样也是在螺丝处断裂的。

一般地说，在实施例 23—29 中含 Co 大于约 30% 的合金在规定的处理和实验条件下，在 593°C 暴露之后表现出缺乏室温延展性。业已发现，当 Fe 超过约 30% 时，减少或除去 Ti 但不用改变合金的 Co 含量就可获得在 593°C 或 593°C 左右暴露后的室温机械性能稳定性。

与室温性能相反，在 1038°C 退火并在 760°C 时效 16 小时或在 718°C 时效 8 小时和在 621°C 时效 8 小时（二段时效）或者在 899°C 时效 4 小时然后在 718°C 时效 8 小时和在 621°C 时效 8 小时，23—29 合金在 649°C 的拉伸试验中得到了实用的机械性能。例如在 760°C 时效的 25 号合金，其屈服强度为 924 MPa、

抗拉强度 1165 MPa、延伸率 24%、断面收缩率 50%。

为了研究 Nb 和 Ti 对稳定性的影响，作出了实施例 30—38，稳定性可由退火、时效和在 593°C 下暴露之后的室温拉伸延展性反映出来。这一研究导致了下面的发现：对于在 593°C 暴露 100 小时后保持室温延展性来说，Nb 的存在是十分重要的，而 Ti 的存在则是有害的。表 X 列出了有关的数据。

表 X

室温拉伸延展性

实施例 编号	<u>名义含量</u>		<u>时效状态</u>		<u>在 593°C 暴露 100 小时后</u>	
	%Nb	%Ti	延伸率%	断面收 缩率%	延伸率%	断面收 缩率%
34	0	0.2	32	46	5	3
31	1.5	0.2	25	49	19	43
37	3	0.2	24	48	25	47
33	0	0.8	26	42	2	5
30	1.5	0.8	23	42	18	35
36	3.0	0.8	19	37	11	15
35	0	1.4	23	41	2	4
38	1.5	1.4	20	40	12	15
32	3	1.4	25	40	1	3

表 X 中的数据表明，在含约 30 % Fe 、不含 Nb 的每一种合金中，在 593 °C 暴露之后室温拉伸延伸率和断面收缩率大幅度下降。此外，在表 X 的数据中有一趋势表明，即使存在 Nb 的情况下，在 593 °C 暴露后的室温拉伸延展性亦随 Ti 的增加而降低，因此，对于可能被暴露于 593 °C 附近温度的、含 Fe 大于 30 % 的本发明合金，Ti 的含量应限制到最高约 0.5 %。在 649 °C 对实施例 30—38 的附加试验表明，随着 Nb 和 Ti 分别或一起增加，强度提高了。同样地，Ti 和 Nb 各自单独或合在一起趋向于降低合金的热膨胀系数。在含约 25 % 或更少 Fe 的本发明合金中，尽管 Ti 降低在 593 °C 暴露之后的室温延展性，这些合金仍然是延性的。与此相反，含约 30 % Fe 和大于约 0.5 % Ti 的合金在暴露于 593 °C 后不再保持有用的室温延展性。

为了研究 Cr 和 Mo 在本发明合金中的作用作出了实施例 39—

47. 这些合金在盐雾 (Fog) 中试验了720小时, 试验是按 ASTM B117-85 试验规程进行的, 所用试件经过在1038℃退火1小时、空冷和在760℃时效16小时、空冷。实施例39的无Cr-Mo合金显示的腐蚀速率约为12微米/年, 蚀坑的最大深度约165微米。随着Cr和/或Mo增至总量8%, 腐蚀速率降低到0.76微米/年, 最大的蚀坑深度降低到25微米以下。经过在1038℃退火2小时并在760℃时效16小时的实施例39-47的合金拉伸试样在649℃左右试验时显示了良好的结果, 其屈服强度大约930 MPa、抗拉强度1158 MPa、延伸率20%、断面收缩率30%。在室温下, Mo含量较高的试样的拉伸结果往往是, 延伸率和断面收缩率稍低一些, 在649℃下也注意到这样的趋势, 不过在高温下这一趋势较弱。在不含Mo的合金中, 使用复合缺口 (KT 3.6) 光滑试棒在649℃及510 MPa 负荷下得到的断裂寿命结果, 当Cr取代Fe由零增加到4%时, 上述寿命从100小时左右提高到500小时, 延伸率约30%、断面收缩率平均39%。对于任何确定的Cr含量, Mo的增加降低了断裂寿命。在室温下的夏氏V型缺口试样冲击试验中或多或少地显示了同样的情况, 即冲击韧性随着Cr的增加而提高、随Mo的增加而降低。在实施例39-47中热膨胀系数的测定表明, 这一性能随Cr和Mo中任一或二种元素的增加而增高。尽管如此, 其热膨胀系数比起常规的高温合金例如INCONEL 718合金的热膨胀系数至少低10%。

除上述本发明的实施例外, 还制备了一系列合金, 它们含有:

5. 9-6. 2% Al、约1.5% Ti、约3% Nb、小于0.01% B、20-34% Fe、18-40% Co、余量为Ni。这些合金

经过熔炼、浇铸、加工、并进行了如下热处理：在 1038°C 保持2小时、空冷、以及在 760°C 保持16小时。如果把在 649°C 及 510 MPa 负荷下使用复合光滑—缺口试棒得到的应力断裂数据与由Fe对Ni的关系曲线图上各点所代表的合金成分联系起来看，很明显，含有小于约24% Fe 和25或26% Co 的合金表现为缺口断裂，看起来是由于应力加速的晶界氧化而产生脆化。在约15—24% Fe 和35—40%或更多Co 的区域中所标绘出的成分显现了最高的断裂寿命。对于含大于30% Fe 和约34% Co 的合金，在试验条件下的断裂寿命下降到零，尽管这些合金的延展性比较高。以断面收缩率来衡量，具有所试验范围内的任意Co 含量的合金，其延展性看来是满足要求的或是良好的，但有一个条件：这些合金含有大于约25% Fe 。对于含Fe 不足25%的合金来说，只有含高于25或28% Co 的那些产生了适当的或良好的延展性。在所试验的合金组合物中，含39.78% Co 和18.93% Fe 的合金显示了最高的应力断裂寿命（438小时），其断面收缩率为31%，但由于用Co 取代Fe 导致热膨胀系数增大。在这一系列试验中，含17.88% Co 和24.6% Fe 、23.04% Co 和24.06% Fe 、以及27.45% Co 和20.38% Fe 的组合物断裂结果最差，其寿命是零小时、延展性为零。本专业的技术人员都知道，基于 510 MPa 、 649°C 下应力断裂试验结果的好与不好的合金之间有一大致的分界线，它将随下述因素的改变而稍有移动：合金成分、加工、热处理、晶粒度、以及试验条件（包括所加应力、试验温度、切口锐度和试样外形）和其它参数。例如，对于含30% Fe 的给定合金，增加Fe 含量使热膨胀系数降低，降低Fe 的含量看来增加合金的稳定性和断裂强度，减少

了 β 相的形成，这种 β 相提供了抗应力加速的晶界脆性的能力。

以上就一些具体合金对本发明进行了描述和说明，但对本专业的技术人员来说，不言而喻，这些描述和说明不是对于所附权利要求的限定。本发明的合金可以以任何形式、用于除了抗应力加速的晶界氧化外还要求在室温和高温下具有高的强度和延展性的任何用途。这些用途包括：在高温下运行的涡轮的零、部件，关键的结构零件如密封件、环、涡轮盘、压气机叶片，以及铸件，火箭零件如氢涡轮泵部件和动力头。这种合金还可用作金属基复合材料或纤维复合材料的基体材料、高强度铁磁性材料、炮管、高强度紧固体、超导体外壳，以及广泛用于需要良好的耐磨性、抗气蚀和侵蚀性的场合。

虽然本说明书中所描述的本发明合金的实施例都是铸造和加工的，但是，以铸件形式、粉末形式和任何其它形式以及使用常规的冶金方法制造和使用这些合金都在本发明的意图之内。

图 1

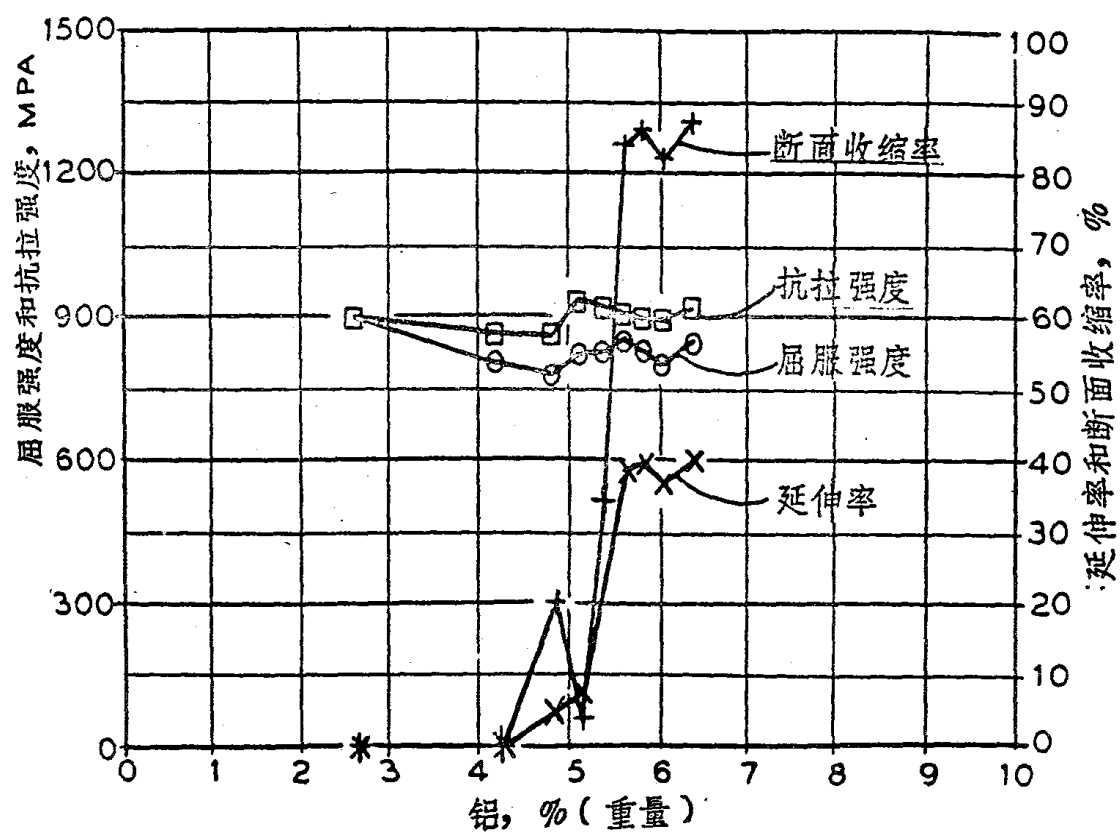


图 2

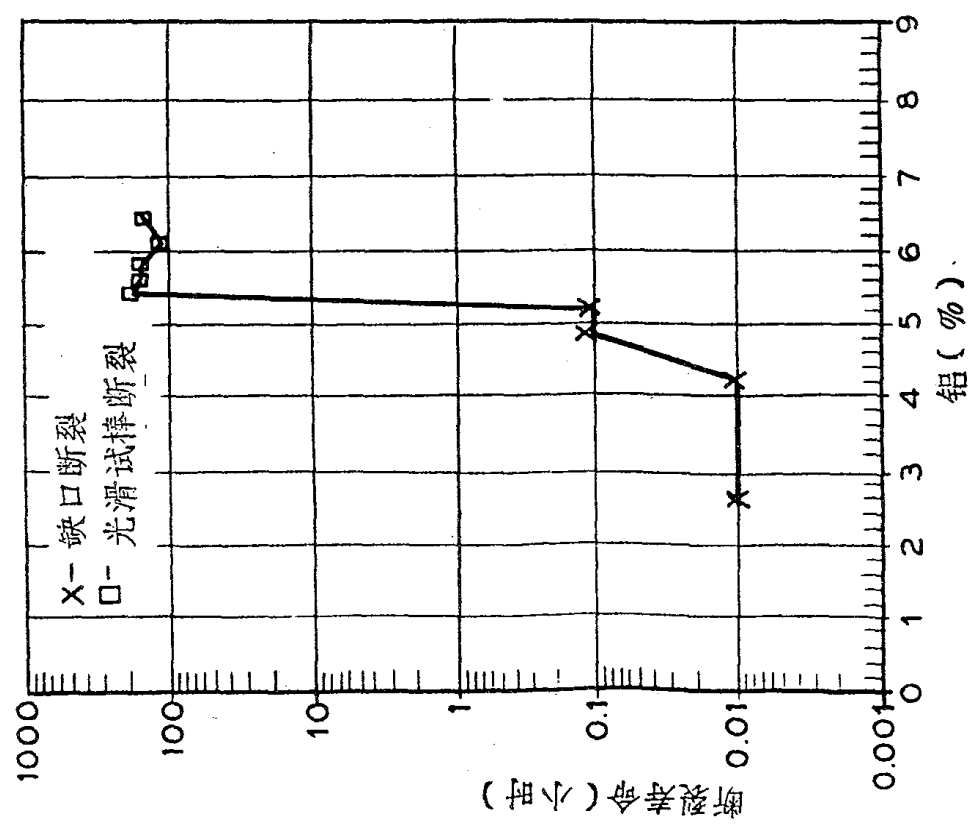
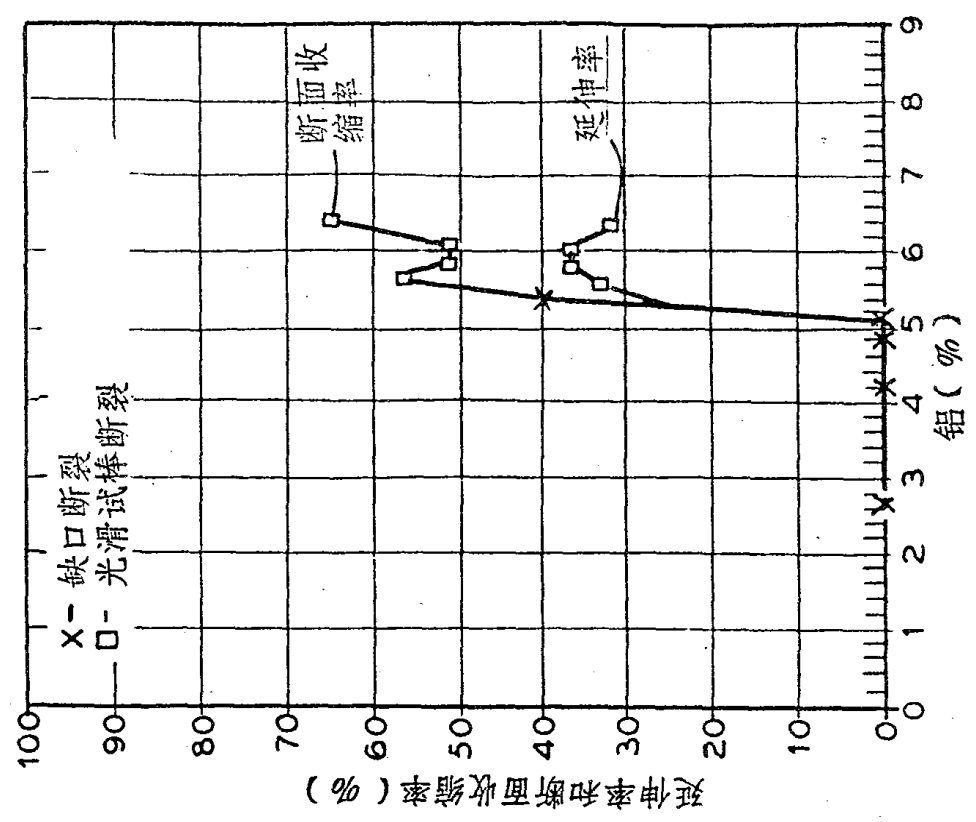
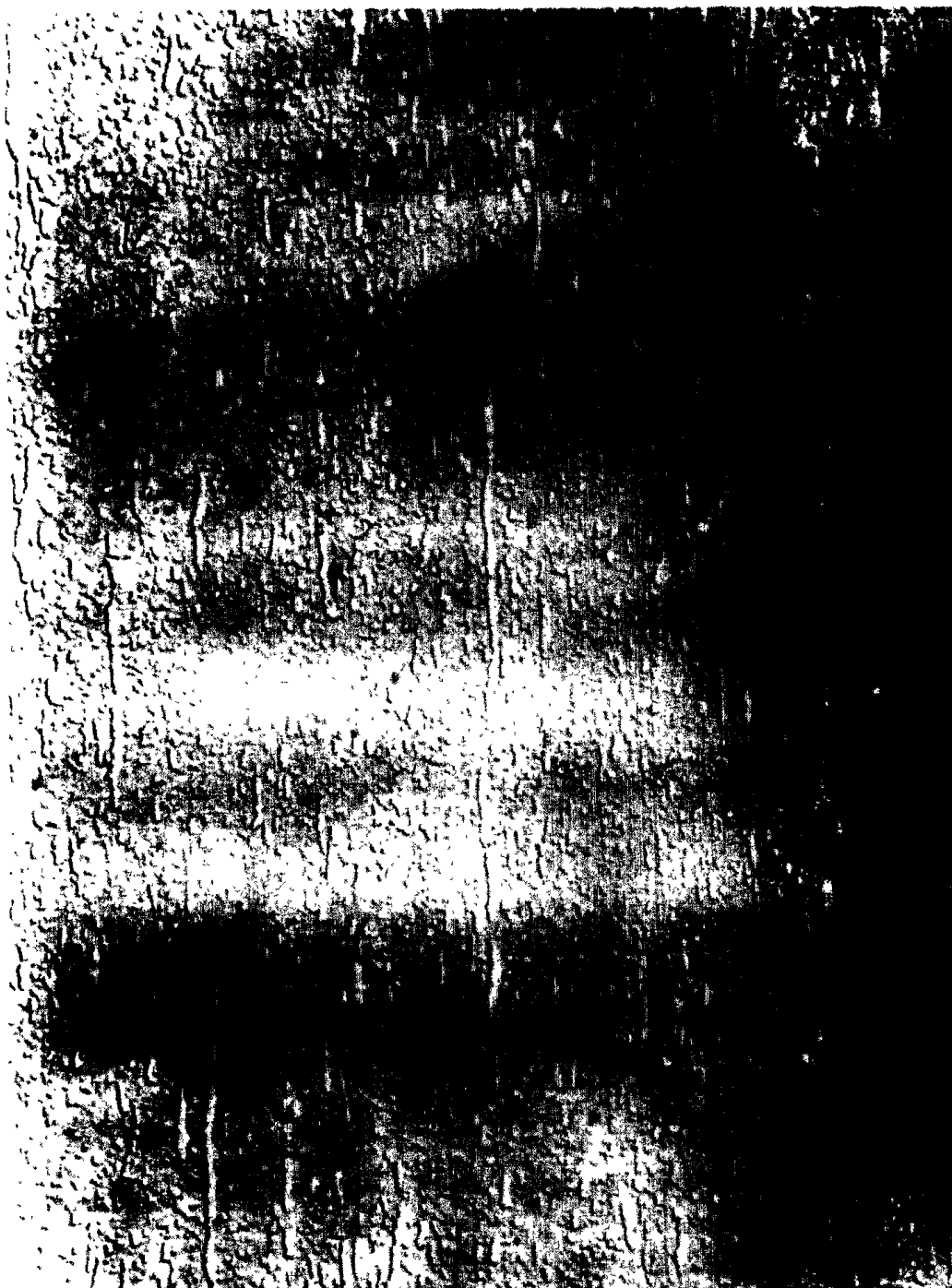


图 3





4





图 5

图 6

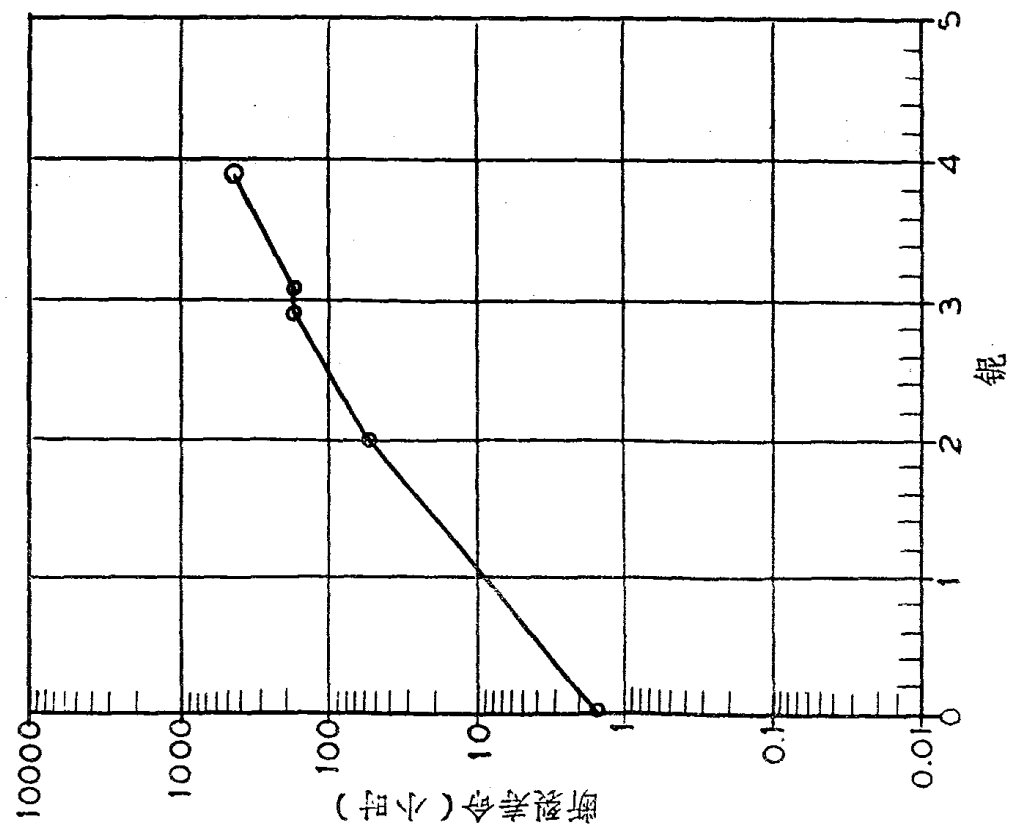


图 6A

