

· 组织和性能 ·

## 固溶和时效处理时间对 IN706 合金组织与性能的影响

张冰冰<sup>1</sup>, 白亚冠<sup>1</sup>, 张鑫<sup>1</sup>, 聂义宏<sup>2,3</sup>

(1 天津重型装备工程研究有限公司, 天津 300457; 2 中国第一重型机械股份公司, 齐齐哈尔 161042;  
3 黑龙江省高端核电装备智能制造重点实验室, 齐齐哈尔 161042)

**摘要** 研究了增加标准的 980 °C 1 h 固溶-825 °C 2.5 h 稳定化-720 °C 8 h + 620 °C 8 h 时效的处理时间对 IN706 合金(%) : 0.03C, 41Ni, 16Cr, 1.6Ti, 2.9Nb) 组织和性能的影响。结果表明, 固溶处理时间(1~3 h) 的增加, 主要影响合金的晶粒尺寸, 从而影响合金的性能; 随稳定化处理时间(2.5~5 h) 的增加,  $\eta$  相析出增多, 导致强化相形成元素减少, 合金性能亦有所下降, 并对合金塑性和韧性产生不良影响; 增加一级(8~18 h) 和二级(8~36 h) 时效处理的时间, 会促进  $\gamma''$  和  $\gamma'$  相的析出, 并且其形态也会发生变化, 进而对合金的性能产生影响, 但固溶 1~3 h, 稳定化 2.5~5 h, 以及一级时效 8~18 h, 二级时效 8~36 h 时合金的力学性能指标均满足标准要求。

**关键词** IN706 合金 热处理 微观组织 力学性能

## Effect of Solution and Aging Treatment Time on Structure and Mechanical Properties of IN706 Alloy

ZHANG Bingbing<sup>1</sup>, BAI Yaguan<sup>1</sup>, ZHANG Xin<sup>1</sup>, NIE Yihong<sup>2,3</sup>

(1 Tianjin Heavy Industries Research & Development Co Ltd, Tianjin 300457; 2 China First Heavy Industries Co Ltd, Qiqiha'er 161042; 3 Heilongjiang Provincial Key Laboratory of Intelligent Manufacturing for Advanced Nuclear Power Equipment, Qiqiha'er 161042)

**Abstract** The influence of treated time of standard treated process 980 °C 1 h solid solution-825 °C 2.5 h stabilizing-720 °C 8 h + 620 °C 8 h aging on the structure and properties of IN706 alloy (%) : 0.03C, 41Ni, 16Cr, 1.6Ti, 2.9Nb) is studied. The results show that with the increase of the solid solution treatment time (1~3 h), the grain size of the alloy will be affected to a certain extent, thereby affecting the properties of the alloy; with the increase of the stabilizing treatment time (2.5~5 h), the precipitation of  $\eta$  increases, which leads to the reduction of strengthening phase forming elements, strength, plasticity and toughness of the alloy. Increasing the time of primary (8~18 h) and (8~36 h) secondary aging treatment will promote the precipitation of  $\gamma''$  and  $\gamma'$ , and their morphology will also change, which will affect the properties of the alloy. But with solid solution for 1~3 h, stabilizing for 2.5~5 h, primary aging for 8~18 h, secondary aging for 8~36 h, the alloy mechanical properties all meet requirement of standard.

**Material Index** IN706 Alloy, Heat Treatment, Microstructure, Mechanical Properties

由于环境、能源问题成为目前世界亟待解决的问题, 因此, 迫切需要通过提高发电厂的发电效率。因此, 许多国家通过提高发电参数, 开发了超超临界发电机组。超超临界发电机组和燃气轮机电厂需要更高的运行温度, 目前涡轮机入口温度已达到 1 500 °C<sup>[1]</sup>。一些传统的耐热合金材料已经不能满足发展要求。高温合金具有优异的高温强度、抗氧化、抗热腐蚀性能以及良好的疲劳性能、断裂韧性等综合性能, 使其成为航空发动机中不可替代的关键材料。在世界先进发动机研制中, 高温合金材料用量已占到发动机总量的 40%~60%。除此之外, 高温合金在燃气轮机、车用涡轮增压器、核电、石油石化等行业都得到广泛的应用。

IN706 合金, 一种铁镍基高温合金, 最初由 INCO 公司于 1950 年进行研究演变而来, 并于 1972 年获得该合金的专利<sup>[2]</sup>。该合金通过  $\gamma''$  ( $\text{Ni}_3\text{Nb}$ ) 和  $\gamma'$  ( $\text{Ni}_3\text{Al}$ ) 相沉淀强化, 具有良好的锻造能力、优异的强度和较低的制造成本(含约 40% Fe)<sup>[3,4]</sup>。其服役温度最高可达 650 °C, 相比耐热钢具有更高的强度和承温能力, 因此此合金已成功应用于重型燃气轮机大型涡轮盘锻件中, 但煤炭发电机组对锻件的尺寸要求更大, 其直径可达 800 mm 以上, 且此合金导热系数较小, 具有明显的截面效应, 因此需要在此合金的标准热处理工艺基础上, 研究加长热处理时间对材料组织与力学性能的影响规律。

表 1 实验 IN706 合金化学成分 / %

项目	Cr	C	Ti	Al	Nb	Ni	Fe
标准成分	14.5 ~ 17.5	≤0.06	1.5 ~ 2.0	≤0.4	2.5 ~ 3.3	39 ~ 44	Bal
实测成分	16.1	0.034	1.64	0.39	2.93	41.13	Bal

## 1 实验材料及方法

本次实验所使用的合金材料为 IN706 合金, 具体的合金成分如表 1。冶炼方式选择 200 kg 真空感应熔炼(VIM) + 1 t 电渣重熔(ESR)的双联熔炼工艺, 得到 150 kg 电渣锭, 断面尺寸为 220 mm, 然后进行 1 180 °C 16 h 的均匀化处理、开坯锻造, 终锻温度保持在 900 °C 以上, 锻后自然冷却, 得到直径 15 mm 的棒材。

在处理后的棒料上取 9 组试样, 进行加长固溶和时效处理时间的热处理后, 研究性能与组织变化规律。标准的热处理制度为: 固溶温度为 980 °C, 保温 1 h, 以 33 °C/h 的速率冷却至稳定化处理温度 825 °C, 保温 2.5 h, 水冷; 一级时效温度 720 °C, 保温 8 h, 以 55 °C/h 的速率冷却至二级时效温度 620 °C, 保温 8 h, 空冷。在此基础上, 固溶处理保温时间设定为 1、2、3 h, 稳定化处理保温时间为 2.5、4、5 h, 一级时效处理保温时间为 8、13、18 h, 二级时效处理保温时间为 8、22、36 h, 采用单变量试验方法。对经过热处理的试样开展组织与力学性能的检测, 研究不同的固溶和时效处理时间对材料组织与性能的影响规律。完成性能热处理后的试样加工成拉伸、冲击和金相试样, 通过德国 Carl Zeiss 公司生产的 Axiovert 200 MAT 型光学显微镜和美国 FEI 公司制造的 Quanta 400 型扫描电镜(配备 EDAX Genesis XM2 能谱仪)观察合金经过不同热处理后的显微组织形貌; 利用长春试验机研究所有限公司 CSS-44300 型电子万能试验机测试合金的室温拉伸性能; 利用上海华龙测试仪器

有限公司的 CBD-500 电子式摆锤冲击试验机测试合金的室温冲击性能。

## 2 实验结果与分析

IN706 合金中主要的强化相为  $\gamma'$  和  $\gamma''$  相, 同时存在一定量的一次、二次  $M(C, N)$  及  $\eta$  相<sup>[5-6]</sup>。图 1(a) 为标准热处理状态下合金的显微组织, 从金相照片可以看出, 合金晶粒较均匀, 宏观上能观察到沿晶界分布的析出相, 有形状较大的块状和连续分布的短棒状。结合文献[7-9]和能谱分析, 合金中的析出相主要为含 Nb 和 Ti 的块状碳氮化物, 沿晶界析出、较连续的为  $\eta$  相。碳氮化物需要很高的温度才能回溶到基体中, 适用于 IN706 合金的固溶温度无法使碳氮化物全部回溶。 $\eta$  相为密排六方结构, 与  $\gamma$  基体的取向关系为:  $[011] // [2110]$  和  $\{111\} // \{0001\}$ <sup>[10]</sup>。图 1(b) 中能观察到两种类型的碳氮化物, 纯灰色的为碳化物, 呈灰色 + 黑色的为复合型碳氮化物, 并且发现其心部含 Ti 较多而边缘 Nb 含量较高。

### 2.1 固溶处理时间对合金组织与性能的影响

对于大型锻件来讲, 尤其是镍基合金存在导热系数小的特点, 因此, 存在较强的截面效应, 在锻件

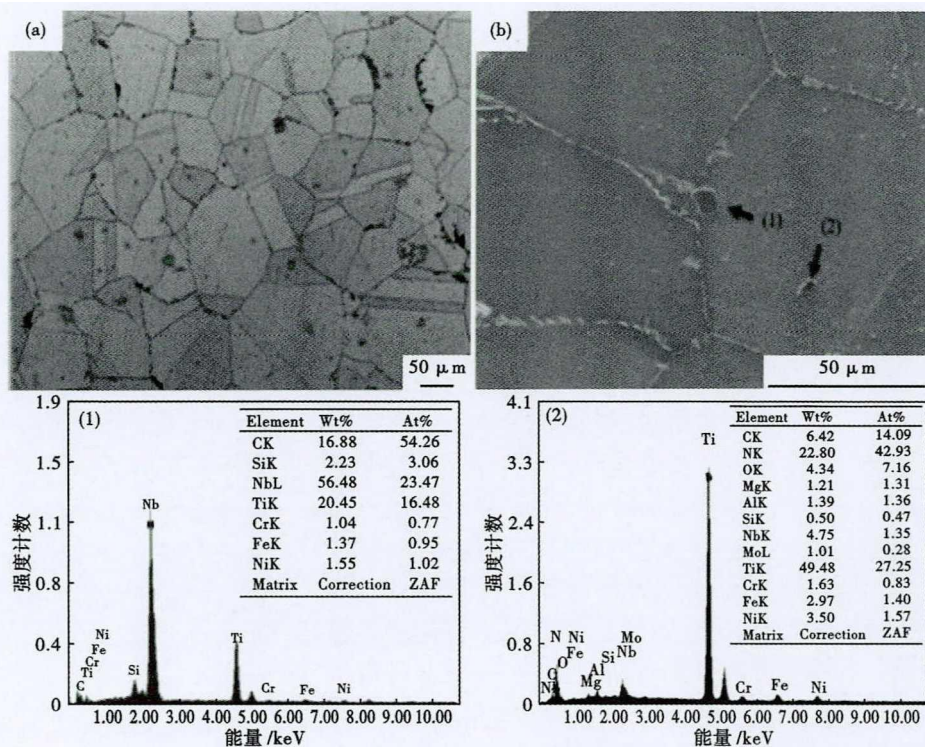


图 1 980 °C 1 h 固溶-825 °C 2.5 h 稳定化-720 °C 8 h + 620 °C 8 h 时效标准热处理状态 IN706 合金锻态组织形貌和析出相分析: (a) OM; (b) SEM

Fig. 1 Structure morphology and precipitated phases analysis of IN706 alloy forgings in standard heat treatment state; solid solution treated at 980 °C for 1 h-stabilization treated at 825 °C for 2.5 h-aged at 720 °C for 8 h + 620 °C for 8 h; (a) OM; (b) SEM

内部会存在温度的不均匀性,在热处理过程中,为了保证心部满足初始设计和性能,势必会经历更长的保温时间,因此,需要研究热处理过程中不同的保温时间对组织和性能的影响。本次试验采用两级固溶处理方式(二级固溶处理又称稳定化处理,以下两级固溶处理简称固溶和稳定化处理),在标准热处理工艺下,调整固溶和稳定化处理时间,固溶时间分别为 1、2、3 h,稳定化处理时间分别为 2.5、4、5 h,来研究其对合金的组织、性能的影响。由文献[11]可知,两级不同的固溶处理会对合金的组织产生不同的影响:固溶处理会使原有的析出相回溶,并对合金的晶粒尺寸产生影响;稳定化处理有利于合金中  $\eta$  相的析出。

图 2 为不同固溶处理制度下合金的力学性能变化,包括抗拉强度、屈服强度、延伸率和断面收缩率以及冲击功。随着固溶时间的增加,抗拉强度和屈服强度先减小后保持不变,总体来看变化幅度较小。抗拉强度保持在 1 200 ~ 1 300 MPa,屈服强度保持在 900 ~ 1 000 MPa;断面收缩率和延伸率随着固溶时间的增加表现出减小的趋势。合金的冲击功先增大后减小,整体保持在 20 ~ 30 J。

对比观察合金经不同固溶处理时间后的显微组织(如图 1 和图 3),随着固溶处理时间的增加,合金的晶粒尺寸增大,由 1 h 的 105.7  $\mu\text{m}$  长大到了 3 h 的 193.3  $\mu\text{m}$ ,可见,980  $^{\circ}\text{C}$  保温处理时,保温时间对合金晶粒度的影响是非常大的。在合金晶内和晶界分布着未回溶的含 Nb、Ti 的一次碳氮化物,呈深色块状,形态较大,以及短棒状  $\eta$  相。当固溶时间增加到 2 h 和 3 h 时,合金中依然沿晶界较连续的分布着  $\eta$  相,其数量与形态与图 1(标准态)大致相同,说明固溶时间的增加不会对  $\eta$  相产生明显影响。

IN706 合金为析出强化型合金,通过在奥氏体基体中析出  $\gamma'$ 、 $\gamma''$  或  $\gamma'-\gamma''$  相对位错进行钉扎,阻碍位错运动,进而提高合金强度<sup>[12-13]</sup>。随着固溶时间的增加,合金晶粒尺寸增大,使得合金的强度和塑性变差。虽然固溶时间的增加会使合金的晶粒长大,由于原始合金晶粒尺寸已经很大,因此合金的冲击性能变化幅度较小。同时, $\eta$  相的数量、尺寸、形态等也会对合金的冲击性能产生影响。

图 4 为固溶时间对合金断口形貌的影响。对比图 4(a,b),1 h 合金断口为穿晶撕裂形貌,延长至 3 h,表现为沿晶断裂,为冰糖状断口,可以清楚地看到

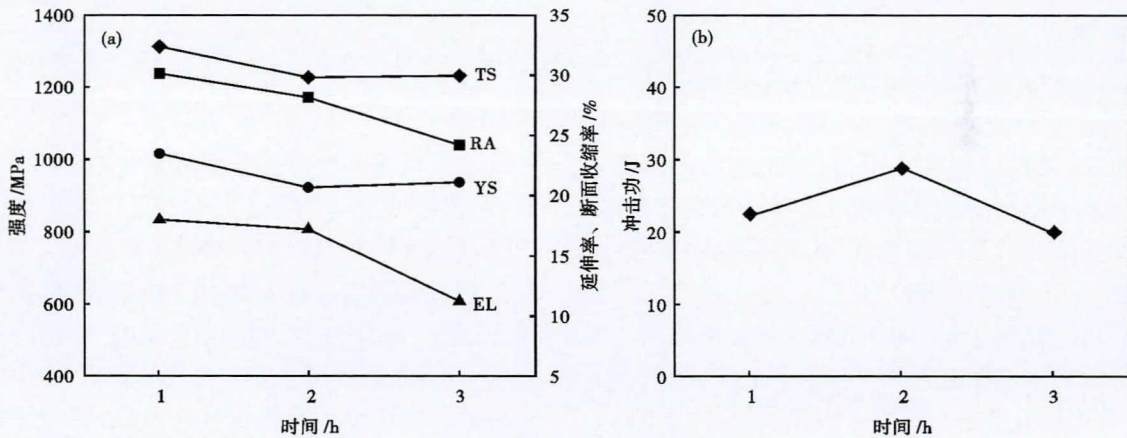


图 2 980  $^{\circ}\text{C}$  固溶时间对 IN706 合金力学性能的影响:(a)拉伸;(b)夏氏 V-形缺口冲击

Fig. 2 Effect of solution treatment time at 980  $^{\circ}\text{C}$  on mechanical properties of IN706 alloy: (a)tensile properties; (b)charpy V-notch energy

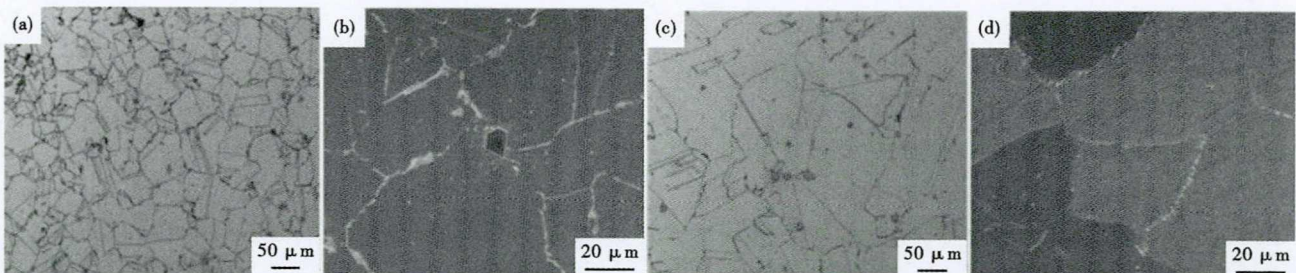


图 3 980  $^{\circ}\text{C}$  固溶处理时间(a)(b)2 h 和(c)(d)3 h 对 IN706 合金组织的影响:(a)(c)光学;(b)(d)SEM

Fig. 3 Effect of solid solution treated time- (a)(b) 2 h and (c)(d) 3 h at 980  $^{\circ}\text{C}$  on IN706 alloy structure: (a)(c) optical; (b)(d) SEM

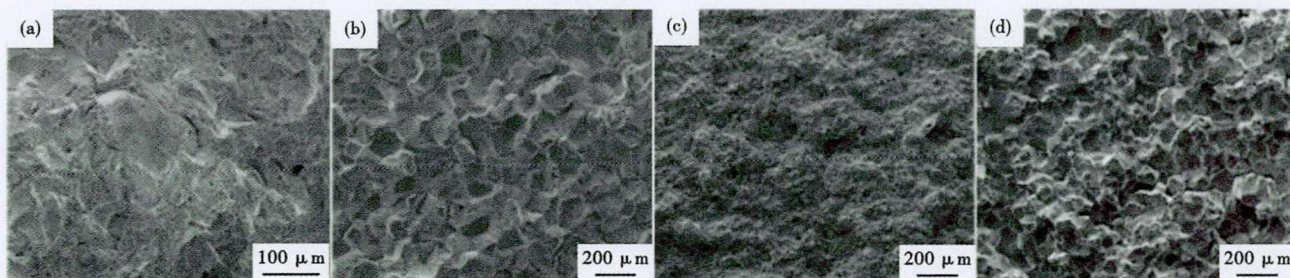


图 4 IN706 合金 980 °C 固溶 1 h(a) 和 3 h(b) 拉伸断口以及 980 °C 固溶 1 h(c) 和 2 h(d) 冲击断口的形貌

Fig. 4 Fracture morphology of tensile fracture of IN706 alloy solid solution treated at 980 °C for 1 h (a) and 3 h (b), and impact fracture of IN706 alloy solid solution treated at 980 °C for 1 h (c) and 2 h (d)

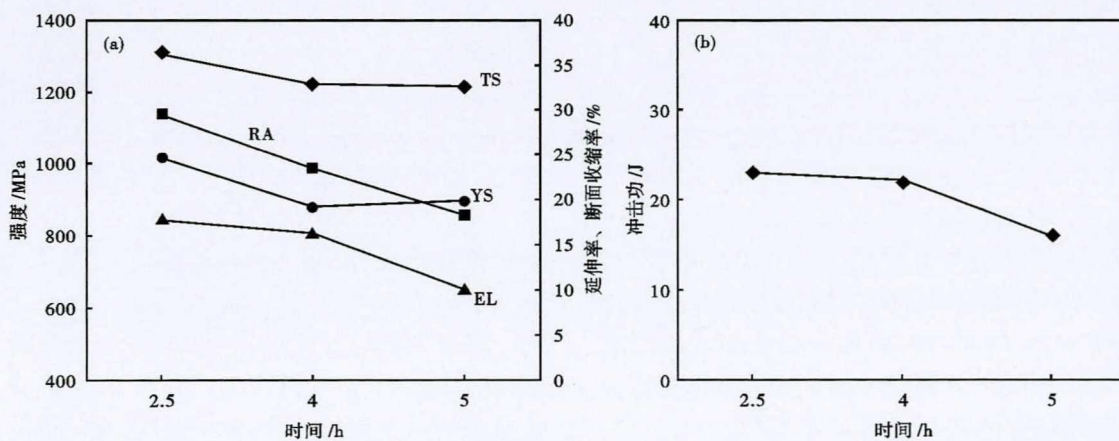


图 5 825 °C 稳定化处理时间对 980 °C 1 h 固溶-825 °C 稳定化-720 °C 8 h + 620 °C 8 h 时效的 IN706 合金拉伸(a) 和冲击(b) 性能的影响

Fig. 5 Effect of 825 °C stabilization time on tensile properties (a) and Charpy V-notch energy (b) of 980 °C 1 h solid solution treated-825 °C stabilized-720 °C 8 h + 620 °C 8 h aged IN706 alloy

一个个晶粒,晶粒面比较光滑,反映出塑性的降低。冲击断口随着固溶时间的增加,由 1 h 的穿晶断裂特征转变为 2 h 沿晶断裂特征,说明晶粒度对合金的冲击断口有一定的影响。

## 2.2 稳定化处理时间对合金组织与性能的影响

在固溶处理制度和时效制度不变的条件下(固溶处理:980 °C/1 h;一级时效处理:720 °C/8 h;二级时效处理:620 °C/8 h),对合金试样进行不同时间的稳定化处理,保温时间分别为 2.5、4、5 h。对经过不同条件热处理后的合金试样进行微观组织观察和力学性能测试,研究其变化规律。

图 5 为合金力学性能随不同稳定化处理时间的变化规律。随着稳定化处理时间的增加,抗拉强度和屈服强度先减小后保持不变,总体变化幅度较小。抗拉强度保持在 1 200 ~ 1 300 MPa,屈服强度由 2.5 h 的 1 016 MPa 降到 4 h 的 879 MPa,降幅为 13.5%,断面收缩率和延伸率随着稳定化时间的增加而减小。合金的冲击功呈现减小的趋势,幅度变化很小,总体保持在 20 J 左右。

通过对不同稳定化处理时间处理后的显微组织观察发现(见图 1 与图 6),稳定化处理时间对晶粒尺寸基本无影响,但对 η 相析出影响较大。当稳定化处理时间加长至 4 h 时,η 相仍以短棒状于晶界析出,但尺寸变大,当增长至 5 h 时,η 相析出量明显增多,且析出位置由晶界变为了晶界 + 晶内,晶内 η 相形态为颗粒状和短棒状。可知,随着稳定化处理时间的增加,会促进 η 相的析出和长大。η 相的长大主要是通过 Ti、Ni、Nb 等的扩散过程来完成。随着 η 相的形核长大,会消耗其周围基体中 Ti、Nb 等元素。γ' 相的主要形成元素为 Al、Ti,γ'' 相的主要形成元素为 Nb,因此,经过时效处理后,由于 η 相形核长大,Ti、Nb 等元素被消耗,会导致 η 相周围的强化相 γ' 和 γ'' 相减少,析出强化效果变弱,但稳定化处理时间延长至 5 h 时,晶内析出了大量细小的颗粒状和短棒状 η 相,亦可起到一定的强化效果,抵消了一部分 γ' 和 γ'' 相减少带来的强度降低,因此,图 5(a) 中后半段强度变化不明显。由文献[14]可知,η 相和块状 MC 的存在,会导致合金塑性的降

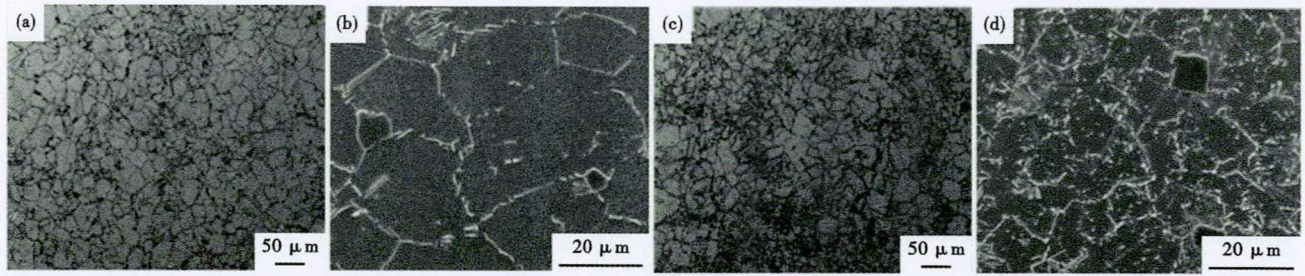


图 6 825 °C 稳定化处理时间对 IN706 合金组织的影响:(a)(b)4 h;(c)(d)5 h  
Fig. 6 Effect of 825 °C stabilization treated time on structure of IN706 alloy: (a)(b)4 h;(c)(d)5 h

低。由于稳定化处理时间的增加,合金中晶界  $\eta$  相的形态、数量和尺寸都发生了变化,会对合金的冲击性能产生一定的影响。

5 h 稳定化处理时间合金的典型断口形貌见图 7。其中,拉伸断口以穿晶断裂为主,微观形貌能观察到明显的韧窝。由图 4(a, b) 和图 7(a) 对比可知,从断口形貌角度分析,合金的塑性受晶粒度的影响更大一些。冲击断口

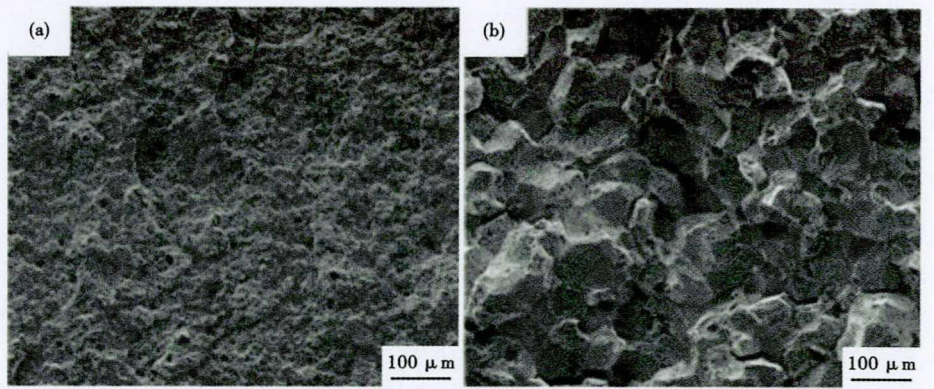


图 7 IN706 合金 825 °C 稳定化处理 5 h 拉伸(a)和冲击(b)断口的形貌  
Fig. 7 Fracture morphology of IN706 alloy stabization treated at 825 °C for 5 h: (a) tensile fracture; (b) impact fracture

低表现为沿晶断裂形式,说明  $\eta$  相的数量、尺寸、形态等会影响合金的冲击断口形貌。 $\eta$  相为脆性相,在晶界析出,弱化晶界结合程度,已发生的裂纹会择优沿晶界扩展,因此,其析出不利于合金的室温塑性与韧性<sup>[15]</sup>。

### 2.3 一级时效处理时间对合金组织和性能的影响

IN706 合金经 980 °C/1 h 固溶处理, 825 °C/2.5 h 稳定化处理,进行两级时效处理,一级时效

处理过程中主要析出  $\gamma''$  相,二级时效处理过程中主要析出  $\gamma'$  相<sup>[10]</sup>。对经过不同一级时效处理时间的试样(均进行 620 °C/8 h 二级时效处理)进行拉伸和冲击实验,得到图 8(a) 所示的拉伸数据曲线,室温冲击性能测试如图 8(b)。如图 8(a),随着一级时效处理时间的增加,抗拉强度几乎不变,保持在 1 300 MPa 左右;屈服强度有小幅度的下降;延伸率先降低,后保持基本不变,由 8 h 的 18% 降低至 13 h

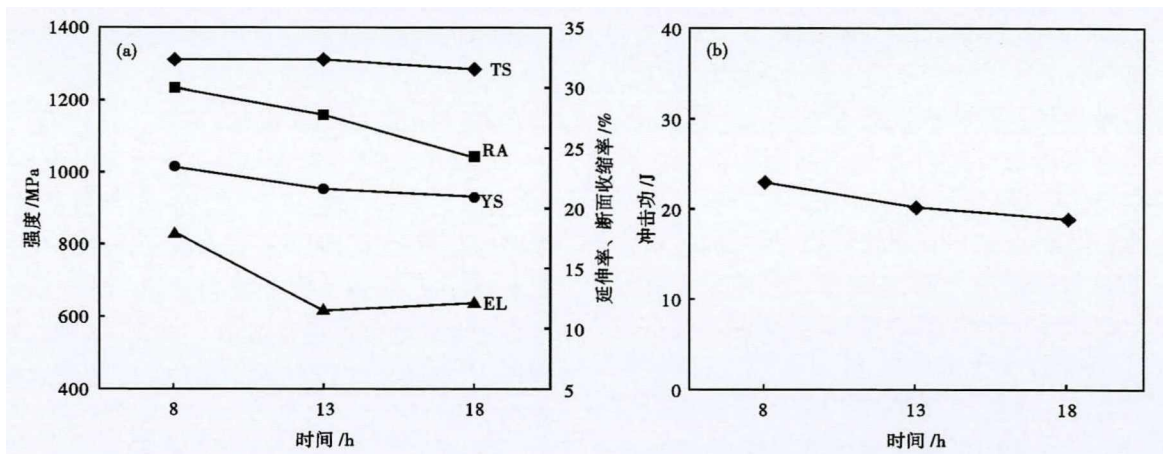


图 8 720 °C 一级时效处理时间对 IN706 合金拉伸(a)和夏氏 V-形缺口冲击(b)性能的影响  
Fig. 8 Effect of primary aging treatment time at 720 °C on (a) tensile properties; (b) charpy V-notch energy of IN706 alloy

的 11.4%，降低幅度达到 36.7%。断面收缩率随着一级时效时间增加而降低，由 8 h 的 30% 降低到 18 h 的 24.2%，变化幅度为 19.3%。冲击功随着一级时效时间增加而缓慢减小，总体保持在 20 J 左右。

随着一级时效时间的增加，合金中的  $\eta$  相并没有发生明显的变化，说明时效过程也不会对  $\eta$  相产生影响。一级时效会促进合金中  $\gamma'$  的析出，而时效时间的延长应该会导致  $\gamma'$  相的析出增加，进而提高合金的强度。从图 8 的拉伸结果来看，其强度变化不大，说明虽然一级时效时间增加， $\gamma'$  相析出增多，但时间的延长也会导致  $\gamma'$  相的形态变化。一部分  $\gamma'$  相的形态长大，会对合金的强度和塑性产生不利的影响<sup>[16]</sup>。因此， $\gamma'$  相析出增多对合金强度的提高与  $\gamma'$  相的形态长大对合金强度的抑制相互作用，导致合金强度保持基本不变。合金的冲击性能受到  $\eta$  相数量、尺寸等影响，但一级时效时间的增加并不会对  $\eta$  相产生明显的影响，因此其冲击性能无明显变化。

拉伸断口宏观形貌表现为沿晶断裂，微观形貌

发现断口存在部分河流状的解理断裂，断口较光滑，说明塑性的降低。冲击断口为穿晶断裂，放大倍数均能观察到深度较浅的不规则细小韧窝，内部存在的碳化物夹杂会对断口上韧窝的数量、形态产生一定的影响。

#### 2.4 二级时效处理时间对合金组织和性能的影响

IN706 合金经固溶和稳定化处理、一级时效处理(720 °C/8 h)，进行不同时间的二级时效处理，合金的力学性能变化如图 9 所示。从整体趋势上来看，随着二级时效时间的增加，合金的抗拉强度和屈服强度基本保持不变；延伸率和断面收缩率随着二级时效时间的增加而逐渐减小，延伸率由 8 h 的 18% 降低至 36 h 的 10.6%，变化幅度达到 41.1%；断面收缩率由 8 h 的 30% 降低到 36 h 的 24.8%，降幅为 17.3%。随着二级时效时间的增加，合金的冲击功表现出缓慢减小的趋势，总体依然保持在 20 J 左右。

随着二级时效时间的增加，合金中依然沿晶界

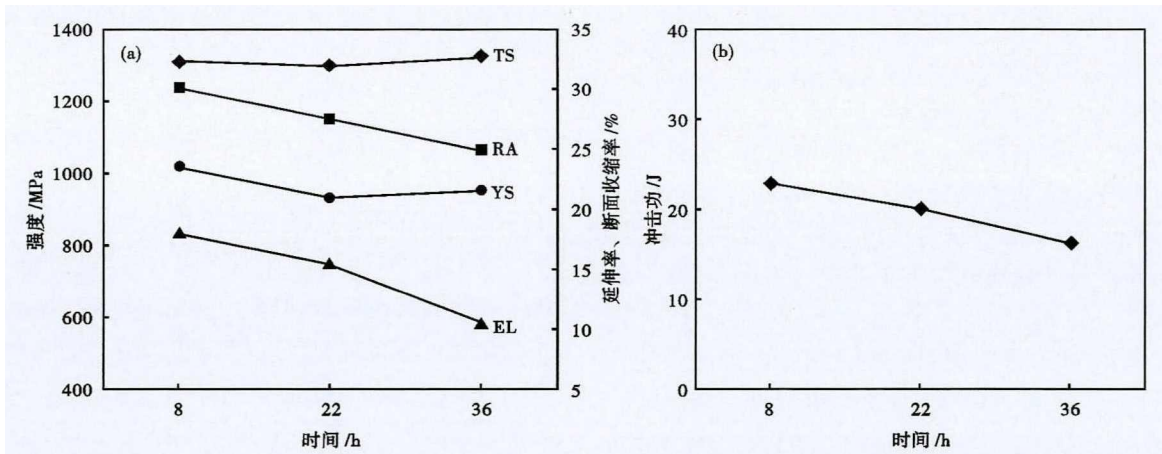


图 9 620 °C 二级时效处理时间对 IN706 合金拉伸(a)和夏氏 V-形缺口冲击(b)性能的影响

Fig. 9 Effect of a secondary aging treatment time at 620 °C on (a) tensile properties; (b) Charpy V-notch energy of IN706 alloy

分布着短棒状和平行排列的针状的  $\eta$  相，其数量、形态等并没有随着二级时效时间的增加而发生变化，说明二级时效处理不会对  $\eta$  相产生影响。二级时效过程会促进合金中  $\gamma'$  相的析出，其时间延长会导致  $\gamma'$  相的数量增加，合金的强度得到改善。拉伸结果显示，二级时效时间的增加，其抗拉强度基本保持不变，屈服强度变化幅度在 50 MPa 以内，总体强度变化不明显。因此，二级时效时间的增加也会导致部分强化相  $\gamma'$  相的形态发生变化，对合金的强度和塑性产生不良的影响<sup>[16]</sup>。时效过程不会明显影响  $\eta$  相的数量、形态等，因此，合金的冲击性能均保

持在 20 J 左右，无明显变化。

二级时效时间为 36h 合金的延伸率为 10.6%，8 h 合金的延伸率为 18% (图 9)，虽然有所下降，但下降幅度不大，因此 36 h 合金的断口形貌仍然为穿晶断裂特征，表现为穿晶撕裂形貌。冲击断口与标准态合金的断口形貌与图 4(c) 相似，表现为穿晶断裂形式，且韧窝中分布少量含 Nb、Ti 的块状碳化物夹杂。

### 3 结论

(1) 固溶处理时间的增加会影响合金的晶粒尺

寸和  $\eta$  相的析出,从而引起合金的强度、塑性变化,晶粒度对合金性能影响作用更大;晶粒度会对合金冲击断口有一定的影响。

(2)受  $\gamma'$  和  $\gamma''$  相的数量、尺寸和形态影响,随时效处理时间增加,合金强度变化不大,对塑性影响较大。

(3)实验所获得的不同热处理时间下合金的力学性能数据,与标准热处理态相比有所波动,但均满足标准要求(抗拉强度 1206 MPa,屈服强度 951

MPa,延伸率 13%,断面收缩率 20%,冲击功 18 J),结合微观组织可知,在标准范围内进行热处理时间的延长(固溶处理 980 °C/(1~3)h,稳定化处理 825 °C/(2.5~5)h,一级时效处理 720 °C/(8~18)h,二级时效处理 620 °C/(8~36)h,不会对合金的组织 and 力学性能产生明显影响。

黑龙江省自然科学基金杰出青年项目(JQ2021E007)

### 参考文献

- [1] Shibata T, Takahashi T and Taira J, et al. Ni-Fe Base Superalloy Forgings for Land Based Turbines[J]. The Thermal and Nuclear Power,2000,51:703-709.
- [2] Joachim R, Martin G and Dominique D G, et al. Wrought Ni-Base Superalloys for Steam Turbine Applications Beyond 700°C [J]. Advanced Engineering Materials,2003,5(7):469-483.
- [3] Schilke P W and Schwant R C. Alloy 706 Use, Process Optimization, and Future Directions for GE Gas Turbine Rotor Materials[J]. The Minerals, Metal & Materials Society,2001,10(4):25-34.
- [4] Wanderka D N, Naundorf V and Banhart J, et al. Microstructural Characterization of Inconel 706 Alloy[J]. Surface and Interface Analysis,2004,36(5-6):546-551.
- [5] Joachim R, Martin G and Dominique D G, et al. Wrought Ni-Base Superalloys for Steam Turbine Applications beyond 700°C [J]. Advanced Engineering Materials, 2003,5(7):469-483.
- [6] Matsumoto O, Honjo T and Yasumoto Y, et al. Grain Boundary Precipitates and Properties of Alloy 706 [C]. Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives, The Minerals, Metals and Materials Society,1997:389-399.
- [7] 信 昕, 孙文儒, 段忠园, 等. Nb, Al 含量对 GH706 合金组织及力学性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程,2011,40(11):5-8.
- [8] Jian W, Zhou L and Sheng L, et al. The Microstructure Evolution and its Effect on the Mechanical Properties of a Hot-Corrosion Resistant Ni-based Superalloy during Long-Term Thermal Exposure [J]. Materials & Design,2012,39:55-62.
- [9] 胥国华, 黄 烁, 王 磊, 等. 热处理工艺对 GH4706 合金显微组织与力学性能的影响[J]. 材料与冶金学报, 2014,13(3):177-180.
- [10] Shibata T, Shudo Y and Yoshino Y. Effects of Aluminum, Titanium and Niobium on the Time-Temperature-Precipitation Behavior of Alloy 706 [C]. Superalloys. 1996:153-162.
- [11] 白亚冠, 聂义宏, 朱怀沈, 等. Al-Nb 对 700 °C 发电机组转子用 GH706 合金组织和拉伸性能的影响[J]. 特殊钢, 2013, 34(4):62-66.
- [12] Kindratschuk V, Wanderka N and Banhart J.  $\gamma'$ - $\gamma''$  Co-precipitation in Inconel 706 Alloy A 3D Finite Element Study[J]. Materials Science and Engineering A,2006,417:82-89.
- [13] Shibata T, Shudo Y and Takahashi T, et al. Effect of Stabilizing Treatment on Precipitation Behavior of Alloy 706 [C]. Superalloys. 1996.
- [14] 龙正东, 马培立. IN706 合金锭的均匀化处理[J]. 钢铁研究学报, 1997,9(1):21-24.
- [15] 黄 烁, 王 磊, 张北江, 等. 稳化处理时间对 GH4706 合金显微组织演化及力学性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2015,44(1):219-223.
- [16] Cozar R and Pineau A. Morphology of  $\gamma'$  and  $\gamma''$  Precipitates and Thermal Stability of Inconel 718 Type Alloys[J]. Metallurgical & Materials Transactions B, 1973, 4(1):47-59.

张冰冰(1994-),男,硕士(2020年北京科技大学),助理工程师,2017年河北科技大学(本科)毕业,大型镍基合金锻件开发。E-mail:13051776988@163.com

收稿日期:2021-11-29

《特殊钢》杂志官方投稿网站

www.specialsteeljournal.com

地址:湖北省黄石市黄石大道316号、大冶特殊钢股份有限公司《特殊钢》杂志社

邮编:435001 咨询电话:15961618632 0714-6292935 6297386 6297313

《特殊钢》编辑部邮箱:E-mail:tsghs@sina.com, tsghs@citicsteel.com