

# IN783 合金热处理工艺的热动力学评估及成分设计

沈 治<sup>1,2</sup>, 沈红卫<sup>2</sup>, 孙 锋<sup>1</sup>, 单爱党<sup>1</sup>, 丁丽锋<sup>2</sup>

(1. 上海交通大学 材料科学与工程学院, 上海 200240;

2. 上海电气电站设备有限公司 汽轮机厂, 上海 200240)

**摘 要:** 采用材料性能模拟软件 Jmat Pro 5.0 与相应的 Ni 基高温合金数据库, 对 IN 783 合金的相析出行为进行了分析, 探讨标准热处理工艺的合理性. 结果表明: 标准热处理工艺的固溶温度对含名义成分的 IN783 合金是合理的, 在该温度下能保留适量  $\beta$ -NiAl 以限制晶粒长大, 但对实际 Nb、Al 含量较高且含 C 的合金则偏低.  $\beta$ 时效对汽轮机用 IN783 合金是必要的, 它不仅能改善抗晶界氧化性能, 还可减缓  $\gamma'$  相析出、抑制有害  $\eta$  相形成. Cr 和 Fe 元素可稳定  $\gamma'$  相, 高 Co、Nb 含量则降低  $\gamma'$  相稳定性, 促进  $\eta$  相析出.

**关键词:** Inconel 783 合金; 合金成分; 相析出计算; 热处理工艺

## Thermodynamic and Kinetic Study on Heat Treatment and Composition Design of Alloy IN783

SHEN Zhi<sup>1,2</sup>, SHEN Hong-wei<sup>2</sup>, SUN Feng<sup>1</sup>, SHAN Ai-dang<sup>1</sup>, DING Li-feng<sup>2</sup>

(1. School of Material Science and Engineering, Shanghai Jiaotong University,

Shanghai 200240, China; 2. Shanghai Turbine Works, Shanghai Electric

Power Generation Equipment Co., Ltd., Shanghai 200240, China)

**Abstract:** In order to evaluate the standard heat treatment process of alloy IN783, its precipitation behavior was analyzed using software package Jmat Pro 5.0 for material property simulation and the database of Ni-base superalloys. Results show that for alloy IN783 with nominal composition, the solution temperature of standard heat treatment process is reasonable, under which condition an appropriate amount of  $\beta$ -NiAl can be retained to inhibit grain growth, but it is low for those IN783 alloys with higher Nb and Al content.  $\beta$  ageing is necessary for steam turbine used IN783, since it can not only improve the grain boundary oxidation resistance, but also slow down the precipitation of  $\gamma'$  and inhibit the formation of harmful phase  $\eta$ . Elements Cr and Fe are favorable for stabilizing  $\gamma'$  phase, while high Co and Nb content will reduce the stability of  $\gamma'$  and promote the precipitation of  $\eta$ .

**Key words:** Inconel 783 alloy; alloy composition; calculation of precipitation phase; heat treatment process

Inconel 783 (IN783) 合金是一种航空发动机用高 Al 低 Cr 新型低膨胀抗氧化高温合金, 其特点是在保持  $\gamma$  强化的同时, 通过在晶界上分布富 Al 的

$\beta$ -NiAl 相以提高晶界抗氧化能力<sup>[1-3]</sup>. 近年来, 随着超超临界汽轮机技术的兴起, 该合金也被用作汽轮机组的螺栓材料<sup>[4-5]</sup>. 按目前的技术要求<sup>[6]</sup>, 某一种

收稿日期: 2009-11-23

作者简介: 沈 治 (1977-), 男, 上海人, 硕士研究生, 研究方向为: 汽轮机、燃气轮机用高温材料.

孙 锋 (联系人), 男, 副研究员, 电话 (Tel.): 021-54748974; E-mail: fsun@sjtu.edu.cn.

类的汽轮机螺栓用 IN783 合金采用与航空材料相同的三级时效( $\beta+\gamma$ )标准热处理工艺. 考虑到汽轮机运行预期寿命要求远高于航空发动机,且腐蚀气氛为干蒸汽<sup>[7]</sup>,有必要研究热处理工艺优化的可能性;此外,IN783 合金是否能用于更高工作温度的螺栓或其他高温零件,是否可以对化学成分进行优化也值得进一步研究.

针对上述问题,笔者利用热力学计算软件 JmatPro5.0 与相应的 Ni 基高温合金数据库,对 IN783 合金的相析出行为进行了分析,并具体考察了该合金的名义成分以及进口与国产 2 种合金的实测成分.

1 计算方法与材料

1.1 JmatPro5.0 软件简介

JmatPro 软件是 Thermotech 公司开发的材料性能模拟软件,可以进行相平衡分布、物理和热物理性能、TTT/CCT 曲线以及力学性能等多方面的运算,应用范围可覆盖钢、铸铁、高温合金、钛合金和铝合金等多类材料体系. 该软件在研发之初就得到了 GE Aircraft Engines、Rolls-Royces、Pratt-Whitey 以及美国能源部橡树岭国家实验室(ORNL)等多家知名公司与研究机构的资助与支持,并在其后的应用中证实了其可靠性. 该软件的核心是基于 Calphad

方法的热力学计算模块,通过数种经过验证的数学模型将体系自由能与合金成分、温度等条件相联系,并采用 Gibbs 自由能最小化判据,从而确定对应成分和温度下的生成相及其组分<sup>[8-9]</sup>. 模型中使用的系数在配套的数据库中给出. 每一种可能形成的相都有 1 套对应的、通过实验或第一性原理计算等方法获得的数据.

1.2 合金成分与热处理工艺

合金成分共有 3 种:IN783 合金的名义成分或者说是基准成分(标记为 N),另外 2 种成分分别是进口(I)和国产 IN783 合金(D)的实测成分(表 1). 但在表 1 中 B、P 和 S 3 种元素均未给出,鉴于前者主要在晶界上偏聚,后两者则属杂质元素,计算中可将其忽略以简化问题. IN783 合金的标准热处理工艺<sup>[5]</sup>为:1 121 °C±10 °C 1 h/空冷(固溶);843 °C±8 °C 2~4 h/空冷( $\beta$ 时效);718 °C±8 °C 8 h/炉冷(55 °C/h)~621 °C±8 °C 8 h/空冷( $\gamma$ 时效).

2 结果与讨论

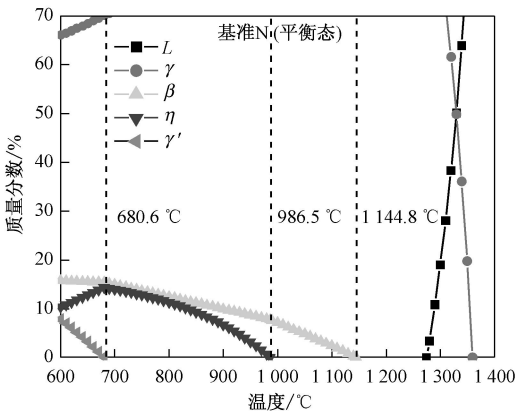
2.1 析出相

图 1 示出了通过计算得出的 IN783 合金基准成分的相百分比与温度的关系. 图 1(a)是热力学平衡态,从中可知:除预期的液相、 $\gamma/\gamma'$ 和  $\beta/\text{NiAl}$  外,还存在有害的  $\eta$  相, $\eta$ 相是  $\text{Ni}_3\text{Ti}$  类型的密排六方结

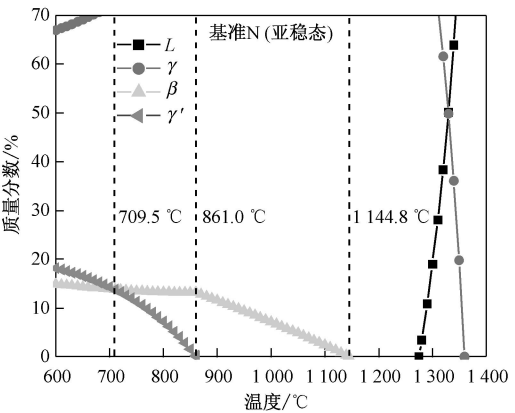
表 1 3 种不同 IN783 合金的化学成分

Tab. 1 Chemical composition of 3 different IN783 alloys

| 合金 | Ni | Al   | Co    | Cr   | Cu   | Fe    | Mn   | Nb   | Si   | Ti   | C     |
|----|----|------|-------|------|------|-------|------|------|------|------|-------|
| N  | 余  | 5.40 | 34.00 | 3.00 | -    | 26.00 | -    | 3.00 | -    | 0.10 | -     |
| I  | 余  | 5.54 | 34.09 | 2.96 | 0.01 | 24.92 | 0.07 | 3.50 | 0.18 | 0.23 | 0.019 |
| D  | 余  | 5.45 | 34.96 | 2.84 | 0.01 | 25.21 | 0.06 | 2.94 | 0.10 | 0.19 | 0.013 |



(a) 平衡态



(b) 亚稳态

图 1 IN 783 合金基准成分的相百分比与温度的关系

Fig. 1 Calculated phase percentage vs. temperature for alloy IN 783 with nominal composition

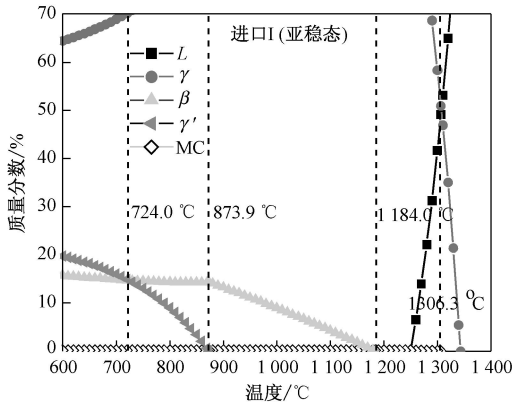
构的有序相,其析出将导致合金强度下降、脆性增加<sup>[10]</sup>。从图 1 可看出: $\eta$ 相的析出范围很宽,从 986.5 °C到 600 °C以下(443.7 °C,图 1 未给出),峰值温度为 680.6 °C,和  $\gamma$  相的起始析出点相对应。此外,在 600~700 °C内, $\eta$ 相的含量始终高于  $\gamma$  相,为 10.3 %~10.4 %;而  $\gamma$  相只有 0 %~7.86 %,且在 631.3 °C以上时  $\gamma$  相的含量不高于 5 %。

$\beta$  NiAl 的起始析出温度为 1 144.8 °C,随着温度下降其析出曲线可分为 3 段,受温度变化的影响逐渐递减,其转折点分别对应  $\eta$ 相和  $\gamma$  相的析出。 $\beta$  NiAl 的含量在 600~700 °C变动不大,基本上为 15.4 %~15.7 %。综上所述,在热力学平衡状态下,在 631.3 °C以上时  $\beta$ 相和  $\eta$ 相才是基体中的主要析出相。考虑到汽轮机通常需服役  $1 \times 10^5$  h 或更长时间,其材料组织有充分时间向平衡态演变,因此将 IN783 合金用于 650 °C或更高的温度等级,从热力学的角度看是不合适的。

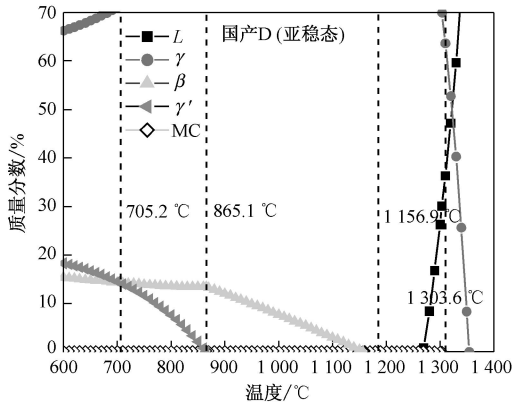
在通常的热处理条件下,由于动力学原因, $\eta$ 相不会析出。对此,笔者在计算中未考虑  $\eta$ 相,从而得到亚稳态的析出情况,其结果示于图 1(b)。从图 1(b)可看到:当  $\gamma$ 相的析出温度升至 861.0 °C时,其析出量也显著增加,在 600~700 °C为 14.3 %~18.1 %。由于只有  $\gamma$ 相的竞争析出, $\beta$  NiAl 的析出

曲线减少为 2 段,当温度在 861.0 °C以上时,随着温度下降其析出量会迅速增加;而当温度在 861.0 °C以下时,其析出量变化较平缓。相应的  $\gamma$  相呈对数形式上升,自 709.5 °C开始, $\gamma$  相的析出量高于  $\beta$  NiAl。因此, $\beta$ 时效的温度应略低于 861.0 °C,从而使其充分析出,同时  $\gamma$  相的析出量应尽可能少。标准的  $\beta$ 时效温度为 843 °C $\pm$ 10 °C,此时  $\gamma$  相的析出量约为 1.1 %~3.7 %。

图 2 为进口和国产 IN783 合金成分的相百分比与温度的关系。从图 2 可知:与基准成分相比,最大的不同是实际合金中有 MC 型的碳化物(Nb, Ti) C 析出。图 2 中给出的数据表明:该类碳化物的完全溶解点约为 1 300 °C,因此在标准的热处理工艺中基本不会溶解。进口材料在 1 200 °C以下含有 0.18 %~0.19 %的 MC 型碳化物,而国产材料则只有 0.11 %~0.13 %的 MC 型碳化物,这与进口材料有更高的 C 含量及 Nb、Ti 总量相对应。其他相的分布曲线与基准成分(图 1(b))没有本质上的差异,只是几个特征温度有所变化。2 种实际成分合金的  $\beta$  NiAl 全溶温度即起始析出温度均比基准成分的高,分别为 1 184.0 °C(进口)和 1 156.9 °C(国产),这与前者含有更高的 Nb 和 Al 含量有关。



(a) 进口 IN783 合金



(b) 国产 IN783 合金

图 2 进口和国产 IN783 合金成分的相百分比与温度的关系

Fig. 2 Calculated phase percentage vs. temperature for overseas and domestic IN783 alloys

表 2 给出了 3 种合金在标准淬火温度(1 121 °C)下的相析出百分比。从表 2 可知:对于基准成分合金,仍有 1.25 %的  $\beta$  NiAl 存在;进口合金材料含有 3.26 %的  $\beta$  NiAl 和 0.18 %的 MC,而国产合金材料则相应分别为 1.87 %和 0.12 %。由于固溶时除保留适量的  $\beta$ 相未溶解以限制晶粒长大外,其余的析出相应尽可能溶入基体以保证后续的时效析出。因此,若以基准成分合金的残留  $\beta$  NiAl 量为基准,2

表 2 3 种合金在标准淬火温度下的相析出百分比

Tab. 2 Phase percentage of 3 different IN783 alloys at quenching temperatures

| 相析出百分比          | 基准成分合金/ °C | 进口合金/ °C |         | 国产合金/ °C |         |
|-----------------|------------|----------|---------|----------|---------|
|                 | 1 121.0    | 1 121.0  | 1 160.4 | 1 121.0  | 1 133.1 |
| $\beta$ NiAl/ % | 1.25       | 3.26     | 1.25    | 1.87     | 1.25    |
| MC/ %           | —          | 0.18     | 0.18    | 0.12     | 0.12    |

种实际成分合金的淬火温度均应提高,表2中给出了对应的淬火温度:进口和国产 IN783 合金的淬火温度分别为 1 160.4 °C 和 1 133.1 °C。显然,进口材料所需的温度大大超出了标准工艺的范围(1 121 ± 10 °C)。需要指出的是:由于在实际合金成分中有 0.12 %~0.18 % 的 MC 存在,其对晶粒长大有着较强的钉扎作用,因而上述温度很有可能被低估。除  $\beta$  相起始析出温度外,进口材料的  $\gamma$  相析出温度以及  $\gamma$  相与  $\beta$  相析出曲线相交的温度均有明显升高。显然,其  $\beta$  时效温度也应作相应的调整。

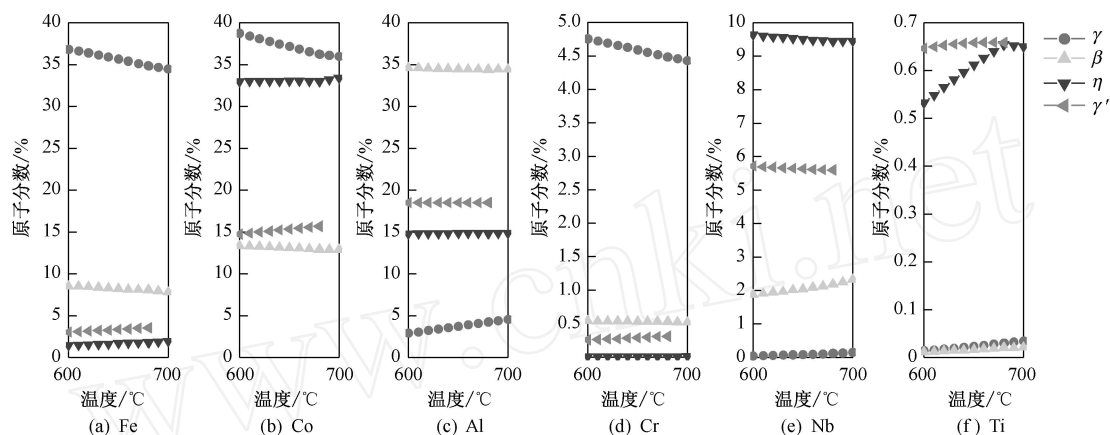


图3 合金元素在各相中的分布

Fig. 3 Distribution of alloying elements in various phases

对于合金稳定性,最为重要的是元素在  $\gamma$  相和  $\eta$  相之间的分配,理论上分配比偏离 1 越远则作用越大<sup>[11]</sup>. 根据本文的计算结果,在  $\eta$  相中大量存在的元素是 Co、Al 和 Nb,它们在 600 °C 下的原子百分比依次为 33.0 %、14.8 % 和 9.6 %,而 Ti 仅为 0.53 %. 在  $\gamma$  相中富集的元素按大小顺序依次为 Al、Co、Nb 和 Fe,此外还有微量的 Ti 和 Cr. 通常认为,在含 Al、Ti 的 Ni 基或 NiFe 基合金中, $\gamma$  相含有大量的 Al,而 Al 在  $\text{Ni}_3\text{Ti}$  型的  $\eta$  相中溶解度极为有限,因此高 Al 低 Ti 可抑制  $\gamma$  相— $\eta$  相转变. 然而,就本文的计算结果,IN783 合金中 Al 在  $\gamma$  相和  $\eta$  相中的浓度差异并非很大,2 相的分配比( $\gamma/\eta$ )仅为 1.25 左右;Ti 在 2 相中均很少,其分配比虽然随温度有明显变化,但也仅由 1 增加到 1.21. 因此,对于 IN783 合金,调整 Al/Ti 比并不是一个有效的途径. 其他的元素,如溶解度较大的 Co 和 Nb 的分配比分别约为 0.45~0.48 和 0.53,Fe 为 1.96~2.07,虽然 Cr 在  $\gamma$  相中的溶解度很小,仅为 0.5 %,但它在  $\eta$  相中基本不溶解,因此反而有很大的分配比,其值可达 30.4~36.2. 综上所述,降低 Co 和 Nb 的含量,提高 Fe 和 Cr 的含量对提高  $\gamma$  相的稳定性,抑制其向  $\eta$  相的转变有利. 由于在  $\gamma$  相基体中的

## 2.2 元素分配

通过热力学计算,还可给出各相的组分,从而得到合金元素的分布情况. 图 3 为在 600~700 °C 时,基准成分合金中元素在各相中的分布. 从图 3 可知:固溶在  $\gamma$  基体中的元素主要是 Fe、Co、Al 和 Cr,其中 Fe、Co 和 Cr 含量均随温度下降而富集,Al 则反之.  $\beta$  相主要是 Al 元素,与预期相符,此外,还有 Co、Fe 部分替代 Ni,以及少量的 Nb、Cr,其中 Fe、Co 含量随温度下降,Nb 呈相反趋势,Al、Cr 含量则随温度的变化不大.

富集效应,Cr 含量的适当提高还有助于改善基体的抗氧化性.

## 2.3 析出动力学

对 IN783 合金可采取三级时效工艺,在某些场合也可采取无时效的两级时效工艺. 本文对  $\beta$  时效前后的基准成分合金 N 的等温相变动力学曲线进行了计算,以评估  $\beta$  时效的作用,图 4 为基准成分合金的等温转变 (TTT) 曲线. 从图 4 可知:基准成分的合金以析出量 0.5 % 为基准. 按标准工艺固溶后, $\gamma$  相的 TTT 曲线的鼻部温度约为 910 °C, $\eta$  相则为 951 °C;而在 910 °C 时, $\gamma$  相的析出时间仅需 1 min (0.017 h), $\eta$  相也仅需 15 min (0.25 h). 若按两级时效的 718 °C 考虑, $\gamma$  相析出时间为 30 min,而  $\eta$  相则为 12.7 h,时间间隔也不是很大. 因此,若采取两级时效工艺,温度和时间都需控制得非常严格. 另外,如果热处理后在 600~700 °C 使用,可以预计在数百小时内就有  $\eta$  相形成.  $\beta$  时效后,TTT 曲线向低温移动, $\gamma$  相的鼻部温度在 718 °C 附近,生成时间约为 5.4 h,相应的  $\eta$  相则需 90 h 形成. 图 4(b) 中也给出了在 621 °C 下  $\eta$  相的生成时间长达 1 197 h. 可见, $\beta$  时效的作用并不仅仅只是析出 NiAl 以提高抗晶界氧化能力,还对后续相特别是  $\eta$  相的析出起到推迟

作用.需要指出的是:相对于通常考核时间最长为 1 000 h 的航空应用,这种推迟非常有效;但对于汽轮机应用的长周期, $\gamma'$ 相向  $\eta$ 相的转变仍为在早期发生.

图 5 为进口和国产 2 种实际合金的等温转变曲线.从图 5 可知:进口和国产 2 种合金的等温转变的差异并不大,析出时间的变化基本上可以忽略.然

而,将其与图 4 对比可发现: $\eta$ 相的 TTT 曲线明显向左上角移动,导致其在 718 °C 时的析出时间由 90 h 减少到 50 h 左右,而其在 621 °C 的析出时间则由 1 197 h 减少至 855 h.显然,实际成分的合金对  $\eta$ 相的形成敏感得多,这可能是由于实际的合金含有更高的 Co + Nb 量.

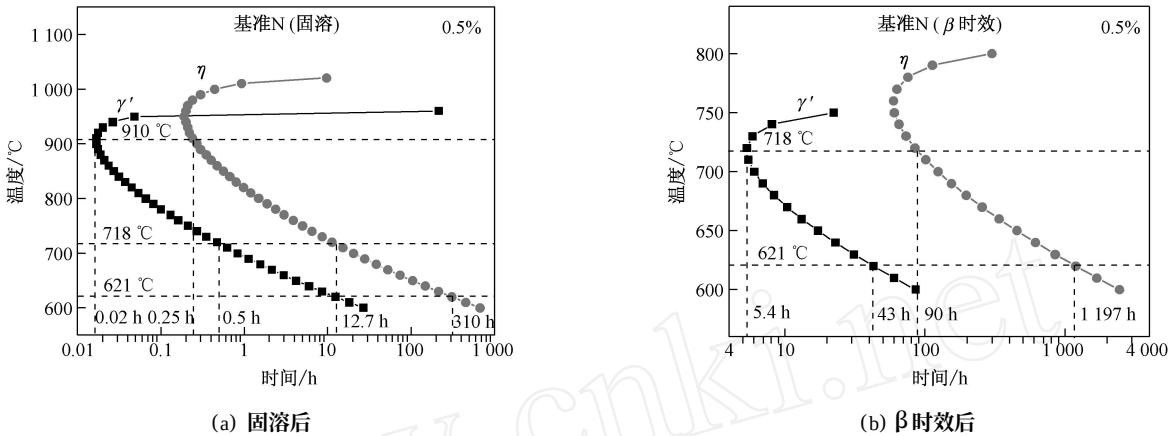


图 4 基准成分合金的等温转变 (TTT) 曲线  
Fig. 4 TTT curves of the IN783 alloy with nominal composition

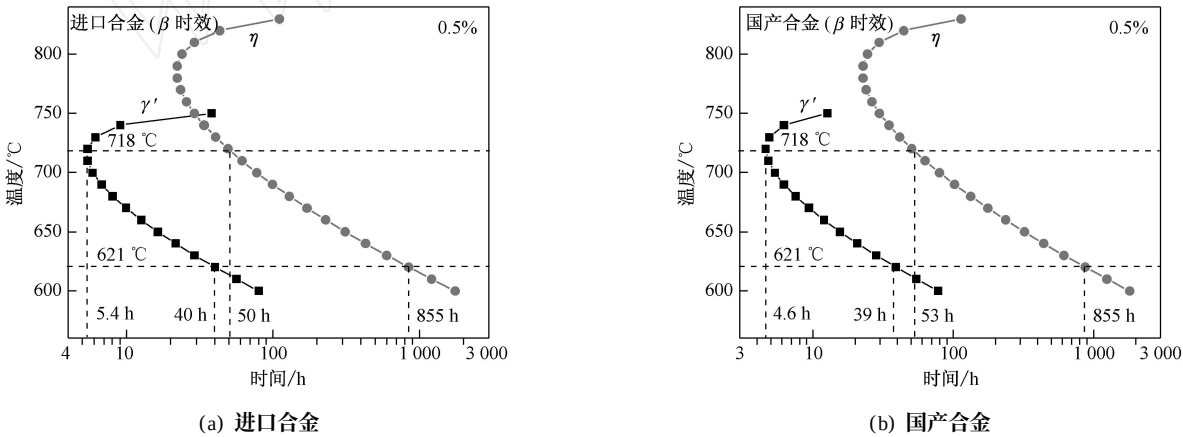


图 5 2 种实际成分合金  $\beta$ 时效后的等温转变 (TTT) 曲线  
Fig. 5 TTT curves of domestic and overseas IN783 alloys after  $\beta$  ageing

### 3 结 论

IN783 合金对  $\eta$ 相析出敏感.在用于汽轮机时,建议其使用温度不超过 650 °C 合金元素 Cr 和 Fe 对稳定  $\gamma$  相有利,降低 Co 和 Nb 的含量可抑制  $\eta$ 相的形成.标准热处理工艺的固溶温度对于含名义成分的 IN783 合金是合理的,但对实际 Nb 和 Al 含量较高且含 C 的合金,这种固溶温度明显偏低. $\beta$ 时效对用于汽轮机的 IN783 合金有重要影响,它不仅可提高晶界抗氧化性,而且还可减缓  $\gamma$  相的析出和抑制  $\eta$ 相的形成.

### 参考文献:

[ 1 ] SMITH J S, HECK K A. Development of a low thermal expansion, crack growth resistance superalloy [C]// *Proceedings of the 8th International Symposium on Superalloys ( Superalloys 1996 )*. Pennsylvania, USA: TMS, 1996: 91-100.  
[ 2 ] HECK K A, SMITH J S, SMITH R. Inconel alloy 783: an oxidation resistance, low expansion superalloy for gas turbine application [J]. *Journal of Engineering for Gas Turbine and Power*, 1998, 120 (2): 1-7.

- [3] MA L Z, CHANG K M, MANNAN S K. Oxide-induced crack closure: an explanation for abnormal time-dependent fatigue crack propagation behavior in Inconel alloy 783 [J]. *Scripta Materialia*, 2003, 48 (5): 583-588.
- [4] 林富生. 超超临界参数机组材料国产化对策 [J]. *动力工程*, 2004, 24(3): 311-340.
- [5] YAMAMOTO R, KADOYA Y, KAWAYI H, *et al.* Alloy design and material properties of Ni-based superalloy with low thermal expansion for steam turbine [J]. *Iron & Steel*, 2004, 90(1): 37-42.
- [6] SIEMENS A G. TLV1060-bolts and nuts made of alloy 783 for steam turbines [S]. German: Simens AG, 2005.
- [7] HOLCOMB G R, COVINO B S, BULLARD J S J, *et al.* Ultra supercritical turbines-steam oxidation, DOE/ARC 2004-064 [R/OL]. Knoxville: U. S. Department of Energy Information Bridge, 2004 [2009-10-27]. <http://www.osti.gov/bridge/servlets/purl/899014-QL3F6W/>.
- [8] SAUNDERS N, FAHRMANN M, SAMLL C J. The application of calphad calculation to Ni-based superalloys [C] // *Proceedings of the 9th International Symposium on Superalloys (Superalloys 2000)*. Pennsylvania, USA: TMS, 2000: 803-811.
- [9] SAUNDERS N, GUO Z, LI X, *et al.* Modelling the material properties and behaviour of Ni-based superalloys [C] // *Proceedings of the 10th International Symposium on Superalloys (Superalloys 2004)*. Pennsylvania, USA: TMS, 2004: 849-858.
- [10] 郭建亭. 高温合金材料科学:上册[M]. 北京: 科学出版社, 2008.
- [11] JIA C C, ISHIDA K, NISHIZAWA T. Partition of alloying elements between  $\gamma$  (A1),  $\gamma'$  (L12), and  $\beta$  (B2) phases in Ni-Al base systems [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1994, 25 (3): 473-485.

(上接第 286 页)

进口钢管存在的交货周期和价格问题,保证了我国发电设备制造企业的生产周期,降低了采购成本,而且打破了国外对此钢管的技术封锁,同时,对国内钢管制造企业的技术改造、产品的升级换代也起着积极的推动作用。

致谢:本文涉及到的一些试验得到了国内钢铁行业、锅炉行业、电力行业以及科研院所同仁的大力支持。在此,谨向所有对本文提供帮助和方便的同仁致以衷心谢意。

#### 参考文献:

- [1] 朱日彰,卢亚轩. 耐热钢和高温合金[M]. 北京:化学工业出版社,1996.
- [2] 徐帮学. 耐热钢和高温合金生产加工及应用技术手册[M]. 北京:冶金工业出版社,2007.
- [3] 孟繁茂,付俊岩. 现代含铌不锈钢[M]. 北京:冶金工业出版社,2004.
- [4] 彭芳芳,朱国良,宋建新. 超超临界机组用 SUPER304H 钢管国产化关键制造工艺分析[J]. *动力工程*, 2008, 28(5): 803-806.
- [5] 杨华春,杨金炳. 超超临界锅炉用 SUPER304H 钢管国产化技术现状[C]// 第二届超(超)临界锅炉用钢及焊接技术会议. 西安:电力行业电力锅炉压力容器安全监督管理委员会、超(超)临界锅炉用钢及焊接技术协作网,2007.
- [6] YANG Huachun, WANG Huaqian, LU Zhengxin, *et al.* Effect of softening temperature on micro-structure and properties of S30432 austenitic heat-resistant steel tube for USC Boiler[C]// *Proceedings of Fracture Mechanics and Structural Integrity Transferability and Applicability of Current Mechanics Approaches*. Shanghai: East China University of Science and Technology Press, 2009.