

GH4169 合金的研究新进展

赵新宝, 谷月峰, 鲁金涛, 严靖博, 尹宏飞

(西安热工研究院有限公司, 陕西 西安 710032)

摘要: GH4169 合金是沉淀强化型镍铁基高温合金, 在航空发动机、石油、核工业等领域已得到广泛应用。以往研究表明, 当使用温度超过 650 °C 时, 其主要强化相 γ'' 会发生相转变, 使强化相的体积分数和强化效应下降, 限制了合金在更高温度领域的应用。本研究在总结 GH4169 合金组织、析出相特征和相关性能的基础上, 介绍 δ 相的析出和分布与合金性能的关系, 总结了该合金的成分改性特点, 对该合金在 700 °C 甚至更高温度/低应力下长期使用的可能性做出了展望。

关键词: 镍铁基高温合金; 析出相; 热处理; 力学性能

中图分类号: TG146.1+5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2015)03-0768-07

GH4169 合金(国外牌号 Inconel 718)是 20 世纪 60 年代发展的一种镍铁基高温合金, 该合金具有较好的高温力学性能、良好的热工艺和焊接性能, 目前在航空发动机涡轮盘、叶片、石油管道、核工业结构件等领域得到广泛应用, 年产量占据整个变形高温合金总产量的 45% 以上, 其中美国 GE 公司所有发动机产品的关键旋转类零部件中该合金的使用达到了 70%^[1-3], 成为航空发动机历史上应用范围最广的镍铁基高温合金材料。

GH4169 合金是一种沉淀强化型变形高温合金, 含有 18% (质量分数) 的 Fe, 具有面心立方结构。由 γ 基体相、主要强化相 γ'' 、辅助强化 γ' 相、 δ 相和碳化物等相组成^[4,5]。在 650 °C 以下该合金具有较高的屈服强度、较好的耐腐蚀能力、高温抗氧化性能和良好的塑性、成形能力等^[6]。随着航空发动机和地面燃气轮机对高温部件要求的不断提高, 对 GH4169 合金的使用温度也提出了更高的要求, 达到 680 °C 或者更高的温度^[7]。但该合金在使用温度超过 650 °C 的高温环境中, 强化相 γ'' 会与基体相失去共格向 δ 相转变, 强化相的体积分数下降导致合金的高温强度等一系列性能下降, 限制了其在更高温度范围的使用^[8], 一般认为 650 °C 为该合金的使用极限。

本研究针对 GH4169 合金的组织 and 析出相特征, 综述了热变形和热处理过程中晶粒尺寸及形貌、组织的演变规律, 分析了热处理工艺与 δ 相析出、合金力学性能的关系, 总结了合金的成分改进和热处理的特

点, 对该合金的应用和发展前景提出了展望。

1 GH4169 合金的组织 and 析出相特点

镍基高温合金的强化方式主要有固溶强化、析出相强化以及晶界强化。对于 GH4169 合金, Mo、Co、Cr、W 等元素主要固溶在基体相 γ 中, Ta、Nb、Al 等主要形成强化相 γ' 和 γ'' 相。其中 γ' 相为 $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti}, \text{Nb})$ 型, 具有面心立方 L1_2 结构, 由于该相与基体 γ 相的点阵常数接近, 具有均匀弥散形核、共格、相界面能低而稳定性高等特点, 因此 γ' 具有较高的组织稳定性。 γ'' (Ni_3Nb) 相为体心四方 DO_{22} 结构, δ (Ni_3Nb) 相与 γ'' 相具有相同的分子式, 但呈正交的 DO_a 结构, 是 γ'' 的稳态相。该合金含有较高的 Cr 以提高抗氧化性能; 含有一定的 C, 形成碳化物提高晶界的强化能力。

在多数情况下, γ' 相和 γ'' 相是以独立的方式析出的。已有的研究表明, γ' 析出温度在 593~816 °C, 溶解温度在 843~871 °C 范围内; γ'' 相的析出温度约为 595~870 °C, 形成速度最快的温度在 732~760 °C 之间, 溶解温度为 870~930 °C^[9-11]。 δ 相的析出温度范围为 780~980 °C, 析出最快的速度的温度为 900 °C 左右^[12], 在 1020 °C 附近可全部溶解。 γ' 相一般为颗粒状, 尺寸一般在 50~100 nm, 其形貌尺寸小于 γ'' 相。研究表明在某些温度区域存在 γ'' 相和 δ 相之间的相互转化, 由于 δ 相具有和 γ'' 相一样的分子式组成, 其形成过程消耗了 γ'' 相的形成元素 Nb, 减少了 γ'' 相的数量, 因而会降低合金沉淀强化的效果, 后面会详细介绍。

收稿日期: 2014-03-20

基金项目: 中国华能集团公司科学技术课题; 西北工业大学凝固技术国家重点实验室开放课题 (SKLSP201411)

作者简介: 赵新宝, 男, 1982 年生, 博士, 副教授, 西安热工研究院有限公司, 陕西 西安 710032, 电话: 029-82102090, E-mail: zhaoxinbao@tpri.com.cn

Radavich^[13]等认为合金中 γ'' 、 γ' 相和 δ 相可以通过调整 Nb 的含量来确定, δ 相形成所需的 Nb 含量为 6%~8%, γ'' 相形成所需的 Nb 含量为 4%, γ' 相可在小于 4%Nb 的条件下形成。同时 γ'' 相、 γ' 相和 δ 相的成分随热处理工艺的改变而变化较小。因此, 国内外针对 γ'' 相的转变及 δ 相的析出和固溶规律、 δ 相形貌特征对合金热变形组织和性能的影响等开展了广泛的研究。

2 热变形和热处理工艺对析出相的影响

鉴于该合金的微观组织对热加工工艺的敏感性, 掌握合金中相析出和溶解规律及工艺与组织、性能间的相互关系, 可以针对不同的使用要求制定合理的工艺参数, 能获得不同强度要求的合金部件。

目前认为 δ 相的析出主要有晶内析出和晶界非均匀析出 2 种模式^[14]: 当时效温度在 900 °C 以下时, δ 相在 γ' 相和 γ'' 相析出之后在晶界和孪晶界处析出, 呈针状分布; 在 900 °C 以上时效时, δ 相从 γ 基体中直接形核析出, 呈短棒状。 δ 相的析出量也是与时间相关的函数。王岩^[15]、杨超^[16]等研究了固溶温度和保温时间对 δ 相析出含量的影响, δ 相的数量在 800~980 °C 随着保温时间的延长逐渐增多, 析出峰值在 900 °C 附近; 随固溶温度的升高, 其析出量和速率都有所降低, 如图 1a 所示。在高温固溶阶段, 随着固溶温度的升高 δ 相的含量直线下降, 如图 1b 所示, 形貌也由初期的长针状逐渐变化为短针状和球状。在不同温度下, δ 相的析出速率及达到析出平衡的时间是不同的, 在温度接近 1000 °C 保温时, 其溶解量可达到某稳定值, 在更高温度时可持续溶解。值得注意的是, 对于不同的 Nb 含量的 GH4169 合金, δ 相的析出峰值温度可能不同。

γ'' 相析出时产生的较大畸变出现层错, 可导致 δ 相的形成。J. X. Dong^[17]等人提出 γ'' 向 δ 转变的分步模型, 移动的位错与 δ 相作用形成层错, 层错上形核形成 δ 相, δ 相长入基体并生长拼接成针状。高温时效阶段, δ 相的形貌在不同的温度范围内能进一步转变, 如在 927 °C 时 δ 相为针状, 随温度升高逐渐向块状、球状转化, 但体积分数开始逐渐减小^[18]。蔡大勇等^[19,20]对合金 δ 相的溶解动力学进行了研究, 认为针状 δ 相两端的尖角处及内部沟槽处溶解度不同, 造成 δ 相逐渐由长针状溶解断裂为短针状, 并进一步演化成球状。杨超^[16]同样发现 δ 相的溶解过程为针状、短棒状、粒状的演化规律。

基于 γ'' 相、 γ' 相和 δ 相的不同析出和溶解温度特点, 研究人员已经围绕 δ 相析出和溶解为 GH4169 合金设计了 3 种基本的热处理工艺^[21]: 高热处理、标准热处理和直接时效热处理, 来获得不同数量和形态

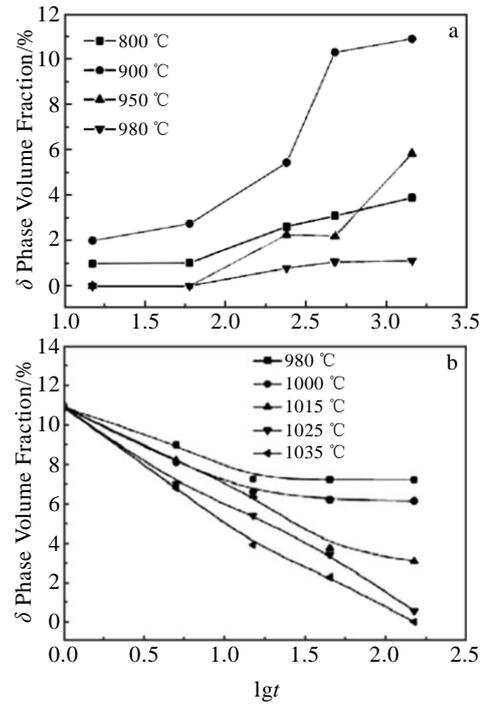


图1 δ 相体积分数与固溶保温温度和时间的关系

Fig.1 Influence of dissolution temperature and holding time (lgt) on volume fraction of δ : (a) low temperature dissolution and (b) high temperature dissolution^[15,16]

的 δ 相和强化相以满足不同的使用条件; 如标准热处理的固溶温度常常在 δ 相溶解温度范围之内, 低温双时效后的试样晶界存在一定短棒状和颗粒状的 δ 相, 有益于消除缺口敏感性^[22]。近年来该合金的终段温度和等温锻造温度通常选择在 δ 相的溶解温度范围之内, 通过适量的 δ 相可控制热加工过程中的晶粒长大, 获得细晶组织以提高性能^[15]。

不同的时效温度, 尤其是时效保温时间, 对 δ 相的形貌影响较大。GH4169合金在长期时效过程中, γ'' 和 γ' 相不断粗化, 当尺寸达到 0.1 μm 左右时, 其强化作用会有所减弱。在 1010 °C 高温回溶并二阶时效后, 充分析出了 γ' 相和 γ'' 强化相, 但却造成了合金晶内强度明显高于晶界强度, 晶界和晶内的强度不匹配, 持久寿命却明显降低^[23]。同时 γ'' 向 δ 相不断转化导致 δ 相增多, 如图 2 所示^[24]。当时效时间为 5×10^4 h 时, γ'' 相的尺寸达到 500 nm 左右, 同时在 δ 相周围出现贫 γ'' 相区, 可能会析出有害相 σ 相和 α -Cr相, 影响合金的性能; 并且在相同的时效条件下, 标准热处理后的合金比在直接时效后合金中的 α -Cr相少^[25]。

3 δ 相与力学性能的关系

合金的晶粒度、析出相的尺寸、分布、数量均会

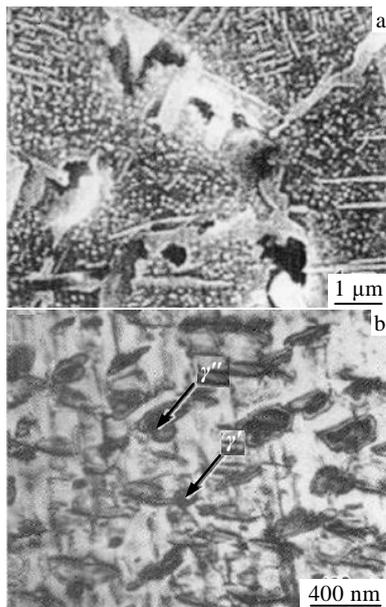


图 2 GH4169 合金在 650 °C, 5×10⁴ h 时效后的组织形貌
 Fig.2 Morphologies of precipitated phases after aging treatment at 650 °C for 5×10⁴ h: (a) δ phase and (b) γ' phase and γ'' phase^[24]

对合金的力学性能造成影响, 对于 GH4169 合金, δ 的含量和形貌对合金的晶粒尺寸、力学性能等有很大的影响。

因此, 通过调整热处理工艺获得不同的 δ 相来实现不同的性能要求。

通过 δ 相有效控制组织和细化晶粒, 能提高合金的强度。孔永华等^[26]研究了固溶处理过程中晶粒的长大规律, 在温度达到 1000 °C 左右时晶粒度长大速率显著提高, 如图 3 所示。在 δ 相固溶线温度以上进行固溶处理时, 晶粒生长随温度升高快速增大, 在低于固溶温度线时, 析出的 δ 相能阻碍晶粒的长大, 晶粒的长大速度缓慢。在热变形过程中, 晶粒尺寸与热变形参数密切相关, 温度升高, 晶粒增大; 应变增大, 晶粒会有所减小^[27]。

固溶温度和保温时间对 GH4169 合金的硬度影响比较明显, 主要是通过影响强化相的含量来实现的, δ 相对合金的布氏硬度几乎没有影响。图 4 为不同时效温度和时间条件下 FGH4169 合金的布氏硬度。可见, 800 °C 时效时 γ'' 的数量增加, 导致合金的布氏硬度较高; 在更高温度范围内时效, γ'' 向 δ 相转化, 随保温时间的延长, δ 相的含量有很大变化, 但布氏硬度的变化很小。王岩等^[28]发现随着固溶温度的提高和保温时间的延长, δ 相不断减少, 对晶粒长大抑制作用消除, 晶粒的长大速度明显加快, 材料硬度降低。总的来讲,

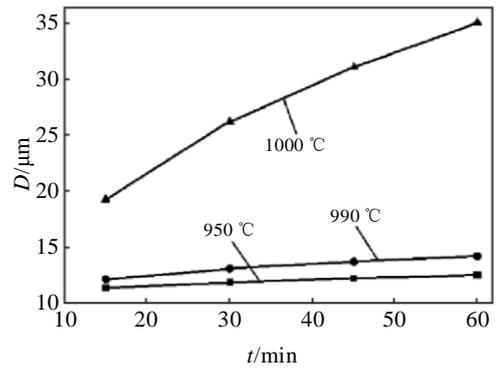


图 3 固溶温度和时间对晶粒尺寸的影响
 Fig.3 Effect of solution temperature and time on grain size^[26]

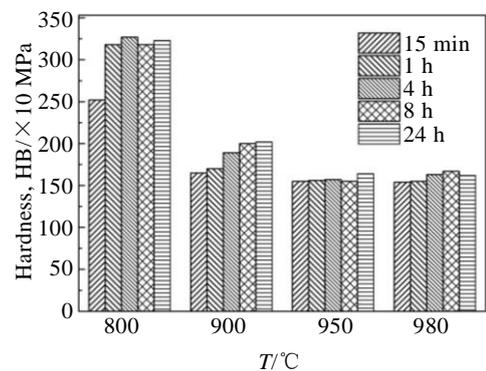


图 4 时效温度和时间对硬度的影响
 Fig.4 Influence of aging temperature and time on the hardness of GH4169 alloy^[28]

温度升高, 保温时间延长, 材料的晶粒尺寸增大, 硬度降低, 同时析出相的数量和位置的变化, 均会导致硬度的变化。

δ 相的形貌和合金的性能密切相关。刘东等^[29]通过预锻后在 900 °C 的中间热处理获得了较多的 δ 相, 在晶界处呈颗粒和短棒状分布的 δ 相可以强化晶界, 阻止晶界的滑移, 控制材料加工过程的晶粒长大, 提高高温持久性能和低周疲劳, 减小缺口敏感性。同时晶界上 δ 相的析出消耗了附近的 Nb, 裂纹应力在出现贫 γ' 相和 γ'' 相的区域获得释放, 可以在一定程度上减少裂纹的扩展^[30], 提高合金抗裂纹扩展能力。但 δ 相对高温持久强度的强化是有一定限度的, 研究表明 δ 相的数量过多或过少都能降低高温持久强度^[23], δ 相的过分集中分布反而有利于裂纹的形成和扩展, 造成合金强度和塑性降低^[31], 因此对 δ 相的析出含量要进行控制。

Kuo 等人^[32]发现 δ 相的数量和分布与高温性能密切相关, 在无 δ 相时合金在 650 °C/625 MPa 的持久寿命大大延长, 断裂延伸率和稳定蠕变速率也显著提高,

断口形貌显示主要为韧性断裂和较少的穿晶断裂。孔永华等^[22]发现直接时效处理工艺下的合金中无 δ 相, 可以获得更好的蠕变寿命和断裂延伸率, 与 Kuo 等人的结果相似, 主要归因于 δ 相析出时一定程度上消耗了 Nb 降低了强化相 γ'' 的数量, 无 δ 相时保持了较高的 γ'' 含量。

虽然 δ 相的形貌和分布会影响合金的高温强度和塑性, 但是其形貌也受到终锻温度的控制。在 δ 相的析出温度范围内变形, 可得到短棒状 δ 相; 若变形量不足, 会形成针状组织严重影响性能。终锻温度在 900~930 °C 时, δ 相呈颗粒状分布于晶内和晶界, 合金性能优越; 在 980 °C 终锻后直接热处理可以提高合金的强度和疲劳性能。锻造及热处理中, 析出的 δ 相会部分溶解, 工艺控制不当易造成奥氏体组织粗大, 缺口敏感性显著。一般在锻件的晶粒度较大时, δ 相在晶内一般为针状, 严重时呈魏氏组织, 8 级左右晶粒度的 δ 相为短棒状, 10 级或更细的晶粒中 δ 相多呈颗粒状。颗粒状的 δ 相对提高力学性能有显著作用。Zhang^[33]等发现在 950 °C/0.005 s⁻¹ 变形条件下, 变形断裂和溶解断裂综合作用导致针片状 δ 相逐渐转化为球状。

4 GH4169 合金的改型

合金强化的途径主要有两方面, 一个是增加强化相及其稳定性, 另一方面是减少有害相的析出。由于 GH4169 合金在高温时效和服役期间时, 非稳态 γ'' 强化相会向 δ 相转化, 限制了其使用温度范围, 近年来, 随着合金强化和设计理念的不断完善, GH4169 合金也不断出现了新的改良型的成分, 主要通过调整主要合金元素和微量元素来提高组织的稳定性。

P 是高温合金中普遍存在的重要微量元素, 一般认为 P 可以加剧凝固偏析和有害相析出, 因此要控制其含量。但新的研究发现 P 在变形高温合金中有一定的益处, 特别是和 B 的配合使用效果更显著^[34]。Sun、Guo 等人^[35,36]通过调整 P 和 B 的含量来增加合金的持久寿命和蠕变寿命, 达到了较好的效果, 如图 5 所示。在高温条件下, 晶界是材料的薄弱环节, 加入一定量的 P 和 B 后, 可以降低合金元素在晶界的扩散, 抑制晶界开裂, 降低晶界能。另外 P 能改善晶界析出相的形态, 会有更多颗粒状的 δ 相在合金中弥散析出, 有效阻碍位错运动, 降低其稳定阶段的蠕变速率, 增强 GH4169 合金的持久寿命, 但对合金的抗拉伸强度并没有显著影响。S 常常偏聚于晶界, 对 GH4169 合金的持久蠕变性能非常有害, 可降低合金的拉伸塑性, 所有要严格控制在 S 的含量^[37]。

在合金中通过增加 Al 和 Ti 的含量, 可以形成更

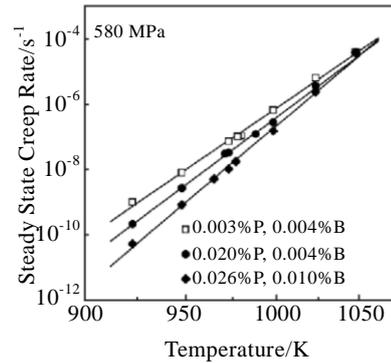


图 5 磷和硼对 IN718 合金在 580 MPa 和不同温度下蠕变性能的影响

Fig.5 Influence of P and B content on the creep rate of IN718 alloy at 580 MPa^[36]

多的强化相。Al 和 Ti 的增加可以提高合金的 γ' 和 γ'' 相的溶解温度, 增加 γ' 和 γ'' 相的析出数量; 若同时保持了较高的 Nb 含量, δ 相的含量略微有所增加。图 6 为 Al、Ti 和 Nb 含量总和对 γ' 、 γ'' 含量的作用规律, 可以发现显著增加了强化相的数量^[24]。Cao 等^[38]通过增加 Al、Ti 的总含量和 Al/Ti 比值, 同时增加 W 和 Co 来代替 Fe, 得到新的合金 Allvac 718Plus。Al 含量增加后, 在晶界处 δ 相逐渐由针状向颗粒转变, γ' 、 γ'' 的析出形貌也会出现“三明治”、“包覆结构”等, 随着 Al 含量的提高, 这种结构组织会逐渐增多, 但同时会促进 Laves 相和少量 M_7C_3 和 σ 相的析出^[39]。图 7 为 Al、Ti 和 Nb 含量总和与合金持久性能的关系^[40], 其总含量对合金在 700 °C 不同应力条件下的高温持久性能有显著影响, 对应的原子分数在 7% 附近时性能有最佳值。

相比普通合金, 高含量 Al 的合金其使用温度提高了 30 °C, 合金的室温和 680 °C 的抗拉强度明显提高^[41], 这要由于 γ''/γ' 的包覆结构相对稳定; 但晶界析出的较

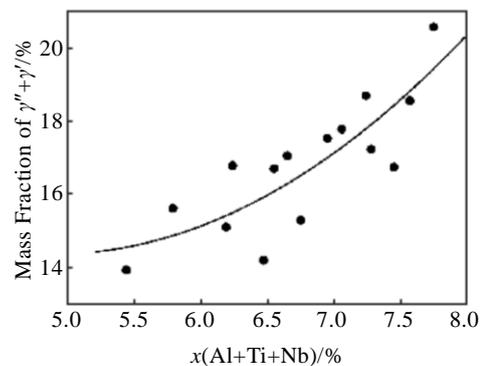


图 6 Al、Ti 和 Nb 含量对强化相析出量的影响

Fig.6 Effect of content of Al+Ti+Nb on the precipitation of $\gamma'+\gamma''$ ^[24]

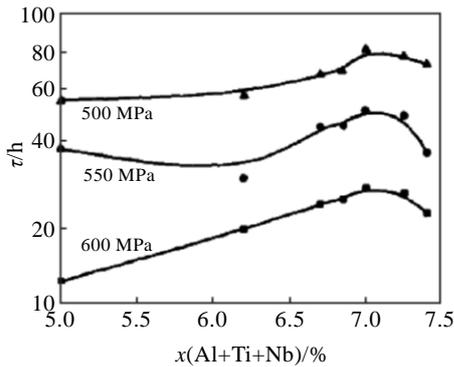


图 7 合金 700 °C 持久性能与 Al、Ti 和 Nb 含量的关系
Fig.7 Effect of content of Al+Ti+Nb (at%) on 700 °C stress rupture lives of modified alloys^[40]

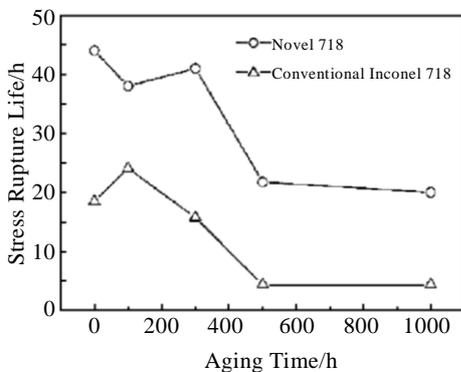


图 8 改进型和普通 718 合金的持久寿命
Fig.8 Comparison of stress rupture life of two kinds of Inconel 718 alloy at 680 °C, 700 MPa^[42]

多的 Laves 相和 σ 相, 降低了合金的拉伸塑性, 同时合金的室温冲击性能也显著下降。图 8 为 Du 等人^[42]通过增加 Al、Ti 及 P、B 等元素得到的改型 Inconel 718 合金, 其持久断裂寿命显著提高。该合金在 680 °C, 1000 h 的长期时效中, 强化相并没有发生明显的转变, 相对比较稳定。Mg 元素同样易在晶界偏聚, Mg 含量的提高, δ 相数量增加不明显, 但由连续片状分割为不连续的球状, 分布更加均匀化, 改善合金的塑性, 可以提高持久寿命和降低裂纹扩展速率^[22]。

5 展 望

GH4169 在航空航天领域已经获得了广泛的应用, 目前航空发动机的很多部件, 如涡轮盘、叶片、机匣、紧固件、等均采用了 GH4169 合金, 这些部件的特点多为高温高应力的服役状态, 对其持久寿命和蠕变寿命的要求在 10^3 数量级, 使用温度局限在了 650 °C 以

下。通过对合金的成分进行微调, 提高强化相的数量和稳定性, 提高晶界的强度, 可以进一步提高其在航空等领域高温部件的使用范围。另外, 在能源领域, 当前各国都在启动 700 °C 级超临界电站锅炉的建设, 过热器等管材内部要承受 700 °C 蒸汽温度, 管壁外要承受 750 °C 左右的高温炉火的辐射, 承受烟气高温氧化和腐蚀; 而目前可能满足 700 °C 级超临界电站过热器管持久强度基本要求的只能是处于高强度的镍基和镍铁基高温合金, 如 Inconel740、Inconel617、HR6W、GH2984 等。GH4169 合金含有 18% 左右的 Fe, 相对成本较低, 通过调整合金成分、改进热处理制度增强 γ' 和 γ'' 相的析出, 同时提高晶界的强度, 有望使 GH4169 合金在 700 °C 甚至更高温度下及较低的应力条件下获得较好的持久寿命。因此通过晶界和晶内强度匹配设计, 对强化相、 δ 及其它析出相来进行控制, 来探索 GH4169 合金在 700 °C 的使用性能的理论和技术是未来该合金的发展方向之一。

6 结 语

综上所述, GH4169 合金已成为国防建设和经济建设中不可缺少的一类重要材料。由于其强化相 γ' 和稳定相 δ 对热处理温度和时间的敏感性, 以及其分布和组成对合金高温力学性能的显著影响, 造成了其复杂的热变形和热处理工艺。因此, 针对合金不同力学性能的要求和特点, 可以通过调整合金成分和相应的热加工工艺来提高强化相的稳定性, 达到强化晶界晶内强度的目的, 同时对合金成分进行不断的调整, 进一步扩大 GH4169 合金的使用温度范围。

参考文献 References

- [1] Schwant R C, Thamboo S V, Anderson A F *et al.* *Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*[C]. Warrendale, PA: TMS, 1997: 141
- [2] Reed R C. *The Superalloys Fundamentals and Applications* [M]. Cambridge: Cambridge University Press, 2006: 217
- [3] Schafrik R E, Ward D D, Groh J R. *Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*[C]. Warrendale, PA: TMS, 2001: 1
- [4] Qi Huan(齐欢). *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2012(8): 92
- [5] Smith G D, Flower H L. *Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*[C]. Warrendale, PA: TMS, 1994: 355
- [6] Lou Xueming(娄学明), Sun Wenru(孙文儒), Guo Shouren(郭守仁) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(2) : 259
- [7] Tian Sugui(田素贵), Zhao Zhonggang(赵忠刚), Liu Yang(刘

- 洋) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(S3): 20
- [8] Sundararaman M, Banerjee S. *Metallurgical Transactions*[J], 1992, 23A(7): 2015
- [9] Muralidharan G, Thompson R G. *Scripta Materialia*[J], 1997, 36(7): 755
- [10] Ling Bin(凌斌), Zhong Bingwen(钟炳文), Yang Yurong(杨玉荣) *et al. Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 1994, 14(4): 1
- [11] Sundararaman M, Mukhopadhyay P, Banerjee S. *Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*[C]. Warrendale, PA: TMS, 1994: 419
- [12] Azadian S, Wei L Y, Warren R. *Materials Characterization* [J], 2004, 53: 7
- [13] Radavich J F. *First International Symposium on the Metallurgy and Applications of Superalloys 718*[C]. Warrendale, PA: TMS, 1989: 229
- [14] Kirman I, Warrington D H. *Metallurgical Transactions*[J], 1970, 1(10): 2667
- [15] Wang Yan(王岩). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2008: 26
- [16] Yang Chao(杨超). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2007: 19
- [17] Dong J X, Xie X S, Xu Z C *et al. Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*[C]. Warrendale, PA: TMS, 1994: 649
- [18] Donachie M J, Donachie S J. *Superalloy: A Technical Guide*[M]. OH: ASM International, Metals Park, 2002: 105
- [19] Cai Dayong(蔡大勇), Zhang Weihong(张伟红), Liu Wenchang(刘文昌) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2006, 16(8): 1350
- [20] Cai D Y, Zhang W H, Liu W C. *Materials Characterization* [J], 2007, 58: 220
- [21] Editorial Board of China Aeronautical Materials Handbook (中国航空材料手册编委会). *China Aeronautical Materials Handbook Vol.2*(中国航空材料手册第二卷)[M]. Beijing: Standards Press of China, 2002: 323
- [22] Kong Yonghua(孔永华), Li Long(李龙), Chen Guosheng(陈国胜) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(S1): 472
- [23] Yang Yurong(杨玉荣), Liang Xuefeng(梁学锋), Cai Bocheng(蔡伯成) *et al. Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 1996, 16(2): 38
- [24] Xie Xishan(谢锡善), Dong Jianxin(董建新), Fu Shuhong(付书红) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2010, 46(11): 1289
- [25] Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓), Xie Xishan(谢锡善). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2004, 33(11): 1153
- [26] Kong Yonghua(孔永华), Hu Huabin(胡华斌), Li Dongfang(李东方) *et al. Journal of Iron and Steel Research*(钢铁研究学报)[J], 2011, 23(9): 29
- [27] Zhang J M, Gao Z Y, Zhuang J Y *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 1999, 88: 244
- [28] Wang Yan(王岩), Lin Lin(林琳), Shao Wenzhu(邵文柱) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2007, 28(S8): 176
- [29] Liu Dong(刘东), Luo Zijian(罗子健). *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2005, 29(4): 152
- [30] Li S Q, Zhuang J Y, Yang J Y *et al. Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*[C]. Warrendale, PA: TMS, 1994: 545
- [31] Li Chen(李晨), Li Miaoquan(李淼泉), Wang Ke(王柯). *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*(航空学报)[J], 2010, 31(2): 368
- [32] Kuo C M, Yang Y T, Bor H Y *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2009, (510-511): 289
- [33] Zhang H Y, Zhang S H, Cheng M *et al. Materials Characterization*[J], 2010, 61: 49
- [34] Sun W R, Guo S R, Lee J H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 1998, 247: 173
- [35] Sun W R, Guo S R, Lu D Z *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1997, 28: 649
- [36] Sun Wenru(孙文儒), Song Hongwei(宋洪伟), Guo Shouren(郭守仁) *et al. China Basic Science*(中国基础科学)[J], 2005, 6: 15
- [37] Xie X S, Liu X B, Hu Y H *et al. Superalloys 1996*[C]. Warrendale, PA: TMS, 1996: 599
- [38] Cao W D, Kennedy R L. *Acta Metallurgica Sinica*[J], 2005, 18: 39
- [39] Liu Fang(刘芳), Sun Wenru(孙文儒), Yang Shulin(杨树林) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2008, 44(7): 791
- [40] Fu Shuhong(付书红), Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓) *et al. Proceeding of the 11th National Conference on Superalloys: High Temperature Structure Materials Used for Power and Energy Sources*(动力和能源用高温结构材料-第十一届中国高温合金年会论文集)[C]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2007: 151
- [41] Liu Fang(刘芳), Sun Wenru(孙文儒), Yang Shulin(杨树林)

et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料
与工程)[J], 2008, 37(6): 1046

[42] Du J H, Lu X D, Deng Q *et al. Materials Science and
Engineering A*[J], 2007, 452-453: 584

New Research Development of Superalloy GH4169

Zhao Xinbao, Gu Yuefeng, Lu Jintao, Yan Jingbo, Yin Hongfei
(Xi'an Thermal Power Research Institute Co., Ltd, Xi'an 710032, China)

Abstract: Precipitation strengthening Ni-Fe based superalloy GH4169 has been widely used in aircraft engine, petroleum, nuclear industrial etc. Previous papers indicated that the phase transition from γ'' to δ was performed when the temperature exceeded 650 °C. The reduction of strengthening phase amount degraded the mechanical properties and the application range. This paper summarized the characteristics of composition, microstructure and precipitated phases of GH4169 alloy. The influences of heat treatment and heat deformation process on the stability of microstructure and mechanical properties were reviewed, and the mechanical properties were affected by the morphologies and distribution of δ phase. The composition features of the modified alloy were concluded. In addition, the future trends and the possibility of GH4169 alloy to satisfy the use requirement for the 700 °C advanced ultra-supercritical power plants were proposed.

Key words: Ni-Fe based superalloy; precipitated phases; heat treatment; mechanical properties

Corresponding author: Zhao Xinbao, Ph. D., Associate Professor, Xi'an Thermal Power Research Institute Co., Ltd, Xi'an 710032, P. R. China, Tel: 0086-29-82102090, E-mail: zhaoxinbao@tpri.com.cn