

引用格式: 赵振, 张十庆, 李方, 等. 热处理对 GH2132 合金组织与性能影响的研究进展[J]. 航空材料学报, 2023, 43(6): 52-64.
ZHAO Zhen, ZHANG Shiqing, LI Fang, et al. Research progresses in effect of heat treatment on microstructure and properties of GH2132 alloy[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2023, 43(6): 52-64.

热处理对 GH2132 合金组织与性能影响 的研究进展

赵 振^{1,2,3}, 张十庆^{1,2,3*}, 李 方^{1,2,3}, 王 宏^{1,2,3}, 何钦生^{1,2,3},
邹兴政^{1,2,3}, 王兆英^{1,2,3}, 白雨松^{1,2,3}

(1. 重庆材料研究院有限公司, 重庆 400700; 2. 国家仪表功能材料工程技术研究中心, 重庆 400700; 3. 高性能耐腐蚀合金重庆市重点实验室, 重庆 400700)

摘要: GH2132 合金作为以 Fe-25Ni-15Cr 为基体高温合金的代表材料之一, 因其具有良好的综合性能已成为 650 ℃ 以下广泛使用的高温材料。目前对 GH2132 合金的研究主要集中在固溶热处理、固溶+时效热处理以及直接时效热处理三个方面, 本文总结了近年来对该合金在这三方面的研究, 分析了热处理工艺对组织与性能的影响。GH2132 合金在固溶处理过程要关注 Laves 及 M_3B_2 相的溶解对晶粒尺寸的影响, 防止晶粒粗化, 固溶后的合金表现出低强度高塑性的特点。时效处理工艺的制定需结合固溶处理工艺, 考虑耦合作用影响, 同时防止发生 $\gamma' \rightarrow \eta$ 转变, 降低强化效果。GH2132 合金组织对变形量比较敏感, 变形量越大, 应选择较低的时效温度或较短的时效时间。

关键词: GH2132 合金; 固溶处理; 时效处理; 变形量; 组织; 力学性能

doi: 10.11868/j.issn.1005-5053.2022.000130

中图分类号: TG156, TG142

文献标识码: A

文章编号: 1005-5053(2023)06-0052-13

Research progresses in effect of heat treatment on microstructure and properties of GH2132 alloy

ZHAO Zhen^{1,2,3}, ZHANG Shiqing^{1,2,3*}, LI Fang^{1,2,3}, WANG Hong^{1,2,3}, HE Qinsheng^{1,2,3},
ZOU Xingzheng^{1,2,3}, WANG Zhaoying^{1,2,3}, BAI Yusong^{1,2,3}

(1. Chongqing Material Research Institute Co., Ltd., Chongqing 400700, China; 2. National Instrument Functional Material Engineering Technology Research Center, Chongqing 400700, China; 3. Chongqing Key Laboratory of High Performance Corrosion Resistant Alloys, Chongqing 400700, China)

Abstract: GH2132 alloy, as one of the representative materials of high-temperature alloys based on Fe-25Ni-15Cr, has become a widely used high-temperature material below 650 ℃ due to its excellent comprehensive properties. At present, the research on GH2132 alloy mainly focuses on three aspects: solid solution heat treatment, solid solution + aging heat treatment, and direct aging heat treatment. This article summarizes recent research on the alloy in these three aspects and analyzes the impact of heat treatment processes on microstructure and properties. During the solid solution treatment process of GH2132 alloy, attention should be paid to the effect of the dissolution of Laves and M_3B_2 phases on grain size to prevent grain coarsening. The alloy after solid solution exhibits the characteristics of low strength and high plasticity. The formulation of aging treatment process needs to be combined with solid solution treatment process, taking into account the influence of coupling effect and preventing occurrence $\gamma' \rightarrow \eta$ transform and reduce the reinforcement effect. The microstructure of GH2132 alloy is sensitive to deformation, and the larger the deformation, the lower the aging temperature or shorter the aging time should be chosen.

Key words: GH2132 alloy; solution treatment; aging treatment; deformation; microstructure; mechanical properties

高温合金是指以 Fe、Ni、Co 为基,能在 600 ℃ 以上高温及一定的应力作用下长期工作的金属材料,该合金在各种温度下具有良好的组织稳定性和使用可靠性,加之合金化程度很高,故在英美又称之为超合金(Superalloy)^[1]。我国的涡轮盘材料在 20 世纪 50 年代末是以生产 650 ℃ 以下使用的仿制前苏联 ИИ481 合金,即以 Fe-Cr-Ni-Mn 为基,通过 VC 和 $M_{23}C_6$ 型碳化物强化的铁基合金 GH2036 开始,由于 GH2036 合金中碳化物强化的组织不稳定性以及工艺上和综合力学性能上的一系列弱点,从而促进了仿美以 $Ni_3(Ti, Al)$ 型 γ' 相为强化的铁基高温合金的生产,其中代表材料就是 GH2132^[2-3]。GH2132 是一种时效强化型铁基高温合金,相近的牌号有美国的 A286 和法国的 ZbNCT25(下文统称为 GH2132),是以 Fe-25Ni-15Cr 为基,用 Al、Ti 进行沉淀强化,用 Mo 进行固溶强化,并用 B 进行晶界强化等综合强化而得,具有优异的综合性能,广泛用于 550 ~ 650 ℃ 的燃气轮机、航空发动机等高温部件,是一个在不太高的温度下使用的多用途高温合金^[4-7]。

高温合金无论是以何种元素为基体都是复杂的合金化系统,热处理对其都是不可缺少的工艺过程,通过改变合金内部组织或改变合金表面的状态,以提高合金综合性能满足实际需要^[8-11]。高温合金采用的最基本热处理类型是固溶处理和时效处理^[12-14]。固溶处理常作为前处理,目的在于使原始加工状态的第二相溶解,同时获得所希望的晶粒大小和消除加工的应力,为以后的时效做好准备。时效处理的目的是使合金起主要第二相强化作用的 γ' 相呈良好状态析出,具备希望的使用性能。目前针对 GH2132 合金热处理分为三类:单固溶处理、固溶+时效处理和变形+时效处理(即直接时效处理),其中固溶+单时效处理^[15-29]应用最为广泛,但有时为了改善合金的综合性能,还会采用固溶+多级时效的热处理工艺^[15-18, 30-32],以得到不同时效温度析出的组织良好配合及其反映出来的综合性能。本文从单固溶处理、固溶+时效处理以及变形+时效处理三方面综述热处理制度对 GH2132 合金组织与性能影响的研究现状,以期同类材料热处理工艺的制定、实施提供参考,拓展同类材料的开发与应用。

1 GH2132 合金固溶处理工艺研究进展

1.1 GH2132 合金固溶处理对组织的影响

对于 GH2132 合金,无论是锻材、热轧棒或其他锻件,固溶过程奥氏体晶粒长大规律均相似,且无论对于何种加工产品,原始晶粒度的大小仅影响晶粒长大的绝对值,而不影响晶粒长大的规律^[5]。GH2132 合金在不同温度下保温固溶 1 h 的晶粒存在两个明显的晶粒突然长大阶段,第一阶段在 950 ~ 980 ℃ 范围内,这是由于晶界上析出相 Fe_2Ti 型 Laves 相的溶解;第二阶段在 1040 ~ 1080 ℃ 之间,这是由于晶界 M_3B_2 相的溶解,可见 GH2132 合金在不同固溶处理温度下的晶粒长大规律与晶界析出相的溶解密切相关。同时,固溶处理的保温时间对晶粒长大也有一定的影响,在晶粒长大的第一个突变温度附近,延长固溶处理保温时间会降低晶粒长大的突变温度。在晶粒明显长大的 980 ℃ 或低于此温度固溶处理,延长保温时间对晶粒大小有影响,但从满足晶粒长大的动力学条件来看,固溶处理保温时间不及固溶温度的影响大,但可以起到温度的补充作用。

不同固溶温度、时间对 GH2132 合金显微组织的影响也符合上述规律,同时随着固溶保温时间延长,合金内部的固溶退火孪晶数量在增加^[21]。固溶退火孪晶是中低层错能(stacking fault energy, SFE)材料的特征^[33-34]。不同尺寸的晶粒中均存在孪晶,表明孪晶是在再结晶和晶粒生长过程中产生的,以降低合金的总边界能。固溶后的合金中还会存在凝固过程形成的初级 Ti(C, N)等碳氮化物夹杂,尺寸大约为 0.2 ~ 4 μm ,多呈方形和圆形^[4, 35-38]。

1.2 GH2132 合金固溶处理对性能的影响

文献[21]研究了固溶处理温度(930 ~ 1020 ℃ × 4 h, WC)对 GH2132 合金显微硬度的影响,结果表明硬度随着固溶温度的增加呈下降趋势,这是由于固溶后晶粒长大造成的,同时也存在一些强化相的溶解。不同固溶时间(900 ℃ × (1 ~ 3 h), WC)对 GH2132 合金拉伸性能影响不大,表现出良好的塑性^[16],这是由于固溶处理后,强化相溶解,合金元素固溶到奥氏体 γ 基体中,没有第二相的沉淀强化作用,使得单一的奥氏体基体表现出低强度高塑性的特点^[16, 24, 29, 39-40]。

2 GH2132 合金固溶+时效处理工艺研究进展

2.1 GH2132 合金固溶+时效处理对组织的影响

2.1.1 固溶温度和固溶时间

不同固溶温度((900~1000 °C)×1 h, WC)+时效(720 °C×16 h, AC)处理后 GH2132 合金显微组织均为大小均匀的等轴晶粒,但随着固溶温度的升高,合金的晶粒尺寸逐渐变大,同时存在较多的孪晶晶粒^[23, 25]。

固溶时间(900 °C×(1~3 h), WC)越长,时效(710 °C×16 h)处理后 GH2132 合金析出相 γ' 数量越多,同时晶粒有长大倾向^[16]。这是由于固溶时间越长,各合金元素溶解于奥氏体中越充分,为时效析出 γ' 强化相 $\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Al})$ 提供了足够充分的 Ni、Ti、Al 元素。

2.1.2 时效温度和时效时间

文献^[17, 21, 24, 26, 28]研究了固溶后不同时效温度对 GH2132 显微组织的影响,在 620~780 °C 范围内时效,对晶粒尺寸影响较小,晶粒尺寸基本保持不变。晶粒尺寸不受时效温度影响主要是因为时效温度较低,不能提供足够的能量促使晶粒长大^[41]。热处理工序决定晶粒度大小的因素为固溶温度和固溶保温时间,尤其固溶温度影响最为明显。因此,要保证晶粒度合格,必须在标准规定的固溶温度和时间范围内选择最低的固溶温度和最短的固溶保温时间。相比仅进行固溶的组织,合金经固溶和时效处理后,组织晶界清晰,并伴有少量固溶处理后再结晶过程中通过堆垛层错生长而形成的孪晶^[20, 24]。同时,随着时效温度的升高(700~740 °C),出现较多细小的孪晶晶粒,晶内孪晶数量减少,孪晶板条变宽^[26],该过程主要是以合并机制逐渐减少板条数量而使板条扩宽,最终宽板条的孪晶界面由于位错的运动而消失^[41]。文献^[16-17, 21]研究了不同时效温度对 GH2132 合金组织形貌的影响,随着时效温度的升高, γ' 相数量逐渐增加,尺寸逐渐变大。这是由于较高的时效温度有利于合金原子的扩散,强化相更易析出,且析出相尺寸大,易偏聚,因此较低的时效温度比高的时效温度更易析出弥散细小的 γ' 相,700 °C 时效时晶界有少量碳化物析出,730 °C 时效时晶界上的碳化物析出增多。

在较低温度 700 °C 时效时(固溶工艺 950 °C×1 h, WC),时效时间对合金组织影响较大,当时效温度升高至 740 °C 时,时效 4、14、16 h 的显微组织基本趋于一致^[26]。文献^[15, 21, 28]研究了固溶后不同

时效时间对 GH2132 合金强化相 γ' 的影响,如图 1 所示。可以看到,随着时效时间的延长, γ' 相逐渐长大。强化相长大规律符合 LSW(lifshitz slyozov wagner, LSW)理论,该理论认为析出沉淀相的平均直径随着时效时间的立方根增加而增加,该过程由体积扩散控制^[42-43]。LSW 理论已在一些研究 GH2132 合金文献中得到证实^[21, 44-47],因而可根据某一时效温度下强化相的直径 $D(\text{nm})$ 与时效时间 $t(\text{h})$ 的关系获得强化相长大模型,以此来预测合金在该温度时效中 γ' 强化相长大过程。同时,随时效时间延长,晶界有碳化物析出。当时效时间达到 2 h 以上时,晶界除了析出碳化物,也析出了呈片层或胞状、沿晶界呈一定角度的有害相 η 相,且随着时效时间延长逐渐长大。

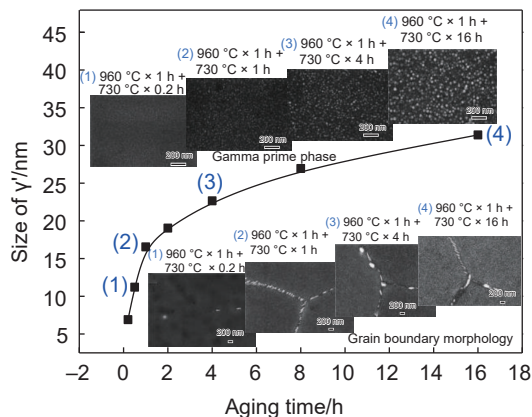


图 1 不同时效时间后 GH2132 合金强化相 γ' 尺寸及晶界形貌^[15, 21, 28]

Fig. 1 Strengthening phase γ' size and grain boundary morphology images of GH2132 alloy after different aging time^[15, 21, 28]

γ' 相是不稳定的,时效过程会导致 γ'/γ 中晶格失配度增加,产生的层错会进入到 γ' 相中,使其不稳定,导致发生 $\gamma' \rightarrow \eta$ 转变^[48-51]。通常析出 η 相的区域周围无 γ' 相,即 η 相是以牺牲 γ' 相为代价形成的^[35, 52-54],如图 2 所示,该现象在其他诸如镍基高温合金 Nimonic 263 中也可观察到^[55]。GH2132 合金是典型的高钛低铝型高温合金,而具有高 Ti/Al 比的铁基合金在高温时效或高温变形过程中易发生 η 相沉淀,但通常只有在过时效处理后才能观察到胞状 η 相^[19, 56-59],例如在 Brooks^[38] 和 Cicco^[52] 研究中,分别在 720 °C 时效 450 h 和 730 °C 时效 217 h 后发现了胞状 η 相,然而在 Zhao 等^[4] 研究中,740 °C 时效 8 h 便观察到胞状 η 相。再者, η 相之所以会沿晶界析出,一方面是由于晶界位置能量较高, η 相会在晶界处形核、长大,并生长到晶粒内

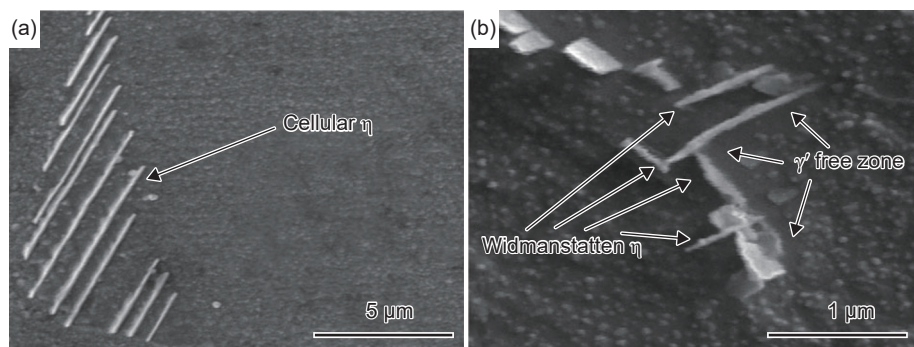


图2 GH2132 合金中 η 相 SEM 形貌(热轧态+时效态)^[35] (a)840 °C/4 h; (b)840 °C/12 h

Fig. 2 SEM microstructure images of aging heat treatment after hot rolling GH2132 alloy^[35] (a)840 °C for 4 h; (b)840 °C for 12 h

部^[56, 60-73]; 另一方面是由于硼和钛都倾向于在晶界处偏析, 奥氏体合金中硼的偏析倾向远高于钛, 通常以非平衡(偏聚)的方式偏析^[64-68]。固溶处理期间在晶界处偏析的硼原子会抑制钛原子向晶界扩散, 因此在时效处理期间没有足够的钛原子用于 η 相的成核或生长, 随着时效温度或时效时间的增加, 扩散到高能晶界的钛原子增加, 导致 η 相在该处沉淀^[4]。800 °C 以上温度时效时, 析出相 η 相呈针状魏氏体(图 2(b)), 通过沉淀无法达到硬化合金的效果^[52]。

文献 [32] 研究了固溶处理后(900 °C/2 h/OQ)两级时效制度对合金显微组织及 γ' 相形貌的影响, 不同时效工艺对合金的晶粒尺寸及 γ' 相形貌影响不大, 但对 γ' 相尺寸影响明显。随第一级时效温度的增加, γ' 相尺寸逐渐增加, 说明 γ' 相析出与热处理温度及随后时效过程有紧密联系。合理的选择两级时效制度, 如两级时效 720 °C×16 h+650 °C×16 h, 可以获得不同尺寸的 γ' 相, 且数量多于 720 °C 单级时效时得到的 γ' 数量^[17]。时效制度制定不合理, 如两级时效(718 °C×1 h+660 °C×1 h)相比单时效(718 °C×1 h), 会造成两级时效效果不明显, γ' 相聚集、长大的同时在晶界位置形成碳化物 $M_{23}C_6$ 大颗粒^[15], 若时效温度过高, 如两级时效(760 °C×16 h+700 °C×16 h), 虽然会析出尺寸不同的 γ' 相, 但同时也会析出尺寸较大而且数量较多的碳化物 $M_{23}C_6$ 以及有害 η 相^[4, 16]。

2.2 GH2132 合金固溶+时效处理对性能的影响

2.2.1 固溶温度和固溶时间

调整合金的固溶处理温度, 是在保证 γ' 相完全溶解的条件下, 主要控制晶界相的溶解(或析出)以及合金晶粒度大小。GH2132 合金是奥氏体多晶材料, 由于晶界对位错运动的阻碍作用以及各晶粒取向不同, 所以晶粒越细小, 晶界面积越多, 对材料的强化越明显, 即细晶强化^[69]。文献 [5, 23, 25] 研

究了不同固溶温度对时效后 GH2132 合金室温力学性能的影响, 如图 3 所示。900~950 °C 温度范围固溶处理对 GH2132 合金晶粒度变化不大, 因而合金的瞬时力学性能没有差别。随着固溶处理温度的升高, 开始出现大晶粒, 晶界数量减少, 阻碍位错运动的障碍变少, 同时也有可能由于某些晶界析出相的动态^[21], 使合金室温性能的强度指标下降的趋势较为缓慢一些。同时可以看到, 添加微量的合金元素 Nb(0.082%)可以提高合金的强度, 但对塑性影响较小^[23], 这是由于 γ' 相强化的铁基高温合金, Nb 主要溶解于 γ' 相, 形成 $Ni_3(Al, Ti, Nb)$, 具有增大 γ' 相反相畴界能、增加 γ' 相数量以及提高 γ' 相稳定性的作用^[70-72]。

文献 [16] 研究了固溶时间对时效后(710 °C×16 h)GH2132 合金室温力学性能的影响, 时效能在单固溶的基础上将抗拉强度和屈服强度分别由 700 MPa 和 300 MPa 提高到 1200 MPa 和 700 MPa, 但时效态塑性相对固溶态大幅度下降。同时, 与固溶态拉伸性能几乎不随固溶时间的影响截然不同, 时效态拉伸性能随固溶时间的延长, 抗拉强度逐渐提高, 屈服强度逐渐降低, 伸长率和面收缩率也有小幅上升。由于固溶时间越长, 固溶处理越充分, 为时效析出 γ' 强化相提供足够充分的 Ni、Ti、Al 等元素, γ' 相以切割或绕过机制阻止位错的运动作用越强, 促使合金得到强化, 但 γ' 相析出数量的增加是不利于塑性的, 因此 γ' 相析出增加的同时, 会有回复和再结晶软化机制, 固溶时间越长, 回复和再结晶发生越充分。

2.2.2 时效温度和时效时间

GH2132 合金在时效过程中主要析出和基体共格的 $Ni_3(Ti, Al)$ 型 γ' 相, 造成合金强烈地析出硬化效应, 其含量的多少直接影响着合金的性能, 特别是其析出相的形状、尺寸大小、数量和分散情况^[1, 45, 60, 63, 73-81], γ' 强化相内还存有少量位错^[82]。

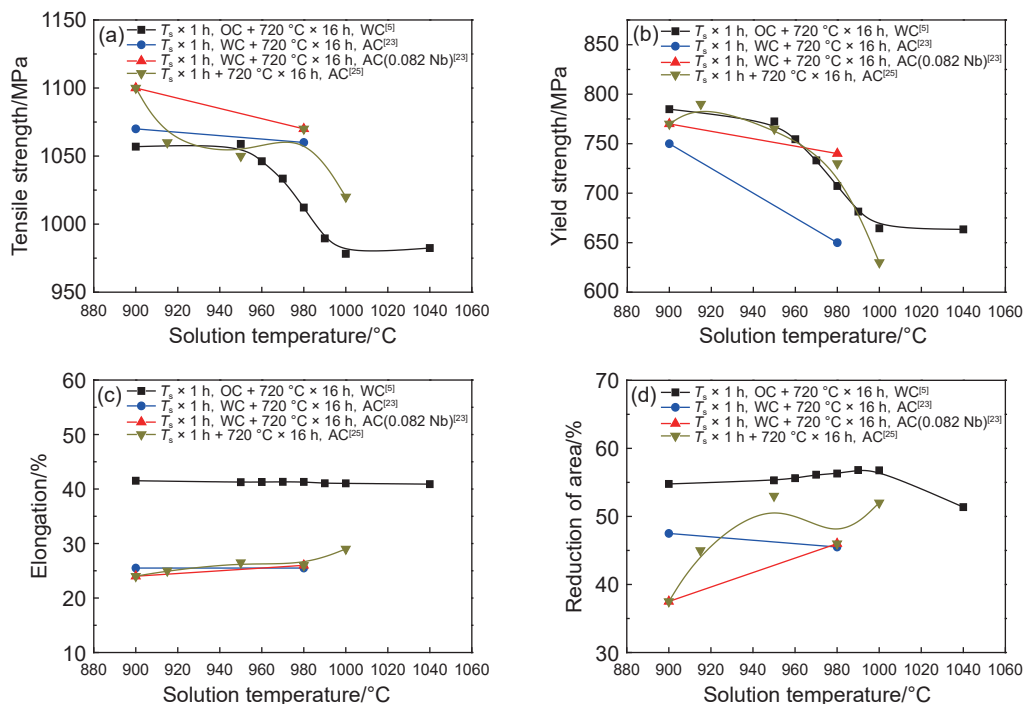


图3 不同固溶处理温度对 GH2132 合金室温力学性能的影响^[5, 23, 25] (a) 抗拉强度; (b) 屈服强度; (c) 伸长率; (d) 断面收缩率

Fig. 3 Effect of different solution treatment temperatures on mechanical properties of GH2132 alloy at room temperature^[5, 23, 25]
(a) tensile strength; (b) yield strength; (c) elongation; (d) reduction of area

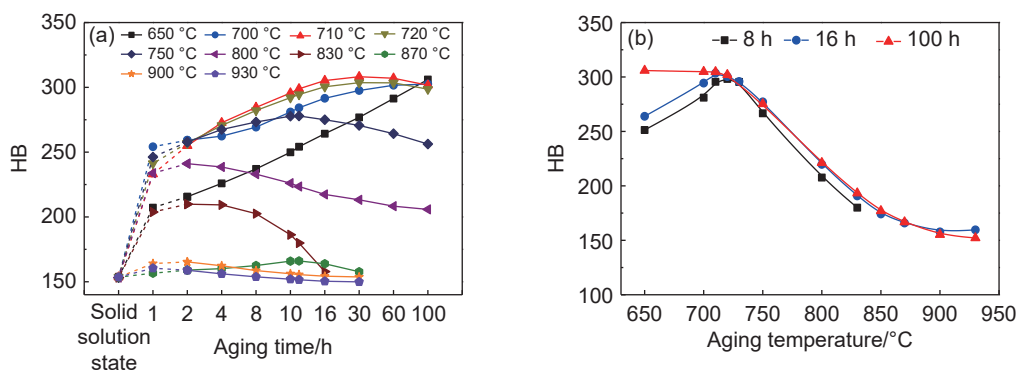


图4 GH2132 合金的时效硬化曲线^[5] (a) 时效温度; (b) 时效时间

Fig. 4 Aging hardening curve of GH2132 alloy^[5] (a) aging temperatures; (b) aging times

如图4(a)所示 GH132 合金经 980 °C/1 h/OC 固溶处理后, 分别在 650~930 °C 温度范围内进行不同时间时效得到的时效硬化曲线, 可以看到, 合金在 650~830 °C 之间时效, 都有明显的由于 γ' 相析出所造成的硬化现象, 但在 710~720 °C 左右的时效硬化效果最为显著。从图4(b)所示的不同时效时间的硬化曲线看出, 选择常用的 16 h 时效时间, 合金的硬化峰值也是在 710~720 °C 左右, 高于 720 °C 时效硬化效果就明显降低, 但在稍低一些的温度时效合金仍能保持相当的硬化效果。

文献 [5, 16-17, 24, 28] 研究了不同时效温度对 GH2132 合金室温力学性能的影响, 如图5所示。可以看到, GH2132 合金无论是 900 °C 还是

980 °C 固溶处理后, 时效温度对合金室温力学性能的影响规律基本上是一致的。再者, 合金的室温拉伸强度指标都是在 700~730 °C 时效获得峰值, 与时效硬化曲线规律一致, 同时塑性指标有不明显的下降, 这是由于合金在 700~730 °C 时效, γ' 相析出的数量与大小得到了良好的配合, 均匀分布的 γ' 相有效阻碍了位错运动, 所以合金具有较高的强度。时效温度低于 700 °C, γ' 相析出的不充分, 合金的强化程度不够。时效温度过高 (730 °C 以上), 由于 γ' 相的聚集长大及部分 η 相析出, 使合金的强度下降。这是由于有害相 η 相通常是合金变形过程中微孔成核和聚结的首选位置, 尤其在晶界处更有利于微孔聚集, 导致断裂优先发生在晶界处, 严重恶化

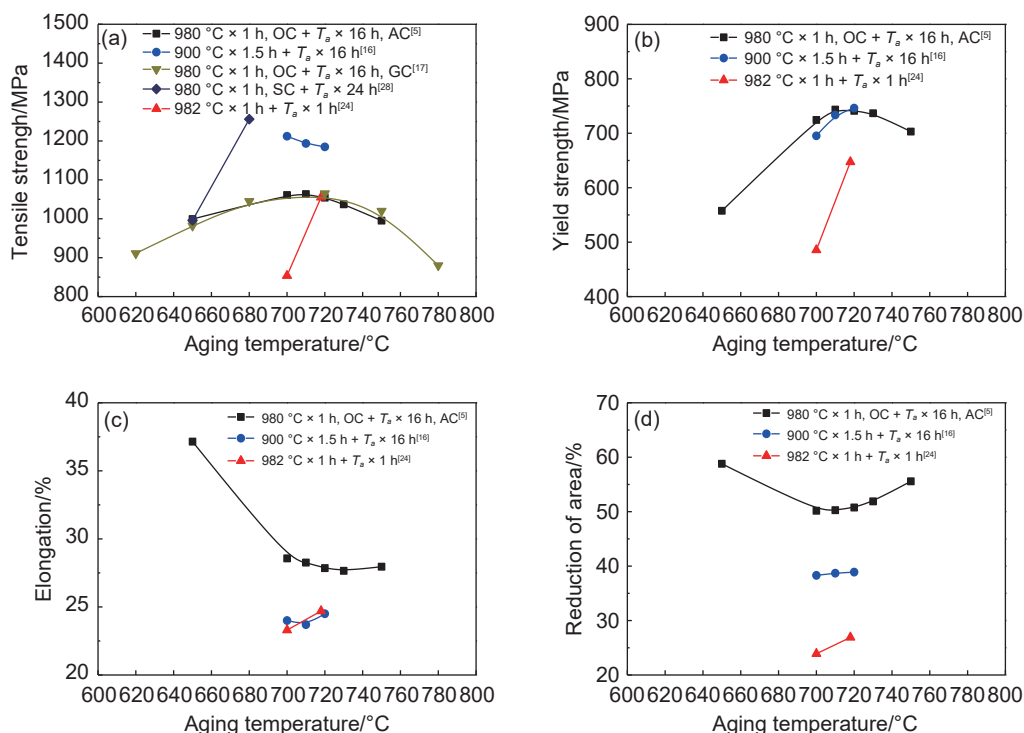


图5 时效温度对 GH2132 合金室温力学性能的影响^[5, 16-17, 24, 28] (a)抗拉强度; (b)屈服强度; (c)伸长率; (d)断面收缩率

Fig. 5 Effect of aging temperature on mechanical properties of GH2132 alloy at room temperature^[5, 16-17, 24, 28] (a) tensile strength; (b) yield strength; (c) elongation; (d) reduction in area

了合金在应用中要求的强度和塑韧性能^[4, 37-38, 83-88], 但胞状 η 相可以抑制晶界在高温变形期间的滑动和开裂, 从而提高合金的高温塑性^[56]。分布于晶界的有害相, 在析出量相同的情况下, 对大晶粒的影响程度较之小晶粒更严重, 这是由于晶粒越小, 晶界面积越大, 晶界上有害相分布的密集程度降低弱化了有害效果^[89], 同时观察到, 在 700~730 °C 之间时效, 随着时效温度的升高, 出现抗拉强度降低、屈服强度升高, 伸长率和面收缩率基本保持不变的趋势, 可能是较其他工艺固溶时间较长使固溶更加充分, 导致在 700 °C 时效比高温时效有更大的强化作用^[16]。时效温度对合金的硬度和剪切强度影响规律与对拉伸强度影响类似, 即随着时效温度的提高呈现先增加后降低趋势^[17, 21, 28]。

文献 [26] 研究了 GH2132 合金在固溶后 (950 °C × 1 h, WC) 不同时效温度和时间 ((700~740 °C) × (4~18 h), AC) 对合金力学性能的影响。时效 4 h 后, 随着时效时间的延长, 抗拉强度和屈服强度分别在 1000 MPa 和 700 MPa 左右波动, 伸长率和断面收缩率分别在 28% 和 46% 上下波动, 720 °C 时效后抗拉强度最高, 740 °C 时效后抗拉强度最低。时效温度不同, 对应强度或塑性指标峰值的时间也不同。时效温度越高, 到达峰值所需时间越短^[44]。

时效温度较低时 (980 °C × 1 h + 680 °C), 时效时

间越长 (16~24 h), 抗拉强度和硬度均呈增加的趋势^[27]。时效温度较高时 (982 °C × 1 h, OC + 718 °C^[15]、960 °C × 1 h, WC + 730 °C^[21]), 时效 1 h 硬度便达到最大值, 时效时间进一步延长, 合金硬度开始下降, 但降低缓慢, 再次说明提高时效温度可明显缩短拉伸、硬度等性能数值到达峰值的时间, 但获得的性能指标不一定是最高的。

文献 [15-17, 32] 研究了固溶后不同两级时效工艺对 GH2132 合金力学性能的影响, 690~720 °C 之间时效, 随时效温度升高, 合金的屈服强度明显升高, 而抗拉强度变化较小, 伸长率和断面收缩率降低。720~760 °C 之间随时效温度增加, 强度降低, 塑性变差, 可见, 影响合金屈服强度和抗拉强度的热处理参数主要是时效温度。随多段时效温度提高, 当时效温度太低, 强化相 γ' 析出不明显, 合金的抗拉强度和屈服强度都较低; 随着时效温度进一步提高, 合金中析出的 γ' 相数量和尺寸增加, 会引起强度的提高; 当时效温度进一步提高时, 会产生过时效现象, 部分 γ' 相转变为 η 相, 造成合金性能下降。 η 相作为有害相, 它的析出一方面降低了 γ' 强化相含量, 一方面脆化晶界, 使合金的性能下降。此外, 当 γ' 相进一步长大时, 位错和析出相的交互作用由切割机制变为绕过机制, 析出相对位错运动的阻碍程度降低, 位错变得更容易运动, 滑移

系容易开动,合金的性能下降,所以,析出相的尺寸不宜过大也不宜过小^[21]。时效过程若析出尺寸较大而且数量较多的碳化物 $M_{23}C_6$, 会降低晶界强度和减小强化相 γ' 相的析出,降低合金强度^[16]。碳化物不仅降低了晶界结合力,破坏晶界连续性,而且成为裂纹源,使合金易发生脆性断裂^[15]。

合理地选择固溶+两级时效工艺可明显提高合金的综合力学性能,但若两级时效工艺选择不合理,获得的合金性能会低于单时效性能^[16-17]。

3 GH2132 合金变形+时效处理工艺研究进展

3.1 变形量对 GH2132 合金组织与性能的影响

小量变形对 GH2132 合金晶粒长大是很敏感的,该合金的临界变形量约为 2%,为防止晶粒异常长大,通常冷变形量必须超过 6%^[90]。GH2132 合金随形变量增加晶粒逐渐由等轴变为纤维状,晶粒方向性趋于明显,形变量在 30% 以内时,组织基本为等轴晶,存在较多孪晶,形变量超过 35% 时,组织纤维化明显,晶界模糊,晶内出现明显的变形痕迹^[91-92]。热轧态 GH2132 合金固溶处理后,在再结晶退火过程中会同时形成大量的“退火孪晶”,采用合理的后续热处理工艺不会造成晶粒的异常长大,仍可保留冷作变形强化效果^[20, 93]。同时,原始晶粒对变形后的晶粒尺寸也有一定的影响,小变形时,晶粒会变得更粗大,但随着变形量的增加,原始晶粒尺寸对产品的最终晶粒度影响越来越小,在变形量达到 35% 时,原始晶粒的作用逐渐消失^[93]。

文献[20, 29]研究了不同冷变形量对 GH2132 合金棒材室温拉伸和硬度的影响,随着冷拉变形量的增加,合金硬度、抗拉强度和屈服强度逐步提高,在 20%~30% 面缩率范围内的冷作强化效果最为显著,随后变化趋于缓慢。而随着变形量的提高,合金塑性,特别是伸长率大幅度下降,将会影响材料后续加工。

3.2 变形量及时效制度对 GH2132 合金组织的影响

文献[91]研究了不同形变量及不同时效制度对 GH2132 合金的显微组织的影响,时效处理后在奥氏体晶粒内部出现密排弥散及粒状析出相 γ' 。同一时效制度下,形变量越大,析出相数量越多,这是因为大形变量条件下合金内部积蓄的畸变能较高,对新相形核及长大所需的外界激活能低。对于同一形变量的合金组织,随着时效温度升高,时效处理几乎不改变晶粒尺寸和结构,但析出相 γ' 数量

和富 Cr 碳化物的含量逐渐增加^[94],同时 γ' 逐渐变大,颗粒数量变少,该规律在其他研究文献中也可看到^[16, 22],这是由于时效过程中,合金原子通过空位等缺陷扩散并形核,时效温度越高,溶质原子扩散越快,析出相长大所需时间越短,溶质原子析出时易聚集,越有利于析出长大,故最终导致析出相颗粒比较大,数量少^[16];再者,两段时效制度会增加细小弥散相 γ' 的充分析出^[18]。还注意到,650 °C×8 h 时效后, γ' 析出相呈方型 γ' 析出,经 680 °C×8 h+650 °C×8 h 制度时效后,方型 γ' 相变成球型。 γ' 相是高温合金的主要强化相,呈弥散分布,主要有方型和球型两种形态, γ' 相的形态与 γ - γ' 的晶格错配度(点阵失调度)有关,晶格错配为小于 0.2% 时, γ' 为球状,晶格错配为 0.5%~1.0% 时呈立方状,晶格错配大于 1.25% 时呈片状^[1, 69, 74, 95],也有文献指出与 Al 含量有关^[60]。

变形态 GH2132 合金在较低的温度(<704 °C)下直接时效仍存在变形晶粒,对合金的冷变形强化效果影响不大^[22]。文献[32]研究了不同热处理制度对锻造后 GH2132 合金组织的影响,结果表明锻造后直接时效,两种时效工艺(650 °C×16 h, AC、705 °C×16 h, AC+650 °C×16 h, AC)下晶粒尺寸相当,但均匀性较差。单时效由于时效温度低,未观察到析出 γ' 相,说明 γ' 相析出与随后时效热处理温度有紧密联系,同时直接时效的晶粒尺寸小于固溶+时效处理,说明固溶处理一方面会促使锻态析出相溶解,消除加工应力,引起合金晶粒尺寸增大,同时有均匀晶粒尺寸作用。

3.3 变形量及时效制度对 GH2132 合金性能的影响

文献[20, 91, 94, 96]研究了不同形变量对 GH2132 合金时效后性能的影响,如图 6 所示。可以看到,对于同一时效热处理制度,随材料形变量的增加,合金呈现强度增加、塑性降低的变化趋势,特别变形量小于 20% 时,合金的强度和塑性变化趋势明显,超过变形量 20%,变化相对较缓。再者,同一形变量条件下,合金固溶状态时的强度最低,当时效温度较低时(650~680 °C),随时效温度增加强度呈现增加趋势;当时效温度较高时(700~720 °C),变形量小于 20% 左右时,时效温度越高,强度越高,变形量大于 20% 左右时,时效温度越高,强度越低。在同一形变量条件下,时效温度对伸长率影响不明显,但对断面收缩率影响较大。增加形变量有利于 GH2132 合金材料的强化相析出,三种时效制度 650 °C×8 h、680 °C×8 h 及 680 °C×8 h+650 °C×8 h 下 γ' 相析出数量逐渐增多。 γ' 相的数量及尺寸

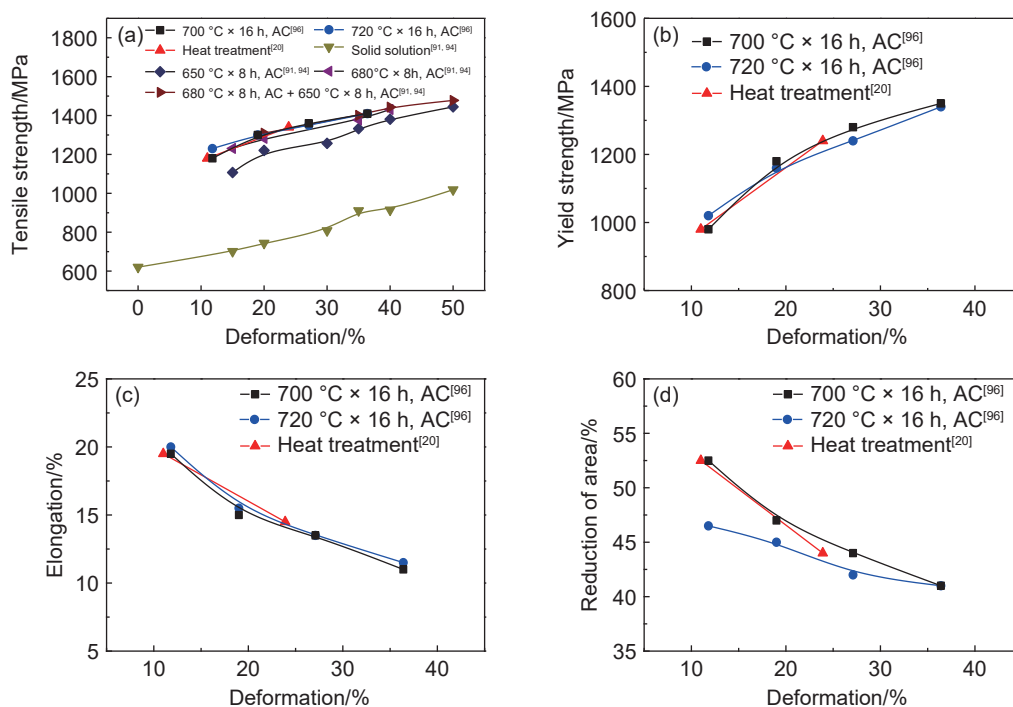


图6 不同形变量及时效制度对 GH2132 合金力学性能的影响^[20, 91, 94, 96] (a)抗拉强度; (b)屈服强度; (c)伸长率; (d)断面收缩率

Fig. 6 Effects of different deformation and aging process on mechanical properties of GH2132 alloy^[20, 91, 94, 96] (a) tensile strength; (b) yield strength; (c) elongation; (d) reduction in area

会直接影响到 GH2132 合金的拉伸性能^[1, 39, 73-74], 较低的析出相界面能有助于提升静载断裂裂纹萌生及扩展的诱发门槛, 进而提高拉伸断裂强度^[91], 均匀分布的 γ' 相也可有效阻碍位错运动, 提高拉伸强度^[83]。

文献 [16, 22] 研究了不同时效温度对变形态 GH2132 合金时效后性能的影响, 但两研究获得的性能变化规律完全相反, 出现如此不同变化趋势的原因可能与时效前来料状态不同有关, 文献 [16] 实验原材料为固溶 (950 °C × 1.5 h, OC) + 冷拉 ($\phi 9.50 \text{ mm} \rightarrow \phi 4.45 \text{ mm}$), 文献 [22] 实验原材料为固溶 + 冷拉棒 $\phi 12.2 \text{ mm}$ (固溶、拉拔工艺均未提)。相比仅冷变形后的性能 ($\sigma_b = 1284.1 \text{ MPa}$, $\sigma_{0.2} = 1151.7 \text{ MPa}$, $\delta = 0.6\%$, $\psi = 47.4\%$), 由于冷变形加速了 γ' 相的沉淀, 采用较低的时效温度就能使 GH2132 合金得到最大的强化效果。因而在实际应用中, 对经过大变形的 GH2132 合金想要获得高强度需尽量选择较低的时效温度, 但与此同时, 塑性也较差, 可见直接时效温度对此合金性能有双重影响。

时效温度选择合理时 (704 °C), 在一定的时间内对冷拉变形态 GH2132 合金进行直接时效是不会影响强度和塑性指标的, 说明时效温度的选择对于合金性能的影响是至关重要的^[22]。同时, 选择合理的双时效工艺进行直接时效有利于提高合金的

强度, 但塑性较差^[32, 94], 如通过两级时效 (650 °C × 8 h + 680 °C × 8 h) 后拉伸强度可达到 1480 MPa。

4 总结与展望

近年来研究热处理工艺对 GH2132 合金组织与性能的影响文献较多, 但均从固溶+时效或变形+时效等单方面在某一温度或时间范围内进行了较深入地研究, 系统总结性文章鲜见报道。GH2132 合金作为铁镍基合金的典型代表, 价格便宜, 具有良好的中温力学性能、热加工性能, 大力发展铁基高温合金, 适合我国资源特点, 无钴节镍, 具有广阔的应用前景。后续有关该合金的研究, 可在以下几方面考虑:

(1) 运用计算机模拟技术, 结合新的合金强化和设计理念, 改良合金成分, 优化热处理参数。

(2) 全流程精细化控制, 持续改进工艺, 保持组织均匀稳定, 提高材料综合性能。

(3) 建立完备的合金成分-工艺-组织-性能数据库, 揭示材料共性问题, 为工程选用提供准确的加工工艺数据。

参考文献:

[1] 黄乾尧, 李汉康. 高温合金 [M]. 北京: 冶金工业出版社

- 社, 2002; 4, 67-69.
- HUANG Q Y, LI H K. Superalloy[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2002; 4, 67-69.
- [2] 师昌绪, 陆达, 荣科. 中国高温合金四十年 [M]. 北京: 中国科学技术出版社, 1996: 14-25.
- SHI C X, LU D, RONG K. Forty years of superalloys in china[M]. Beijing: China Science and Technology Press, 1996: 14-25.
- [3] 许昌淦. 涡轮盘材料及其热加工的现状与发展 [J]. 航空学报, 1987, 8(1): 10-19.
- XU C G. Current situation and development of turbine disc materials and their thermal processing[J]. Acta Aeronautica Sinica, 1987, 8(1): 10-19.
- [4] ZHAO M J, GUO Z F, LIANG H, et al. Effect of boron on the microstructure, mechanical properties and hydrogen performance in a modified A286[J]. Materials Science & Engineering : A, 2010, 527(21/22): 5844-5851.
- [5] 北京钢铁学院高温合金教研室. GH132 合金 [M]. 北京: 国防工业出版社, 1980: 1, 149-176.
- Beijing Iron and Steel Institute Superalloy Teaching and Research Section. GH132 alloy[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 1980: 1, 149-176.
- [6] 中国航空材料手册委员会. 中国航空材料手册(第2版)变形高温合金、铸造高温合金 [M]. 北京: 中国标准出版社, 1989: 93-112.
- China Aerospace Materials Manual Committee. China aerospace materials manual (second edition) deformed superalloys, casting superalloys[M]. Beijing: China Standard Press, 1989: 93-112.
- [7] KOBAYASHI K, YAMAGUCHI K, HAYAKAWA M, et al. High-temperature fatigue properties of austenitic superalloys 718, A286 and 304L[J]. International Journal of Fatigue, 2008, 30(10/11): 1978-1984.
- [8] 崔令江, 林熙原, 朱强, 等. 高温合金热处理工艺研究进展 [J]. 材料导报, 2016, 30(7): 106-110.
- CUI L J, LIN X Y, ZHU Q, et al. Research progress on heat treatment of superalloys[J]. Materials Review, 2016, 30(7): 106-110.
- [9] 孙枫, 王广生, 佟小军. 航空工业中热处理现状和发展 [J]. 金属热处理, 2014, 39(1): 58-66.
- SUN F, WANG G S, TONG X J. Current situation and development of heat treatment in aviation industry[J]. Metal Heat Treatment, 2014, 39(1): 58-66.
- [10] 董瀚, 廉心桐, 胡春东, 等. 钢的高性能化理论与技术进展 [J]. 金属学报, 2020, 56(4): 558-582.
- DONG H, LIAN X T, HU C D, et al. Progress in the theory and technology of high performance of steel[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2020, 56(4): 558-582.
- [11] MORI U T. Creep deformation of austenitic steels at medium and low temperatures[J]. Cryogenics, 2000, 40(2): 117-126.
- [12] 杜金辉, 吕旭东, 董建新, 等. 国内变形高温合金研制进展 [J]. 金属学报, 2019, 55(9): 1115-11132.
- DU J H, LV X D, DONG J X, et al. Development of domestic wrought superalloys[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2019, 55(9): 1115-11132.
- [13] 杜金辉, 赵光普, 邓群, 等. 中国变形高温合金研制进展 [J]. 航空材料学报, 2016, 36(3): 27-39.
- DU J H, ZHAO G P, DENG Q, et al. Development of wrought superalloys in china[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2016, 36(3): 27-39.
- [14] 杨金侠, 李金国, 王猛, 等. 热处理工艺对一种新型铸造镍基高温合金的组织 and 性能影响 [J]. 金属学报, 2012, 48(6): 654-660.
- YANG J X, LI J G, WANG M, et al. Effect of heat treatment process on microstructure and properties of a new cast nickel-based superalloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2012, 48(6): 654-660.
- [15] YANG C L, ZHU J, OU G M, et al. Influence of aging treatment on microstructure and properties of GH2132 [J]. Advanced Materials Research, 2015, 1082: 173-176.
- [16] 陈琪, 陈雅文, 孔凡亚. 热处理对超大变形量 GH2132 合金力学性能的影响 [J]. 热加工工艺, 2012, 41(20): 184-188.
- CHEN Q, CHEN Y W, KONG F Y. Effect of heat treatment on mechanical properties of super large deformation GH2132 alloy[J]. Hot Working Technology, 2012, 41(20): 184-188.
- [17] 冯光勇, 宫晓春. 时效温度对 GH2132 合金组织与力学性能的影响 [J]. 金属热处理, 2020, 45(1): 96-100.
- FENG G Y, GONG X C. Effect of aging temperature on microstructure and mechanical properties of GH2132 alloy[J]. Heat Treatment of Metals, 2020, 45(1): 96-100.
- [18] 胡隆伟, 叶文君, 欧阳建文, 等. 时效制度对 A286 性能的影响 [J]. 航空热处理, 2014, 23(1): 86-88.
- HU L W, YE W J, OUYANG J W, et al. Influence of the aging system on the performance of A286[J]. Aeronautical Heat Treatment, 2014, 23(1): 86-88.
- [19] SAVOIE M, ESNOUF C, FOURNIER L, et al. Influence of ageing heat treatment on alloy A-286 microstructure and stress corrosion cracking behaviour in PWR primary water[J]. Journal of Nuclear Materials, 2007, 360(3): 222-230.
- [20] 秦鹤勇, 裴丙红, 董建, 等. 高强度 GH2132 合金棒材冷拔工艺的研究 [J]. 钢铁研究学报, 2010, 22(9): 48-52.
- QIN H Y, PEI B H, DONG J, et al. Research on cold drawing process of high-strength GH2132 alloy bars[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2010, 22(9): 48-52.
- [21] 姚志浩, 阮雅婷, 董建新, 等. 固溶时效热处理对

- A286 合金组织演变规律的影响 [J]. 材料热处理学报, 2016, 37(7): 40-47.
- YAO Z H, RUAN Y T, DONG J X, et al. Effect of solution aging heat treatment on the microstructure evolution of A286 alloy[J]. Journal of Materials Heat Treatment, 2016, 37(7): 40-47.
- [22] 金万军, 程定宇, 王建宏, 等. 热处理对 A286 合金力学性能的影响 [J]. 热加工工艺, 2018, 47(24): 236-237, 241.
- JIN W J, CHENG D Y, WANG J H, et al. Effect of heat treatment on mechanical properties of A286 alloy[J]. Hot Working Technology, 2018, 47(24): 236-237, 241.
- [23] 代礼斌, 万红, 王东哲, 等. 热处理工艺对 A286 合金组织和性能的影响 [J]. 热加工工艺, 2018, 47(22): 181-184.
- DAI L B, WAN H, WANG D Z, et al. Effect of heat treatment process on the microstructure and properties of A286 alloy[J]. Hot Working Technology, 2018, 47(22): 181-184.
- [24] 欧梅桂, 杨春林, 杨祖建. 热处理工艺对高温合金 GH2132 力学性能的影响 [J]. 金属热处理, 2014, 39(6): 91-93.
- OU M G, YANG C L, YANG Z J. Effect of heat treatment process on mechanical properties of superalloy GH2132[J]. Heat Treatment of Metals, 2014, 39(6): 91-93.
- [25] 代礼斌, 李济林, 万红, 等. 热处理工艺对含铌 GH2132 合金组织和性能的影响 [J]. 机械工程材料, 2014, 38(9): 55-58.
- DAI L B, LI J L, WAN H, et al. Effect of heat treatment process on microstructure and properties of niobium-containing GH2132 alloy[J]. Mechanical Engineering Materials, 2014, 38(9): 55-58.
- [26] 代礼斌, 王东哲, 莫燕, 等. 时效工艺对 GH2132 高温合金组织和性能的影响 [J]. 金属热处理, 2017, 42(8): 142-146.
- DAI L B, WANG D Z, MO Y, et al. Effect of aging process on microstructure and properties of GH2132 superalloy[J]. Heat Treatment of Metals, 2017, 42(8): 142-146.
- [27] 裴丙红, 张红斌, 刘勤学, 等. 时效温度对高钛 GH2132 合金性能影响的研究 [J]. 特钢技术, 2006, 11(1): 1-5.
- PEI B H, ZHANG H B, LIU Q X, et al. Study on the effect of aging temperature on the properties of high-titanium GH2132 alloy[J]. Special Steel Technology, 2006, 11(1): 1-5.
- [28] 樊开伦, 邹刚, 裴烈勇, 等. 时效制度对 GH2132 高温合金性能的影响 [J]. 金属热处理, 2016, 41(1): 66-70.
- FAN K L, ZOU G, PEI L Y, et al. Effect of aging regime on properties of GH2132 superalloy[J]. Heat Treatment of Metals, 2016, 41(1): 66-70.
- [29] 秦鹤勇, 崔灿, 王雪, 等. 优质高强 GH2132 合金的形变强化和热处理制度研究 [J]. 钢铁研究学报, 2011, 23(增刊 2): 44-47.
- QIN H Y, CUI C, WANG X, et al. Study on deformation strengthening and heat treatment regime of high-quality and high-strength GH2132 alloy[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2011, 23(Suppl 2): 44-47.
- [30] 刘勤学. GH132 合金大型烟机涡轮盘热处理制度的研究 [J]. 重庆特钢, 1992(2): 137-141.
- LIU Q X. Study on heat treatment system of GH132 alloy large hood turbine disk[J]. Chongqing Special Steel, 1992(2): 137-141.
- [31] 王治政. $\phi 1250$ mm GH132 合金烟气轮机涡轮盘性能的研究 [J]. 五钢科技, 1993(6): 51-55.
- WANG Z Z. Study on the performance of $\phi 1250$ mm GH132 alloy flue gas turbine turbine disk[J]. Wugang Science and Technology, 1993(6): 51-55.
- [32] 邵清安, 关红, 国振兴, 等. 热处理制度对 GH2132 合金组织性能的影响 [J]. 材料热处理学报, 2015, 36(2): 55-59.
- TAI Q A, GUAN H, GUO Z X, et al. Effect of heat treatment regime on microstructure and properties of GH2132 alloy[J]. Journal of Materials Heat Treatment, 2015, 36(2): 55-59.
- [33] PADILHA A F, PLAUT R L, RIOS P R. Annealing of cold-worked austenitic stainless steels[J]. Transactions of the Iron & Steel Institute of Japan, 2007, 43(2): 135-143.
- [34] MANDAL S, BHADURI A K, SARMA V S. Studies on twinning and grain boundary character distribution during anomalous grain growth in a Ti-modified austenitic stainless steel[J]. Materials Science & Engineering: A, 2009, 515(1/2): 134-140.
- [35] SEIFOLLAHI, M, RAZAVI, et al. The mechanism of η phase precipitation in A286 superalloy during heat treatment[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2013, 22(10): 3063-3069.
- [36] DUCKI K J, M HETMAŃCZYK, KUC D. Analysis of the precipitation process of the intermetallic phases in a high-temperature Fe-Ni austenitic alloy[J]. Materials Chemistry & Physics, 2003, 81(2/3): 490-492.
- [37] THOMPSON A W, BROOKS J A. Hydrogen performance of precipitation-strengthened stainless steels based on A-286[J]. Metallurgical Transactions A, 1975, (6): 1431-1442.
- [38] BROOKS J A, THOMPSON A W. Microstructure and hydrogen effects on fracture in the alloy A-286[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1993, 24(9): 1983-1991.

- [39] 孙跃军, 尚勇, 刘彩琴, 等. Al 含量对镍基高温合金组织和性能的影响 [J]. *热加工工艺*, 2012, 41(20): 79-82.
SUN Y J, SHANG Y, LIU C Q, et al. Effect of Al content on the microstructure and properties of nickel-based superalloys [J]. *Hot Working Technology*, 2012, 41(20): 79-82.
- [40] XU H P, NGAN A H W, DUGGAN B J, et al. Toughening of γ' -Ni₃Al by γ precipitation [J]. *Materials Letters*, 1997, 31(3-6): 233-237.
- [41] 谢锡善. 我国高温材料的应用与发展 [J]. *机械工程材料*, 2004, 28(1): 2-8.
XIE X S. Application and development of high temperature materials in my country [J]. *Mechanical Engineering Materials*, 2004, 28(1): 2-8.
- [42] 杨钢, 孙利军, 张丽娜, 等. 形变孪晶的消失与退火孪晶的形成机制 [J]. *钢铁研究学报*, 2009, 21(2): 39-43.
YANG G, SUN L J, ZHANG L N, et al. The disappearance of deformation twins and the formation mechanism of annealing twins [J]. *Journal of Iron and Steel Research*, 2009, 21(2): 39-43.
- [43] LIFSHITZ I M, SLYOZOV V. The kinetics of precipitation from supersaturated solid solutions [J]. *Journal of Physics & Chemistry of Solids*, 1961, 19(1): 35-50.
- [44] DUCKI K J. Structure and precipitation strengthening in a high-temperature Fe-Ni alloy [J]. *Archives of Materials Science & Engineering*, 2007, 28(4): 203-210.
- [45] THOMPSON A W, BROOKS J A. The mechanism of precipitation strengthening in an iron-base superalloy [J]. *Acta Metallurgica*, 1982, 30(12): 2197-2203.
- [46] DUCKI K J. Analysis of the structure and precipitation strengthening in a creep resisting Fe-Ni alloy [J]. *Journal of Achievements in Materials & Manufacturing Engineering*, 2007, 21(2): 25-28.
- [47] DUCKI K J. Precipitation and growth of intermetallic phase in a high-temperature Fe-Ni alloy [J]. *Journal of Achievements of Materials and Manufacturing Engineering*, 2006, 18(1/2): 87-90.
- [48] KUSABIRAKI K, TAKASAWA Y, OOKA T. Precipitation and growth of Gamma-phases and Eta-phases in 53Fe-26Ni-15Cr alloy [J]. *ISIJ Int.* 1995, 35(5): 542-547.
- [49] XU Y, YANG C, XIAO X, et al. Strengthening behavior of Al and Ti elements at room temperature and high temperature in modified Nimonic 80A [J]. *Materials Chemistry & Physics*, 2012, 134(2/3): 706-715.
- [50] PANAH M H, PIRAH H. Experimental study of high temperature fracture behavior of A286 superalloy at 650°C [J]. *Physical Mesomechanics*, 2018, 21(2): 157-164.
- [51] ZHAO S Q, XIE X S, GAYLORD D, et al. Microstructural stability and mechanical properties of a new nickel-based superalloy [J]. *Materials Science & Engineering: A*, 2003, 355(1/2): 96-105.
- [52] CICCIO H D, LUPPO M I, GRIBAUDO L M, et al. Microstructural development and creep behavior in A286 superalloy [J]. *Materials Characterization*, 2004, 52(2): 85-92.
- [53] ZHONG Z, GU Y, YONG Y. Microstructural stability and mechanical properties of a newly developed Ni-Fe-base superalloy [J]. *Materials Science & Engineering: A*, 2015, 622(12): 101-107.
- [54] SHINGLEDECKER J P, EVANS N D, PHARR G M. Influences of composition and grain size on creep-rupture behavior of Inconel alloy 740 [J]. *Materials Science & Engineering: A*, 2013, 578(20): 277-286.
- [55] ZHAO J C, RAVIKUMAR V, BELTRAN A M. Phase precipitation and phase stability in nimonic 263 [J]. *Metallurgical & Materials Transactions A*, 2001, 32(6): 1271-1282.
- [56] LI X, ZHANG J, RONG L, et al. Cellular η phase precipitation and its effect on the tensile properties in an Fe-Ni-Cr alloy [J]. *Materials Science & Engineering: A*, 2008, 488(1/2): 547-553.
- [57] ZHAO S Q, XIE X S, SMITH G D. Research and improvement on structure stability and corrosion resistance of nickel-base superalloy inconel alloy 740 [J]. *Materials & Design*, 2006, 27(10): 1120-1127.
- [58] HEO Y, TAKEGUCHI M, FURUYA K, et al. Transformation of DO₂₄ η -Ni₃Ti phase to face-centered cubic austenite during isothermal aging of an Fe-Ni-Ti alloy [J]. *Acta Materialia*. 2009, 57(4): 1176-1187.
- [59] CHEN H, ZHAO M, RONG L. Effect of Ti content on the microstructure and mechanical properties of electron beam welds in Fe-Ni based alloy [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, 571: 33-37.
- [60] 金泽光. GH132 合金在长期时效过程中组织稳定性的研究 [J]. *四川冶金*, 1990, 12(4): 41-50.
JIN Z G. Study on the microstructure stability of GH132 alloy during long-term aging process [J]. *Sichuan Metallurgy*, 1990, 12(4): 41-50.
- [61] BARLOW C Y, RALPH B. Observations of cellular transformation products in nickel-base superalloys [J]. *Journal of Materials Science*, 1979, 14(10): 2500-2508.
- [62] MARTIN O, TIEDRA P D, SAN-JUAN M. Study of influence of gamma prime and eta phases on corrosion behaviour of A286 superalloy by using electrochemical potentiokinetic techniques [J]. *Materials & Design*, 2015, 87(15): 266-271.
- [63] WU H, OSHIDA Y, HAMADA S, et al. Fatigue strength properties of precipitation strengthening stainless steel

- A286 focused attention on small fatigue crack behaviour [J]. *Procedia Engineering*, 2011, 10(7): 1977-1982.
- [64] YAO X X. On the grain boundary hardening in a B-bearing 304 austenitic stainless steel[J]. *Materials Science & Engineering: A*, 1999, 271(1/2): 353-359.
- [65] JAHAZI M, JONAS J J. The non-equilibrium segregation of boron on original and moving austenite grain boundaries[J]. *Materials Science & Engineering: A*, 2002, 335(1/2): 49-61.
- [66] SOURMAIL T, OKUDA T, TAYLOR J E. Formation of chromium borides in quenched modified 310 austenitic stainless steel[J]. *Scripta Materialia*, 2004, 50(10): 1271-1276.
- [67] KURBAN M, ERB U, AUST K T. A grain boundary characterization study of boron segregation and carbide precipitation in alloy 304 austenitic stainless steel[J]. *Scripta Materialia*, 2006, 54(6): 1053-1058.
- [68] SETO K, LARSON D J, WARREN P J, et al. Grain boundary segregation in boron added interstitial free steels studied by 3-dimensional atom probe[J]. *Scripta Materialia*, 1999, 40(9): 1029-1034.
- [69] 郭建亭. 高温合金材料学—应用基础理论 [M]. 北京: 科学出版社, 2008.
- GUO J T. The basic theory of application of superalloy materials (Volume 1) [M]. Beijing: Science Press, 2008.
- [70] RHO B S, HONG H K, NAM S W. Analysis of the intergranular cavitation of Nb-A286 alloy in high temperature low cycle fatigue using EBSD technique[J]. *Scripta Materialia*, 2000, 43(2): 167-173.
- [71] RHO B S, NAM S W. The effect of applied strain range on the fatigue cracking in Nb-A286 iron-base superalloy[J]. *Materials Letters*, 2001, 48(1): 49-55.
- [72] CHEN G, BOHUA W U, ZHOU L, et al. Effect of Nb on strengthening of Fe-base superalloy at medium high temperature [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 1992, 28(9): 385-390.
- [73] MURAKUMO T, KOIZUMI Y, KOBAYASHI K, et al. Creep strength of Ni-Base single-crystal superalloys on the γ/γ' tie-line[C]// *Proceedings of the International Symposium on Superalloys*. [S.l.]: [s.n.], 2004: 155-162.
- [74] 李玉清, 刘锦岩. 高温合金晶界间隙相 [M]. 北京: 冶金工业出版社, 1990: 21-27.
- LI Y Q, LIU J Y. Superalloy grain boundary interstitial phase[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1990: 21-27.
- [75] CICCIO H D, LUPPO M I, RAFFAELI H, et al. Creep behavior of an A286 type stainless steel[J]. *Materials Characterization*, 2005, 55(2): 97-105.
- [76] NEMBACH E, NEITE G. Precipitation hardening of superalloys by ordered γ' -particles[J]. *Progress in Materials Science*, 1985, 29(3): 177-319.
- [77] YAO Z H, RUAN Y T, DONG J X, et al. Study on gamma prime and carbides of alloy a286 by traditional thermodynamic calculation[J]. *High Temperature Materials & Processes*, 2017, 37(5): 495-507.
- [78] KELLY A, NICHOLSON R B. Precipitation hardening [J]. *Progress in Materials Science*, 1963, 10: 151-391.
- [79] SINGHAL L K, MARTIN J W. The mechanism of tensile yield in an age-hardened steel containing γ' (ordered Ni_3Ti) precipitates[J]. *Acta Metallurgica*, 1968, 16(7): 947-953.
- [80] RHO B S, NAM S W. Fatigue-induced precipitates at grain boundary of Nb-A286 alloy in high temperature low cycle fatigue[J]. *Materials Science & Engineering: A*, 2000, 291(1/2): 54-59.
- [81] GUO Z, LIANG H, ZHAO M, et al. Effect of boron addition on hydrogen embrittlement sensitivity in Fe-Ni based alloys[J]. *Materials Science & Engineering: A*, 2010, 527(24/25): 6620-6625.
- [82] LI X, JIAN Z, RONG L, et al. Effect of twins on the moderate temperature tensile deformation of a γ' strengthened Fe-based superalloy[J]. *Journal of Alloys & Compounds*, 2009, 467(1/2): 383-389.
- [83] MERABTINE R, DEVAUD-RZEPSKI J, TRICHET M F, et al. Two-phase intermetallic alloy $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Si})$: microstructure and mechanical properties[J]. *Intermetallics*, 2001, 9(12): 1015-1020.
- [84] GENG M F. Crack growth behavior and fracture feature of GH2132 under creep-fatigue conditions[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 1997(6): 495-500.
- [85] FARVIZI M, ASGARI S. Effects of cold work prior to aging on microstructure of AEREX™350 superalloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, 48(1/2): 434-438.
- [86] RHO B S, NAM S W, XIE X. The effect of test temperature on the intergranular cracking of Nb-A286 alloy in low cycle fatigue[J]. *Journal of Materials Science*, 2002, 37(1): 203-209.
- [87] KUSABIRAKI K, AMADA E, OOKA T, et al. Epsilon and eta phases precipitated in an Fe-38Ni-13Co-4.7Nb-1.5Ti-0.4Si superalloy[J]. *ISIJ Int*, 1997, 37(1): 80-86.
- [88] WEI L, ZHAO H, SUN Y, et al. Microstructure evolution and stress rupture properties of A286 superalloy in the 600 to 750 °C temperature range[J]. *Materials Research Express*, 2021(8): 1-15.
- [89] 王迪, 徐志超, 倪克铨, 等. 晶界微量 σ 相对 25Ni-15Cr-Fe 基高温合金脆化效应的影响 [J]. 北京钢铁学院学报, 1980(2): 47-53.
- WANG D, XU Z C, NI K Q, et al. Effect of grain boundary trace σ on embrittlement effect of 25Ni-15Cr-Fe

- based superalloy[J]. Journal of Beijing Iron and Steel Institute, 1980(2): 47-53.
- [90] 何国清, 许宗凡. 消除 GH2132 机加产品粗晶环的探讨[J]. 材料工程, 1987(6): 31-36.
- HE G G, XU Z F. Discussion on elimination of coarse crystal rings in GH2132 machined products[J]. Journal of Materials Engineering, 1987(6): 31-36.
- [91] 柳思成, 许彦伟, 殷小健, 等. 形变量及时效制度对 A286 高温合金组织和性能的影响 [J]. 金属热处理, 2019, 44(5): 167-171.
- LIU S C, XU Y W, YIN X J, et al. Effects of deformation amount and aging regime on the microstructure and properties of A286 superalloy[J]. Heat Treatment of Metals, 2019, 44(5): 167-171.
- [92] 江玉莲, 童晋方, 冯治国. A286 薄壁圆管局部退火组织的演变机制 [J]. 材料热处理学报, 2021, 42(6): 123-129.
- JIANG Y L, TONG J F, FENG Z G. Evolution mechanism of local annealing microstructure of A286 thin-walled round tube[J]. Journal of Materials Heat Treatment, 2021, 42(6): 123-129.
- [93] 吕晶晶, 于广娜, 宋金贵. 原始晶粒尺寸和锻后变形量对 GH2132 合金晶粒度的影响 [J]. 金属热处理, 2017, 42(12): 48-51.
- LV J J, YU G N, SONG J G. Effect of original grain size and post-forging deformation on grain size of GH2132 alloy [J]. Heat Treatment of Metals, 2017, 42(12): 48-51.
- [94] LIU S C, GAO Y, LIN Z C, et al. Microstructure and properties after deformation and aging process of A286 superalloy[J]. Rare Metals, 2019, 38(9): 864-870.
- [95] 高温合金上海第五钢铁厂第二中心实验室译. 高温合金 [M]. 上海: 上海科学技术情报研究所, 1976: 21.
- Translated by the second central laboratory of shanghai fifth iron and steel plant for superalloys. Superalloys[M]. Shanghai: Shanghai Institute of Science and Technology Information, 1976: 21.
- [96] 裴丙红, 秦鹤勇, 何云华. 优质高强 GH2132 合金冷拔材的研制 [J]. 钢铁研究学报, 2011, 23(增刊 2): 48-51.
- PEI B H, QIN H Y, HE Y H. Development of high-quality and high-strength GH2132 alloy cold-drawn material[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2011, 23(Suppl 2): 48-51.

收稿日期: 2022-08-04; 修订日期: 2023-06-15

基金项目: 重庆英才-创新领军人才(22039011)

通讯作者: 张十庆(1974—), 男, 主要从事金属功能材料及器件的研究, E-mail: shiqingzhang@tom.com

(责任编辑: 曹茂生)