

热处理制度对 GH4169G 合金微观组织与蠕变性能的影响

田素贵¹, 王欣¹, 刘臣¹, 孙文儒²

(1. 沈阳工业大学 材料科学与工程学院, 沈阳 110870;

2. 中国科学院 金属研究所, 沈阳 110015)

摘要: 对等温锻造 GH4169G 合金进行不同条件热处理和蠕变性能测试, 研究热处理制度对合金组织与蠕变性能的影响。结果表明: 经直接时效和标准热处理后, ITF-GH4169G 合金中的 δ 相具有粒状或针状形态, 其中, 标准热处理期间合金中元素 Fe 和 Cr 富集于近晶界区域。与标准热处理合金相比, 直接时效态合金在蠕变期间晶内发生位错的单取向或双取向滑移, 可减缓应力集中、延迟裂纹的萌生与扩展。而标准热处理态合金中形成的针状 δ 相可削弱晶界的结合强度, 并促使晶界处发生裂纹的萌生与扩展。

关键词: GH4169G 合金; 热处理制度; 微观组织; 针状 δ 相; 蠕变

中图分类号: TG136⁺²

文献标志码: A

Influence of heat treatment regimes on microstructure and creep properties of GH4169G alloy

TIAN Su-gui¹, WANG Xin¹, LIU Chen¹, SUN Wen-ru²

(1. School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, China;

2. Institute of Metal Research, The Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110015, China)

Abstract: By means of heat treatment and creep property measurement under different conditions, the influence of the heat treatment regimes on the microstructure and creep properties of GH4169 alloy was investigated. The results show that, after direct aging or standard heat treatment, the particle-like or needle-like δ phase precipitates in the isothermal forged (ITF) GH4169G alloy, thereinto, the elements Cr, Fe are enriched in the boundaries regions due to the recrystallization during the standard heat treatment. Compared with the standard heat-treated alloy, significant amount of dislocations slipping with single oriented and double oriented feature are activated in ITF-DA-GH4169 alloy during the creep, which may retard the stress concentration to delay the initiation and propagation of the cracks. The needle-like δ phase precipitated in the standard heat treated alloy may weaken the combination strength between the boundaries, and promote the initiation and propagation of the cracks along the boundaries during creep.

Key words: GH4169G alloy; heat treatment regimes; microstructure; needle-like δ phase; creep

GH4169 合金是一种时效硬化型 Ni-基变形高温合金, 由 γ 基体、 γ' 、 γ'' 相和碳化物组成, 由于具有良好的抗热疲劳、抗氧化和冷、热加工性能, 并在约 650 °C 具有较高的强度和持久、疲劳性能, 因此, 可用于制备航空发动机的涡轮盘部件^[1-2]。 γ' 和 γ'' 相是合金的主要强化相^[3-4], 且其数量、分布与采用的热处理制度

密切相关, 并对合金的力学及蠕变性能具有重要影响^[5]。合金经高温变形后, 为适应不同的服役条件, 可采用标准热处理(STD)和直接时效(DA)处理^[6-7], 使合金获得不同的组织结构及力学性能。研究表明^[8], 在高温服役期间, 合金中 γ'' 相易于转变成 δ 相, 且 δ 相的数量和分布对合金的力学及蠕变性能具有重要影

响, 当 δ 相析出量较大时, 将消耗大量的元素 Nb, 致使近晶界区域 γ' 和 γ'' 相贫化, 降低合金中 γ' 和 γ'' 相的体积分数, 由于沿晶界析出的 δ 相可使裂纹易于在晶界处萌生与扩展^[9], 故可降低合金的力学及蠕变性能。

GH4169 合金经 P 和 B 微合金化后, 获得 GH4169G 改进型 Fe-Ni-Cr 型变形高温合金^[10-11]。与 GH4169 合金相比, GH4169G 合金具有相近的组织结构, 但承温能力提高约 30 °C。因此, 可应用于制作承温能力较高的航空发动机气压机盘、气压机轴、涡轮盘和其他高温结构件。加入的微量元素 P 和 B 可偏聚于近晶界区域^[12], 并对合金中 δ 相的析出及分布产生影响^[13]。尽管热处理对 GH4169 合金组织结构与蠕变性能的影响已得到广泛研究^[14-15], 但热处理对 GH4169G 合金组织结构与蠕变性能影响的研究较少, 特别是热处理对合金中 δ 相析出形态及分布的影响尚不清楚。

据此, 本文作者通过对 GH4169G 合金进行标准热处理(STD)和直接时效处理(DA), 并对不同制度热处理合金进行组织形貌观察与蠕变性能测试, 研究热处理制度对合金组织结构与蠕变性能的影响, 以期合金的应用提供理论依据。

1 实验

采用真空感应炉熔铸 GH4169 母合金锭, 将母合金锭坯切割成较小锭坯后, 采用真空感应炉重新熔炼, 并加入微量元素 P 和 B, 重新铸成 10 kg GH4169G 合金锭, 其化学成分如表 1 所列。将 GH4169G 合金锭坯经等温锻造制备成圆饼, 其中, 等温锻造的初锻温度为 1 120 °C, 终锻温度为 1 040 °C, 锻后经空气冷却至室温。之后, 分别对锻后合金进行直接时效热处理和标准热处理, 采用的热处理工艺分别如下: 1) ITF-合金锭坯经 720 °C 保温 8 h, 随后, 以 50 °C/h 的冷却速度随炉冷却至 620 °C 保温 8 h 后空冷, 称为直接时效热处理合金(ITF-DA-GH4169G); 2) ITF-合金锭坯经 960 °C 保温 1 h 进行固溶处理并空冷, 随后, 在 720 °C 保温 8 h, 并以 50 °C/h 的冷却速度随炉冷却至 620 °C 保温 8 h 后空冷, 称为标准热处理合金(ITF-ST-GH4169G)。

表 1 GH4169G 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of GH4169G alloy (mass fraction, %)

C	Ni	Cr	Al	Ti	Mo	Nb	P	B	Fe
0.031	52.3	18.78	1.24	0.93	3.01	5.16	0.022	0.009 6	Bal.

分别将 ITF-DA-GH4169G 和 ITF-ST-GH4169G 合金用线切割加工成横断面为 4.5 mm×2.5 mm、标距长度为 19 mm 的片状拉伸蠕变试样, 将样品置入 GWT504 型高温持久/蠕变试验机中, 在 680 °C 不同应力条件下进行蠕变性能测试。采用 SEM 和 TEM 观察不同状态合金的组织结构及蠕变期间的变形特征, 进行蠕变机理分析。

2 结果与分析

2.1 经不同工艺处理后合金的组织结构

ITF-GH4169G 合金经不同工艺热处理后的低倍组织形貌如图 1 所示。由图 1 可以看出, 合金经两种工艺热处理后的晶粒尺寸相近, 且较均匀, 为 10~15 μm , 但晶界形态及析出相分布差别明显。其中, ITF-GH4169G 合金经直接时效处理后的组织形貌如图 1(a)所示, 合金中晶粒尺寸细小, 晶界平直, 且在晶界处无析出相, 而在晶内有较多孪晶, 如图 1(a)中白色箭头所指。但仍有粒状相在晶内弥散析出, 或呈

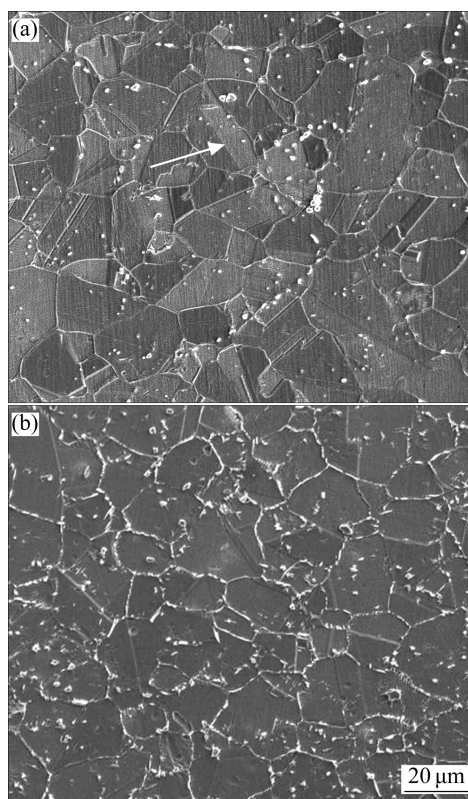


图 1 经不同制度热处理后 ITF-GH4169G 合金的低倍组织形貌

Fig. 1 Low magnification morphologies of ITF-GH4169G heat-treated by different regimes: (a) Direct aging treatment; (b) Standard heat treatment

链状分布, 其中, 呈链状分布的粒状析出相包围的区域具有晶粒的形状。因此, 链状析出相包围的区域为等温锻造前的原始晶粒, 经等温锻造合金发生静态和动态再结晶后形成的细小晶粒边界无析出相。

ITF-GH4169G 合金经标准热处理后的低倍组织形貌如图 1(b)所示, 与直接时效处理合金相比, 晶粒尺寸相近, 为 12~17 μm , 且晶内孪晶数量明显减少, 而析出相数量明显增多, 并具有明显的沿晶界分布特征。经不同工艺热处理合金的高倍形貌如图 2 所示。其中, 经直接时效处理合金的组织形貌, 如图 2(a)所示, 较多细小孪晶清晰可见(如图 1(a)中白色短箭头所指), 并有尺寸约为 1 μm 的粒状相在晶内弥散析出, SEM/EDS 微区成分分析表明(如图 1(a)中白色粗箭头标注所示), 该粒状相中富含元素 Ni 和 Nb 及少量 P 和 B, 可确定该相为含有 P 和 B 且具有 DO_{19} 结构的 δ - Ni_3Nb 相。

经标准热处理后, ITF-GH4169G 合金的高倍组织形貌如图 2(b)所示。由图 2(b)可以看出, 针状相在晶

内及沿晶界不连续析出, 如图 2(b)中短箭头所指, 并有较多块状相分布于晶界, 如图 2(b)中长箭头所指。对析出相进行 SEM/EDS 微区成分分析, 结果表明, 块状相和针状相中富含元素 Ni、Nb、Cr 和 Fe 及少量 P 和 B, 其中, 元素 Ni 和 Nb 的质量分数比约为 3:1, 由此可确定该块状和针状相仍为含有 P 和 B 的 δ 相, 而在针状 δ 相中仍富含 Cr 和 Fe, 即经不同工艺热处理后合金具有不同的组织形貌, 且不同形貌析出相中具有不同的元素分布。这表明元素分布对合金中析出相的形态具有重要影响, 当析出相富含元素 Cr 和 Fe 时, 析出相呈针状形态, 而针状相长大后可形成块状相。

经直接时效处理后, ITF-GH4169G 合金的 TEM 像如图 3 所示。由图 3 可以看出, 合金主要由 γ 基体、 γ' 和 γ'' 相组成。其中, 粒状为 γ' 相, 如图 3 中长箭头所指; 圆盘状为 γ'' 相, 如图 3 中短箭头所指, 且 γ' 和 γ'' 相的体积分数相近, 是合金的主要强化相, 均匀、弥散分布于合金的晶内及晶界。经标准热处理后 ITF-GH4169G 合金中 γ' 和 γ'' 相的形态、分布与直接时效态合金的相近, 但 ITF-ST-GH4169G 合金中析出的针状 δ 相数量较多, 由于析出 δ 相可消耗周围基体中的 Nb 元素, 故合金中 γ' 和 γ'' 相的体积分数略有降低^[16]。以上分析表明, 经不同工艺热处理后合金的组织结构相近, 但析出相 δ 具有粒状和针状等形态。

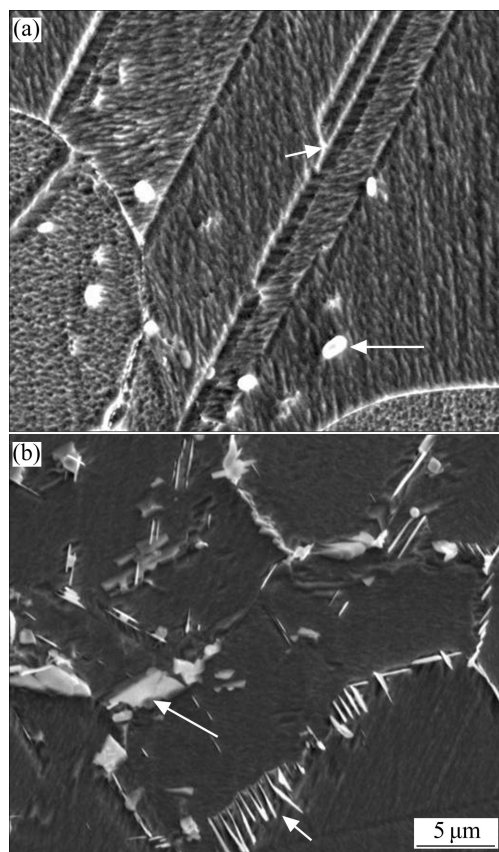


图 2 经不同制度热处理后 ITF-GH4169G 合金的高倍组织形貌

Fig. 2 High magnification morphologies of ITF-GH4169G alloy heat-treated by different regimes: (a) Direct aging treatment; (b) Standard heat treatment

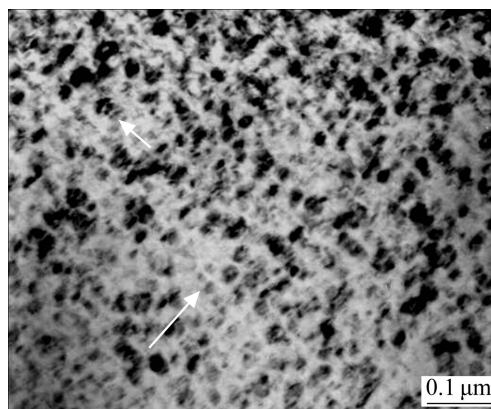


图 3 ITF-GH4169G 合金经直接时效后的 TEM 像

Fig. 3 TEM image of ITF-GH4169G alloy after direct aging treatment

2.2 热处理制度对合金蠕变性能的影响

经不同工艺热处理后 ITF-GH4169G 合金在 680 $^{\circ}\text{C}$ 施加不同应力测定的蠕变曲线如图 4 所示。其中, ITF-DA-GH4169G 合金的蠕变曲线如图 4(a)所示。由图 4(a)可以看出: 在施加 630 MPa 应力下, ITF-DA-GH4169G 合金具有较低的应变速率, 在稳态蠕变期间

的应变速率为 0.005 %/h, 蠕变寿命长达 178 h。当施加应力提高到 650 MPa 时, 合金在稳态期间的应变速率为 0.018 %/h, 蠕变寿命为 123 h; 而当施加应力提高到 700 MPa 时, 合金在稳态期间的应变速率为 0.035 %/h, 蠕变寿命为 56 h。这表明施加应力对合金的应变速率及蠕变寿命具有重要影响。

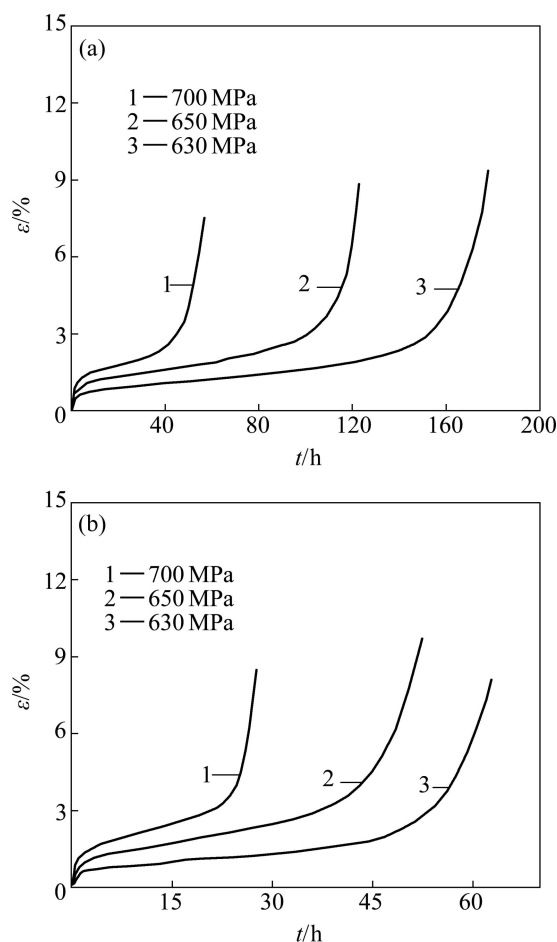


图 4 经不同工艺热处理后合金在 680 °C 施加不同应力下的蠕变曲线

Fig. 4 Creep curves of ITF-GH4169G alloy heat-treated by different regimes at 680 °C and different stresses: (a) Direct aging treatment; (b) Standard heat treatment

经标准热处理后 ITF-GH4169G 合金在 680 °C、施加不同应力下测定的蠕变曲线如图 4(b) 所示。由图 4(b) 可以看出: 当施加应力为 630 MPa 时, 合金在稳态蠕变期间仍具有较低的应变速率和较长的蠕变寿命, 合金在稳态期间的应变速率为 0.022 %/h, 蠕变寿命为 62.4 h; 当施加应力提高到 650 MPa 时, 合金在稳态期间的应变速率提高到 0.042 %/h, 蠕变寿命为 52.4 h; 随应力进一步提高到 700 MPa, 合金在稳态期间的应变速率提高到 0.089 %/h, 蠕变寿命降低到 27.6 h。

经不同工艺热处理后, 合金在 680 °C、650 MPa 下测定的蠕变曲线如图 5 所示。其中, ITF-DA-GH4169G 合金的蠕变寿命为 123 h, 而 ITF-ST-GH4169G 合金的蠕变寿命仅为 52 h。这表明直接时效态合金具有较强的蠕变抗力及较长的蠕变寿命。

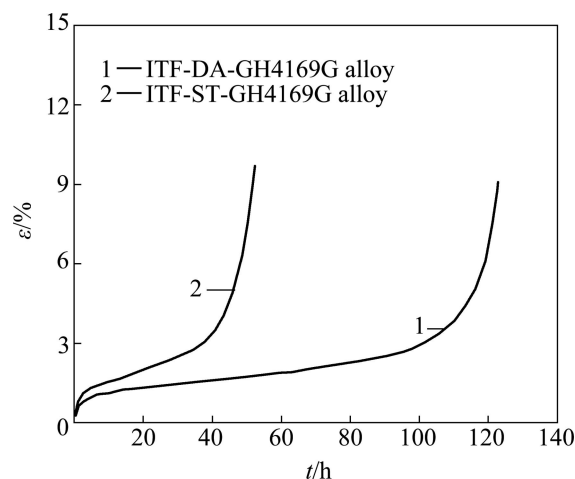


图 5 经不同工艺热处理后合金在 680 °C 和 650 MPa 下的蠕变曲线

Fig. 5 Creep curves of ITF-GH4169G heat-treated by different techniques at 680 °C and 650 MPa

2.3 蠕变期间合金的变形特征

ITF-DA-GH4169G 合金在 680 °C、700 MPa 蠕变 56 h 断裂后的微观组织形貌如图 6 所示。其中, 沿晶界析出的粒状 δ 相清晰可见, 如图 6(a) 中黑色箭头所指, 并在晶内发生位错的单取向滑移, 其滑移方向如图 6(a) 中白色箭头所指。在另一区域, 合金的晶界如图 6(b) 中白色粗箭头所指, 当蠕变期间合金发生塑性变形时, 可激活形变孪晶及位错滑移, 形成的粗大孪晶, 如图 6(b) 中较粗短箭头所指, 其细小孪晶如图 6(b) 中白色细小短箭头所指, 并在晶内发生位错的双取向滑移, 其位错的滑移方向如图 6(b) 中交叉箭头所指, 且位错滑移至晶界受阻。这表明晶界对位错滑移有阻碍作用。

ITF-ST-GH4169G 合金在 680 °C 和 700 MPa 下蠕变 27 h 断裂后的组织形貌如图 7 所示。由图 7 可见, 合金沿晶界分布着块状和针状 δ 相, 其中, 沿晶界分布的块状 δ 相, 如图 7(a) 中白色短箭头所指, 而针状 δ 相如图 7(a) 中白色长细箭头所指, 针状相沿垂直于晶界方向分布, 对晶界具有钉扎作用。在另一区域, 合金中的晶界如图 7(b) 中黑色箭头所指, 合金在蠕变期间的形变机制仍是孪晶和位错滑移, 但合金基体无明显的滑移迹线(见图 7(a) 和 (b)), 仅在合金基体中存

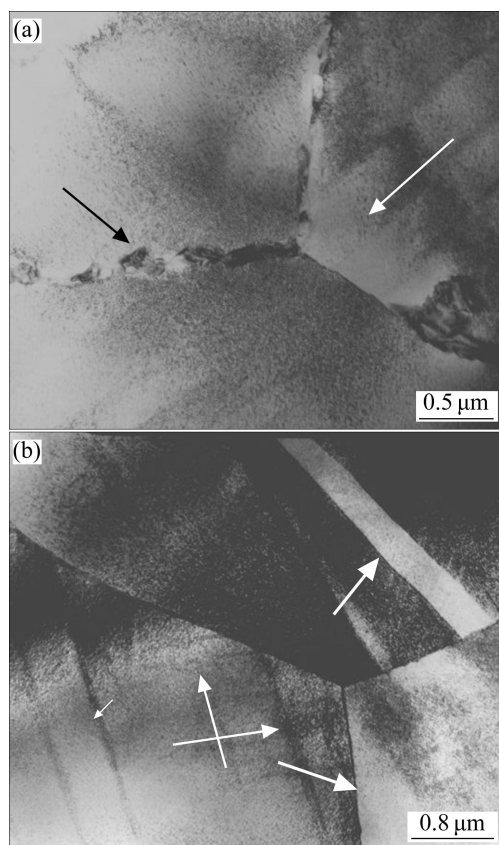


图 6 ITF-DA-GH4169G 合金在 680 °C 和 700 MPa 下蠕变 56 h 断裂后的微观组织形貌

Fig. 6 Morphologies of ITF-DA-GH4169G alloy crept for 56 h up to fracture at 680 °C and 700 MPa: (a) Particle-like δ phase precipitated along boundaries; (b) Twinning and dislocation slipping

在孪晶, 如图 7(b)中白色箭头所指。与 ITF-DA-GH4169 合金相比, ITF-ST-GH4169G 合金在蠕变期间形成的孪晶及位错滑移迹线数量较少。

2.4 蠕变后期的晶内滑移

ITF-DA-GH4169G 合金在 680 °C 和 700 MPa 下蠕变 56 h 断裂后, 其近断口区域的表面滑移迹线如图 8 所示。由图 8 可知, 蠕变期间合金的不同晶粒可激活不同取向的滑移迹线, 晶粒 A 中, 密集的滑移迹线为近水平方向, 晶粒 B 内的滑移迹线与应力轴成近 45° 角, 而在晶粒 C 内的迹线呈双取向滑移特征, 其滑移方向如图 8(a)中交叉箭头所指。随着蠕变的进行, 滑移迹线数量增加, 其双取向滑移迹线的交替开动, 使滑移迹线形成割阶, 并在割阶处产生应力集中, 特别是合金在晶界处产生的应力集中值较大, 可促使裂纹在垂直于应力轴的晶界处萌生, 如图 8(a)中短细箭头

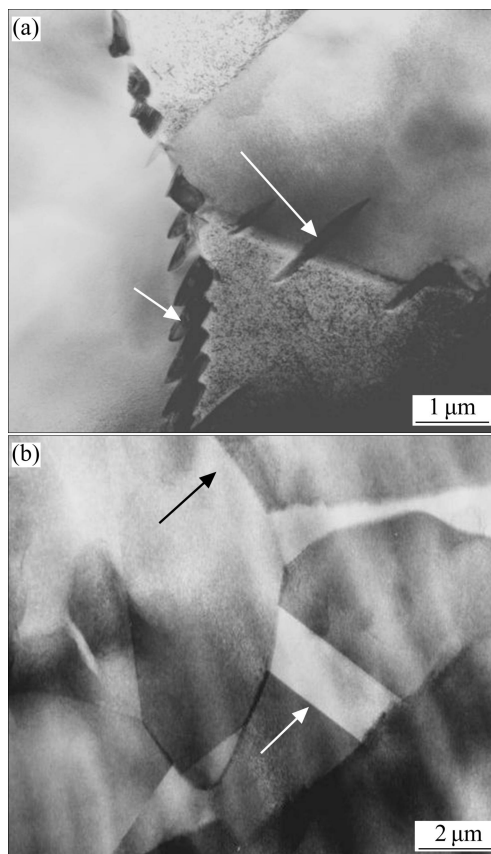


图 7 ITF-ST-GH4169G 合金在 680 °C 和 700 MPa 下蠕变 27 h 断裂后的微观组织形貌

Fig. 7 Morphologies of ITF-ST-GH4169G alloy crept for 27 h up to fracture at 680 °C and 700 MPa: (a) Needle-like δ phase precipitated along boundaries; (b) Twinning morphology

所指。

在合金另一局部区域的晶界, 如图 8(b)中白色粗箭头所指, 晶界两侧的晶粒内具有不同取向的滑移迹线, 并在晶界处形成滑移割阶, 如图 8(b)中白色短细箭头所指。随蠕变的进行, 发生孪晶变形, 当激活的孪晶剪切滑移迹线时, 原滑移迹线形成扭折, 如图 8(b)中白色细长箭头所指, 并在该晶粒的上方晶界处形成微裂纹。这表明晶界仍是合金发生蠕变断裂的薄弱环节。

ITF-ST-GH4169G 合金在 680 °C 和 700 MPa 下蠕变 27 h 断裂后的表面形貌如图 9 所示。由图 9(a)可以看出, 与 ITF-DA-GH4169G 合金相比较, 蠕变期间 ITF-ST-GH4169G 合金表面出现的滑移迹线数量较少, 不同晶粒激活的滑移迹线具有不同的滑移取向, 并在晶内出现滑移迹线的惯习面, 如图 9(a)中白色短粗箭头所指, 在惯习面两侧滑移线具有不同的滑移方向。随蠕变进行至后期, 裂纹易于在与应力轴垂直的

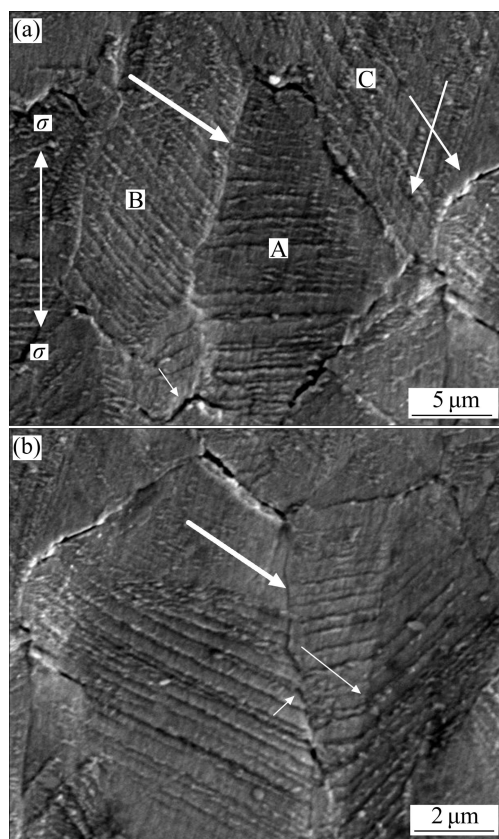


图 8 在 680 °C 和 700 MPa 下 ITF-DA-GH4169 合金蠕变期间的表面形貌

Fig. 8 Surface morphologies of ITF-DA-GH4169G alloy during creep at 680 °C and 700 MPa: (a) Slipping traces on surface of sample; (b) Slipping job on surface of sample

晶界处萌生, 如图 9(a)中白色短细箭头所指, 并沿晶界扩展, 如图 9(a)中白色长箭头所指, 直至发生合金蠕变期间的沿晶断裂。在样品另一区域的放大形貌如图 9(b)所示。由图 9(b)可见, 晶内出现双取向滑移迹线的方向, 如图 9(b)中白色交叉箭头所指, 样品表面的白色颗粒为析出的粒状相, 迹线滑移至颗粒相受阻, 故滑移迹线终止于粒状相的前沿, 如图 9(b)中黑色箭头所指, 裂纹沿晶界扩展的形貌示于照片的上部。

3 讨论

3.1 热处理制度对相转变及形态的影响

ITF-GH4169G 合金的组织结构由 γ 基体、 γ' 、 γ'' 和 δ 相组成, 但经不同工艺热处理后, 合金中 δ 相具有粒状和针状等不同形态, 这表明热处理制度对 δ 相的形态具有重要影响。 γ'' 和 δ 两相的化学式均为 Ni_3Nb , 其中, γ'' - Ni_3Nb 相具有体心四方 DO_{22} 结构,

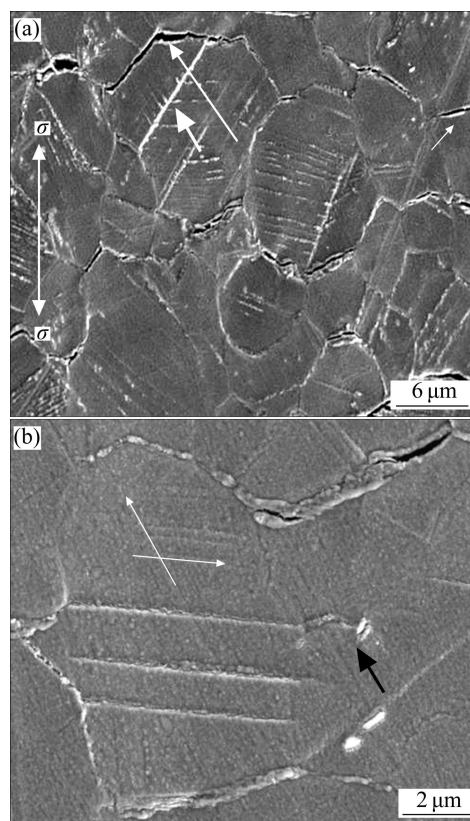


图 9 ITF-ST-GH4169G 合金经 680 °C 和 700 MPa 下蠕变 27 h 断裂后的表面形貌

Fig. 9 Surface morphologies of ITF-ST-GH4169G alloy crept for 27 h up to fracture at 700 MPa and 680 °C: (a) Slipping traces on surface of sample; (b) Magnified morphology

δ - Ni_3Nb 相为正交 DO_a 结构, 而 γ' - $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ 相具有面心立方的 Ll_2 有序结构, 三者有相近的化学式, 但具有不同的晶体结构。由于铸态合金在短时凝固期间可发生元素的偏聚, 使其易于在晶界处析出粒状 δ 相(图 1(a)中呈链状分布), 而在 960 °C 固溶处理期间, 由于合金发生重结晶, 故仍可发生元素的扩散及在晶界区域的偏聚, 使其易于析出 δ 相, 如图 1(b)和 2(b)所示。

合金在 1 120 °C 进行等温锻造塑性变形及随后的冷却期间可发生动态和静态再结晶, 并细化晶粒, 由于再结晶过程较快, 再结晶期间元素的扩散与偏聚受到限制, 故再结晶晶界区域无明显的 δ 相析出, 仅有 γ' 及少量 γ'' 相因浓度过饱和和自基体中析出。随后, 在直接时效处理期间, 合金中元素仅发生一定程度的扩散, γ' 相可自基体中析出, 使其数量增加, 并在部分 γ' 相中发生元素的置换反应, 即基体中的 Nb 原子扩散进入 γ' 相, 置换 γ' 相中的 Al 和 Ti 原子, 使其转变成具有体心四方 DO_{22} 结构的 γ'' - Ni_3Nb 相, 故合金中 γ'' 相数量增加, 如图 3 所示, 但 δ 相析出数量较少, 如图 2(a)

所示。这表明合金中元素的偏聚对析出 δ 相的数量具有重要影响。

经不同工艺热处理后合金中可析出粒状或针状 δ 相,如图1所示。SEM/EDS微区成分分析表明,粒状 δ 相中富含元素Ni和Nb,故可以认为,时效期间的热激活可促使合金中元素Ni和Nb进一步富集,使 γ'' 相长大。但由于 γ'' 相与 γ 基体和 γ' 相有相近的晶格常数,并在特定晶面与基体 γ 相保持共格界面^[17],因此, γ'' 相的长大受到共格界面的约束。一旦 γ''/γ 两相共格界面消失, γ'' 相可进一步长大,并引起该区域的晶格应变,其中, $\gamma'' \rightarrow \delta$ 的相变自由能降低,可促使其具有体心四方 DO_{22} 结构的 $\gamma''\text{-Ni}_3\text{Nb}$ 相转变成具有正交 DO_a 结构的 $\delta\text{-Ni}_3\text{Nb}$ 相,即与 $\gamma''\text{-Ni}_3\text{Nb}$ 相比, $\delta\text{-Ni}_3\text{Nb}$ 相尺寸增大,并发生晶体结构的转变。而针状 δ 相中富含元素Ni、Nb、Cr和Fe及少量P和B的事实表明,合金在固溶处理期间发生重结晶,可促使元素Ni、Nb、Cr、Fe、P和B偏聚于晶界区域,冷却期间偏聚的Ni和Nb可在晶界处直接析出细小的 $\delta\text{-Ni}_3\text{Nb}$ 相,在随后的时效处理期间,富集于近晶界区域的元素Nb、Cr和Fe可促使 $\delta\text{-Ni}_3\text{Nb}$ 相沿特定的取向择优生长成针状形态,如图7(a)所示,其中,元素Cr和Fe在近晶界区域的偏聚是使其具有针状形态的主要原因。

3.2 合金的蠕变抗力及影响因素

经不同工艺热处理后合金在相同条件下具有不同的蠕变寿命(见图5),这表明不同工艺热处理合金具有不同的蠕变抗力。由图1和2可知,经不同工艺热处理后合金具有相近的晶粒尺寸,组织结构均由 γ 基体、 γ' 、 γ'' 和 δ 相组成,其差别在于 δ 相的数量、形态与分布。直接时效态合金中仅有少量粒状 δ 相在晶内或沿晶界分布,其中,沿晶界析出的粒状相对晶界具有钉扎作用,可抑制晶界滑移。而在标准热处理态合金中数量较多的针状或块状 δ 相沿晶界分布,并对合金蠕变期间的变形机制有重要影响。尽管不同工艺热处理合金在蠕变期间的变形机制均为孪晶和位错滑移,但可开动的位错滑移数量有明显差别。直接时效态合金在蠕变期间除发生孪晶变形外,在基体中可激活大量位错发生单取向或双取向滑移,如图6(b)所示;在样品的宏观表面不同晶粒出现不同取向的密集滑移迹线,如图8所示;而在标准热处理态合金中未发现明显的位错滑移迹线,如图7(b)所示;在样品表面可激活的滑移迹线数量较少,如图9所示。这表明不同工艺热处理合金在蠕变期间具有不同的变形机制。

由于不同工艺热处理合金有相近的晶粒尺寸、晶

内析出相数量及分布,因此,可认为不同合金的晶内具有相同的蠕变强度。但不同工艺热处理合金的晶界分布具有不同形态的 δ 相,其不同形态和数量的 δ 相导致合金的晶界具有不同的蠕变抗力,特别是针状 δ 相割裂了晶粒之间的连续性,可降低晶界的结合强度。标准热处理态合金在蠕变期间除发生孪晶变形外,随应变的进一步增大,晶内的有效剪切应力增大,当有效剪切应力不足以激活晶内发生位错滑移时,由于针状 δ 相削弱晶界结合强度的作用,其有效剪切应力值已大于晶界的结合强度,故蠕变期间裂纹在晶界处萌生,并沿晶界扩展,直至发生沿晶断裂。

而直接时效态合金随蠕变应变的增加,其施加的有效剪切应力传递至晶界及粒状 δ 相处,其值仍低于晶界的结合强度,故不足以使裂纹在晶界处萌生。但随着蠕变的进行,有效剪切应力进一步增大,可促使晶内发生位错的单取向或双取向滑移,其中,位错在晶内发生的单取向或双取向滑移可部分释放应力集中,协调晶内的塑性变形,故可延缓裂纹萌生及延长合金的蠕变寿命。随蠕变进行至后期,位错的交替滑移使滑移迹线形成割阶,或在晶界处形成滑移台阶,如图8(b)所示;随合金应变的进一步增大,位错的交替滑移使裂纹在晶界处萌生,直至发生合金在蠕变期间的沿晶断裂。与标准热处理态合金相比,直接时效态合金的蠕变寿命由52 h提高到123 h,如图5所示。这表明热处理制度对合金的蠕变抗力具有重要影响。

4 结论

1) 经直接时效和标准热处理后,ITF-GH4169G合金的组织结构均由 γ 基体、 γ' 、 γ'' 和 δ 相组成,且 δ 相形态随热处理制度不同而呈现粒状或针状。合金在标准热处理期间发生重结晶,元素Fe和Cr富集于近晶界区域是使合金 δ 呈针状形态的主要原因。

2) 经两种工艺热处理后合金在蠕变期间的变形机制均为孪晶和位错滑移。与标准热处理态合金相比,蠕变期间,直接时效态合金在晶内激活大量位错的单取向或双取向滑移,部分释放蠕变期间产生的应力集中,可延缓裂纹的萌生与扩展,提高合金的蠕变抗力。

3) 与标准热处理态合金相比,直接时效态合金具有较高的蠕变抗力。针状 δ 相可削弱晶界的结合强度,当蠕变期间产生的应力集中值大于晶界的结合强度时,可在晶界处发生裂纹的萌生与扩展,是使标准热处理态合金具有较低蠕变抗力的主要原因。

REFERENCES

- [1] JEWETT R P, HALCHAK J A. The use of alloy 718 in the space shuttle main engine[C]//Proceedings of the Second International Symposium on Superalloys 718, 625, and Various Derivatives. Warrendale, PA, TMS, 1991: 749-760.
- [2] 王 岩, 林 琳, 邵文柱, 甄 良, 张新梅. 固溶处理对GH4169 合金组织与性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2007, 28: 176-179.
WANG Yan, LIN Lin, SHAO Wen-zhu, ZHEN Liang, ZHANG Xin-mei. Effect of solid-solution treatment on microstructure and performance of GH4169 superalloy [J]. Transactions of Materials and Heat Treatment A, 2007, 28: 176-179.
- [3] PAULONIS D F, SCHIRRA J J. Alloy 718 at pratt & whitney historical perspective and future challenges[C]//Proceedings of the Fifth International Conference on Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives. Warrendale, PA, TMS, 2001: 13-23.
- [4] RAO A G, MAHENDRA K, SRINIVAS M, SARMA D S. Effect of standard heat treatment on the microstructure and mechanical properties of hot isostatically pressed superalloy inconel 718 [J]. Materials Science and Engineering A, 2003, 355: 114-125.
- [5] 李荣斌, 姚 枚, 刘文昌, 张伟红, 何贤昶. 直接时效工艺对Inconel718 合金组织的影响[J]. 金属热处理, 2002, 27(2): 21-22.
LI Rong-bin, YAO Mei, LIU Wen-chang, ZHANG Wei-hong, HE Xian-chang. Effect of direct aging treatment on structure of Inconel 718 alloy [J]. Heat Treatment of Metals, 2002, 27(2): 21-22.
- [6] RAO G A, SRINIVAS M, SARMA D D. Influence of modified processing on structure an properties of hot isostatically pressed superalloy Inconel 718[J]. Materials Science and Engineering A, 2006, 418: 282-291.
- [7] TIAN S G, ZHAO Z G, LIU Y, BAO X Y, CHEN L Q, LIU X H. Creep behaciors of DA casting and rolling GH4169 superalloy [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2009(S3): 20-23.
- [8] CHEN W, CHATURVEDI M C. Dependence of creep fracture of Inconel 718 on grain boundary precipitates [J]. Acta Mater, 1997, 45(7): 2735-2746.
- [9] CHEN W, CHATURVEDI M C. Effect of grain boundary precipitates on the creep behavior of Inconel 718 [J]. Materials Science and Engineering A, 1994, 183: 81-89.
- [10] 胡壮麒, 孙文儒, 郭守仁, 卢德忠. 微量元素磷在铁镍基变形高温合金中的作用[J]. 中国有色金属学报, 2001, 11(6): 947-959.
HU Zhuang-qi, SUN Wen-ru, GUO Shou-ren, LU De-zhong. Effect of trace P on Fe-Ni based wrought superalloy [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2001, 11(6): 947-959.
- [11] 李 娜, 郭守仁, 卢德忠, 孙文儒, 孟晓娜, 胡壮麒. 微量元素磷、硼对直接时效 IN718 合金持久性能的影响[J]. 金属学报, 2003, 39(12): 1255-1258.
LI Na, GUO Shou-ren, LU De-zhong, SUN Wen-ru, MENG Xiao-na, HU Zhuang-qi. Effect of trace phosphorus and boron on the stress rupture and creep properties of direct aging IN718 alloy [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2003, 39(12): 1255-1258.
- [12] 郑 磊, 徐庭栋, 邓 群, 司 红, 董建新. 高温合金GH4169(Inconel 718)中磷晶界偏聚特性的实验研究[J]. 金属学报, 2007, 43(8): 893-896.
ZHENG Lei, XU Ting-dong, DENG Qun, SI Hong, DONG Jian-xin. Experimental study of the characteristic of phosphorous segregation at grain boundary in superalloy GH4169 (Inconel 718) [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2007, 43(8): 893-896.
- [13] 孙永华, 李 龙, 陈国胜, 朱世根. 不同热处理工艺对GH4169 合金组织与性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2010, 39(S1): 472-475.
SUN Yong-hua, LI Long, CHEN Guo-sheng, ZHU Shi-gen. Effect of different heat treatments on microstructures and properties of GH4169 alloy [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2010, 39 (S1): 472-475.
- [14] 刘奋成, 林 鑫, 赵卫卫, 赵晓明, 陈 静, 黄卫东. 固溶温度对激光立体成形 GH4169 高温合金组织和性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2010, 39(9): 1519-1524.
LIU Fen-cheng, LIN Xin, ZHAO Wei-wei, ZHAO Xiao-ming, CHEN Jing, HUANG Wei-dong. Effects of solution treatment temperature on microstructures and properties of laser solid forming GH4169 superalloy [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2010, 39(9): 1519-1524.
- [15] 李振荣, 田素贵, 赵忠刚, 陈礼清, 刘相华. 热连轧 GH4169 合金组织结构与蠕变变形及断裂机制[J]. 沈阳工业大学学报, 2011, 33(6): 649-654.
LI Zhen-rong, TIAN Su-gui, ZHAO Zhong-gang, CHEN Li-qing, LIU Xiang-hua. Microstructure, creep deformation and fracture mechanisms of hot continuous rolled GH4169 superalloy [J]. Journal of Shenyang University of Technology, 2011, 33(6): 649-654.
- [16] 宋洪伟, 郭守仁, 卢德忠, 徐 岩, 王玉兰, 胡壮麒. 磷对IN718 合金 δ 相的影响[J]. 金属学报, 1999, 35(10): 1024-1026.
SONG Hong-wei, GUO Shou-ren, LU De-zhong, XU Yan, WANG Yu-lan, HU Zhuang-qi. Influence of phosphorus on δ -phase in IN718 alloy [J]. Acta Metallurgica Sinica, 1999, 35(10): 1024-1026.
- [17] 刘 东, 罗子健. 通过控制 δ 相以优化IN718 合金锻件的组织性能[J]. 稀有金属, 2009, 29(2): 152-155.
LIU Dong, LUO Zi-jian. Optimizing microstructures and properties of IN718 alloy forgings via control of δ phase [J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2009, 29(2): 152-155.

(编辑 陈卫萍)