



# 一次时效温度对新型高强耐蚀 GH925 合金 显微组织和力学性能的影响

石照夏<sup>1</sup>, 颜晓峰<sup>1</sup>, 段春华<sup>1</sup>, 周江波<sup>2</sup>, 何云华<sup>2</sup>, 赵明汉<sup>1</sup>

(1. 钢铁研究总院 高温材料研究所, 北京 100081;  
2. 攀钢集团江油长城特殊钢有限公司, 江油 621700)

**摘要:** 为了研究一次时效温度对新型高强耐蚀 GH925 合金显微组织和力学性能的影响, 利用热力学计算软件 Thermo-Calc 对合金中可能析出的平衡相及相组成进行计算并分析, 采用超高分辨率场发射扫描电镜及附带能谱仪、扫描电镜和金相显微镜对合金中的析出相和冲击断口形貌进行观察。结果表明: 一次时效温度对 GH925 合金中  $\sigma$  相和  $\gamma'$  相的析出行为影响显著; 一次时效温度升高不仅会促进  $\sigma$  相在晶界上的大量析出并向晶内生长, 而且会引起  $\gamma'$  相的粗化, 导致合金强度和韧性降低; 晶界  $\sigma$  相引起的脆化效应是导致沿晶断裂的根本原因。

**关键词:** 耐蚀合金; GH925 合金; 一次时效温度; 力学性能; 显微组织

**中图分类号:** TG113.25 **文献标志码:** A

## Effects of primary aging temperature on microstructures and mechanical properties of new corrosion-resistant alloy GH925 with high strength

SHI Zhao-xia<sup>1</sup>, YAN Xiao-feng<sup>1</sup>, DUAN Chun-hua<sup>1</sup>, ZHOU Jiang-bo<sup>2</sup>, HE Yun-hua<sup>2</sup>, ZHAO Ming-han<sup>1</sup>

(1. High Temperature Materials Research Institute, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China;  
2. Pangang Group Jiangyou Changcheng Special Steel Co., Ltd., Jiangyou 621700, China)

**Abstract:** In order to study the effect of primary aging temperature on the microstructures and mechanical properties of a new corrosion-resistant alloy GH925, the precipitated equilibrium phases and their compositions were calculated and analyzed by Thermo-Calc software, and the precipitated phases and impact fracture morphology were observed by ultra high resolution field emission scanning electron microscopy (FESEM) and energy dispersive spectrometry (EDS), scanning electron microscopy (SEM) and metallographic microscopy. The results show that the primary aging temperature has significant effect on the precipitation behaviors of  $\sigma$  phase and  $\gamma'$  phase. The increase of primary aging temperature not only promotes the precipitation of a large number of  $\sigma$  phase at the grain boundary and its growth to the inner of the grain, but also leads to the coarsening of  $\gamma'$  phase, giving rise to the decreases of strength and toughness. The root reason for the intergranular fracture is the embrittlement effect caused by  $\sigma$  phase at the grain boundary.

**Key words:** corrosion-resistant alloy; GH925 alloy; primary aging temperature; mechanical property; microstructure

随着深海油气开采和舰船等海洋业的迅速发展, 日益严苛的工况环境对作为结构材料的耐蚀合金在耐高温、高压、强腐蚀等性能方面提出了更高要求<sup>[1-2]</sup>。

GH925 合金作为一种含 Mo、Cu、Al、Ti 的 Ni-Fe-Cr 系时效硬化型耐蚀高温合金, 是在 Incoloy 825 合金成分基础上通过增加 Al、Ti 含量发展而来, 其国外对应

牌号为 Incoloy 925<sup>[3]</sup>。Cr、Mo 和 Cu 等改善抗氧化性和还原性介质腐蚀能力的元素添加及固溶+时效处理后 Ni<sub>3</sub>(Al,Ti)型  $\gamma'$  相的析出, 使该合金除具有高强度外, 还具有良好的抗点蚀、缝隙腐蚀和抗 Cl<sup>-</sup> 应力腐蚀开裂能力, 并兼具优异的耐氧化、耐氢气泡腐蚀、耐晶间腐蚀等特点, 在海洋领域具有广阔的应用前景, 特别适合作为同时含有高 CO<sub>2</sub>、H<sub>2</sub>S、Cl<sup>-</sup> 及单质 S 的深海油气开采和高 Cl<sup>-</sup> 含量海水等严苛腐蚀环境中的承力构件<sup>[4-5]</sup>。

由于 GH925 合金是我国自主仿制的新型高强耐蚀合金, 目前国内尚未开展相关研究工作, 可借鉴的 Ni-Fe-Cr 系耐蚀合金相关研究主要集中于 028、G3、825 等传统耐蚀合金的平衡相析出行为、热处理和热加工等方面。孟凡国等<sup>[6]</sup>通过对镍基耐蚀合金 028 平衡相的析出行为研究, 得到该合金在变形及长期时效过程中主要存在的析出相为呈颗粒状和针状分布的  $\sigma$  相, 该相的存在会显著降低合金的抗腐蚀性能; 罗坤杰等<sup>[7]</sup>、包耀宗等<sup>[8]</sup>以及孟凡国等<sup>[9]</sup>通过对 G3、825、028 等合金高温变形特性及变形后组织特征的研究, 建立了合金的热变形本构模型, 确定了适宜的热加工温度范围。国外关于 Incoloy 925 合金的报道较少, 仅限于合金的析出相特征及在特定介质中的耐腐蚀性能研究。MANNAN 等<sup>[10]</sup>在模拟油田环境中 Incoloy 925 合金的慢应变速率应力腐蚀试验中发现, 该合金中的析出相分布状态会显著影响其耐腐蚀性能, 当析出相在晶界上呈连续分布则会降低其抗应力腐蚀开裂性能。还有报道<sup>[11]</sup>指出, Incoloy 925 合金因具有优良的抗氢脆性能, 已成为可替代 Monel K-500 合金用于海军多种装备中紧固件等构件的优选材料。

对于时效强化型镍基高温合金, 热处理制度的选取会通过改变析出相的种类、数量和形貌特征, 进而影响合金的力学和耐腐蚀性能<sup>[12]</sup>, 然而, 目前有关热处理工艺对 GH925 合金显微组织特征和力学性能方面的研究鲜见报道。本文作者在对 GH925 合金性能优化热处理工艺的研究中发现, 该合金的力学性能对热处理制度、尤其是一次时效温度极为敏感, 只有选择合适的一次时效温度才能获得合金良好的塑韧性匹配。因此, 对该合金进行热处理、显微组织特征和力学性能关联性的系统研究具有重要意义。鉴于此, 本文作者通过研究 GH925 合金的析出相特征以及不同一次时效处理温度对显微组织和力学性能的影响, 可为该类合金的热处理工艺优化提供参考依据。

## 1 实验

合金采用真空感应+电渣重熔(VIM+ESR)双联工艺冶炼, 锭型为  $d$  360 mm, 经锻造及热轧至  $d$  70 mm 圆棒, 其化学成分如表 1 所列。在轧棒 2/3 半径处取样, 经固溶处理后, 分别进行如下制度的两级时效热处理: 740/750 °C, 保温后炉冷至 615 °C, 保温后空冷。将热处理后的样品加工成标准拉伸试样、“U”型缺口冲击试样和硬度试样, 测试其室温力学性能。

表 1 GH925 合金的化学成分

Table 1 Chemical compositions of GH925 alloy (mass fraction, %)

C	Si	Mn	Cr	Mo	Cu	Al
0.0067	0.084	0.51	20.76	3.21	2.21	0.20
Ti	Nb	Fe	Ni	S	P	
2.18	<0.005	27.56	42.92	0.0038	0.003	

在与上述力学性能试样相同的取样位置上取样进行显微组织观察。对金相表面首先采用机械研磨和机械抛光, 随后在 20% H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>+80% CH<sub>3</sub>OH(体积分数)溶液中进行电解抛光, 操作电压为 20~30 V, 抛光时间约为 20 s, 之后在 150 mL H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub>+10 mL H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>+15 g CrO<sub>3</sub> 溶液中进行电解浸蚀, 操作电压为 3~5 V, 电解时间 3 s 左右。采用 OLYMPUS GX71 金相显微镜、JEOL JSM 7800F 超高分辨率场发射扫描电子显微镜和附带能谱仪、JEOL JXA 8530F 场发射电子探针观察合金显微组织特征。采用 JEOL JSM 6480LV 型扫描电子显微镜观察冲击断口特征。

使用冶金和材料热力学计算软件 Thermo-Calc 与相应的镍基高温合金数据库对合金中平衡相的析出规律进行热力学模拟计算。将表 1 所列合金成分和温度参数作为 Thermo-Calc 软件的输入条件, 计算得到可能的平衡析出相及各相的元素组成。

## 2 结果与分析

### 2.1 合金热力学平衡相图

为研究 GH925 合金的显微组织特征, 首先采用 Thermo-Calc 软件计算了合金中可能存在的平衡相及其析出温度和析出量, 计算结果如图 1 所示。可以看出, 合金的平衡相主要有基体  $\gamma$  相、 $\gamma'$  相、MC 和 M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>

碳化物以及  $\eta$  相和  $\sigma$  相等金属间化合物。合金对应的初熔和终熔温度分别为 1313 和 1389  $^{\circ}\text{C}$ ，凝固温度范围为 76  $^{\circ}\text{C}$ 。1130~1313  $^{\circ}\text{C}$  之间只存在  $\gamma$  相，当温度低于 1130  $^{\circ}\text{C}$  时，开始从  $\gamma$  基体中析出富 Ti 的一次 MC 型碳化物，析出温度范围较宽，为 858~1130  $^{\circ}\text{C}$ 。在 MC 析出温度范围下限温度附近，即 859  $^{\circ}\text{C}$  开始析出富 Cr 的  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  型碳化物。当温度降至 986  $^{\circ}\text{C}$  后，开始析出  $\eta$  相。热力学计算结果表明，固溶温度为 980  $^{\circ}\text{C}$  的平衡态组织中会有  $\gamma$  相、MC 碳化物和少量  $\eta$  相。当温度降至 883  $^{\circ}\text{C}$ ，开始析出  $\sigma$  相，其析出温度范围较宽，为 466~883  $^{\circ}\text{C}$ ，572  $^{\circ}\text{C}$  为其峰值析出温度，相应的  $\alpha$ -Cr 相在低于此温度时开始析出。在  $\sigma$  相析出温度范围的下限温度 (467  $^{\circ}\text{C}$ ) 附近开始析出 Laves 相。热力学计算得到的  $\gamma'$  相开始析出温度仅为 415  $^{\circ}\text{C}$ 。这是由于热力学计算时，在较高温度形成的 MC 和  $\eta$  相消耗了大量  $\gamma'$  相形成元素 Al 和 Ti，且合金中  $\gamma'$  相形成元素 Al 含量仅为 0.2%，导致计算时参与形成  $\gamma'$  相的 Al、Ti 含量极低， $\gamma'$  相析出缓慢，因此，计算得到的  $\gamma'$  相析出温度远低于实验得到的结果(593~816  $^{\circ}\text{C}$ )<sup>[3]</sup>。

表 2 所列为各平衡相析出量达到最大时对应的温度及其平衡成分。从表 2 可以看出，Ni、Fe、Cr 为 GH925 合金基体  $\gamma$  相的主要形成元素；Ti 为 MC 型碳化物的主要形成元素，MC 中还含有极少量的 Mo、Cr 及痕量 Fe、Ni；低 Al、高 Ti 含量促进  $\eta$  相在较高温度析出； $\sigma$  相中含有较多 Cr、Fe 和 Mo，并含有少量 Ni，含量按照 Cr、Fe、Mo、Ni 的顺序递减，但  $\sigma$  相中的 Fe 和 Ni 含量比基体中的 Fe 和 Ni 含量低；Cr 和 Mo 是  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  的主要形成元素，其中 Cr 含量高达基体中 Cr 含量的 3 倍； $\gamma'$  相中 C 含量极低(0.0067%)，因此，平衡相中 MC 和  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  碳化物含量均非常低，基本在  $10^{-4}$  数量级；此外，GH925 合金中含有大量 Cr，并含有少量 Mo，因此促进了  $\alpha$ -Cr 相和 Laves 相的析出。

表 2 GH925 合金平衡相最大析出量、对应温度及平衡成分

Table 2 Calculated maximum precipitation amount, temperatures and compositions of equilibrium phases in GH925 alloy

Equilibrium phase	Maximum amount	Temperature/ $^{\circ}\text{C}$	Mass fraction of equilibrium phase/%							
			C	Al	Ti	Mo	Cr	Fe	Ni	Si
$\gamma$	1	1313	0.0067	0.20	2.18	3.21	20.76	27.56	45.99	0.084
MC	0.0003	859	18.68	—	80.44	0.46	0.41	Trace	Trace	—
$\eta$	0.1060	400	—	0.52	20.53	Trace	0.02	0.26	78.67	—
$\sigma$	0.1358	572	—	—	—	17.91	44.59	24.34	13.16	0.003
$\text{M}_{23}\text{C}_6$	0.0013	466	5.14	—	Trace	20.30	71.58	1.62	1.35	—
$\alpha$ -Cr	0.1222	400	—	Trace	—	0.23	96.10	3.65	0.02	0.004
Laves	0.0653	400	—	—	—	46.65	15.74	36.56	1.02	0.03
$\gamma'$	0.4531	400	—	0.12	0.004	0.04	10.75	33.68	55.41	0.005

## 2.2 合金时效处理后的组织演变

图 2(a)~(d)所示分别为 GH925 合金热轧态、固溶态和经不同一次时效温度的两级时效处理后的金相显微组织。从图 2(a)可以看出，热轧态等轴晶粒细小但不均匀，尺寸为 8~48  $\mu\text{m}$ ，基体组织为单相  $\gamma$ ，部分晶粒内有孪晶，晶界和晶内析出物稀少。从图 2(b)可以看出，固溶处理后，晶界非常干净，晶粒明显长大，

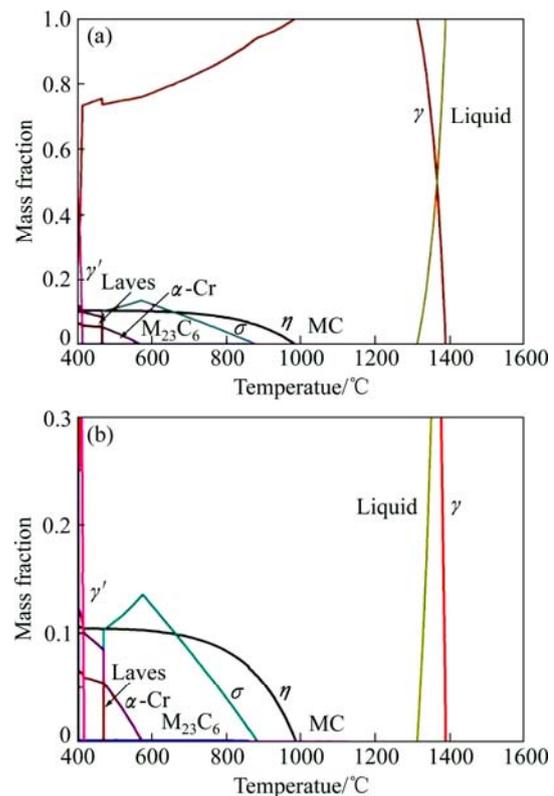


图 1 GH925 合金平衡相析出量与温度的关系及局部放大图

Fig. 1 Relationship between precipitation amounts of equilibrium phases and temperatures for GH925 alloy (a) and its partial magnification (b)

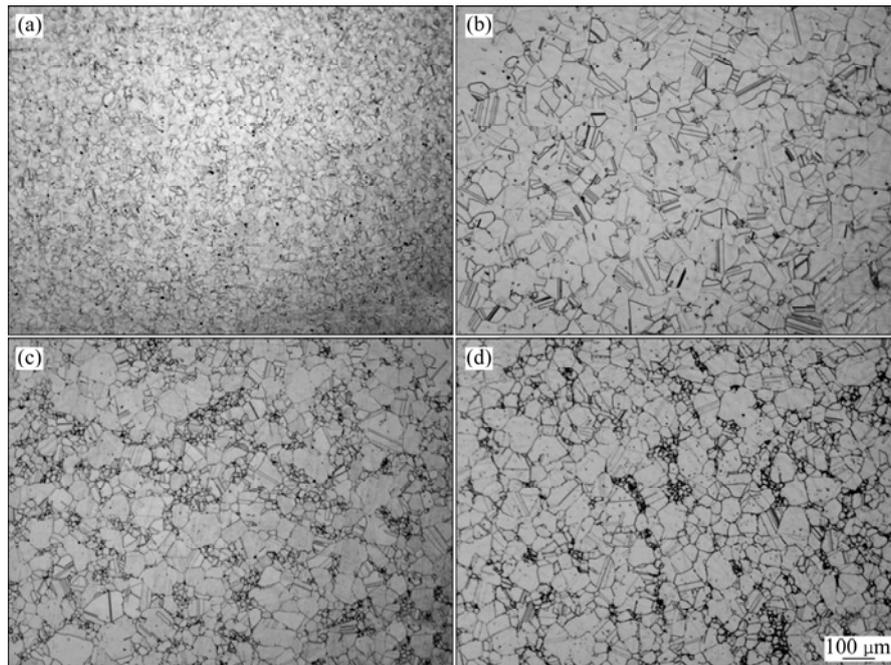


图2 不同状态 GH925 合金的金相显微组织

Fig. 2 Metallographic microstructures of GH925 alloy in different states: (a) Hot-rolled; (b) Solid-solution; (c) Primary aging at 740 °C; (d) Primary aging at 750 °C

尺寸为 15~180 μm, 晶内仅有少量弥散分布的颗粒状析出相。从图 2(c)和(d)可以看出, 固溶并经不同一次时效温度的两级时效处理后, 晶粒尺寸接近, 与固溶态相比均未发生明显改变, 但时效处理后, 晶界和晶内出现大量析出相, 且 750 °C 时效试样中析出相的数量明显多于 740 °C 时效试样的。

图 3 所示为不同状态 GH925 合金扫描电镜显微组织。从图 3(a)可以看出, 合金经锻造及热轧后, 晶界和晶内有少量颗粒状析出相。表 3 所列图 3(a)中析出相和基体的 EDS 能谱分析结果。可以看出, 热轧态合金中晶界和晶内尺寸较大的块状析出相主要为富 Ti 的 MC 型碳化物, 结合热力学计算结果可知, MC 碳化物的形成温度范围较宽, 因此, 在锻造、热轧及后续冷却过程中都有可能形成。小颗粒状析出相较基体明显富 Mo 和 Ti。MC 碳化物在高温下是不稳定的, 它会通过下列反应分解成  $M_6C$  或  $M_{23}C_6$  碳化物<sup>[13]</sup>:



温度是促进 MC 碳化物分解的重要因素, 在 800 °C 以下, 即使经过数千小时的长期热暴露, MC 的分解也甚微; 但在 900 °C 以上长时间保温后, MC 不稳定; 1000~1100 °C 范围时, MC 碳化物转变速率最快。本研究中 GH925 合金热加工时经历了 MC 迅速分解的温度范围, 由此确定富 Mo 和 Ti 的颗粒状析出应为  $M_6C$  型碳化物。此外, 晶界上还有极少量不连续

分布的小颗粒状析出相, 但颗粒尺寸极小, 采用能谱分析的方法无法确定其组成。由于合金中 Cr 含量较高, 且含有一定量的 C, 结合热力学计算, 此类分布于晶界的小颗粒析出相应为  $M_{23}C_6$  碳化物。总体而言, 由于合金中 C 含量低, 因此碳化物较少, 这与热力学计算结果是一致的。从图 3(b)可以看出, 固溶处理后晶界平直干净, 小颗粒析出相已完全固溶, 仅极少量 MC 碳化物残留。此外, 在固溶态试样中未观察到  $\eta$  相和  $\sigma$  相, 说明采取的固溶制度可使  $\eta$  相和  $\sigma$  相完全回溶到  $\gamma$  基体中, 为后续时效过程中  $\gamma'$  相的充分析出奠定了基础。从图 3(c)和(d)可以看出, 经过两级时效处理后, 晶界上析出针状和片层状析出相, 并向晶内生长, 经 750 °C 时效后析出量显著增多, 且分布密度增大。由能谱分析可知(见表 4), 析出相主要含有 Cr、Mo、Fe 和 Ni 元素, 且 Cr 含量是基体中 Cr 含量的 2 倍, Mo 含量是基体中 Mo 含量的 4 倍, 而 Fe、Ni 含量相对基体中 Fe、Ni 含量减少, Ni 含量减少尤为明显。

为了进一步确定时效后析出相的种类, 采用电子探针分析了一次时效温度为 740 °C 的 GH925 合金中析出相的元素面分布, 如图 4 所示。通过分析背散射形貌可以看出, 晶界上有两种不同的析出相, 一种为尺寸较大的白亮片层相, 另一种为尺寸较小的黑色颗粒相。元素面分布结果表明, 片层状析出相主要富 Cr

和 Mo, 且较基体严重贫 Fe 和 Ni, 而小颗粒状析出相

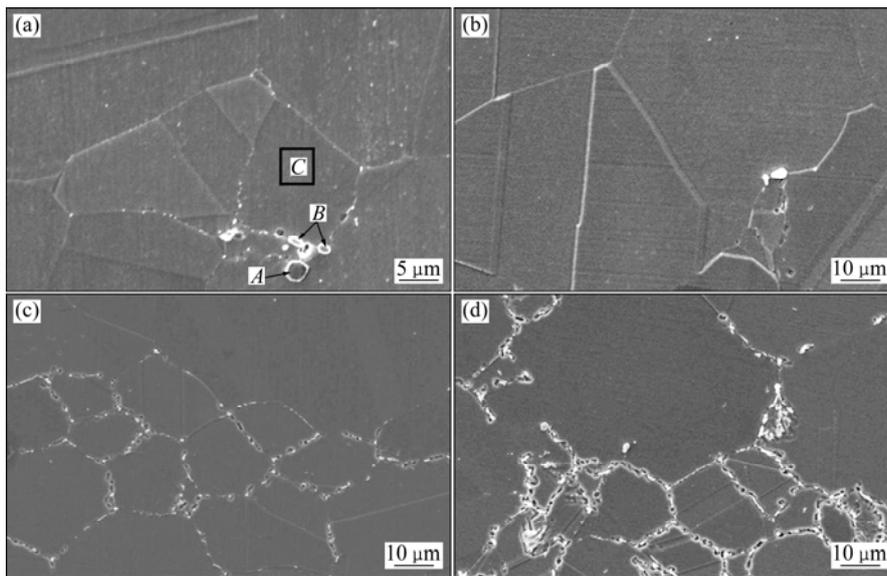


图 3 不同状态 GH925 合金的扫描电镜显微组织

Fig. 3 SEM microstructures of GH925 alloy in different states: (a) Hot-rolled state; (b) Solid-solution state; (c) Primary aging at 740°C; (d) Primary aging at 750 °C

表 3 图 3(a)中热轧态 GH925 合金析出相的成分能谱分析结果

Table 3 EDS results of compositions of precipitated phases in hot-rolled GH925 alloy shown in Fig. 3(a)

Area	Mass fraction/%							
	C	Al	Ti	Mo	Cr	Fe	Ni	Cu
A	9.52	—	90.48	—	—	—	—	—
B	4.03	—	9.83	7.77	18.08	24.06	36.26	—
C	1.90	0.16	2.32	2.85	20.85	27.92	41.24	2.52

表 4 时效态 GH925 合金析出相成分能谱分析结果

Table 4 EDS results of compositions of precipitated phases in aged GH925 alloy

Area	Mass fraction/%							
	C	Al	Ti	Mo	Cr	Fe	Ni	Cu
Precipitation	—	—	—	10.85	40.83	26.54	21.78	—
Matrix	1.64	0.19	2.36	2.30	20.53	28.63	41.64	2.71

主要富 C 和 Ti。由此确定 GH925 合金充分固溶后经两级时效处理在晶界析出的片层状析出相为  $\sigma$  相, 其晶体结构为体心四方晶系, 每个晶胞有 30 个原子, 晶格常数是  $a=b=0.880 \text{ nm}, c=0.460 \text{ nm}^{[14-15]}$ 。由于 750 °C 较 740 °C 更接近  $\sigma$  相的鼻尖析出温度<sup>[3]</sup>, 因此, 750 °C 时效后会析出数量更多的  $\sigma$  相。弥散分布的小颗粒相富 Ti 和 C, 为在较高温度形成的一次 MC。

图 5 所示为不同状态 GH925 合金中的  $\gamma'$  相形貌。从图 5(a)可以看出, 热轧态  $\gamma'$  相呈球形, 尺寸范围为 11~25 nm, 平均尺寸约为 17 nm。图 5(b)中, 在 740 °C 进行一次时效及后续二次时效后,  $\gamma'$  相从过饱和固溶

体中均匀析出, 尺寸较热轧态  $\gamma'$  相明显细化, 尺寸范围为 4~20 nm, 平均尺寸约为 10 nm, 且呈球状。这是由于热轧态  $\gamma'$  相在轧后冷却过程中不同温度下析出, 且在随后冷却过程中有不同程度的长大, 因此, 尺寸较大且不均匀。从图 5(c)可以看出, 进行 750 °C 的一次时效及后续二次时效后,  $\gamma'$  相明显长大, 尺寸范围为 15~38 nm, 平均尺寸约为 26 nm。由此可知, 时效温度提高 10 °C 会导致  $\gamma'$  相迅速粗化, 平均尺寸增大 2 倍之多。

图 6 所示为将固溶态 GH925 合金进行 740 °C、300 h 时效处理后的显微组织。从图 6(a)可以看出, 经过

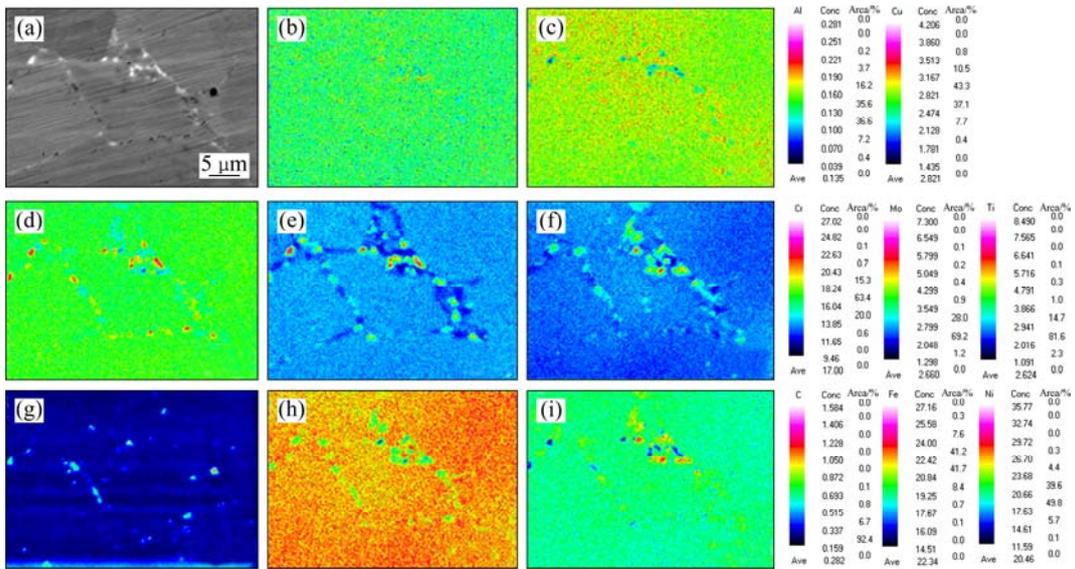


图 4 一次时效温度为 740 °C 时 GH925 合金析出相的形貌及元素面分布

Fig. 4 Microstructure and element distributions of precipitations in GH925 alloy primary aged at 740 °C: (a) Microstructure; (b) Al; (c) Cu; (d) Cr; (e) Mo; (f) Ti; (g) C; (h) Fe; (i) Ni

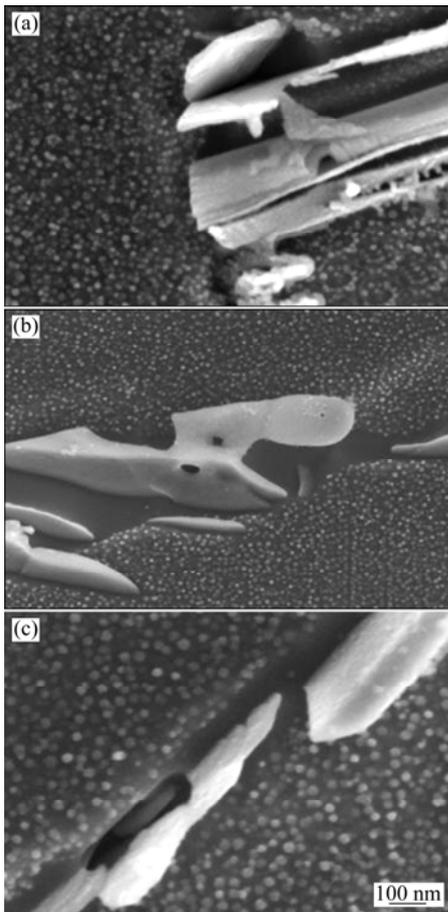


图 5 不同状态下 GH925 合金的 FESEM 像

Fig. 5 FESEM images of GH925 alloy in different states: (a) Hot-rolled state; (b) Primary aging at 740 °C; (c) Primary aging at 750 °C

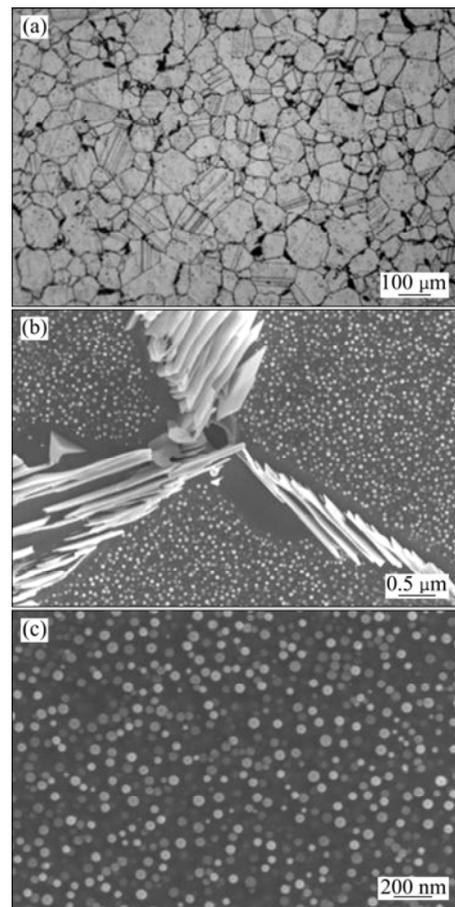


图 6 固溶态 GH925 合金进行 740 °C、300 h 时效处理后的金相组织和 FESEM 像

Fig. 6 Metallographic image (a) and FESEM images ((b), (c)) of GH925 alloy aging at 740 °C for 300 h after solid-solution treatment

740 °C、300 h 时效处理后, 晶界和晶粒内部有大量析出相, 部分晶界已被析出相完全覆盖。从图 6(b) 和(c)可以看出, 晶界片层状的析出相为  $\sigma$  相, 晶内  $\gamma'$  相尺寸范围为 29~63 nm, 平均尺寸约为 46 nm, 较 750 °C 两级时效后的  $\gamma'$  相尺寸增大近 2 倍。由此可知, 在 740 °C 进行 300 h 时效一方面会促进晶界  $\sigma$  相的大量析出及其向晶内的生长, 此外还会导致  $\gamma'$  强化相的明显粗化。因此, 为避免  $\sigma$  相的大量析出和  $\gamma'$  的粗化,

除应控制一次时效温度外, 还应控制合理的时效时间, 这也是今后研究的重点之一。

### 2.3 合金时效处理后的力学性能

图 7 所示为固溶态 GH925 合金经不同一次时效温度处理后的室温力学性能。可以看出, 一次时效温度从 740 °C 提高到 750 °C 后, 合金的抗拉强度( $R_m$ )、屈服强度( $R_{p0.2}$ )、伸长率( $A$ )、断面收缩率( $Z$ )、冲击韧性

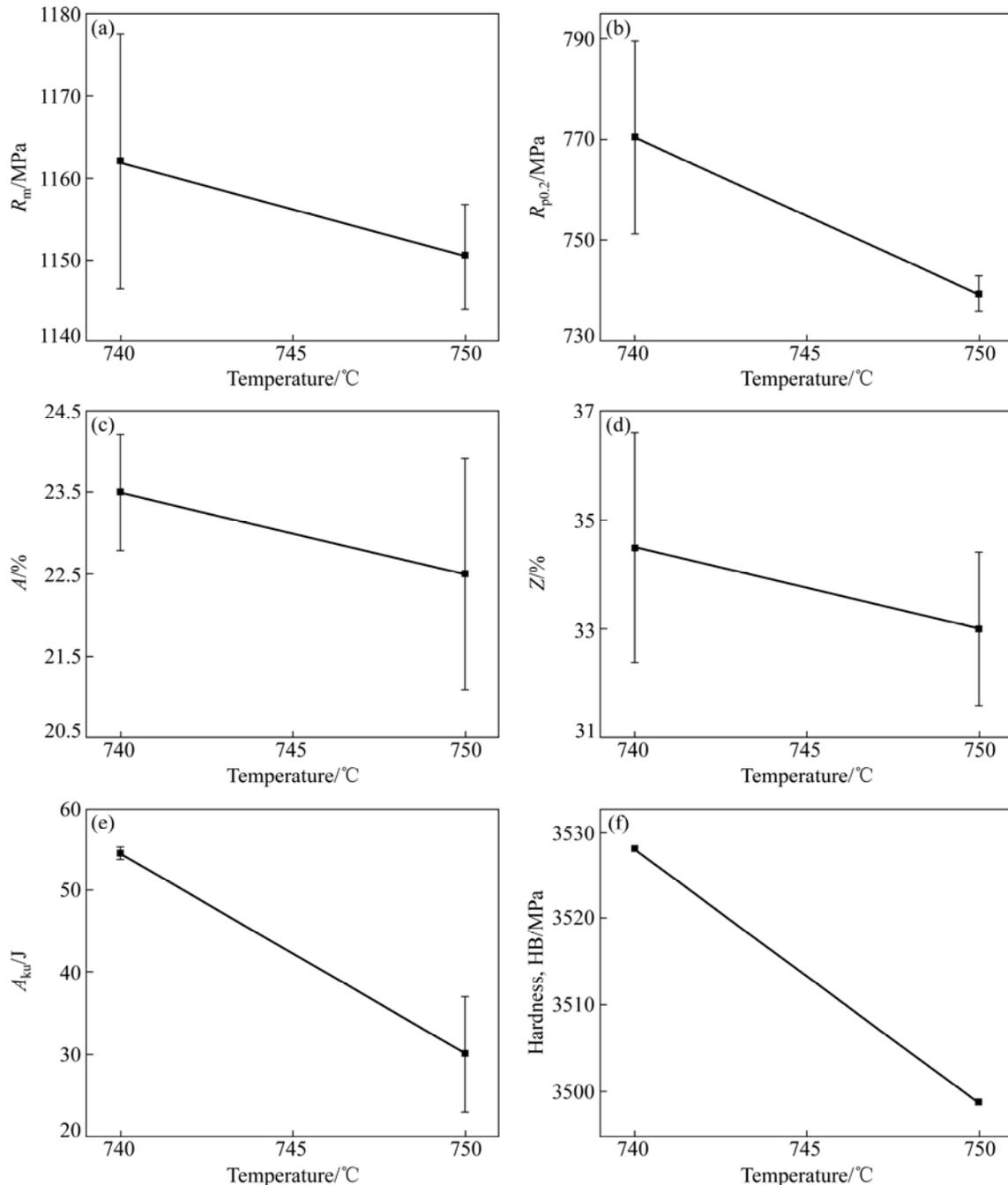


图 7 固溶态 GH925 合金经不同一次时效温度处理后的室温力学性能

**Fig. 7** Mechanical properties at room temperature for GH925 alloy aged at different primary aging temperatures after solid-solution treatment: (a) Tensile strength; (b) Yield strength; (c) Elongation; (d) Contraction of cross-sectional area; (e) Impact toughness; (f) Brinell hardness

( $A_{ku}$ )及硬度(HB)均降低,其中屈服强度和冲击韧性的降低尤为明显。

高温合金在热处理过程中主要发生以下两方面的变化,其一为晶粒尺寸的改变,其二为析出相的种类、数量、形貌和分布的变化<sup>[16-17]</sup>。镍基合金的力学性能在很大程度上取决于 $\gamma'$ 强化相的数量和形貌。本研究中,时效温度较低时,析出均匀细小且数量较多的 $\gamma'$ 相。且随时效温度的升高, $\gamma'$ 相逐渐变大,颗粒数量变少。这主要是由于时效过程中,金属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,越有利于相的析出和长大,故最终导致析出相颗粒比较大,数量少<sup>[18]</sup>。镍基合金中典型的 $\gamma'$ 相点阵常数与基体相近,并与基体共格,在基体中能呈细小颗粒状均匀析出。在变形过程中,第二相粒子阻碍位错的运动,同时对位错起钉扎作用,从而提高了合金的位错密度及变形抗力,产生显著的强化作用<sup>[19]</sup>。较多的 $\gamma'$ 相数量、细小而弥散分布的 $\gamma'$ 相形貌达到的强化效果最佳,而较大较少的 $\gamma'$ 相会使合金的强化作用降低。因此,对GH925合金而言,采用740℃的一次时效温度更有利于获得高强度。

高温合金的冲击韧性随 $\sigma$ 相和 $\mu$ 相等在晶界的大量析出而显著下降已成为共识。如前所述,一方面, $\sigma$ 相与 $\gamma$ 基体的晶体结构完全不同, $\sigma$ 相在晶界以非共格方式析出,而且点阵常数大,与 $\gamma$ 基体保持有较高的界面能,另外一方面, $\sigma$ 相本身硬而脆,形变不易与基体协调。所以在应力作用下 $\sigma$ 相与 $\gamma$ 基体相界面容易成为裂纹源,直接影响合金的冲击韧性<sup>[20]</sup>。由此可知,在晶粒尺寸相同的情况下,若晶界析出的 $\sigma$ 相数量越多,则 $\sigma$ 相覆盖晶界的程度越大,导致合金的脆化程度就愈严重。通常认为冲击韧性随晶粒尺寸的细化而升高。本研究中,一次时效温度从740℃升至750℃后,晶粒尺寸相近,但由于时效温度的升高加快了合金元素成分扩散性,导致析出物成形快且迅速增大<sup>[21]</sup>。因此,晶界上 $\sigma$ 相的大量析出及其分布密度的增大是导致GH925合金冲击韧性大幅下降的根本原因。

图8所示为固溶态GH925合金经不同一次时效温度处理后的室温冲击断口形貌。从图8可以看出,合金的断裂基本为沿晶断裂,晶粒表面粗糙,与740℃时效后冲击断口相比,750℃时效后断口晶界裂纹较多,韧窝小而少,且明显变浅。时效断口主要为脆性

沿晶断裂,这主要是由晶界和晶内大量脆性析出物所致。脆性相为 $\sigma$ 相,其强度远低于材料本身强度,因而弱化了晶界,当材料受外界拉应力时,脆性相首先破裂,产生脆性沿晶断裂,影响了材料的塑性与韧性<sup>[22]</sup>。因此,当一次时效温度升至750℃时,晶界以及晶内脆性析出相的大量析出显著降低了合金的冲击韧性。此外,晶粒尺寸的不均匀性是导致冲击韧性波动较大的主要原因。综上所述,采用740℃的一次时效温度有利于GH925合金获得高强度及良好的塑韧性匹配。

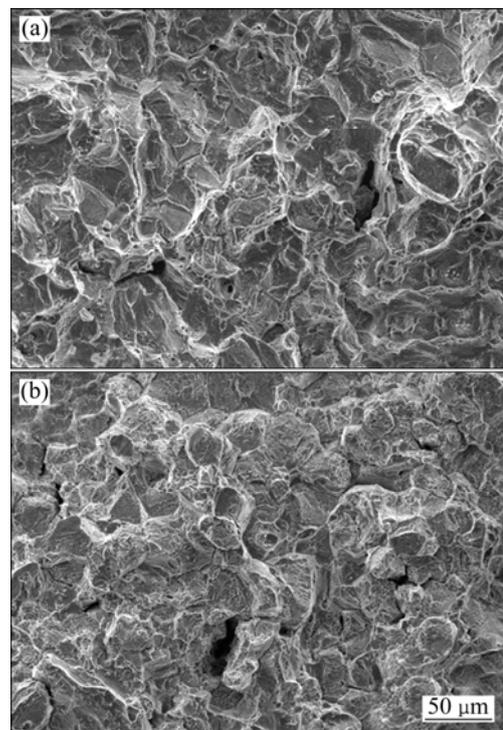


图8 固溶态GH925合金经不同一次时效温度处理后室温冲击试样的断口形貌

Fig. 8 Fracture morphologies of impact specimens at room temperature for GH925 alloy aged at different primary aging temperatures after solid-solution treatment: (a) 740 °C; (b) 750 °C

### 3 结论

- 1) GH925合金平衡相热力学计算结果与组织观察结果基本符合,表明合金的主要平衡析出相为 $\gamma$ 相、 $\eta$ 相、一次MC碳化物、 $\sigma$ 相、 $\gamma'$ 相和 $M_{23}C_6$ 碳化物等。
- 2) GH925合金在热轧、固溶处理、两级时效处理以及长期时效过程中存在不同种类和数量的析出相。

时效处理后弥散析出的  $\gamma'$  相为合金的主要强化相, 晶界析出相主要为富 Cr 和 Mo 的  $\sigma$  相, 呈针状和片层状, 并向晶内发展。

3) 一次时效温度对 GH925 合金晶粒度无显著影响, 但较高的一次时效温度会导致晶界和晶内脆性  $\sigma$  相的大量析出以及主要强化相  $\gamma'$  相的明显粗化; 在 740 °C 进行 300 h 时效后,  $\sigma$  相析出量增大,  $\gamma'$  相严重粗化; 一次时效温度的升高导致合金的力学性能下降, 屈服强度和冲击韧性的下降尤为明显; 随一次时效温度增加而发生的冲击韧性显著降低与晶界脆性析出相的变化密切相关。

4) GH925 合金的冲击断口呈现典型的沿晶断裂特征; 随一次时效温度升高, 晶界上脆性  $\sigma$  相数量增多, 分布密集程度提高, 导致合金脆化程度愈严重。

## REFERENCES

- [1] 谢锡善, 董建新, 胡尧和, 张麦仓, 郑磊. 铁镍基高温耐蚀合金的研究与发展[J]. 世界钢铁, 2009, 9(1): 50–55.  
XIE Xi-shan, DONG Jian-xin, HU Yao-he, ZHANG Mai-cang, ZHENG Lei. Research and development of iron-nickel-based superalloy corrosion resistant alloy[J]. World Steel, 2009, 9(1): 50–55.
- [2] 郭婧, 耿志宇, 董建新, 张麦仓. 镍基耐蚀 825 合金的组织特征及热力学计算[J]. 稀有金属材料与工程, 2012, 41(11): 1929–1934.  
GUO Jing, GENG Zhi-yu, DONG Jian-xin, ZHANG Mai-cang. Microstructure characteristics and thermodynamic calculation of Incoloy 825[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2012, 41(11): 1929–1934.
- [3] GANESAN P, CLATWORTHY E F, HARRIS J A. Development of a time-temperature transformation diagram for alloy 925[J]. Corrosion, 1988, 44(11): 827–835.
- [4] MCOY S A, PUCKETT B C, HIBNER E L. High performance age hardenable nickel alloys solve problems in sour oil and gas service[EB/OL]. <http://www.specialmetals.com>.
- [5] LEMKE T F, HARRIS J A. High-alloy materials for offshore applications[C]/Offshore Technology Conference, Houston, Texas, 1983: 71–72.
- [6] 孟凡国, 董建新, 张麦仓, 姚志浩. 镍基耐蚀合金 028 平衡相的析出行为[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(2): 432–440.  
MENG Fan-guo, DONG Jian-xin, ZHANG Mai-cang, YAO Zhi-hao. Precipitation behavior of equilibrium phases in nickel-based corrosion resistant alloy 028[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(2): 432–440.
- [7] 罗坤杰, 张麦仓, 王宝顺, 董建新. Hastelloy G-3 合金热变形特性研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2011, 40(4): 605–609.  
LUO Kun-jie, ZHANG Mai-cang, WANG Bao-shun, DONG Jian-xin. Research on hot deformation behavior of Hastelloy G-3 alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2011, 40(4): 605–609.
- [8] 包耀宗, 董瀚, 苏杰, 雍岐龙, 王黎辉, 李明志. 耐蚀合金 G3、G3-Z 和 825 热加工性的研究[J]. 特殊钢, 2009, 30(5): 1–3.  
BAO Yao-zong, DONG Han, SU Jie, YONG Qi-long, WANG Li-hui, LI Ming-zhi. A study on hot workability of corrosion resistance alloy G3, G3-Z and 825[J]. Special Steel, 2009, 30(5): 1–3.
- [9] 孟凡国, 董建新, 张麦仓, 姚志浩. 028 合金热变形行为及加工图[J]. 材料热处理学报, 2014, 35(7): 1–8.  
MENG Fan-guo, DONG Jian-xin, ZHANG Mai-cang, YAO Zhi-hao. Hot deformation behavior and processing map of 028 alloy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2014, 35(7): 1–8.
- [10] MANNAN S, HIBNER E, PUCKETT B. Physical metallurgy of alloys 718, 725, 725HS, 925 for service in aggressive corrosive environments[C]/NACE International. Houston: Corrosion, 2003, 03126-1–12.
- [11] HIBNER E L, SHOEMAKER L. A new generation of high strength, corrosion-resistant superalloy products for marine fasteners and hardware — A summary report[C]/NACE International. Houston: Corrosion, 2004, 04287-1–17.
- [12] 赵双群, 谢锡善. 一种新型镍基高温合金长期时效后的组织和性能[J]. 金属学报, 2003, 39(4): 399–404.  
ZHAO Shuang-qun, XIE Xi-shan. Properties and microstructure after long-term aging at different temperatures for a new nickel base superalloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2003, 39(4): 399–404.
- [13] 姚志浩, 董建新, 张麦仓, 郑磊. GH864 合金显微组织与力学性能的关联性[J]. 稀有金属材料与工程, 2010, 39(9): 1565–1570.  
YAO Zhi-hao, DONG Jian-xin, ZHANG Mai-cang, ZHENG Lei. Relationships between microstructures and properties for GH864 superalloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2010, 39(9): 1565–1570.
- [14] PAN Yong, QIU Cai-an. Phase diagrams and  $\sigma$ -phase precipitation in some stainless steels[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 1995, 5(2): 76–80.
- [15] HCRTZMAN S. High alloying stainless steels[J]. Scandinavian Journal of Metallurgy, 1996, 15(4): 140–142.
- [16] 李阳, 李莎, 王岩. 固溶处理对 GH4700 镍基合金管组织及力学性能的影响[J]. 特殊钢, 2013, 34(3): 64–66.

- LI Yang, LI Sha, WANG Yan. Effect of solid solution treatment on structure and mechanical properties of nickel base alloy GH4700[J]. *Special Steel*, 2013, 34(3): 64–66.
- [17] SHARGHI-MOSHTAGHIN R, ASGARI S. The influence of thermal exposure on the  $\gamma'$  precipitates characteristics and tensile behavior of superalloy IN-738LC[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2004, 147(343/350): 343–350.
- [18] 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]. *材料热处理技术*, 2012, 41(20): 184–188.
- CHEN Qi, CHEN Ya-wen, KONG Fan-ya. Effects of heat treatment on mechanical properties of GH2132 alloy with large deformation[J]. *Materials and Heat Treatment*, 2012, 41(20): 184–188.
- [19] 张云, 曹富荣, 林开珍, 李宝绵, 周舸, 丁桦. GH4742 高温合金的动态再结晶行为[J]. *中国有色金属学报*, 2013, 23(11): 3091–3099.
- ZHANG Yun, CAO Fu-rong, LIN Kai-zhen, LI Bao-mian, ZHOU Ge, DING Hua. Dynamic recrystallization behavior of GH4742 superalloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2013, 23(11): 3091–3099.
- [20] 陈国良, 谢锡善, 倪克仕, 徐志超, 王迪. 铁基高温合金中  $\mu$  相和  $\sigma$  相引起的晶界脆化[J]. *金属学报*, 1981, 17(1): 1–9.
- CHEN Guo-liang, XIE Xi-shan, NI Ke-shi, XU Zhi-chao, WANG Di. Brittle grain boundary caused by the  $\mu$  phase and  $\sigma$  phase in iron-based superalloy[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 1981, 17(1): 1–9.
- [21] 赵雪会, 白真权, 冯耀荣, 魏斌, 尹成先, 王敬忠. 热处理温度及析出相对镍基合金腐蚀性能的影响[J]. *材料热处理学报*, 2012, 33(8): 39–44.
- ZHAO Xue-hui, BAI Zhen-quan, FENG Yao-rong, WEI Bin, YIN Cheng-xian, WANG Jing-zhong. Effects of heat treatment and precipitated phase on corrosion resistance of Ni-based alloy[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2012, 33(8): 39–44.
- [22] CHASTELL D J, FLEWITT P E J. The formation of the sigma phase during long term high temperature creep of type 316 austenitic stainless steel[J]. *Materials Science and Engineering: A.B*, 1979, 38(2): 153–162.

(编辑 龙怀中)