

镍基合金 028 时效析出规律及转变动力学

孟凡国, 董建新, 张麦仓, 姚志浩

(北京科技大学, 北京 100083)

摘要: 通过扫描电镜、X 射线衍射和硬度测试分析研究了 028 合金在不同的时效温度和时效时间下的析出相的演变规律, 对析出相的化学成分、结构和硬度进行了分析, 并对其转变动力学和析出相的长大进行了分析。结果表明, 028 合金随时效温度的升高和时间的延长, 析出相的数量增多、尺寸增大, 合金的硬度升高, 晶界和晶内析出相主要是含 Cr、Mo、Fe、Ni 元素的 σ 相。利用 Avrami 方程推导出 028 合金在不同温度下的转变动力学方程, 绘制出动力学曲线, 并对析出相的一维长大情况进行了计算, 得出其一维长大方程。

关键词: 028 合金; 时效; 析出相; 转变动力学; 长大

中图分类号: TG142.25

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2015)10-2501-08

028 合金是一种奥氏体型铁镍基耐蚀合金, 其成分特点是超低碳高铬量以及适量的钼和铜^[1]。近年来, 随着许多高酸性油气田的开发, 现今的不锈钢管材如 9Cr、13Cr 油井管, 在高的 H₂S 和 CO₂ 环境下腐蚀非常严重, 不能满足开采开发的需要, 而 028 合金在高的 H₂S 和 CO₂ 环境中拥有良好的耐腐蚀性能。由于其良好的抗氧化性能和耐腐蚀性能, 028 合金被广泛应用于化工工业和石化工业。028 合金在热加工和热处理过程中极易形成析出相且析出相种类多、形态分布多样, 析出相的存在会对产品的韧性和抗腐蚀性能产生严重影响。

鲜宁等^[2]研究了在 H₂S/CO₂ 环境下析出相对 028 合金耐应力腐蚀开裂性能的影响, 他们发现析出相附近区域贫铬区的铬含量低于某个临界值时, 该区域会由于不能形成有效的钝化膜而发生局部腐蚀, 导致 028 合金应力腐蚀性能下降。林毅等^[3]研究了 028 合金的点蚀和晶间腐蚀, 得到了析出相与腐蚀性能有密切的关系。A. Juhlin 等^[4]研究了 028 合金在酸性环境下的局部腐蚀行为, 研究表明点蚀当量值从 39 增加到 42 时, 028 合金在氯离子溶液中临界点蚀温度也相应增加, 其抗点蚀性能增强。关于 028 合金腐蚀性能的研究已经较多, 但对时效过程中析出相的析出规律和析出动力学机理的研究却很少。

本实验研究 028 合金在不同温度下析出相的演化规律, 并对析出相的形态、数量、种类和化学成分进行分析, 分析析出相对合金硬度的影响, 推导出合金在不同温度下的 Avrami 经验方程, 根据 Avrami 经验方程推

断出新相的转变机制, 并对合金时效过程中析出相的长大行为进行分析, 得到合金在一维长大情况下的曲线方程, 为该合金的实际热处理工艺提供理论依据。

1 实验

实验采用 028 合金管材, 其化学成分如表 1 所示。028 合金先进行 1190 °C, 保温 2 h 的固溶处理后水冷, 一部分试样在 700, 750, 800, 850, 900, 950 °C 时效处理, 保温时间均为 5 h, 另一部分试样在 900 °C 保温时间分别为 1, 3, 5, 8, 12 h。固溶处理后的试样, 用金相砂纸研磨至 2000# 并机械抛光, 将试样放入 10 mL 浓硫酸+2.5 g KMnO₄+90 mL 水溶液中, 加热到约 80 °C 后煮沸 6~10 min, 观察金相组织并用 Image Tool 图像处理软件进行评级。经过不同温度和时间时效处理后的试样用金相砂纸研磨至 2000# 并机械抛光, 然后用 3% 的草酸盐酸溶液电解浸蚀, 电压为 3 V, 时间 3~5 s。

采用 Cambridge S-360 型扫描电子显微镜观察不同热处理状态下的组织形貌, 同时利用能谱仪(EDS)和 X 射线衍射(XRD)对析出相的化学成分和物相结构进行分析。使用冶金和材料热力学数据库计算软件 Thermo-Calc 与相应的镍基高温合金数据库进行热力

表 1 028 合金的主要化学成分

Table 1 Chemical composition of 028 alloy (wt%)							
C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	Fe
0.01	0.25	0.98	26.72	31.97	3.39	1.04	Bal.

收稿日期: 2014-10-20

基金项目: 国家高技术研究发展计划资助项目 (2013AA031005)

作者简介: 孟凡国, 男, 1985 年生, 博士生, 北京科技大学高温材料及应用研究室, 北京 100083, 电话: 010-62332884, E-mail: mengfanguo85@163.com

学模拟计算，分析 028 合金中可能的平衡析出相。组织中各相体积分数和针状 σ 相的长度采用 photoshop 图像分析软件测定，对每个试样选取 3 个视场测量取平均值。利用德国产 HB-3000 布氏硬度计测量各试样的硬度，布氏硬度的加载载荷为 3000 kg，载荷时间 15 s，每个硬度值取 3 次试验的平均值。

2 结果与讨论

2.1 028 合金时效后组织形貌

028 合金经过 1190 °C，保温 2 h 的固溶处理后的组织形貌如图 1 所示。可以看出，028 合金基体为单相奥氏体组织，其晶粒大小不均匀，平均晶粒尺寸约为 60 μm ，经过固溶处理后，028 合金的晶界和晶内都很干净，没有析出相，说明析出相经过固溶处理后已完全回溶到基体中。

为了研究 028 合金在时效处理过程中析出相的析出温度，将 028 合金先经过 1190 °C，保温 2 h 的固溶处理后，再在 700, 750, 800, 850, 900, 950 °C 进行时效处理，保温时间均为 5 h，空冷。图 2 是 028 合金在不同温度下时效处理的 SEM 照片。可以看出，合金在 700 °C 时效后，晶界处有较多的链状或短棒状析出相，晶粒内部几乎没有析出相；合金在 750 °C 时效后，晶界处的析出相呈链状分布十分明显，同时晶内有少量的颗粒状析出相；合金在 800 和 850 °C 时效后，晶界处的析出相变得粗大，晶内处的析出相数量逐渐增多，晶内出现了一定量的针状析出相；合金在 900 和 950 °C 时效后，晶界和晶内的析出相显著长大，晶内出现大量的针状析出相，晶内的析出相分布很不均匀，析出相在部分区域发生聚集。

通过以上分析得出，950 °C 时效处理形成的析出相数量最多。而在实际生产工艺中，最常用的加热温度是 900 °C，为了与实际工艺相结合，本实验采用 900 °C 进行时效处理，研究不同时效保温时间对析出相的影响。图 3 是 028 合金先经过 1190 °C，保温 2 h 的固溶处理，再经过 900 °C 时效 1, 3, 5, 8 和 12 h 后的 SEM 照片。

由图 3 可知，合金时效 1 h 后，晶界处有较多的不连续的链状析出相，晶内有微量的颗粒状析出相；合金时效 3 h 后，晶界处的析出相呈连续的链状分布且数量增多；合金时效 5 h 后，晶内针状的析出相数量增多；合金时效 8 和 12 h 后，晶内的针状析出相大量析出且变得十分粗大。

图 4 是 028 合金在不同时效温度和时间下的硬度变化，由图 4a 可知，时效温度低于 900 °C 时，合金的硬度增加得很缓慢，700 °C 时布氏硬度为 1264 MPa，

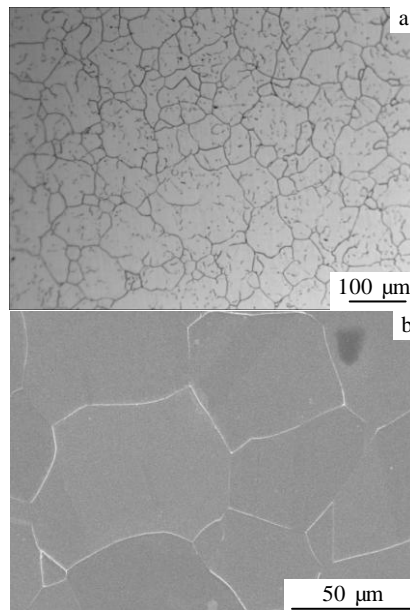


图 1 028 合金经过固溶处理后的组织形貌
Fig.1 Microstructure of 028 alloy after solution treatment at 1190 °C for 2 h: (a) grain size and (b) microstructure after solution treatment

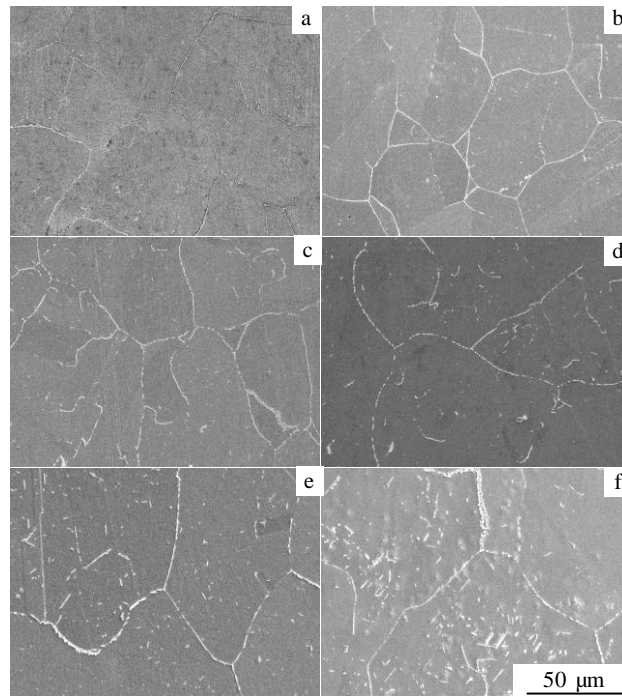


图 2 028 合金在不同温度时效后的析出相形貌
Fig.2 Morphology of precipitation phase of 028 alloy after aging at different temperatures for 5 h: (a) 700 °C, (b) 750 °C, (c) 800 °C, (d) 850 °C, (e) 900 °C, and (f) 950 °C

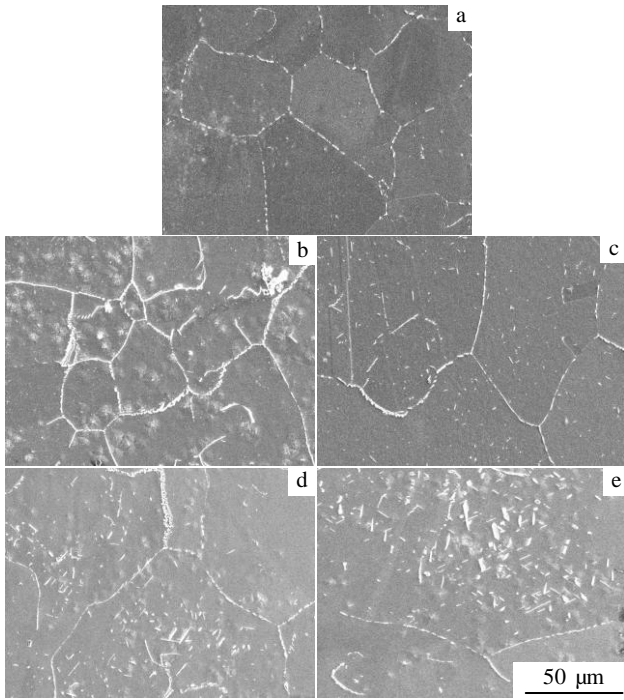


图 3 028 合金在 900 °C 时效不同时间后的析出相形貌

Fig.3 Morphology of precipitation phase of 028 alloy after aging for different time at 900 °C: (a) 1 h, (b) 3 h, (c) 5 h, (d) 8 h, and (e) 12 h

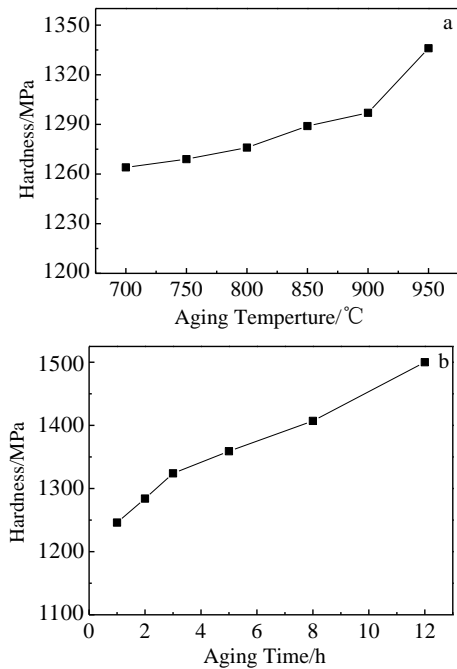


图 4 028 合金在不同时效温度和时间的硬度

Fig.4 Hardness of 028 alloy after aging at different temperatures and for different time: (a) different aging temperature for 2 h and (b) different aging time at 900 °C

时效温度高于 900 °C 时, 硬度增加的较快, 950 °C 布氏硬度为 1336 MPa。由图 4b 可知, 时效温度在 3 h 以内, 硬度增加的较快, 3 至 12 h 硬度增加的比较缓慢, 时效 1 h 后布氏硬度是 1246 MPa, 时效 12 h 后布氏硬度达 1500 MPa, 这是由于析出相 σ 相是一种硬度较高的硬脆相, 随时效温度增加和时效时间延长, 析出相 σ 相的数量增多、尺寸增大, 导致硬度增加的十分明显。

2.2 028 合金时效析出相分析

利用 Thermo-Calc^[5,6] 软件计算合金中可能存在的平衡态时的析出相及其析出、溶解温度和各相的质量含量。合金系的各组元按质量分数输入, 数据库为 Ni 基数据库, 选取表 1 所示 028 试验合金的典型成分, 计算结果见图 5, 图 5b 是图 5a 的局部放大图。

由图 5 可知, 合金中的平衡相主要有基体 γ 、 $M_{23}C_6$ 碳化物、 σ 相和 α -Cr 相。由计算结果可知, 该典型成分合金所对应的初熔温度和终熔温度分别为 1356 和 1400 °C, 凝固范围只有 44 °C。1127 到 1355 °C 之间只有奥氏体基体相。因此, 固溶温度为 1190 °C 的平衡态组织中只有 γ 相。平衡相中碳化物含量非常少, 基本在 10^{-3} 数量级以下, 其中 $M_{23}C_6$ 开始析出温度约为 1001 °C。而 α -Cr 相的析出温度约为 567 °C。 σ 相的开始析出的温度为 1099 °C, 在 569 °C 时析出量达到最大值。表 2 给出了 900 °C 各平衡析出相的种类和它们对应的化学成分。

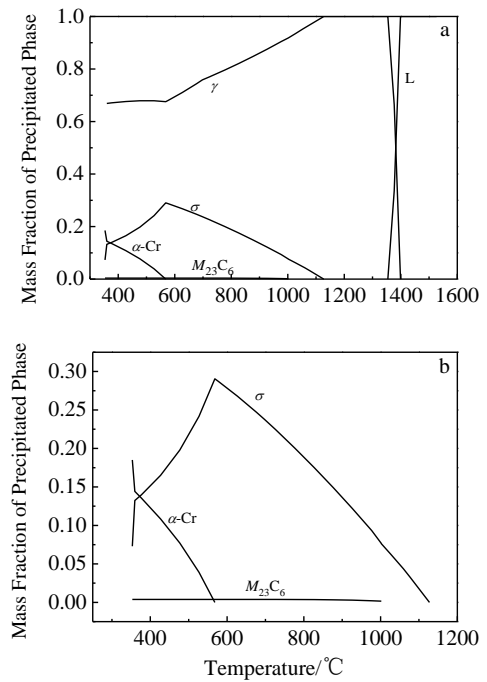


图 5 028 合金平衡相析出量与温度的关系及局部放大图

Fig.5 Relationship between precipitation amount of 028 alloy equilibrium phases and temperatures (a) and its partial magnification (b)

表 2 028 合金平衡相的种类及成分

Table 2 Type and composition of the 028 alloy equilibrium Phase (900 °C) (ω/%)

Phase	C	Cr	Fe	Mo	Ni	Si
γ	Trace	21.48	37.85	1.03	39.03	0.60
$M_{23}C_6$	5.17	70.51	3.42	18.57	2.33	—
σ	—	45.74	29.84	11.97	12.31	0.14
α -Cr	Trace	77.81	19.06	1.58	1.45	0.10

通过以上热力学计算可知, 028 合金中的平衡相种类主要有 γ 、 $M_{23}C_6$ 、 σ 相和 α -Cr 相, 为了进一步研究时效处理后析出相的化学成分和类型, 图 6 给出了 028 合金 900 °C 时效处理 8 h 后析出相的形貌和能谱图。

由图 6 可知, 析出相在晶界主要呈块状分布, 在晶内呈针状和颗粒状分布, 由能谱分析可知, 晶界和晶内的析出相均是富含 Cr、Mo、Fe、Ni 元素的相。图 7 是 028 合金在 900 °C 时效不同时间的 XRD 图谱。由图可知, 除了奥氏体基体相外, 析出相主要是 σ 相, σ 相是一种体心四方结构, 晶格常数为 $a=b=0.886$ nm, $c=0.462$ nm, 它属于拓扑密排相(TCP 相), 具有很高的硬度和熔点, 它的存在会降低合金的塑性和韧性^[7], 由图 7 还可知, 随着时效时间的延长, σ 相的数量增多和衍射峰强度增大, 这与相关文献[8-10]对 σ 相的描述一致, 综合能谱和 XRD 分析可得出 σ 相可能的组成为 $Cr_{2.4}Mo_{0.5}Fe_7Ni_{0.1}$ 。

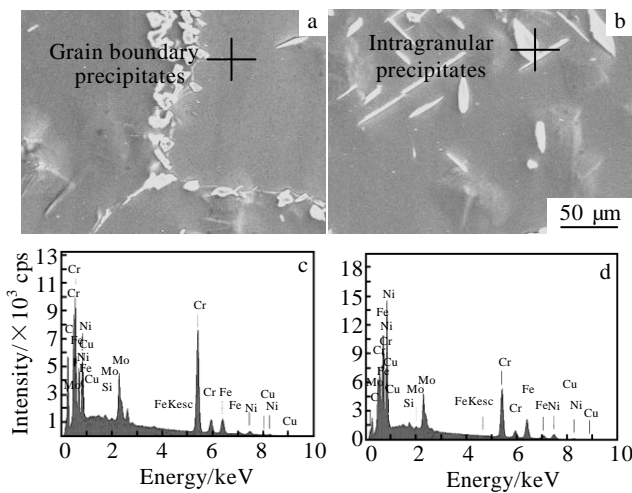


图 6 900 °C 时效 8 h 试样晶界和晶内的析出相的 SEM 形貌和能谱图

Fig.6 SEM morphologies (a, b) and EDS spectra (c, d) of intragranular and grain boundary precipitates of the specimen aged at 900 °C for 8 h: (a, c) grain boundary precipitates and (b, d) intragranular precipitates

为了定量地研究时效温度和时间对 σ 相的数量和尺寸的影响, 图 8 所示为不同时效温度和时效时间与 σ 相的体积分数和尺寸之间的关系曲线, 图 8a 是时效时间 5 h 不同时效温度下 σ 相的体积分数和尺寸, 由图可知, 随着时效温度的升高, σ 相的体积分数增加, 700~850 °C σ 相的体积分数增幅较小, 700 °C 时 σ 相的体积分数是 1.30%, 850 °C 以上 σ 相的体积分数增幅较大, 950 °C 时 σ 相的体积分数达到 5.68%; 随着时效温度的升高, 针状 σ 相的长度增加的十分明显, 高于 850 °C 针状 σ 相的长度增幅较大, 800 和 950 °C 时针状 σ 相的长度分别为 2.91 和 6.30 μ m。由于针状 σ 相从 800 °C 开始析出, 曲线上的点

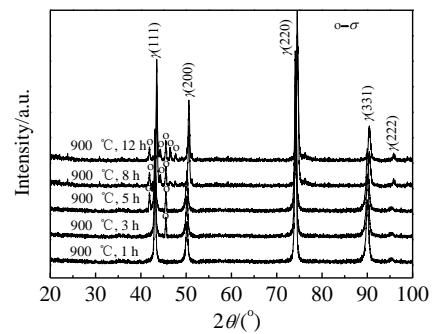


图 7 028 合金不同时效时间的 XRD 图谱

Fig.7 XRD patterns of 028 alloy for different aging time

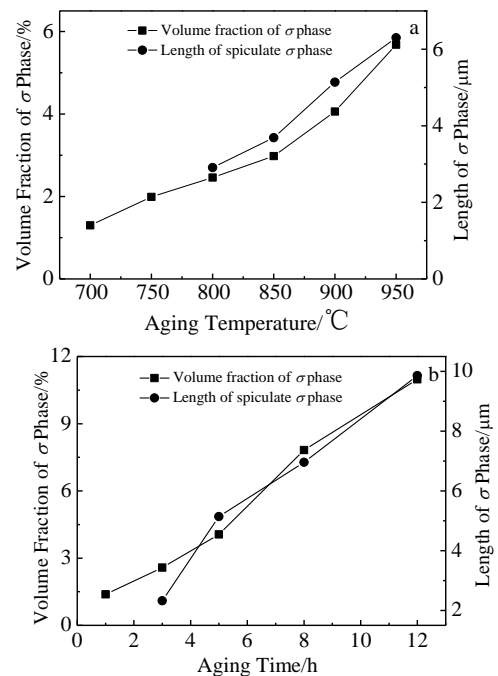


图 8 时效处理与 σ 相的体积分数和尺寸

Fig.8 Aging treatment and the volume fraction and size of precipitated phase: (a) different aging temperature for 5 h and (b) different aging time at 900 °C

从 800 °C 开始绘制。图 8b 是 900 °C 时效不同时间 σ 相的体积分数和尺寸, 由图可知, 随着时效时间的延长, σ 相的体积分数增加较快, 针状 σ 相的长度增加的也十分明显, 时效时间在 5 h 以上 σ 相的体积分数增幅要大于时效时间 5 h 以内的, 时效时间 1, 5 和 12 h 时 σ 相的体积分数分别为 1.38%, 4.06% 和 10.98%, 时效时间在 5 h 以内, 针状 σ 相长度较小, 3 h 时 σ 相的长度为 2.32 μm , 时效时间 5 h 以上, σ 相的长度增加较快, 针状 σ 相的长度从 5 h 时的 5.14 μm 增加到 12 h 时的 9.86 μm 。

2.3 028 合金时效过程的转变动力学

转变动力学是指转变过程中转变量与时间的关系。在具有一定的转变驱动力下等温、保温时, 经过一段孕育期就开始转变, 然后转变速率逐渐增加, 一直增至某一最大速率, 然后速率又逐渐下降。研究 028 合金转变动力学的意义在于确定不同温度下析出相的含量与时间的关系, 为合金的实际热处理工艺提供理论指导。析出相的转变比率 X 与转变时间 t 之间的关系遵循 Avrami-Johnson-Mehl 方程^[11]。式中, B 和 n 是取决于转变类型的参数。

$$X = 1 - \exp(-Bt^n) \quad (1)$$

作为近似, 一般采用 Avrami 方程的形式描述转变动力学, 这时式(1)中的 B 和 n 参数视具体情况而定^[12,13]。对式(1)两端取双对数, 得

$$\ln \ln \left(\frac{1}{1-X} \right) = \ln B + n \ln t \quad (2)$$

将 $\ln \ln \left(\frac{1}{1-X} \right)$ 与 $\ln t$ 画在坐标图上, 可得一条直线。

其斜率是 n , 截距是 $\ln B$ 。

通过线性拟合如图 9 所示, 由图 9 可以得到 028 合金在不同温度下时效的斜率和截距, 从而求出 n 和 B , 结果见表 3。

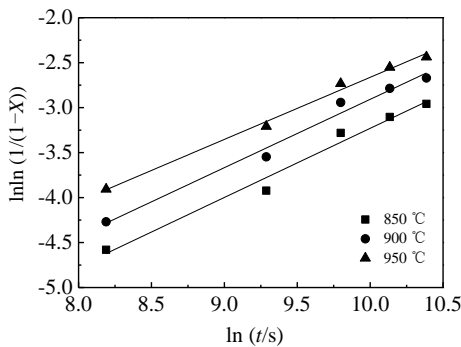


图9 析出相的体积分数与时效时间的对数关系曲线

Fig.9 $\ln \ln(1/(1-X))-\ln t$ curves of precipitates

表 3 028 合金在不同温度下的 n 和 B 值

Table 3 Values of n and B of 028 alloy at different temperatures

Temperature/°C	n	$\ln B$	B
850	0.7685	-10.9151	1.8181×10^{-5}
900	0.7597	-10.5043	2.7419×10^{-5}
950	0.6903	-9.5654	7.0113×10^{-5}
Average value	0.7395	-10.3283	3.2695×10^{-5}

将求出的 n 和 B 值带入到式(1), 可以得到 028 合金在时效过程中的转变动力学方程如下:

850 °C 时,

$$X = 1 - \exp(-1.8181 \times 10^{-5} t^{0.7685}) \quad (3)$$

900 °C 时,

$$X = 1 - \exp(-2.7419 \times 10^{-5} t^{0.7597}) \quad (4)$$

950 °C 时,

$$X = 1 - \exp(-7.0113 \times 10^{-5} t^{0.6903}) \quad (5)$$

图 10 是式(3)至式(5)做出的该合金在不同时效温度下的转变动力学曲线, 曲线并没有呈经典的“S”型, 这是由于 850, 900 和 950 °C 3 个温度处在等温转变曲线的鼻尖温度附近, 其孕育期很短, 所以曲线开始阶段曲线几乎不明显, 然后转变速率逐渐增加, 一直增加到某一最大速率, 最后速率保持不变。从图中还可知, 在相同的时效时间下, 随着时效温度的升高, 析出相的转变比率增大, 900 °C 时析出相的转变比率最大, 950 °C 时转变比率又减小。

由式(1)可知, 由 $\ln \ln \left(\frac{1}{1-X} \right)$ 与 $\ln t$ 的关系可以

确定 n 值, 不同的转变机理其 n 值不同。表 4 列出了不同转变机理的 n 值^[14,15]。由于 028 合金在 900 °C 时效时的 n 值为 0.7597, 介于 1/2 和 1 之间, 说明其转变机理是受三维扩散控制的反应机理^[16], 即析出相核心有部分在位错上沉淀形成, 针状新相具有有限长度并逐渐长大的。

2.4 028 合金时效过程中析出相的长大

由以上分析可知, 028 合金在时效过程中新相粒子的长大主要靠原子的扩散过程控制的。当单位面积界面在 δt 时间向母相推移了 δr , 新相吸收了 $\delta r(C_\beta - C_\alpha)$ 摩尔 B 原子, 这些物质应由母相中扩散运输提供, 在 δt 时间内, 扩散到单位面积界面上 B 原子的数量为 $\delta t D \left. \frac{\partial C}{\partial r} \right|_{r=\eta}$, 其中 D 是溶质在母相中的扩散系数。

$\left. \frac{\partial C}{\partial r} \right|_{r=\eta}$ 是在界面上母相中的浓度梯度, η 是界面位置。这样界面迁移速率 v 为:

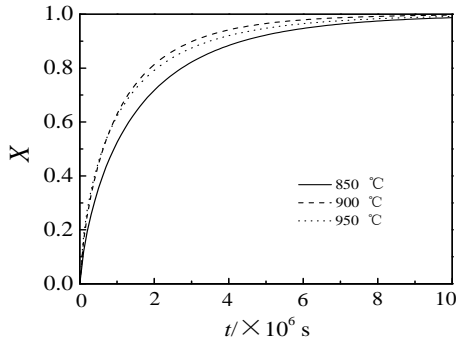


图 10 028合金在不同温度下的相变动力学曲线

Fig. 10 Phase transformation kinetics curves of 028 alloy at different temperatures

表4 动力学方程 $X=1-\exp(-Bt^n)$ 中的 n 值

Table 4 Value of n in the dynamic equation of $X=1-\exp(-Bt^n)$

Mechanism of transition	Values of n
Grew up by the small size of new phase, the rate of zero	3/2
The new phase grew up considerable size	1~3/2
Needle, flake new phase has limited length, smaller than two phase spacing	1
Long cylinder upset	1
A lot of flake thickening of new phase	1/2
Precipitation in dislocation	About 1/2

$$v = \left. \frac{dr}{dt} \right|_{r=\eta} = \frac{D}{C_\beta - C_\alpha} \times \left. \frac{\partial C}{\partial r} \right|_{r=\eta} \quad (6)$$

为简化讨论，浓度梯度以 $\Delta C/y_d$ 来表示，其中 ΔC 是母相中心与界面上的浓度差， y_d 是有效扩散距离。

$$v = \frac{\Delta C}{C_\beta - C_\alpha} \times \frac{D}{y_d} \quad (7)$$

如果界面是平面，随着界面向前推移，溶质不断消耗， y_d 必然连续的增加，这导致长大速率连续的下降。假设新相界面前沿母相的浓度梯度是线性的。根据物质守恒，对于片状新相，新相两侧平面一维长大，以 2η 表示新相的厚度，其中线 r 作为坐标的原点，根据质量守恒，如图 11 中所示。

两块阴影线面积应相等，可得 $y_d=2\eta(C_\beta-C_0)/(C_0-C_\alpha)$ ，故

$$\left. \frac{\partial C}{\partial r} \right|_{r=\eta} = \frac{C_0 - C_\alpha}{y_d} = \frac{(C_0 - C_\alpha)^2}{C_\beta - C_0} \times \frac{1}{2\eta} \quad (8)$$

因为 η 正比于 \sqrt{Dt} ，引入长大系数 α ，即

$$\eta = \alpha \sqrt{Dt} \quad (9)$$

新相的长大速率为

$$v = \frac{d\eta}{dt} = \frac{\alpha}{2} \sqrt{\frac{D}{t}} \quad (10)$$

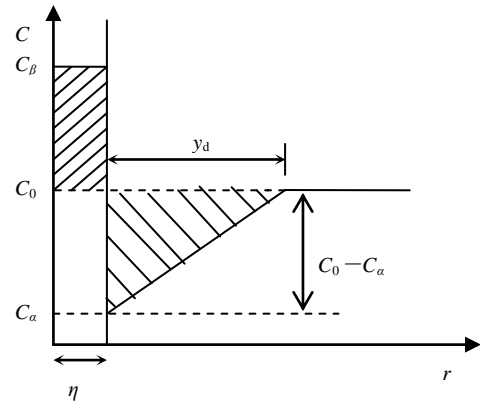


图 11 一维长大的线性梯度近似

Fig.11 Linear gradient approximation of one-dimensional grow up

把式(8)代入式(6)，得

$$v = \frac{d\eta}{dt} = \frac{D}{C_\beta - C_\alpha} \times \frac{(C_0 - C_\alpha)^2}{C_\beta - C_0} \times \frac{1}{2\eta} \quad (11)$$

对式(11)积分得，

$$\eta = \sqrt{Dt} \frac{C_0 - C_\alpha}{(C_\beta - C_\alpha)^{1/2} (C_\beta - C_0)^{1/2}} \quad (12)$$

把 η 代回式(11)，最后得，

$$v = \frac{C_0 - C_\alpha}{2(C_\beta - C_\alpha)^{1/2} (C_\beta - C_0)^{1/2}} \sqrt{\frac{D}{t}} = \frac{\alpha}{2} \sqrt{\frac{D}{t}} \quad (13)$$

$$\alpha = \frac{C_0 - C_\alpha}{(C_\beta - C_\alpha)^{1/2} (C_\beta - C_0)^{1/2}} \quad (14)$$

可以看出，扩散控制长大晶体的尺寸与时间的平方根成正比，长大速率与时间的平方根成反比，随时间增加而降低。实验发现，对于一维长大的情况，应用式(12)至式(14)的效果较好^[17]。但通过图 8b 中 σ 相长度与时间 t 的平方根计算结果如表 5 所示。由表 5 可知，针状 σ 相长度与时效时间 t 的平方根比值并不是一固定值，而是随着时间的延长其比值越来越大，表明针状 σ 相尺寸与其扩散场相当^[18]，使得 σ 相长度随时效时间 t 的平方根增加。

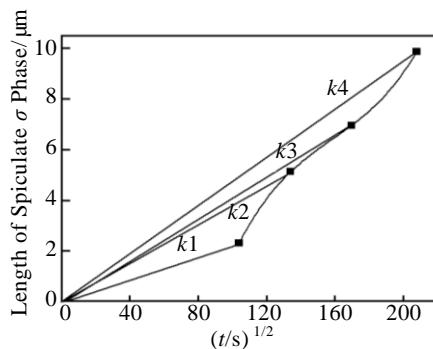
图 12 是针状 σ 相长度与时效时间 t 的平方根曲线，由图可知，随着时效时间的延长，针状 σ 相长度与时效时间 t 的平方根的曲线斜率是逐渐增大的，即 $k_1 < k_2 < k_3 < k_4$ ，由图还可知，针状 σ 相长度与时效时间 t 的平方根并非线性关系，而是 3 次函数关系，通过多元曲线拟合，可以得到针状 σ 相长度 L 与时效时间 t 的平方根的曲线方程如下：

$$L = 9.39 \times 10^{-6} t^{3/2} - 0.0045t + 0.76t^{1/2} - 38.51 \quad (15)$$

式(15)可以近似地描述针状 σ 相长度 L 与时效时间 t 的平方根的关系，但在实际的时效析出过程中，

表 5 针状 σ 相长度与时效时间 t 的平方根关系Table 5 Relation between the length of spiculate σ phase and the square root of the aging time t

Aging time, t/s	$(t/s)^{1/2}$	Length of the needle phase/ μm	Length of needle σ phase ratio to the square root of the aging time t
3600	60	—	—
10800	103.92	2.32	0.022324
18000	134.16	5.14	0.038311
28800	169.71	6.96	0.041012
43200	207.85	9.86	0.047439

图 12 针状 σ 相长度与时效时间 t 的平方根曲线Fig.12 Curves of acicular σ phase length and the square root of aging time t

针状 σ 相是三维方向的长大, 所以式(15)仅适用于 028 合金一维长大的情况。

3 结 论

1) 028 合金在时效过程中, 随时效温度的升高和时效时间的延长, 晶界和晶内的析出相增多和长大, 在 950 °C 时效 5 h 和 900 °C 时效 12 h 后析出相数量最多且尺寸最大, 相应地其硬度也增加十分明显。

2) 028 合金中的平衡相主要有 γ 相、 σ 相、 $M_{23}C_6$ 和 α -Cr 相。析出相在晶界主要呈块状分布, 在晶内呈针状和颗粒状分布, 晶界和晶内的析出相均富含 Cr、Mo、Fe、Ni 元素, 时效析出相主要是 σ 相, 其可能的组成式为 $\text{Cr}_{2.4}\text{Mo}_{0.5}\text{Fe}_7\text{Ni}_{0.1}$ 。

3) 028 合金在 900 °C 时效时的转变动力学方程为 $X=1-\exp(-2.7419 \times 10^{-5} t^{0.7597})$, 其转变机理为三维控制的扩散机理, 其一维长大的 σ 相长度 L 与时效时间 t 的平方根方程为:

$$L = 9.39 \times 10^{-6} t^{3/2} - 0.0045t + 0.76t^{1/2} - 38.51$$

参考文献 References

- [1] Lu Shiyong(陆世英). *Nickel Based and Iron-Nickel Based Corrosion Resistant Alloy*(镍基及铁镍基耐蚀合金)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 1989: 84
- [2] Xian Ning(鲜宁), Jiang Fang(姜放), Zhao Hualai(赵华莱) et al. *Natural Gas Industry*(天然气工业)[J], 2010, 30(4): 111
- [3] Lin Yi(林毅), Zhang Chunxia(张春霞), Shan Aidang(单爱党) et al. *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2012, 41(12): 166
- [4] Juhlin A, Leander D, Kivisäkk U et al. *Corrosion 2007*[C]. Houston: NACE International, 2007: 311
- [5] Andersson J O, Thomas H, Lars H et al. *Calphad*[J], 2002, 26(2): 273
- [6] Turchi P E, Kaufman L, Liu Z K. *Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry*[J], 2007, 13(31): 237
- [7] Cai Yulin(蔡玉林), Zheng Yunrong(郑运荣). *Metallographic Studies of Superalloy*(高温合金的金相研究)[M]. Beijing: National Defence Industry Press, 1986: 128
- [8] Yen Yeewen, Su Jianwei, Huang Dongping. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2008, 457(1-2): 270
- [9] Gomez X, Echeberria J. *Materials Science and Engineering A*[J], 2003, 348(1-2): 180
- [10] Sahlaoui H, Sidhom H, Philibert J. *Acta Materialia*[J], 2002, 50: 1383
- [11] Jackson K A. *Kinetic Processes*[M]. Weinheim: Wiley-VCH Verlag, 2004: 205
- [12] Valencia Morales E, Vega L J, Villar C E et al. *Scripta Materialia*[J], 2005, 52(3): 217
- [13] Christian J W. *The Theory of Transformations in Metals and Alloys*[M]. Oxford: Pergamon Press, 1975: 534
- [14] Valencia Morales E, Galeano Alvarez N J, Vega Leiva J et al. *Acta Materialia*[J], 2004, 52(4): 1083
- [15] Morales E V, Vega-Leiva J A, Lopez Salinas H L et al. *Phase Transition*[J], 2011, 84(2): 179
- [16] Wang Junfeng(王俊峰), Jia Shuguo(贾淑果), Chen Shaohua(陈少华) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2012, 22(10): 2863
- [17] Yu Yongning(余永宁). *Fundamentals of Materials Science*(材料科学基础)[M]. Beijing: Higher Education Press, 2006: 624
- [18] Porter D A, Easterling K E. *Phase Transformations in Metals and Alloys*[M]. London: Chapman & Hall, 1981: 66

Aging Precipitation Law and Transformation Kinetics of Nickel Base Alloy 028

Meng Fanguo, Dong Jianxin, Zhang Maicang, Yao Zhihao
(University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

Abstract: The evolution law of precipitated phase in 028 alloy was studied at different aging temperatures and for different aging time by scanning electron microscope, X-ray diffraction and hardness test. The chemical compositions, structure and hardness of the precipitated phase was analyzed, and the transformation kinetics and the growth of precipitated phase was analyzed as well. The results show that with the aging temperature increasing and the extension of time, the amount and size of precipitated phase of 028 alloy increase, and the hardness rises. Precipitate phase in grain boundaries and intragranular is mainly σ phase containing Cr, Mo, Fe and Ni elements. The transformation kinetics equation of 028 alloy at different temperatures was deduced using Avrami equation, the kinetics curve was drawn and one-dimensional growing up situation of precipitated phase was calculated, and finally the one-dimensional growth equation was obtained.

Key words: 028 alloy; aging; precipitated phase; phase transformation kinetics; growing up

Corresponding author: Meng Fanguo, Candidate for Ph. D., School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China, Tel: 0086-10-62332884, E-mail: mengfanguo85@163.com