

片状富氮奥氏体孪晶组织及其形成机理

伍翠兰^{①②*} 罗承萍^①

(^① 华南理工大学机械工程学院, 广州 510640; ^② 湖南大学材料科学与工程学院, 长沙 410082)

摘要 应用透射电镜(TEM)及能谱仪(EDS)研究了20钢离子渗氮再经 700℃渗铬的复合扩散层组织. 发现较深区域扩散层出现了片条状富氮奥氏体(γ_N)从 α 铁素体基体中析出现象. 片条状的 γ_N 沿轴线方向生长成孪晶, 形成很具特征的“背靠背”双晶结构. 这种片条状 γ_N 可分为两类, 一类是两亚片条 γ_N 之间保持真正的 $\{111\}$ 孪晶关系, 而 γ_N 与 α 保持精确的K-S关系且形成明锐、平直的 $\{335\}\gamma_N // \{341\}\alpha$ 界面, 即 $\{335\}$ 惯习面; 另一类是两亚片条 γ_N 之间保持伪 $\{111\}$ 孪晶关系, 其内部生成了许多 $\{111\}$ 微孪晶和层错. 由于微孪晶和层错的干扰使得 γ_N 与 α 点阵发生了局部弛豫, 致使 γ_N 与 α 的位向关系偏离K-S关系, 且 γ_N 中主孪晶面 $\{111\}\gamma_{N1} // \{111\}\gamma_{N2}$ 的平行关系也被略微破坏, 其 γ_N/α 界面也不再像第一类的那么明锐、平直.

关键词 孪晶 富氮奥氏体 20 钢 渗氮 复合渗铬

常用钢材经离子渗氮后再渗铬复合处理可将渗铬温度降低到 600℃左右, 并能获得具有高硬度、优异耐磨性的复合渗铬化合物层, 同时原氮化扩散层组织也发生相变^[1,2]. 对低碳钢而言, 渗铬后原氮(碳)化层中的针状(或者片状) γ' 减少甚至消失, 并出现类似珠光体或者贝氏体或者马氏体的组织. 文献^[1]介绍了这种金相组织, 但没有表征其组成相的微观结构以及相应的晶体学特征. 尽管 800℃以下这种低温复合渗铬处理, 能在材料的表面形成高铬化合物层, 但是没有数据说明在离表面 50 μm 深的复合扩散层中有大量铬原子渗入, 因此 20 钢 700℃ \times 10 h复合渗铬扩散层中的相变仍属于含氮铁基的相变. 尽管许多文献^[3-7]研究了钢的渗氮组织相变, 但是仍然不能圆满解释低碳钢复合渗铬扩散层中的Fe-N相变本质. 当采用透射电镜研究 20 钢经 700℃ \times 10 h复合渗铬后的扩散层组织特征时, 发现较浅扩散层区域出现类似贝氏体组织, 而较深扩散层中出现成对析出的片状富氮奥氏体孪晶, 并得出这种片状富氮奥氏体孪晶是 700℃加热过程中的一种逆转变产物, 其稳定性很高, 在随后的空冷加水冷过程中未发生分解而保留下来, 本文着重介绍片状富氮奥氏体孪晶组织及其形成机理.

收稿日期: 2006-07-14; 接受日期: 2007-04-03

教育部高等学校博士学科点专项科研基金(批准号: 20030561001)、国家自然科学基金(批准号: 50671038)、中国博士后基金(批准号: 20070410979)和湖南省博士后基金(批准号: 2006FJ4238)资助项目

* E-mail: cuilan-wu@163.com

1 材料和试验方法

将正火态的 20 钢切成直径为 $\phi 15$ mm、高 10 mm 的圆柱，再经磨光及清洗后离子渗氮 ($560^\circ\text{C} \pm 20^\circ\text{C}$, 9 h, 渗氮后随炉冷却)，然后进行 $700^\circ\text{C} \pm 10^\circ\text{C}$ 氯化盐浴渗铬 10 h, 渗铬后先空冷 0.5 min 随后水冷至室温. 透射电镜横截面样品的制作方法见文献[8], 采用 Gatan656 凹坑仪和 Gatan691 离子减薄仪制作 TEM 横截面样品. 采用 JEM-100C II 透射电镜和 JEM-3010 透射电镜进行组织结构观察、分析; 采用 JEM-3010 及其附件 Oxford 能谱仪分析微观组织的化学元素组成, 能谱分析时选用铍双倾试样台, 实验中电子束斑大小约 25 nm, 采谱时间为 300 s, Oxford 能谱仪分辨率为 133 eV.

2 实验结果与讨论

2.1 γ_{N} 孪晶片条和晶体学特征

在离表面较深 ($>50 \mu\text{m}$) 的扩散层内, 基本上是 $(\alpha + \gamma_{\text{N}})$ 组织. 在此区域内观察到具有 FCC 结构的片条状析出相和具有 BCC 结构的基体相, 本文将它们称为富 N 奥氏体 γ_{N} 相和 α 相. 在随后第 3 节的讨论中将阐述这种片条 FCC 相被判定为 γ_{N} 相的原因. γ_{N} 相形态的一大特点是: 片条状, 且以两片并列为组, 二者间保持 $\{111\}$ 孪晶关系. 图 1 显示 2 片具有这种孪晶关系的 γ_{N} 片条, γ_{N_1} 和 γ_{N_2} “背靠背”排列着. 图 1(d) 为其电子衍射花样. 从图 1(a)~(c) 看出, $\gamma_{\text{N}_1}/\alpha$ 界面和 $\gamma_{\text{N}_2}/\alpha$ 界面非常明锐且平直 (投影宽度最小), 因此处于所谓 “Edge-on” 位向 [9], 即界面与入射束平行的位向. 同时, $\gamma_{\text{N}_1}/\alpha$ 界面和 $\gamma_{\text{N}_2}/\alpha$ 界面对称地处于 $\gamma_{\text{N}_1}/\gamma_{\text{N}_2}$ 界面的两侧, 且与 $\gamma_{\text{N}_1}/\gamma_{\text{N}_2}$ 界面的夹角都是 14.4° (如图 1(c)). 根据图 1(d) 的电子衍射花样以及上述各界面的位向, 可得出 $\gamma_{\text{N}_1}/\gamma_{\text{N}_2}$ 界面便是孪晶面 $(111)_{\gamma_{\text{N}_1}} // (1\bar{1}\bar{1})_{\gamma_{\text{N}_2}}$, 而 $\gamma_{\text{N}_1}/\alpha$ 界面和 $\gamma_{\text{N}_2}/\alpha$ 界面则分别为 $(335)_{\gamma_{\text{N}_1}} // (431)_{\alpha}$ 和 $(33)_{\gamma_{\text{N}_2}} // (34\bar{1})_{\alpha}$. 值得指出的是 $\{335\}_{\gamma_{\text{N}_1}}$ 与 $\{341\}_{\alpha}$ 的面间距错配度仅为 2.0% 左右, 所以形成此类 γ_{N}/α 界面引起的应变能将较小. 根据图 1(d) 的复合电子衍射花样, 得出 γ_{N_1} 和 γ_{N_2} 分别与 α 保持如下精确的 K-S 位向关系:

$$\begin{aligned} (111)_{\gamma_{\text{N}_1}} // (1\bar{1}\bar{1})_{\gamma_{\text{N}_2}} // (110)_{\alpha}, \\ [\bar{1}10]_{\gamma_{\text{N}_1}} // [\bar{1}10]_{\gamma_{\text{N}_2}} // [\bar{1}11]_{\alpha}, \\ [11\bar{2}]_{\gamma_{\text{N}_1}} // [\bar{1}\bar{1}\bar{2}]_{\gamma_{\text{N}_2}} // [\bar{1}\bar{1}\bar{2}]_{\alpha}. \end{aligned} \quad (2.1)$$

这些 K-S 关系用极射投影表示于图 2(a), 其中极点 “A” 相当于图 1(d) 中的 “A” 点. 显然 “A” 点相当于 $\gamma_{\text{N}_1}/\gamma_{\text{N}_2}$ 之间的孪晶面 $(111)_{\gamma_{\text{N}_1}} // (1\bar{1}\bar{1})_{\gamma_{\text{N}_2}}$, 此孪晶面同时与 $(110)_{\alpha}$ 平行, 构成 K-S 关系的基础 (密排晶面平行). 图 1(c) 中还标出了 $\gamma_{\text{N}_1}/\alpha$ 和 $\gamma_{\text{N}_2}/\alpha$ 界面的位置. 根据 $\gamma_{\text{N}_1}/\alpha$ 和 $\gamma_{\text{N}_2}/\alpha$ 面间距错配度小、及其宽平的特征, 可判定它们是形成 γ_{N} 时的惯习面. 这种 $\{335\}$ 惯习面已经在板条马氏体 [10] 和贝氏体 [11] 相变中观察到. 因为本论文研究的也是铁基合金中的相变, 所以这种 $\{335\}$ 惯习面现象具有普遍性.

2.2 γ_{N} 伪孪晶的形态和晶体学特征

图 3 表示两亚片 γ_{N_1} 和 γ_{N_2} 之间仅保持近似的 $\{111\}$ 孪晶关系或伪 “ $\{111\}$ 孪晶” 关系, 并且

每亚片内生成了许多{111}微孪晶和层错. 图 3 的位向与图 1 的相同, 即 $[\bar{1}10]_{\gamma_{N_1}} // [\bar{1}10] // [\bar{1}11]_{\alpha}$. 虽然图 3 中两片 γ_N 仍然组成竹叶状形态, 但其边缘(界面)不像第 1 类的那么明锐、平直, 也不严格保持 $\{335\}_{fcc}$ 位向, 这显然是微孪晶和层错干扰的结果.

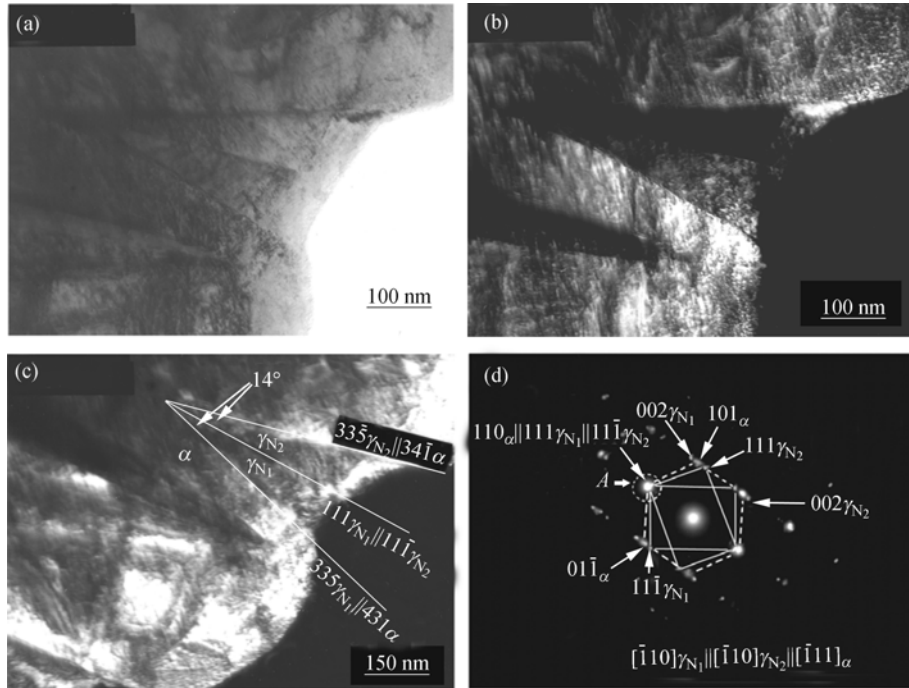


图 1 扩散层中 γ_N 孪晶TEM图像入选区电子衍射花样

(a) TEM 明场像; (b) α 和 γ_N 和 TEM 暗场像; (c) 为(d)图中公共斑点“A”的 TEM 暗场像; (d) 选区电子衍射,

$$B = [\bar{1}10]_{\gamma_{N_1}} // [\bar{1}10]_{\gamma_{N_2}} // [\bar{1}11]_{\alpha}$$

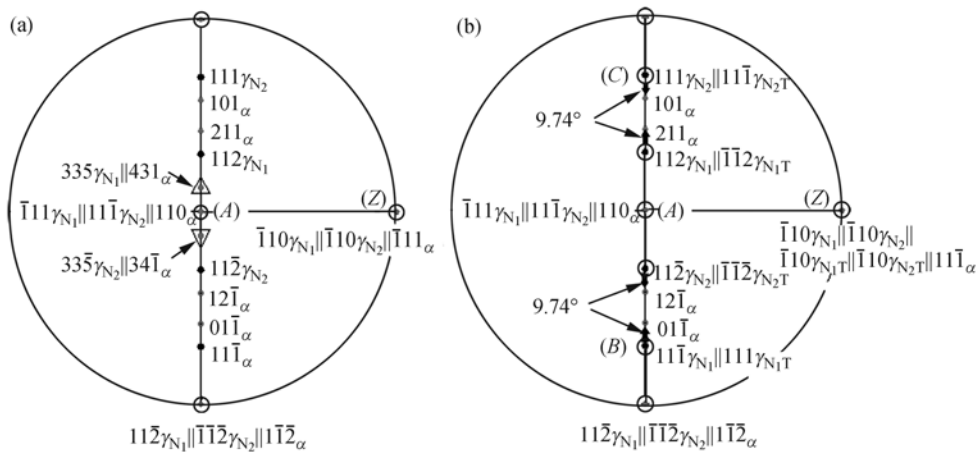


图 2 γ_N 和 α 位向关系极射投影图

(a) 孪晶 γ_N 片条与 α 基本关系; (b) 伪孪晶 γ_N 片条与 α 基体关系

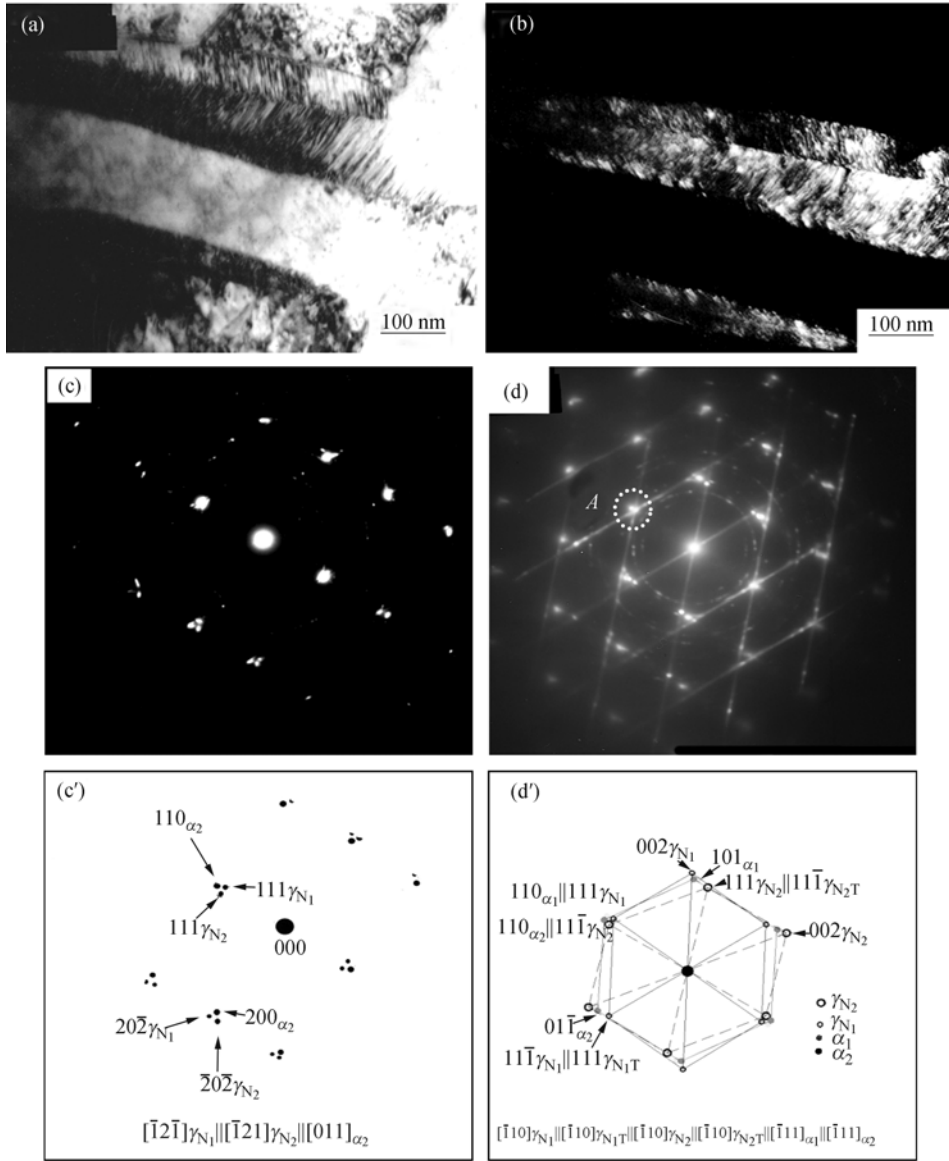


图 3 扩散层中 γ_{N_1} 和 γ_{N_2} 伪孪晶 TEM 图像及选区电子衍射花样

(a) 明场像; (b) γ_{N_2} 暗场像; (c)和(d)分别为选区电子衍射花样(c)和(d)标定

根据图 3(d)电子衍射花样的标定求得 γ_{N_1} , γ_{N_2} , $\gamma_{N_{1T}}$ 和 $\gamma_{N_{2T}}$ 分别与 α 保持近似的 K-S 位向关系, 即:

$$\begin{aligned}
 (111)_{\gamma_{N_1}} 2^\circ &\rightarrow (110)_{\alpha_1}, (11\bar{1})_{\gamma_{N_2}} 2^\circ \rightarrow (110)_{\alpha_2}, \\
 [11\bar{2}]_{\gamma_{N_1}} 2^\circ &\rightarrow [\bar{1}\bar{1}\bar{2}]_{\alpha_1}, [\bar{1}\bar{1}\bar{2}]_{\gamma_{N_2}} 2^\circ \rightarrow [\bar{1}\bar{1}\bar{2}]_{\alpha_2}, \\
 [\bar{1}\bar{1}0]_{\gamma_{N_1}} // [\bar{1}\bar{1}0]_{\gamma_{N_{1T}}} // [\bar{1}\bar{1}0]_{\gamma_{N_2}} // [\bar{1}\bar{1}0]_{\gamma_{N_{2T}}} // [\bar{1}\bar{1}1]_{\alpha_1} // [\bar{1}\bar{1}1]_{\alpha_2}.
 \end{aligned} \tag{2.2}$$

式(2.2)中 $\gamma_{N_{1T}}$ 和 $\gamma_{N_{2T}}$ 分别为 γ_{N_1} 和 γ_{N_2} 的微孪晶. 图 3(d)中斑点 110_{α} 发生了少量的分裂, 形成 110_{α_1} 和 110_{α_2} , 两斑点张开约 2° ; 同时代表孪晶面的 $(111)\gamma_{N_1}$ 和 $(11\bar{1})\gamma_{N_2}$ 也张开了约 6° , 导致式(2.2)的近似 K-S 位向关系.

假设① γ_{N_1} 和 γ_{N_2} 分别与 α 保持精确的 K-S 位向关系; ②孪晶面 $(111)\gamma_{N_1}$ 和 $(11\bar{1})\gamma_{N_2}$ 严格平行; ③它们内部生成的 $\{111\}$ 微孪晶 $\gamma_{N_{1T}}$ 和 $\gamma_{N_{2T}}$ 分别与 γ_{N_1} 和 γ_{N_2} 保持精确的 $\{111\}$ 孪晶关系; ④斑点 110_{α} 不发生分裂, 则 $\gamma_{N_1}, \gamma_{N_2}, \gamma_{N_{1T}}, \gamma_{N_{2T}}$ 与 α 位向关系表示于图 2(b). 可见, 在 γ_{N_1} 和 γ_{N_2} 分别与 α 保持 K-S 关系时, $\gamma_{N_{1T}}$ 和 $\gamma_{N_{2T}}$ 偏离 K-S 关系 9.74° . 图 3(a)中的“主孪晶面”, 以及 γ_{N_1} 和 γ_{N_2} 中的微孪晶面分别相当于图 2(b)中的 A, B, C 极点.

显然, 微孪晶 $\gamma_{N_{1T}}$ 和 $\gamma_{N_{2T}}$ 严重偏离 K-S 关系在能量上是不利的. 因此, 整个 $\gamma_{N_1}, \gamma_{N_2}, \gamma_{N_{1T}}, \gamma_{N_{2T}}$ 和 α 系统有可能发生局部弛豫, 以使微孪晶 $\gamma_{N_{1T}}$ 和 $\gamma_{N_{2T}}$ 偏离 K-S 关系的程度减小. 如果 $\gamma_{N_{1T}}$ 绕图 2(b)中的“Z”极点所代表的矢量顺时针旋转一小角度 θ_1 (即图中粗箭头“ \uparrow ”代表的角度); 而 $\gamma_{N_{2T}}$ 绕图 2(b)中的“Z”极点所代表的矢量逆时针旋转一小角度 θ_2 (即图中粗箭头“ \downarrow ”代表的角度), 则它们偏离 K-S 关系的程度就会减小. 在此过程中, 为了保持微孪晶面 $(11\bar{1})\gamma_{N_1} // (111)\gamma_{N_{1T}}$ 和 $(111)\gamma_{N_2} // (11\bar{1})\gamma_{N_{2T}}$ 的平行关系不变, γ_{N_1} 和 γ_{N_2} 也可能“被迫”随微孪晶 $\gamma_{N_{1T}}$ 和 $\gamma_{N_{2T}}$ 旋转相同的角度. 结果是“主孪晶面” $(111)\gamma_{N_1} // (11\bar{1})\gamma_{N_2}$ 的平行关系被破坏, 同时与 γ_{N_1} 和 γ_{N_2} 相邻的 α 基体也相应发生局部旋转, 因此导致图 3(d)衍射花样中衍射斑点 $111\gamma_{N_1}$ 与 $11\bar{1}\gamma_{N_2}$ 分离、 110_{α_1} 与 110_{α_2} 分离的情形. 在这种情形下, γ_{N_1} 和 γ_{N_2} 与 α 之间也只能保持近似的 K-S 关系.

图 4 表明, 富 N 奥氏体片条总是以孪晶方式生长, 由具有 $\{111\}$ 孪晶关系的 γ_{N_1} 和 γ_{N_2} 亚片条并列而成, 而两片条之间较宽的区域则是基体 α -Fe. 由于富 N 奥氏体片条的分割作用, α -Fe 也显示出片条的形态, 因此在低倍率下观察时, $\gamma_{N_1}, \gamma_{N_2}$ 和 α -Fe 组成交替排列的“2+1”特征形态. 图 4(c)是用图 3(d)中的组合衍射斑点“A”形成的暗场像, 其中 $\gamma_{N_2} \rightarrow \gamma_{N_1} \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma_{N_1}$ 的排列顺序重复出现. 图 4 还表明不管 γ_N 片条的宽度如何, 都能用暗场像显示出它是由 γ_{N_1} 和 γ_{N_2} 孪晶 (或伪孪晶) 片组成.

图 4(a)中与主体 γ_N 片相交的单个片条状析出相也是富 N 奥氏体, 只是其晶体学位向与主体 γ_N 不同. 片条状 (或板条状) 析出相的生长 (轴线) 方向通常平行于相变不变线方向. 在 FCC/BCC 系统中, 该不变线方向偏离公共密排方向 $\langle 110 \rangle_{fcc} // \langle 111 \rangle_{bcc} 5 \sim 8^\circ$ ^[12]. 因此, 在 α -Fe 基体中析出的奥氏体片条的轴线必定与某一 $\langle 111 \rangle_{\alpha}$ 晶向接近. 图 4(a)中两种变体 γ_N 的夹角为 74° , 与两两 $\langle 111 \rangle_{bcc}$ 间的夹角 70.5° 接近. 考虑投影关系不正, 上述测量的两变体 γ_N 的夹角可能偏离 70.5° , 即此两变体 γ_N 片条轴线分别接近不同的 $\langle 111 \rangle_{\alpha}$.

2.3 能谱分析

图 5 表示扩散层中片状组织的能谱分析图, 说明 γ_N 含有 N、C 原子而 α 是贫 N 的. 对不同的 γ_N 片和临近 α 条的能谱分析结果列入表 1 (由于能谱仪对轻元素 N、C 的特征 X 射线不够灵敏, 因此 N 原子实际含量要高于表 1 的数值). 能谱分析结果表明: N、C 原子倾向存在背靠背生长的片状 γ_N 中.

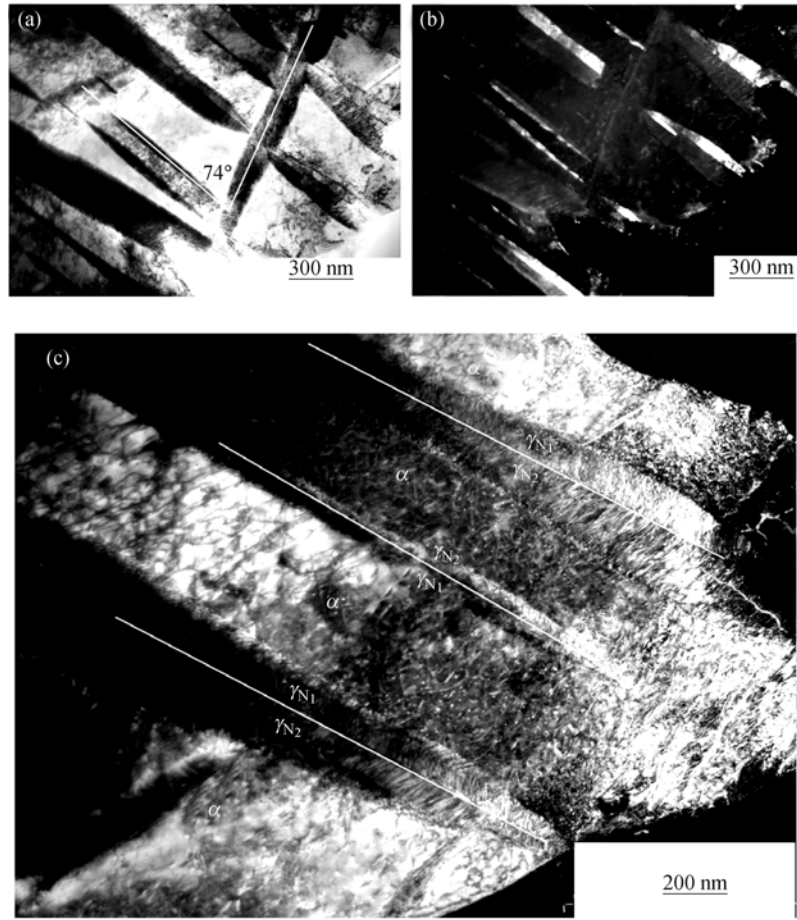


图 4 扩散层中 γ_N 片状的TEM图像

(a) 明场像; (b) γ_{N_1} 暗场像; (c) 图 3(d)中公共斑点“A”的暗场像, 显示“ $\gamma_{N_1} \rightarrow \gamma_{N_2} \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma_{N_2} \rightarrow \gamma_{N_1}$ ”排列关系

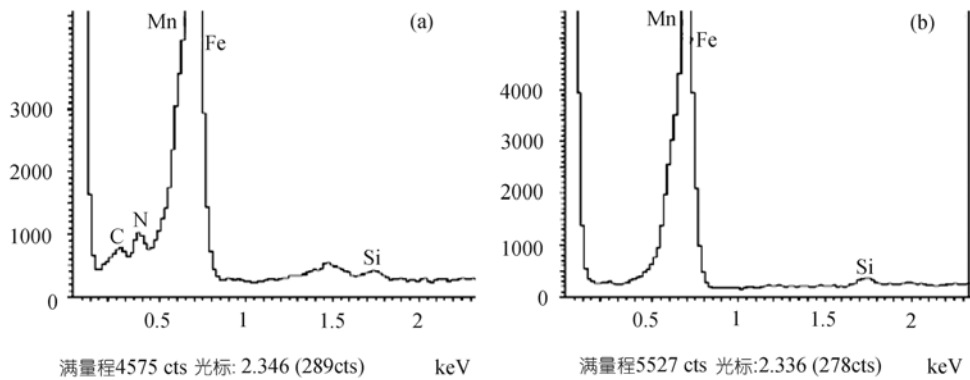


图 5 扩散层中片状组织的能谱分析图

(a) γ_N 的EDS谱图; (b) α 的EDS谱图

3 关于扩散层中 γ 相变本质及生成机制

将图 1, 3 和 4 中的 γ_N 相判断为富N奥氏体 γ_N , 而非 $\gamma'-Fe_4N$. 下面讨论这种判断的合理性.

$\gamma'-Fe_4N$ 和 γ_N 同为FCC结构, 前者为N原子有序分布于 $\gamma-Fe$ 的八面体间隙的超点阵且晶格常数为 3.79 \AA ^[13], 后者是N原子无序分布于八面体间隙的“扩张奥氏体”. 文献[14]和[15]分别报导的 γ_N 的晶格常数为 3.72 \AA 和 3.87 \AA , 本文中测得的 γ_N 晶格常数为 $3.7\sim 3.80 \text{ \AA}$, 因此很难从晶格常数鉴别 γ_N 和 $\gamma'-Fe_4N$. 但是, 从面心立方 γ 相形态、 γ 相的 $\{335\}_\gamma$ 惯习面现象(图 1)、 γ/α 之间有固定的晶体学位向关系以及 γ 片条轴线与 $\langle 111 \rangle_\alpha$ 接近. 根据这些现象得出: γ 片条应是从 α 相析出的, 而且在有多片交叉排列 γ 片条共存的区域内(如图 4), 其基体都是具有单一晶体学位向的 α 相, 表明在这些区域的相变中, α 相是作为母相存在的. 对处于较深位置的原氮化扩散层, 渗铬时很少、甚至没有Cr原子扩散进入, 而该区域中的N、C又不像离表面较浅区域的N、C那样大量向表面扩散与Cr化合, 因此该区域在渗铬过程中各元素的浓度变化不大. 对低碳 20 钢而言, 该区域处于Fe-0.2C-N三元体系.

许多研究者^[14-21]都报道过离子渗氮层中出现过饱和 γ_N , 并且在 400°C 左右离子渗氮层中就能生成 γ_N . 本文采用的离子渗氮温度低于 590°C , 如果单纯按Fe-N相图^[22]分析, 该不会发生 $\alpha \rightarrow \gamma_N$ 相变, 但是按照上述研究者的报道以及考虑到C的影响, $\alpha \rightarrow \gamma_N$ 相变则可能发生. 再者, 20 钢氮化时, 即使生成了 $\gamma'-Fe_4N$, 在随后的 700°C 渗铬中也会溶解. 因此, 700°C 渗铬, 无论从哪一方面考虑都会发生 γ_N 转变, 即从 α 相中析出奥氏体 γ_N , 形成 $\gamma_N+\alpha$ 二相区(因离表面较远, 原渗氮状态的含N量有限, 不能形成单相 γ_N 区). 由于奥氏体点阵中的八面体间隙较大且N是奥氏体形成元素, 所以大部分N原子都向奥氏体转移, 从 α 相析出的奥氏体将是富N的(如表 1 所示).

表 1 扩散层中片状组织的 γ_N 或 α 相各元素成分(质量分数)

相	No.	C	N	Si	Mn	Fe	其他
γ_N	1	0.75	0.76	0.11	0.30	98.08	-
	2	1.57	0.99	0.11	0.35	96.98	-
	3	0.87	0.87	0.18	0.31	97.75	0.1
	4	-	1.1	0.85	1.97	96.08	-
	5	0.72	0.86	0.11	0.56	97.75	-
	6	1.62	0.85	0.29	0.58	96.66	-
α	7	-	-	0.11	0.85	99.04	-
	8	0.21	-	0.13	0.54	99.12	-

另一方面, 如果认为上述 γ 相为 $\gamma'-Fe_4N$ 而非 γ_N , 则选区电子衍射花样中应该产生超点阵斑点^[18], 但是在本文中并未观察到 γ 相的 $\{001\}$ 和 $\{011\}$ 超点阵斑点. 又假设 $\gamma'-Fe_4N$ 的 $\{001\}$ 和 $\{011\}$ 超点阵斑点很弱不易被发现, 则根据Fe-N相图, 它的生成机制有二种. 一是渗铬后冷却时从 γ_N 相析出, 脱N后的奥氏体在继续冷却时发生贝氏体、马氏体等中、低温转变; 二是在低于共析温度(590°C)下发生共析转变 $\gamma_N \rightarrow \alpha + \gamma'-Fe_4N$. 但从图 1, 3 和 4 中 α 和 γ 相的形态和晶体学特征看, 这二种机制都不存在. 首先, 富N奥氏体析出 $\gamma'-Fe_4N$ 后, 如果不继续发生中、低温转变而被保留下来, 则图 1, 3 和 4 的基体应该是奥氏体(但实际观察到的却是铁素体); 其次, 如果发生了中、低温转变, 则上述各图中的“基体”中应生成多晶体的中、低温转变产物(但实际观察到的却是“具有单一位向”的 α 相基体, 即在原先的一个 α 相晶粒内仍保留为单晶体). 最后, 如果发生了 $\gamma_N \rightarrow \alpha + \gamma'-Fe_4N$ 共析转变, 形成“类似珠光体”组织, 则在同一珠光体团内不应出现如图 4(a)所示的交叉的 $\gamma'-Fe_4N$ 片.

综上所述, 在较深部位的扩散层内观察到的FCC/BCC复相组织, 是在铁素体(BCC)基体中

析出的富N奥氏体 γ_N (FCC). 这种富N奥氏体 γ_N 是在渗铬过程中生成的, 它们在渗铬后的空冷+水冷过程中并未发生分解和中、低温转变, 说明由于N的溶入, 其稳定性大大提高了, 如果渗Cr后冷却速度不够, 这种富N奥氏体就会保留下来. 文献[23]报道Fe-0.78C-0.79N固溶体在10~15°C/min冷却过程中只形成 α 和 γ 两相组织而没有碳氮化合物的析出, 也说明N, C元素大大提高了奥氏体的稳定性. 此外, 这种被夹在 α 基体中的片条, 由于受到基体的限制, 其转变可能比大块奥氏体的要困难些.

4 结论

1) 在较深区域的复合渗铬扩散层中发生了片条状富N奥氏体 γ_N 从 α 铁素体基体中析出. 这些富N奥氏体主要是 700°C 渗铬过程中通过 $\alpha \rightarrow \gamma_N$ 转变生成的. 在渗铬后冷却过程中未发生分解而被保留下来.

2) 片条状的 γ_N 总是沿轴线方向生长成孪晶, 形成很具特征的“背靠背”双晶结构. 它们分为两大类, 一类是两亚片条之间保持真正的 $\{111\}$ 孪晶关系, 其内部未生成微孪晶和层错; 另一类是两亚片条之间保持近似的 $\{111\}$ 孪晶关系, 其内部生成了 $\{111\}$ 微孪晶和层错.

3) 第一类 γ_N 与 α 基体保持精确的K-S关系, 并且两亚片条 γ_N 与 α 基体之间形成明锐、平直的 $\{335\}_{\gamma_N} // \{341\}_{\alpha}$ 界面, 即 $\{335\}$ 惯习面. 第二类 γ_N 由于微孪晶和层错的形成, 使得 γ_N 和 α 点阵发生了局部弛豫, 致使二者之间的位向关系偏离K-S关系约 2° , 且 γ_N 中主孪晶面

的平行关系也被略微破坏, 其 γ_N/α 界面也不再像第一类的那么明锐、平直.

参 考 文 献

- 伍翠兰, 罗承萍, 邹敢锋. 20 钢复合渗铬中的相变. 金属学报, 2004, 40(10): 1074—1078
- Wu C L, Luo C P, Zou G F. Microstructure and properties of low-temperature composite chromized layer on H13 tool steel. J Mater Sci Technol, 2005, 21(2): 251—255
- 李凤照, 孙东升, 敖青, 等. 离子轰击渗氮层的精细结构和界面结构. 中国科学 E 辑: 技术科学, 1998, 28(4): 289—294
- Pedraza F, Grosseau-Poussard J L. Influence of low energy-high flux nitrogen implantation on the oxidation behavior of AISI 304L austenitic stainless steel. J Appl Phys, 2003, 94(12): 7509—7520[DOI]
- Hinojosa G, Oseguera J, Schabes-Retchkiman P S. Phase identification during aging of some nitrided ferrous materials. Thin Solid Films, 1999, 349: 171—175[DOI]
- 刘志权, 许晓磊, 黑祖昆, 等. 纯铁离子渗氮扩散层中 Fe16N2 的透射电镜研究. 金属学报, 2000, 36(1): 7—12
- Goune M, Belmonte T, Redjaïmia A, et al. Thermodynamic and structural studies on nitrided Fe-1.62%Mn and Fe-0.56%V alloys. Mater Sci Eng, 2003, A351: 23—30
- Mitchell D R G, Attard D J, Collins G A, et al. Characterisation of PI3 and RF plasma nitrided austenitic stainless steels using plan and cross-sectional TEM techniques. Surf Coat Technol, 2003, 165: 107—118[DOI]
- 罗承萍, 肖晓玲, 吴东晓. 一种精确测定惯习面(界面)位向的 TEM 方法—双 Edge-on 迹线分析方法. 自然科学进展, 1997, 7(5): 612—617
- 罗承萍, 许麟康, 查键中. 300M 超高强度钢板条马氏体的晶体学研究. 金属学报, 1993, 29(7): A312—317
- 罗承萍, 刘江文, 肖晓玲. 38Si2Mn2Mo 钢等温下贝氏体的精细结构和晶体学特征. 金属学报, 1998, 34(10): 1009—1015
- Luo C P, Dahmen U, Westmawtt K H. Morphology and crystallography of Cr precipitates in a Cu-0.33 wt% Cr alloy. Acta Metall Mater, 1994, 42: 1923—1932[DOI]
- Han K H, Song Y K. Structure of freshly formed and low-temperature aged Fe-N austenites. Mater Sci Eng, 1999, A260: 246—251
- Xu X L, Wang L, Yu Z W, et al. Microstructural characterization of plasma nitrided austenitic stainless steel. Surf Coat

- Technol, 2002, 132: 270—274[DOI]
- 15 Blawert C, Mordike B L, Jirásková Y, et al. Structure and composition of expanded austenite produced by nitrogen plasma immersion ion implantation of stainless steels X6CrNiTi1810 and X2CrNiMoN2253. Surf Coat Technol, 1999, 116—119: 189—198
 - 16 Li S, Manory R R, Hensler J H. Compound layer growth and compound layer porosity of austenite plasma nitrocarburised non-alloyed steel. Surf Coat Technol, 1995, 71: 112—120[DOI]
 - 17 Kappaganthu S R, Sun Y. Formation of an MN-type cubic nitride phase in reactively sputtered stainless steel-nitrogen films. J Crystal Growth, 2004, 237: 386—393
 - 18 Blawert C, Kalvelage H, Mordike B L, et al. Nitrogen and carbon expanded austenite produced by PI3. Surf Coat Technol, 2001, 136: 181—187[DOI]
 - 19 Souza de S D, Olzon-Dionysio M, Miola E J, et al. Plasma nitriding of sintered AISI 316L at several temperatures. Surf Coat Technol, 2004, 184: 176—181[DOI]
 - 20 Larisch B, Brusky U, Spies H J. Plasma nitriding of stainless steels at low temperatures. Surf Coat Technol, 1999, 116—119: 205—211
 - 21 Jirásková Y, Brauer G, Schneeweiss O, et al. The migration of defects and nitrogen atoms in nitrided surface layers of austenitic stainless steel followed by microscopic methods. Appl Surf Sci, 2002, 194: 145—149[DOI]
 - 22 虞觉奇, 易文质, 陈邦迪, 等. 二元合金状态图集. 上海: 上海科学技术出版社, 1987. 367
 - 23 Rawers J, Lillo T. Production of carbide and nitride free Fe-0.78C-0.79N. Scripta Mater, 1999, 40(12): 1321—1326