

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，且以两片并列为一组，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.

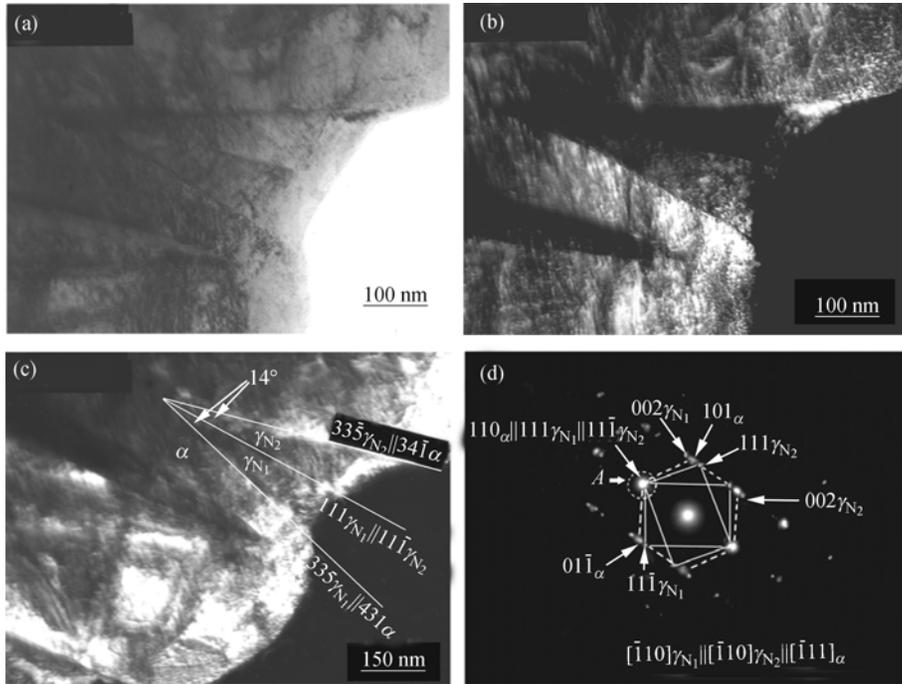


图 1 扩散层中 γ_N 孪晶TEM图像入选区电子衍射花样

(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,

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

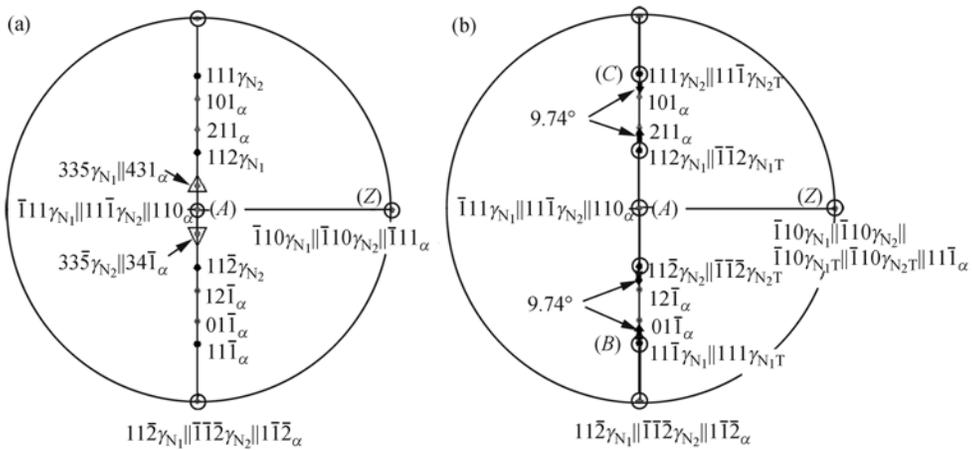


图 2 γ_N 和 α 位向关系极射投影图

(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

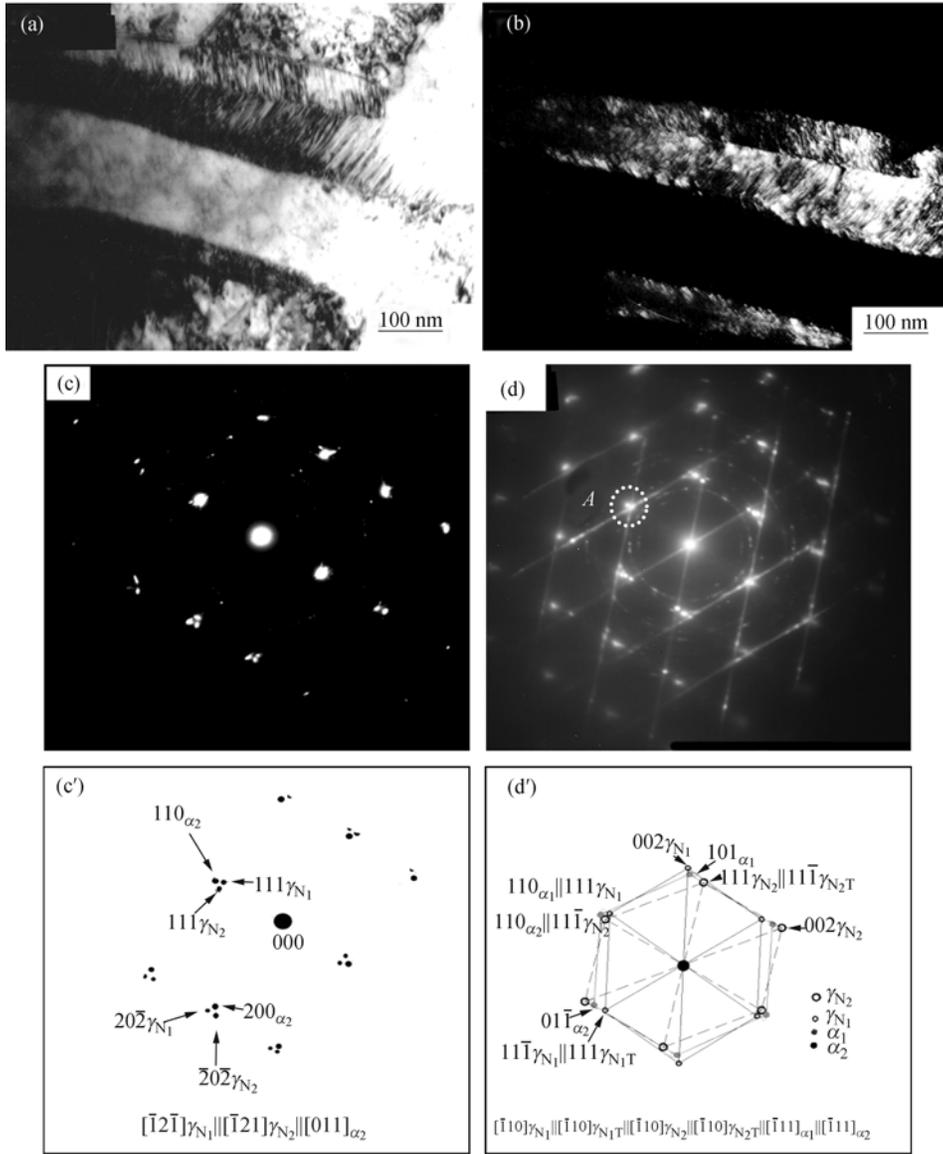


图 3 扩散层中 γ_{N_1} 和 γ_{N_2} 伪孪晶 TEM 图像及选区电子衍射花样

(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:

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

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.

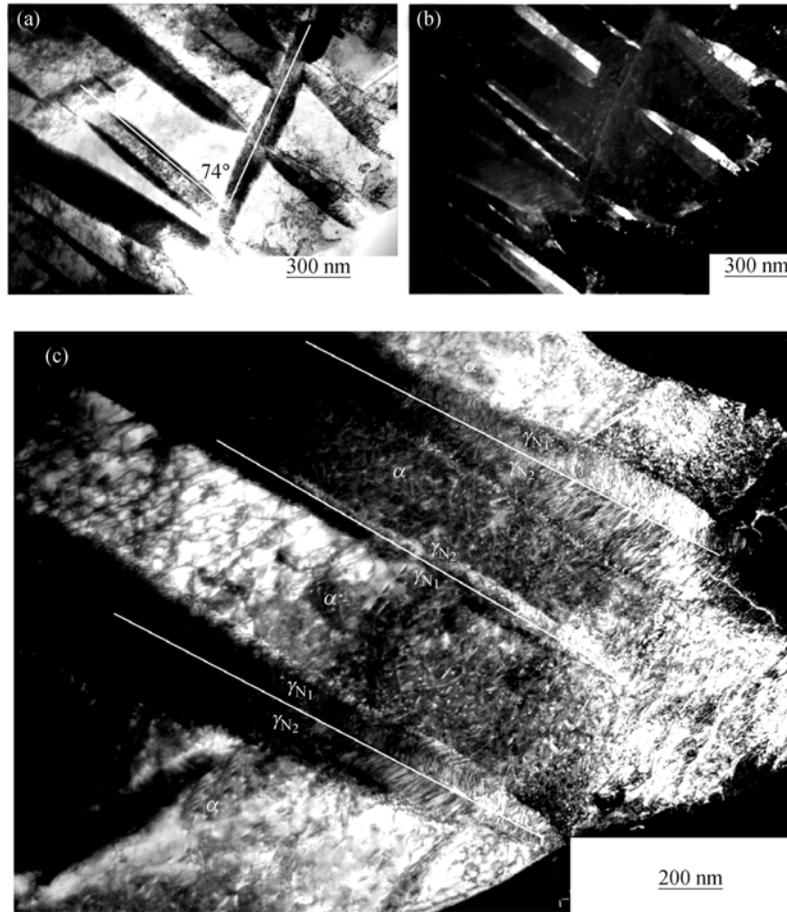


图 4 扩散层中 γ_N 片状的TEM图像

(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

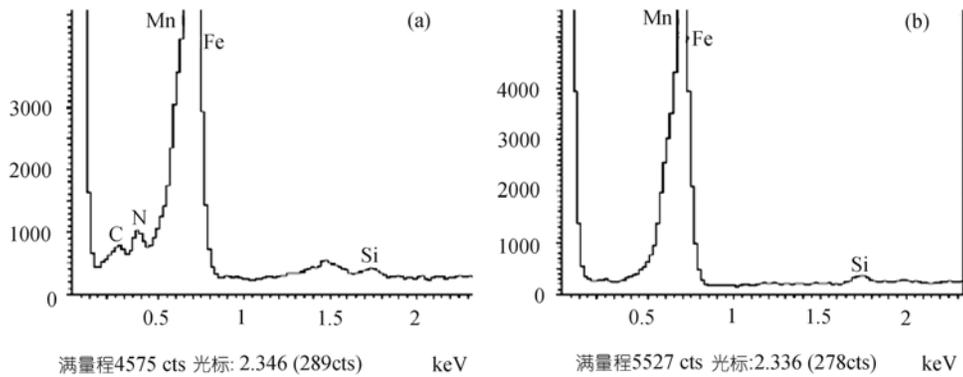


图 5 扩散层中片状组织的能谱分析图

(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