

# S280 新型超高强不锈钢中一种新析出相研究

钟锦岩<sup>1</sup>, 张业勤<sup>2</sup>, 韩雅芳<sup>2</sup>

(1. 北京航空航天大学, 北京 100191)

(2. 北京航空材料研究院, 北京 100095)

**摘要:** 通过热处理工艺实验确定了超高强度不锈钢 S280 合适的热处理工艺(1080 °C, 保温 1 h, 油冷; -73 °C, 2 h, 空气中回到室温; 540 °C, 4 h, 空冷)。S280 钢热处理后, 强度大于 1900 MPa,  $K_{IC}$  大于 90 MPa·m<sup>1/2</sup>。利用透射电子显微镜和高分辨电子显微镜研究了 540 和 600 °C 时效态的 S280 新型超高强度不锈钢微观组织结构。结果表明: S280 钢 540 °C 时效状态, 在高密度位错的板条状马氏体基体上析出弥散细小的强化相, 一种是已为很多研究报道的超高强度钢中强化相 Fe<sub>2</sub>Mo<sup>[1]</sup>, 另一种析出相是 Cr<sub>2</sub>C, 目前还未见相关报道。本研究测定了 Cr<sub>2</sub>C 与马氏体的晶体学取向关系为:  $(1\bar{1}0)_M // (\bar{1}2\bar{1})_{Cr_2C}$ ,  $[111]_M // [111]_{Cr_2C}$ 。S280 钢在 600 °C 时效态也析出这 2 种 Cr<sub>2</sub>C 和 Fe<sub>2</sub>Mo 相, 与 540 °C 时效态相比, 只是其有所长大。利用 X 射线能谱分析法对 Cr<sub>2</sub>C 析出相进行了分析, 结果表明, Cr<sub>2</sub>C 析出相中 Cr 和 Mo 的含量较高。

**关键词:** S280 新型超高强度不锈钢; 微观组织结构; 析出相; Cr<sub>2</sub>C

**中图分类号:** TG142.1

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2019)01-0116-07

超高强度钢具有优异的强韧性、高的比强度和高的疲劳强度, 主要用于飞机主承力构件, 如起落架、气体涡轮发动机主轴和机轮螺栓之类的紧固件等。但是, 目前的低合金超高强度钢 4340、D6AC、300M、GC-4、35NCD16 和 30CrMnSiNiA 以及中合金超高强度钢 H-11 等<sup>[1-5]</sup>, 强度很高, 耐腐蚀性能差, 断裂韧性较低。现有的高合金超高强度钢 M250 等 18Ni 型钢, 其强度和断裂韧性尚好, 但它们存在着一系列的缺点, 如弹性模量低, 技术条件规定的范围内成分波动对性能影响很大, 各向异性明显等<sup>[6-8]</sup>。Co-Ni 型超高强度钢 AerMet100<sup>[9-14]</sup> 具备超高强度、高韧性的特点, 但它与 300M 同属结构钢, 对应力腐蚀和氢脆比较敏感, 用其制造的零件必须采用电镀进行表面防护, 不利于环境保护, 增加了零件发生氢脆断裂的可能性。常用的 15-5PH、PH13-8Mo 等不锈钢<sup>[15-21]</sup>, 强度较低, 限制了其使用范围。

根据上述研究情况, 国内经过多年的研究与探索工作, 突破了超高强度不锈钢成分设计、双真空熔炼、开坯锻造成形等关键工艺与技术。试制成功了一种新型超高强度不锈钢 S280<sup>[22]</sup>, 具有比 300M 和 AerMet100 更好的耐腐蚀性能, 并具有强度高( $\sigma_b > 1900$  MPa)、断裂韧性高( $K_{IC} > 90$  MPa·m<sup>1/2</sup>)的综合性能。

超高强度不锈钢 S280 要求淬火后组织、性能均匀一致。当  $\delta$ -铁素体沿变形流线方向分布时, 会伤害钢的横向性能, 尤其是塑性和韧性, 还会成为热变形时的开裂源。超高强度不锈钢的设计应注意合金元素添加量的平衡<sup>[23]</sup>。超高强度不锈钢强化为在板条马氏体基体上析出碳化物, 此时其它的  $M_xC$  ( $x > 2$ ) 碳化物被溶解。合金设计添加适量的 Cr 取得了所需的抗腐蚀性能。当加入较高的 Cr 量时, 会降低  $M_s$  点, 并限制了 Ni 量的加入。合金设计的另一个特点, 添加了尽量低的碳含量, 以实现碳化物的强化<sup>[24]</sup>。较高的碳含量会降低焊接性能, 并引起晶间腐蚀, 合金含有较高的碳量, 通过退火不宜软化, 也不易于机械加工。由于超高强度不锈钢中 S、P、O、N 外, Si、Mn、Al、Ti 也作为杂质元素, 并需严格控制。这些杂质元素含量水平与韧性密切相关, 强度水平越高, 杂质元素或夹杂物的影响越大。同时冲击韧性各向异性随氧含量增高而线性升高, 在材料熔炼方面, 超高强度不锈钢采用双真空熔炼(VIM/VAR)<sup>[25]</sup>。

S280 新型超高强度不锈钢淬火后的组织为板条马氏体, 通过时效以获得良好的强韧性配合, 性能优异, 可代替现有 AerMet100, 300M 钢用作飞机起落架材料<sup>[26-30]</sup>。因此研究 S280 新型超高强度不锈钢时效

收稿日期: 2018-01-09

基金项目: 国家自然科学基金(51171023)

作者简介: 钟锦岩, 女, 1989 年生, 博士, 北京航空航天大学材料科学与工程学院, 北京 100191, 电话: 010-82317131, E-mail: jinyanzhong@buaa.edu.cn

态的微观组织结构对其使用具有非常重要的作用。

## 1 实验

实验材料为双真空熔炼的棒材, 其主要的组成为 12Cr-14Co-2Mo-4Ni-1W, 钢中杂质元素 S、P、Si、Mn 等都控制在非常低的水平。钢棒经开坯锻造后进行预备热处理: 1080 °C, 保温 1 h, 空冷, 680 °C, 保温 8 h, 空冷; 然后再进行最终热处理: 1080 °C, 保温 1 h, 油冷, -73 °C 保温 2 h, 空气中回到室温, 时效(540 °C 或 600 °C), 保温 4 h, 空冷。

从经最终热处理不同时效态的试样上, 用线切割方法切成厚度为 0.2 mm 的薄片, 依次用 400#、600#、800#、1000# 和 1500# 砂纸将薄片研磨至 40 μm 左右, 冲制成 Φ3 mm 的小圆片, 用 MTP-1A 型双喷电解抛光仪制备薄膜样品, 电压为 40 V 左右, 温度控制在 -20 °C 左右, 电解液为乙醇和高氯酸( $V_{\text{CH}_3\text{CH}_2\text{OH}}: V_{\text{HClO}_4}=9:1$ )混合溶液。在 JEM-2000FX 型分析电子显微镜上进行微观组织观察和选区电子衍射分析, 加速电压为 160 kV, 仪器常数为 21 mmA。根据矩阵分析法, 对选区电子衍射花样进行标定, 确定沉淀相的结构、类型及晶体学取向关系。

## 2 结果及讨论

S280 钢经 1080 °C, 保温 1 h, 油冷, -73 °C, 保温 2 h, 空气中回到室温, 540 和 600 °C, 保温 4 h, 空冷后的抗拉伸强度( $\sigma_b$ )分别为 1930 和 1360 MPa。

### 2.1 540 °C 时效态微观组织

#### 2.1.1 入射方向马氏体 M[111]

借助高分辨透射电子显微镜, 入射电子束沿马氏体 M[111]方向, 观察 540 °C 时效态的微观组织结构, 如图 1 所示。在图 1b 左上角的傅里叶变换图中, 除了基体马氏体 M[111]晶带轴的强斑点外, 还存在其它一些较弱的斑点, 经标定为含 Cr 的碳化物  $\text{Cr}_2(\text{C}, \text{N})$  的

[111]晶带轴的斑点<sup>[31-35]</sup>。由于 S280 钢中含 N 量极低, 而且 C、N 的原子半径相近, 都是间隙原子, 因此本研究认为该析出物为  $\text{Cr}_2\text{C}$ 。与其它超高强度钢不同的是 300M、GC-4、AerMet100、2Cr16Ni2MoN 析出相为  $\epsilon$ -碳化物或  $\text{Mo}_2\text{C}$ <sup>[36-43]</sup>。

根据傅里叶变换图的标定结果, 可以将  $\text{Cr}_2\text{C}$  与 M 的取向关系初步标定为:

$$(1\bar{1}0)_M // (\bar{1}\bar{2}\bar{1})_{\text{Cr}_2\text{C}}, [111]_M // [111]_{\text{Cr}_2\text{C}}$$

从图 1b 中看出,  $\text{Cr}_2\text{C}$  呈长条状, 但从图 1d 可以看出该长条是由许多的  $\text{Cr}_2\text{C}$  颗粒组成, 聚集在一起成了一个长条。因此, 可以认为  $\text{Cr}_2\text{C}$  沿  $[\bar{1}\bar{1}\bar{2}]$  方向生长较快, 合并成一个长条状。

图 2 是通过高分辨透射电子显微镜得到的, 入射电子束仍是沿马氏体 M[111]方向。经标定同样为  $\text{Cr}_2\text{C}$ , 它与马氏体 M 的取向关系可以初步标定为:

$$(10\bar{1})_M // (120)_{\text{Cr}_2\text{C}}, [111]_M // [4\bar{2}1]_{\text{Cr}_2\text{C}}$$

由图 2a 还可以看到在  $[\bar{1}\bar{1}\bar{2}]$  方向上  $\text{Cr}_2\text{C}$  呈短棒状, 大小在纳米级水平。

由于在超高强度钢中未见过  $\text{Cr}_2(\text{C}, \text{N})$  和  $\text{Cr}_2\text{C}$  的相关报道, 也没有其与马氏体公认的取向关系。为了研究 S280 钢中的强韧化机理, 现利用图 1 和图 2 对  $\text{Cr}_2\text{C}$  与马氏体 M 的晶体学取向关系进行测定。

以图 1, 2 初步标定的两相取向关系为依据, 按电子衍射图的矩阵分析方法, 算出两相间方向变换矩阵 B, 见表 1 中 a 和 c。为消除取向关系中的 180° 不唯一性, 将初步标定的两相取向关系中的第二相的面指数全部变符号, 也算出它们的两相间的方向变换矩阵, 见表 1 中 b 和 d。在这 4 个取向关系中有 2 个是对的, 另 2 个是错的, 分别对这 4 个矩阵进行判断。可以看出, 表 1 中 a 的第 1 列矩阵和表 1 中 c 的第 3 列矩阵组元数值的绝对值一一相近, 表 1 中 a 的第 2 列矩阵和表 1 中 c 的第 2 列组元数值的绝对值一一相近, 表 1a 的第 3 列矩阵和表 1 中 c 的第 1 列矩阵组元数值的

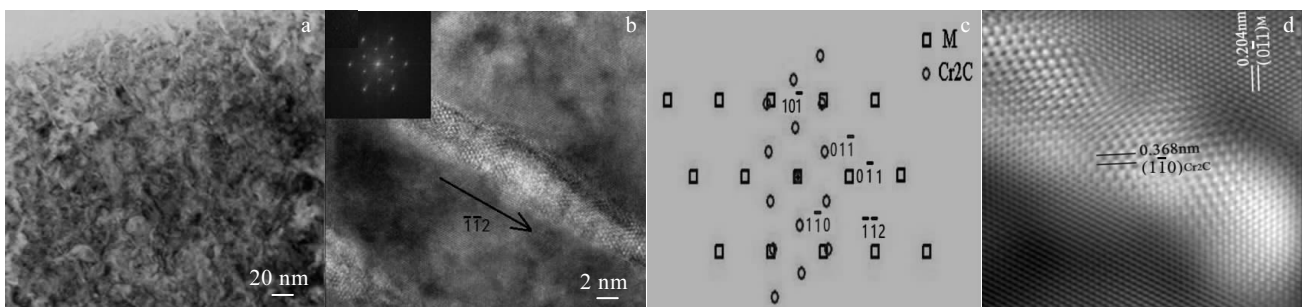


图 1 超高强度不锈钢 S280 在 540 °C 时效态马氏体 M[111]取向和  $\text{Cr}_2\text{C}$ [111]取向的 TEM 照片

Fig.1 TEM images of S280 ultrahigh strength steel showing M[111] and  $\text{Cr}_2\text{C}$ [111] in specimen after aging at 540 °C: (a, b) TEM images, (c) computational simulation patterns, and (d) filtering image

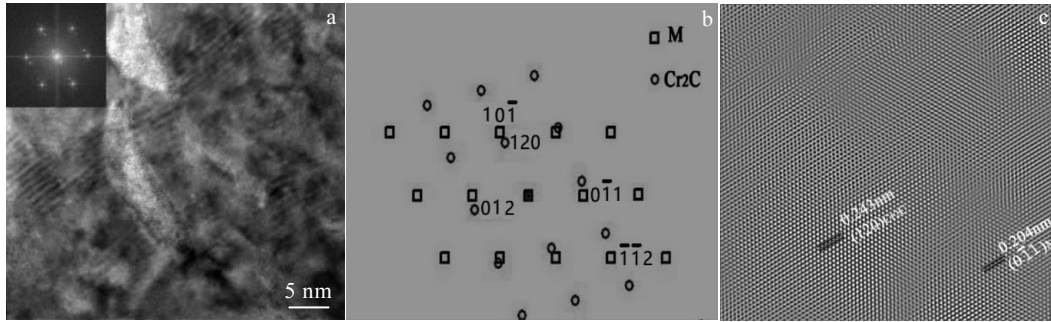


图 2 超高强度不锈钢 S280 在 540 °C 时效态马氏体 M[111]取向和 Cr<sub>2</sub>C[4 $\bar{2}$ 1]取向的 TEM 照片

Fig.2 TEM image of S280 ultrahigh strength steel showing M[111] and Cr<sub>2</sub>C[4 $\bar{2}$ 1] in specimen after aging at 540 °C: (a) HRTEM image, (b) computational simulation patterns, and (c) filtering image

表 1 马氏体 M 与 Cr<sub>2</sub>C 的取向关系和对应的晶体方向变换矩阵

Table 1 Orientation relationship and transformation matrix of crystal direction between martensite and Cr<sub>2</sub>C

a			b			c			d		
$(1\bar{1}0)_M // (\bar{1}2\bar{1})_s [111]_M // [111]_s$			$(1\bar{1}0)_M // (\bar{1}2\bar{1})_s [111]_M // [111]_s$			$(10\bar{1})_M // (\bar{1}20)_s [111]_M // [4\bar{2}1]_s$			$(10\bar{1})_M // (\bar{1}20)_s [111]_M // [4\bar{2}1]_s$		
-0.159	0.206	0.531	0.545	0.180	-0.146	0.539	0.210	0.123	0.042	0.372	0.458
0.481	-0.075	0.173	-0.095	0.461	0.213	0.151	-0.105	-0.482	-0.442	-0.186	0.192
0.161	0.603	-0.186	0.225	-0.217	0.571	-0.188	0.594	-0.188	0.334	-0.449	0.334

绝对值一一相近。由此得出 a 和 c 的矩阵是等价的，对应的取向关系也是等价的。而表 1 中 b 和表 1 中 d 的矩阵不具有这样的特征，它们是不等价的，对应的取向关系是错的。

综上可知，表 1 中 a 和 c 对应的取向关系是对的。因此，图 1 和图 2 中初步标定的计算模拟图是对的。而前者描述的恰好是基体的密排面和密排方向对应的两相取向关系，而这个取向关系就是马氏体 M 与 Cr<sub>2</sub>C 间标准的晶体学取向关系。本研究首次发现了 Cr<sub>2</sub>C 这种新相，并通过入射方向为 M[111]的图 1 和图 2 初标的取向关系，按照电子衍射花样的矩阵分析方法，测定出 Cr<sub>2</sub>C 与马氏体 M 的晶体学取向关系。

从图 1b 中看出，Cr<sub>2</sub>C 呈长条状，但从图 1d 可以看出该长条是由许多的 Cr<sub>2</sub>C 颗粒组成，聚集在一起成了一个长条。因此，可以认为 Cr<sub>2</sub>C 沿  $[\bar{1}\bar{1}2]$  方向生长较快，合并成一个长条状。

### 2.1.2 入射方向马氏体 M[011]

利用高分辨电子显微镜普通电镜模式，入射电子束沿马氏体 M[011]方向，观察 540 °C 时效态的微观组织，同样发现了 2 种析出相，如图 3 所示，经标定一种为图 1 和图 2 中标定的 Cr<sub>2</sub>C，另一种为超高强度钢中常出现的强化相 Fe<sub>2</sub>Mo<sup>[1]</sup>。

而且在图 3b 中，Cr<sub>2</sub>C 有 2 个取向，分别为  $[513]$  和  $[\bar{5}\bar{1}\bar{3}]$ 。Cr<sub>2</sub>C[513]与马氏体 M 的取向关系为：

$$(0\bar{1}1)_M // (11\bar{2})_{Cr_2C}, [011]_M // [513]_{Cr_2C}$$

Cr<sub>2</sub>C[ $\bar{5}\bar{1}\bar{3}$ ]与马氏体 M 的取向关系为：

$$(0\bar{1}1)_M // (\bar{1}\bar{1}2)_{Cr_2C}, [011]_M // [\bar{5}\bar{1}\bar{3}]_{Cr_2C}$$

在图 3b 中，Fe<sub>2</sub>Mo 只有 1 个取向，它与马氏体 M 的取向关系为：

$$(0\bar{1}1)_M // (0\bar{1}\bar{3})_{Fe_2Mo}, [011]_M // [\bar{3}\bar{3}1]_{Fe_2Mo}$$

这 2 个关系式描述图 3b 是可以的，但不具有普遍意义，具有普遍意义的关系式为：

$$(1\bar{1}0)_M // (\bar{1}2\bar{1})_{Cr_2C}, [111]_M // [111]_{Cr_2C}$$

$$(110)_M // (\bar{1}2\bar{1})_{Cr_2C}, [1\bar{1}\bar{1}]_M // [111]_{Cr_2C}$$

$$(\bar{1}2\bar{1})_M // (001)_{Fe_2Mo}, [111]_M // [100]_{Fe_2Mo}$$

图 3c 为 Fe<sub>2</sub>Mo 的暗场像。从图 3d 可以看出，析出相都非常细小，呈球状或椭球状弥散析出，大小约为几纳米到几十个纳米。利用透射电镜进行析出相标定时，由于析出相非常细小，套取的析出相既有 Fe<sub>2</sub>Mo，也有 Cr<sub>2</sub>C，因此 Fe<sub>2</sub>Mo 和 Cr<sub>2</sub>C 均产生了衍射斑点，如图 3e。从图 3d 中难以具体标出哪些相是 Cr<sub>2</sub>C，哪些相是 Fe<sub>2</sub>Mo。

### 2.1.3 入射方向马氏体 M[113]

同样利用高分辨透射电子显微镜普通电镜模式，入射电子束沿马氏体 M[113]方向，观察 540 °C 时效态的微观组织，如图 4 所示。经标定有 2 种析出相，分别为 Cr<sub>2</sub>C 和 Fe<sub>2</sub>Mo。其中 Cr<sub>2</sub>C 有 2 个取向，分别为  $[315]$  和  $[\bar{3}\bar{1}\bar{5}]$ 。Cr<sub>2</sub>C[315]与马氏体 M 的取向关系为：

$$(1\bar{1}0)_M // (2\bar{1}\bar{1})_{Cr_2C}, [113]_M // [315]_{Cr_2C}$$

Cr<sub>2</sub>C[ $\bar{3}\bar{1}\bar{5}$ ]与马氏体 M 的取向关系为：

$(1\bar{1}0)_M // (2\bar{1}\bar{1})_{Cr_2C}$ ,  $[113]_M // [\bar{3}\bar{1}\bar{5}]_{Cr_2C}$   
 $Fe_2Mo$  也有 2 个取向, 分别为  $[322]$  和  $[\bar{3}\bar{2}\bar{2}]_{Fe_2Mo}$  与马氏体 M 的取向关系为:

$$(1\bar{1}0)_M // (2\bar{1}\bar{2})_{Fe_2Mo}, [113]_M // [322]_{Fe_2Mo}$$

$Fe_2Mo$   $[\bar{3}\bar{2}\bar{2}]$  与马氏体 M 的取向关系为:

$$(1\bar{1}0)_M // (2\bar{1}\bar{2})_{Fe_2Mo}, [113]_M // [\bar{3}\bar{2}\bar{2}]_{Fe_2Mo}$$

上述取向关系具有普遍意义的表达式为:

$$(01\bar{1})_M // (\bar{1}2\bar{1})_{Cr_2C}, [111]_M // [111]_{Cr_2C}$$

$$(\bar{1}01)_M // (\bar{1}2\bar{1})_{Cr_2C}, [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_M // [111]_{Cr_2C}$$

$$(\bar{1}12)_M // (001)_{Fe_2Mo}, [1\bar{1}\bar{1}]_M // [100]_{Fe_2Mo}$$

$$(\bar{1}\bar{1}\bar{2})_M // (001)_{Fe_2Mo}, [1\bar{1}\bar{1}]_M // [100]_{Fe_2Mo}$$

由图 4c 可以看出,  $Cr_2C$  和  $Fe_2Mo$  2 种相都是弥散析出, 且在纳米级水平, 可以在钢中起到很好的强化效果。

上述研究表明, 在得到  $Cr_2C$  与 M 的晶体学取向关系基础上, 通过利用普通透射电镜和高分辨透射电子显微镜发现在入射方向为马氏体 M  $[011]$  和 M  $[113]$  上, 也有符合该取向关系的  $Cr_2C$ , 同时还发现有另一种超高强度钢中常用的强化相  $Fe_2Mo$ 。S280 钢 540 °C 时效后强度达到 1930 MPa, 与 300M 和 AerMet100 强度相当。该钢强化相主要为  $Cr_2C$  和  $Fe_2Mo$ , 目前认为  $Cr_2C$  的强化效果要大于  $Fe_2Mo$  的强化效果。

### 2.2 600 °C 时效态微观组织

S280 钢在 540 °C 时效态时, 析出相比较细小, 超出了 X 射线能谱仪的分辨率。随时效温度升高, 析出相会

有一定的长大。S280 钢在 600 与 540 °C 时效时析出相基本不变。利用普通透射电镜和其附带的 X 射线能谱仪, 对 600 °C 时效态的析出相进行研究也很有意义。

利用普通透射电镜, 观察 600 °C 时效态的微观组织结构, 发现其析出相也为  $Fe_2Mo$  和  $Cr_2C$ , 与 540 °C 时效态相同, 如图 5 所示。图 5a 为入射电子束沿马氏体 M  $[011]$  方向的选区电子衍射花样。经标定,  $Fe_2Mo$  与马氏体 M 的取向关系为:

$$(0\bar{1}1)_M // (201)_{Fe_2Mo}, [011]_M // [\bar{1}\bar{2}\bar{2}]_{Fe_2Mo}$$

$Cr_2C$  与马氏体 M 的取向关系为:

$$(0\bar{1}1)_M // (11\bar{2})_{Cr_2C}, [011]_M // [513]_{Cr_2C}$$

具有普遍意义的表达式为:

$$(112)_M // (001)_{Fe_2Mo}, [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_M // [100]_{Fe_2Mo}$$

$$(1\bar{1}0)_M // (\bar{1}2\bar{1})_{Cr_2C}, [111]_M // [111]_{Cr_2C}$$

由图 5 可以看出, 600 °C 时效态的  $Fe_2Mo$  和  $Cr_2C$  颗粒仍然比较细小, 在马氏体基体上弥散析出。

### 2.3 能谱分析

图 6 和图 7 分别为 600 °C 时效态基体和析出相的能谱图, 表 2 为定量后得到的化学成分。由表 2 可以看出, 析出物中的 Cr、Mo 含量比基体中要高得多。这主要由于随时效过程的进行, 碳化物形成元素 Cr 和 Mo 开始在位错上偏聚, 随析出相的不断析出与长大, 析出物中的 Cr、Mo 含量不断增加。通过衍射谱计算出析出相的晶格常数与  $Cr_2C$  碳化物相对应, 因

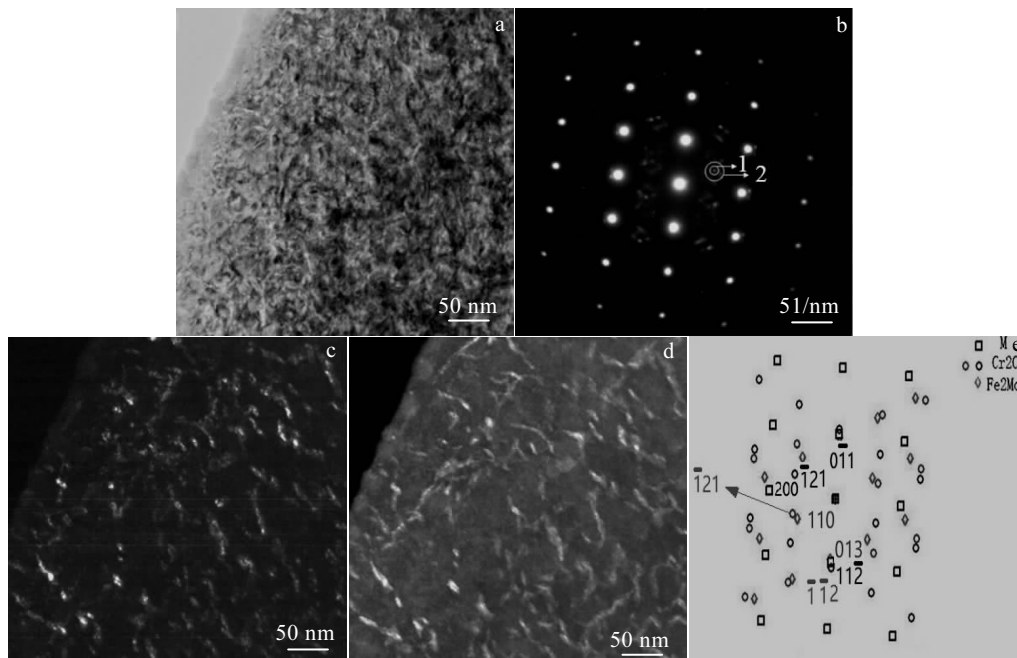


图 3 超高强度不锈钢 S280 在 540 °C 时效态马氏体 M  $[011]$  取向

Fig.3 TEM images of S280 ultrahigh strength steel showing M  $[011]$  in specimen after aging at 540 °C: (a) morphology, (b) SAED pattern, (c) dark field image 1, (d) dark field image 2, and (e) computational simulation patterns

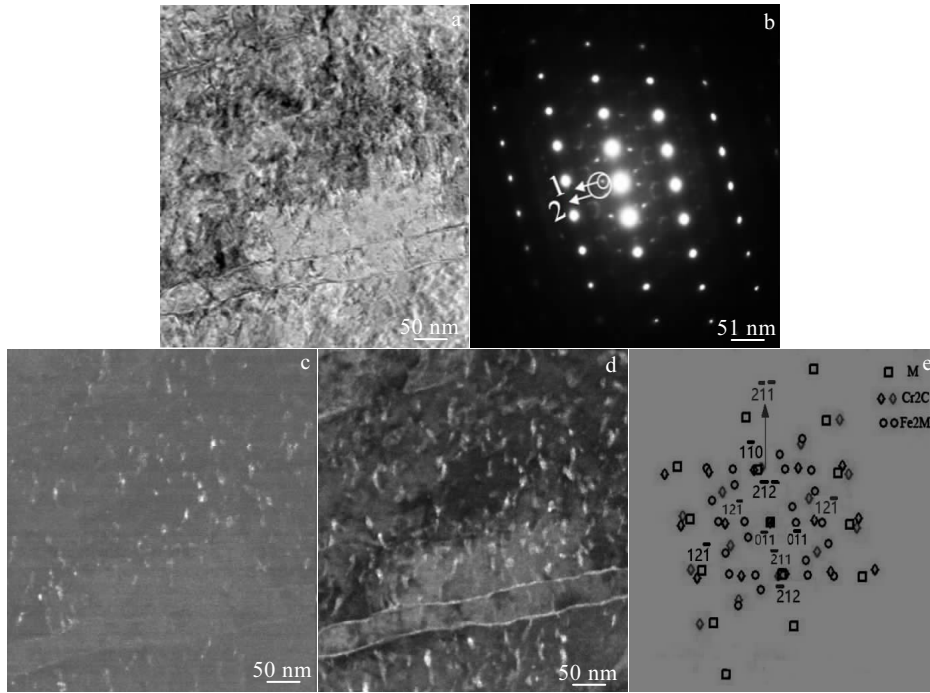


图 4 超高强度不锈钢 S280 在 540 °C 时效态马氏体 M[113]取向

Fig.4 TEM image of S280 ultrahigh strength steel showing M[113] in specimen after aging at 540 °C: (a) morphology, (b) SEAD pattern, (c) dark field image 1, (d) dark field image 2, and (e) computational simulation patterns

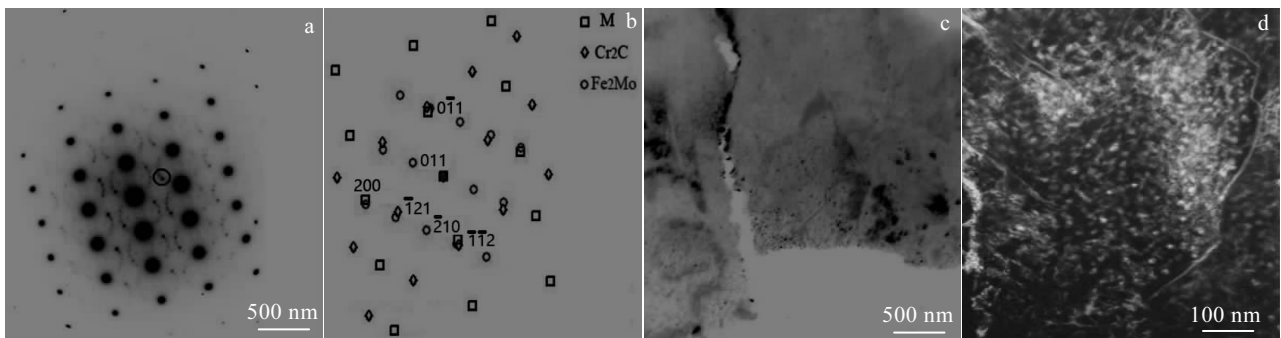


图 5 超高强度不锈钢 S280 在 600 °C 时效态马氏体 M[011]

Fig.5 TEM images of S280 ultrahigh strength steel showing M[011] in specimen after aging at 600 °C: (a) SEAD pattern, (b) computational simulation patterns, (c) bright field image, and (d) dark field image

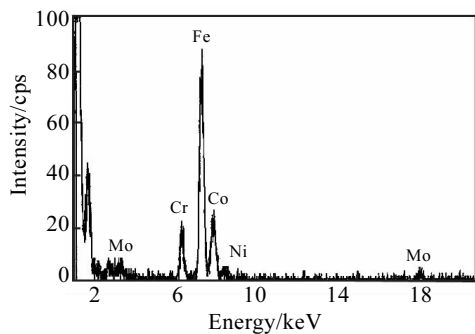


图 6 600 °C 时效态基体的能谱图

Fig.6 EDS spectrum of S280 ultrahigh strength steel after aging at 600 °C

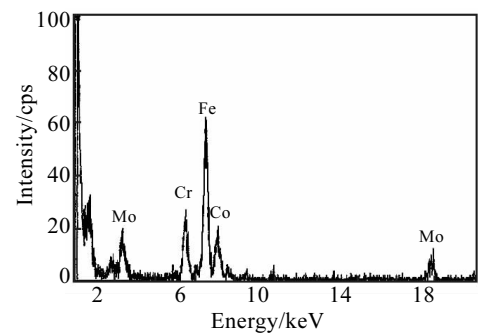


图 7 600 °C 时效态析出相的能谱图

Fig.7 EDS spectrum of precipitates after aging at 600 °C

表2 600 °C时效态基体与析出相的化学成分

Table 2 Chemical compositions of S280 ultrahigh strength steel and precipitates after aging at 600 °C (wt%)

Element	Fe	Cr	Mo	Co	Ni
Basement	72.24	12.66	2.79	9.46	2.85
Precipitates	49.63	22.66	15.03	9.64	3.04

此可以判定析出相为  $\text{Cr}_2\text{C}$ 。这也与透射电镜分析的结果析出强化相  $\text{Fe}_2\text{Mo}$  和  $\text{Cr}_2\text{C}$  相符。虽然第二相在马氏体基体上弥散析出, 而且特别细小, 借助 X 射线能谱分析定量有一定的局限性, 但定性还是比较可靠的。

### 3 结论

1) 利用普通透射电镜和高分辨透射电子显微镜发现了 S280 新型超高强度不锈钢的一种新的析出相  $\text{Cr}_2\text{C}$ , 并测定了其马氏体 M 的晶体学取向关系为:

$$(1\bar{1}0)_M // (\bar{1}2\bar{1})_{\text{Cr}_2\text{C}}, [111]_M // [111]_{\text{Cr}_2\text{C}}$$

2) 利用普通透射电镜和高分辨透射电子显微镜发现了 S280 新型超高强度不锈钢析出另一种强化相  $\text{Fe}_2\text{Mo}$ , 其与马氏体 M 的晶体学取向关系为:

$$(\bar{1}2\bar{1})_M // (001)_{\text{Fe}_2\text{Mo}}, [1\bar{1}1]_M // [100]_{\text{Fe}_2\text{Mo}}$$

3) 利用 X 射线能谱分析法发现 600 °C 时效态析出相中的 Cr、Mo 含量比基体中要高得多, 这与透射电镜分析的析出强化相  $\text{Fe}_2\text{Mo}$  和  $\text{Cr}_2\text{C}$  相符。

#### 参考文献 References

- [1] Zhao Zhenye(赵振业). *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2002, 22(4): 46
- [2] Hickey Jr C F, Thomas T S. *Metal Progress*[J], 1985, 128(5): 69
- [3] Youngblood J L, Raghavan M. *Metallurgical Transactions A*[J], 1977, 8(9): 1439
- [4] Yarema S Y, Kharish E L. *Materials Science*[J], 1972, 5(5): 432
- [5] Brown W F, Ho C Y, Mindlin H. *Aerospace Structural Metals Handbook*[M]. West Lafayette: CINDAS-USAF CRDA Handbooks Operation, Purdue University, 1979: 1221
- [6] Lee E W, Neu C E, Kozol J. *JOM Journal of the Minerals, Metals and Materials Society*[J], 1990, 42(5): 11
- [7] Garrison W M. *JOM Journal of the Minerals, Metals and Materials Society*[J], 1990, 42(5): 20
- [8] Wells M G H. *Key Engineering Materials, Trans Tech Publications*[J], 1992, 77: 71
- [9] Hemphill R M, Wert D E. *High Strength, High Fracture Toughness Structural Alloy, US Patent, 5087415*[P]. 1992
- [10] Speich G R, Dabkowski D S, Porter L F. *Metallurgical and*

*Materials Transactions B*[J], 1973, 4(1): 303

- [11] Thomas R L S, Scully J R, Gangloff R P. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2003, 34(2): 327
- [12] Tan Y H, Lee S L, Lin Y L. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1995, 26(5): 1195
- [13] Dahl J M. *Aircraft Engineering and Aerospace Technology* [M]. Wyomissing, PA, USA: Carpenter Technology Corp, 2001: 73
- [14] Dahl J M, Novotny P M. *Advanced Materials & Processes*[J], 1999, 155(3): 23
- [15] Wei Zhenyu(魏振宇). *Abroad Maraging Steel and Ultra High Strength Stainless*(国外马氏体时效钢与高强度不锈钢)[M]. Beijing: New Metal Materials Editorial Office, 1974: 31
- [16] Rhodes G O, Conway J J. *JOM Journal of the Minerals, Metals and Materials Society*[J], 1996, 48(4): 28
- [17] Buck R F, Garrison Jr W M. *Advanced Materials and Processes*[J], 1996, 150(2): 34
- [18] Brown R S. *Advanced Materials and Processes*[J], 1994, 145(4): 1
- [19] Wert D E. *Advanced Materials and Processes*[J], 1994, 145(6): 43
- [20] Seetharaman V, Sundararaman M, Krishnan R. *Materials Science and Engineering*[J], 1981, 47(1): 1
- [21] Bajguirani H R H, Servant C, Cizeron G. *Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1993, 41(5): 1613
- [22] Zhong Ping(钟平), Zhang Yeqin(张业勤), Zhong Jinyan(钟锦岩). *Science Technology Review*(科技导报)[J], 2015, 33(11): 59
- [23] Li Jia(李佳). *Thesis for Master Degree*(硕士学位论文)[D]. Nanchang: Nanchang Hangkong University, 2013
- [24] Pachla W, Skiba J, Kulczyk M et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 615: 116
- [25] Tsygankov S A, Demenchuk N P, Myasnikov G D et al. *Polymer Science USSR*[J], 1985, 27(1): 111
- [26] Liu Zhenbao(刘振宝), Yang Zhiyong(杨志勇), Yong Qilong(雍歧龙) et al. *Materials for Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 2008, 32(48): 48
- [27] Jiang Yue(姜越), Yin Zhongda(尹钟大), Zhu Jingchuan(朱景川) et al. *Special Steel*(特殊钢)[J], 2004, 25(1): 1
- [28] Yang Xia(杨霞), Bai Yinglong(白英龙), Lian Yudong(连玉栋) et al. *Steelmaking*(炼钢)[J], 2011, 27(65): 65
- [29] Kumar B R, Sharma S, Munda P et al. *Materials & Design*[J], 2013, 50: 392
- [30] Liu Y R, Dong Y, Yong Q L et al. *Journal of Iron and Steel Research, International* [J], 2011, 18(11): 60

- [31] Ma X P, Wang L J, Liu C M *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 539: 271
- [32] Xu W, Rivera-Díaz-del-Castillo P E J, Yan W *et al. Acta Materialia*[J], 2010, 58(11): 4067
- [33] Gao Y, Li X, Yang Q *et al. Materials Letters*[J], 2007, 61(2): 466
- [34] Gao Y, Yao M, Shao P *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2003, 12(5): 507
- [35] Liu Zhenbao(刘振宝), Song Weishun(宋为顺), Yang Zhiyong(杨志勇) *et al. Transaction of Materials and Heat Treatment(材料热处理学报)*[J], 2005, 26(4): 52
- [36] Liu F, Lin X, Song M *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 621: 35
- [37] Jie L I, Feng G, Zhi L *et al. Journal of Iron and Steel Research, International*[J], 2007, 14(5): 254
- [38] Zhong Ping(钟平). *The Microstructure, Property and Corrosion Behavior of Ultra-high Strength Steel(超高强度钢组织、性能及腐蚀行为)*[M]. Beijing: Science Press, 2014: 53
- [39] Zhong Bingwen(钟炳文), Wang Guangsheng(王广生). *Journal of Aeronautical Materials(航空材料学报)*[J], 1986, 6(2): A199
- [40] Zhong Bingwen(钟炳文), Zhao Zhenye(赵振业), *Journal of Aeronautical Materials(航空材料学报)*[J], 1989, 9(1): 16
- [41] Ayer R, Machmeier P M. *Metallurgical Transactions A*[J], 1993, 24(9): 1943
- [42] Lee H M, Garratt-Reed A J, Allen S M. *Scripta Metallurgica et Materialia*[J], 1991, 25(3): 685
- [43] Murphy S, Whiteman J A. *Metal Science Journal*[J], 1970, 4(1): 58

## New Phase Precipitated from the New Type of Ultrahigh Strength Stainless Steel S280

Zhong Jinyan<sup>1</sup>, Zhang Yeqin<sup>2</sup>, Han Yafang<sup>2</sup>

(1. Beihang University, Beijing 100191, China)

(2. Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

**Abstract:** By heat treatment process experiments and mechanical tests, the appropriate heat treatment process of S280 steel (heating to 1080 °C, holding for 1 h, and quenching in oil, cooling to -73 °C, holding for 2 h, and warming in air to room temperature and then heating to 540 °C, holding for 4 h, and cooling in air) was found in this research. After the appropriate heat treatment process, S280 steel can get good comprehensive performance, with the strength of 1900 MPa, and  $K_{1C}$  of 90 MPa·m<sup>1/2</sup>. The microstructures of new ultrahigh strength stainless steel S280 after thermal ageing at 540 °C and 600 °C was investigated by optical microscopy, transmission electron microscopy (TEM) and high resolution electron microscopy (HREM). The results show that the S280 steel aged at 540 °C has desirable microstructures, which is fine lath martensite matrix with high density dislocation and finely dispersed precipitate strengthening phase, and film-like reversed austenite precipitated from the boundary of martensite. The strengthening phases of the steel include Fe<sub>2</sub>Mo<sup>[1]</sup>, Fe<sub>3</sub>C and Cr<sub>2</sub>C. There is no related report about that Cr<sub>2</sub>C precipitated from ultrahigh strength steel as a strengthening phase. And the crystallographic orientation relationship between Cr<sub>2</sub>C and matrix was measured:  $(\bar{1}\bar{1}0)_M // (\bar{1}\bar{2}\bar{1})_{Cr_2C}$ ,  $[111]_M // [111]_{Cr_2C}$ . The steel aged at 600 °C have the same precipitated phases Cr<sub>2</sub>C and Fe<sub>2</sub>Mo. and they are relatively bigger than that of sample aged at 540 °C. The strengthening phases of S280 steel have high contents of Cr and Co analyzed by energy spectrum analysis (EDS).

**Key words:** New ultrahigh strength stainless steel S280, microstructure, precipitates, Cr<sub>2</sub>C

---

Corresponding author: Zhong Jinyan, Ph. D., School of Materials Science and Engineering, Beihang University, P. R. China, Tel: 0086-10-82317131, E-mail: jinyanzhong@buaa.edu.cn