

# 高合金超高强度钢的发展

## Development of High-alloy Ultra-high Strength Steel

李 杰, 李 志, 颜鸣皋

LI Jie, LI Zhi, YAN Ming-gao  
(北京航空材料研究院, 北京 100095)

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

**摘要:** 超高强度钢是在普通合金结构钢的基础上发展起来的一种超高强度、高韧性合金钢, 在现代工业中占有重要地位, 在航空、航天部门也被广泛使用。本文介绍了超高强度钢, 特别是高合金超高强度钢的发展和应用情况, 指出了现今在这一领域的研究热点。

**关键词:** 高合金超高强度钢; 强化机制; 发展

中图分类号: TG142      文献标识码: A      文章编号: 1001-4381(2007)04-0061-05

**Abstract:** The ultra-high strength steels, a kind of alloy steel with ultra-high strength and high toughness, were developed based on common alloy structural steels. It played an important role in modern industry, and were used widely in the field of aeronautics and astronautics. The development and application of ultra-high strength steels were discussed, and the hot topics in this area were also touched upon.

**Key words:** high-alloy ultra-high strength steel; strengthening mechanism; development

机器制造业和建筑业所用的钢材一般通称结构钢。在航空工业中结构钢主要用于制造重要承力结构件、连接件、紧固件和传动系统零件等。高强度钢具有高的比强度、良好的疲劳性能和工艺性能, 且价格低廉, 在航空产品上得到广泛应用<sup>[1]</sup>, 其中超高强度钢的使用是一大亮点。

超高强度钢的主要特点是具有很高的强度和足够的韧性, 用于制造承受高应力的重要构件, 是制造国防尖端武器的关键材料。一般认为屈服强度  $\sigma_{0.2} \geq 1350\text{MPa}$  的钢为超高强度钢。其应用很广泛, 如在航空领域多用于制造飞机起落架、机翼主梁、平尾大轴、直升机旋翼轴、接头和对接螺栓等。制作的飞机起落架, 承受着飞机的全部质量和起落时的振动与冲击载荷; 制作固体火箭发动机壳体, 保证了极高的稳定性和可靠性; 制作新型战术导弹的侵彻弹弹体, 可以高达 700~900m/s 的速度撞击混凝土目标, 并穿入至一定深度后爆炸, 从而达到破坏机场跑道、摧毁地下设施、遏制战斗力的效果。目前各类钢在战斗机中的用量约占总质量的 5%~8%, 但是作用却非常重要<sup>[2]</sup>, 是航空制造业必不可少的材料。

按钢中所含合金元素总量, 超高强度钢分为低、中、高三种合金系<sup>[1,3]</sup>。低合金超高强度钢以其廉价及综合性能好而得到广泛应用, 是超高强度钢中研究最多、最成熟的钢种。这类钢的合金元素总含量不高

于 5% (质量分数, 下同), 如 4340 钢 (40CrNiMo) 和 300M 钢。中合金超高强度钢的合金元素总含量为 5%~10%, 是从热作模具钢改进后得到的中碳合金钢, 主要有 4Cr5MoSiV (H-11), 4Cr5MoSiV1 (H-13) 和 38Cr2Mo2VA (GC-19) 等。中合金超高强度钢与低合金超高强度钢有类似的缺点, 即断裂韧性 ( $K_{IC}$ ) 不高和抗应力腐蚀能力差, 不能完全满足现代航空航天材料的要求。高合金超高强度钢的合金元素总含量大于 10%, 其中 18Ni 马氏体时效钢的合金元素总量超过 30%。获得发展和应用的主要有马氏体时效钢、HP9-4X 系列和低碳、高钴镍二次硬化钢等。

### 1 高合金超高强度钢

#### 1.1 马氏体时效钢

马氏体时效钢是一种以 Fe-Ni 为基础的高合金钢, 它通过金属间化合物在含碳极低的高 Ni 马氏体基体中弥散析出获得超高强度。当 Ni 含量大于 6% 时, 高温奥氏体冷却至室温时转变为马氏体, 再加热至约 500℃, 此马氏体仍保持稳定。已用于工业生产的马氏体时效钢的 C 含量不高于 0.03%, Ni 含量在 18%~25%, 同时还添加有各种能产生时效硬化的合金元素, 如 Mo, Ti, Al, Co 和 Nb 等。为了获得高韧性, 应尽量降低钢中的 P, S, C 和 N 含量。根据 Ni 含

量, 马氏体时效钢分为 18Ni, 20Ni 和 25Ni 三种类型, 其中 18Ni 马氏体时效钢因加工容易, 应用最广泛。18Ni 马氏体时效钢随着 Ti 含量从 0.20% 提高到 1.4%, 屈服强度可以在 1375~2410MPa 之间变化, 其分为 200, 250, 300, 350 和 400ksi 五个级别, 商业名称分别为 M200, M250, M300, M350 和 M400。提高 Ni 含量可降低马氏体相变开始点  $M_s$ , 获得很细的低 C 高 Ni 板条马氏体, 再利用金属间化合物在含碳极低的马氏体中弥散析出达到硬化。这种超低碳、高纯度、高 Ni 含量保证了马氏体时效钢的良好韧性。美国、英国和日本先后在 20 世纪 60 年代中、末期用马氏体时效钢制造了各种不同直径的火箭发动机壳体和发动机轴等<sup>[2]</sup>。

马氏体时效钢的优点是强度和韧性好。时效硬化前, 因含碳极低故容易加工, 焊接性也好; 固溶处理后淬火开裂危险性小, 热处理变形很小。但其弹性模量低, 刚性不足, 抗疲劳性能也低于 300M 钢。而且, 其化学成分微小变化会引起力学性能的很大波动, 限制了它在航空上的应用。

## 1.2 HP9-4X 系列

1962 年, 美国的 Republic Steel 公司在 9% Ni 低温用钢基础上成功研制出 HP9-4X 系列钢<sup>[4]</sup>。利用回火马氏体组织得到高强度; 利用高 Ni 含量来达到固溶强化, 使钢的韧脆转变温度向低温移动, 具有较好的低温韧性, 同时具有良好的抗应力腐蚀性能和工艺性能; 利用 Co 来防止  $M_s$  点降得过低, 从而减少残余奥氏体量, 使焊缝热影响区的马氏体在高温形成。所以, 这类钢具有十分良好的可焊性, 断裂韧度也很突出, 与同一屈服强度的超高强度钢比较, 显示出最好的  $K_{IC}$  值。该系列钢应用于火箭发动机壳体、飞机结构部件、船身与潜艇壳体、炮筒与装甲板等。在 9Ni4Co 系列钢的基础上, Dabkowski 等<sup>[5]</sup>成功地研制出深海潜艇壳体用钢 HY180, 创造出第一个高 Co-Ni 合金钢。这种钢的拉伸强度约为 1380MPa, 断裂韧度达  $198\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ , 当时认为这是优良韧度与强度匹配的重要突破, 但这一强度水平尚不能满足大多数航空构件的要求。

## 1.3 低碳、高钴镍二次硬化钢

20 世纪 70 年代, 为满足快速发展的航空工业对材料的需要, 人们分析了航空构件的结构质量效率和对材料断裂韧度的要求, 提出了开发新型高强度合金钢的目标, 既要求可焊接的合金钢强度达到 1586~1724MPa, 又要求断裂韧度超过  $125\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ , 而且为适应大型构件的需要, 获得此高强韧度只能通过热处理方法。仅从强韧性来看, 当时出现的马氏体时效钢已能满足要求, 但损伤容限和耐久性都无法达到航

空构件材料的使用要求。Speich<sup>[6]</sup>对 Co-Ni 马氏体钢进行了开创性研究, 在此基础上建立的高强度和高韧度的 Ni-Co 系二次硬化型超高强度钢以其综合性能好而得到迅速发展。1978 年, 通用动力 (General Dynamics) 和 Republic Steel 公司合作, 在 Speich 等人的研究成果基础上<sup>[2,7]</sup>, 由 Little C D 等<sup>[8]</sup>在 HY180 钢的基础上提高 C 和 Co 的含量, 研制成功了替代 HY180 的钢种, 即可焊接的新一代超高强度钢 AF1410。该钢经 510℃ 时效后屈服强度可达到 1600MPa, 断裂韧度超过  $150\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ , 并有很好的抗应力腐蚀性能, 其断裂韧度临界值  $K_{ISCC}$  值高达  $80\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ , 可在海洋气候条件下应用。因此该钢以高的强韧性、良好的加工性能和焊接性能而成为航空界欢迎的一种新型材料。自其问世以来, 通过大量深入的研究, AF1410 钢已日益成熟, 并得到广泛的应用。它主要用于制造飞机和飞机发动机的主要受力构件, 美国已成功用它制造可变机翼枢轴接头、平尾大轴、着陆钩和起落架等零件。但 AF1410 钢的最大拉伸强度只有 1620MPa 左右, 这样强度的材料不能像 300M 钢那样制造高强度-质量比的高应力结构件。人们期望一种不但具有 300M 钢的高强度, 又有 AF1410 钢的高断裂韧度的合金。

在保持 AF1410 超高强度钢良好韧性的基础上, 为了进一步提高其强度及在海洋环境中的抗应力腐蚀开裂性能和降低韧脆性转变温度, 1991 年, 美国 Carpenter 公司的 Hemphill R M 等<sup>[9]</sup>沿用 HY180 钢和 AF1410 钢的基本冶金思路, 运用统计理论和计算机技术, 建立了一个 Fe-Co-Ni-Mo-Cr-C 合金系性能和元素间相互作用关系的计算机模型, 成功地设计和实验验证了一种新型超高强度钢 AerMet100。该钢与 AF1410 钢相比, 从化学成分来看 C 含量提高了, 主要合金元素 Ni, Cr, Co 和 Mo 等的含量也得到了调整, 同时把残留元素 S, P, N 和 O 的含量控制在非常低的水平, 因为二次硬化型超高强度钢的高韧度与钢的高纯度有密切关系, 杂质的存在会严重影响材料的强韧度<sup>[10]</sup>; 从室温力学性能来看, 强度有了进一步提高, 但韧度稍有下降。AerMet100 钢的抗拉强度  $\geq 1930\text{MPa}$ , 断裂韧度  $\geq 110\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ , 并且具有良好的抗应力腐蚀性能<sup>[11]</sup>。在抗拉强度为 1930MPa 或更高的钢中 (AerMet100, 300M 和 H-11), AerMet100 钢具有最高的断裂韧度, 显示出优异的强度和韧度匹配。不仅如此, 由于 AerMet100 钢是高合金钢, 其耐一般腐蚀性明显优于低合金超高强度钢。

上述典型合金钢的主要合金成分范围如表 1 所示, 其室温力学性能如表 2 所示。

表 1 典型高强钢的化学成分<sup>[1,8,11]</sup> (质量分数 / %)  
Table 1 Chemical composition of typical ultrahigh strength steels<sup>[1,8,11]</sup> (mass fraction / %)

| Element | AerMet100   | AF1410      | HY180      | M250  | 300M      |
|---------|-------------|-------------|------------|-------|-----------|
| C       | 0.21-0.25   | 0.15-0.19   | 0.10-0.14  | 0.03  | 0.38-0.43 |
| Ni      | 11.0-12.0   | 9.50-10.50  | 9.50-10.50 | 18.0  | 1.65-2.00 |
| Cr      | 2.90-3.30   | 1.80-2.20   | 1.80-2.20  | —     | 0.70-0.95 |
| Mo      | 1.10-1.30   | 0.90-1.10   | 0.90-1.10  | 5.00  | 0.30-0.50 |
| Co      | 13.00-14.00 | 13.50-14.50 | 7.50-8.50  | 7.75  | —         |
| Mn      | ≤0.10       | ≤0.10       | 0.05-0.25  | ≤0.10 | 0.60-0.90 |
| Si      | ≤0.10       | ≤0.10       | ≤0.10      | ≤0.10 | 1.45-1.80 |
| P       | ≤0.008      | ≤0.008      | ≤0.010     | —     | ≤0.010    |
| S       | ≤0.005      | ≤0.005      | ≤0.006     | —     | ≤0.010    |
| Al      | ≤0.015      | ≤0.015      | ≤0.020     | 0.10  | —         |
| Ti      | ≤0.015      | ≤0.015      | ≤0.040     | 0.40  | —         |
| N       | ≤0.0015     | ≤0.0015     | ≤0.0075    | —     | —         |
| O       | ≤0.0020     | ≤0.0020     | ≤0.0025    | —     | —         |
| V       | —           | —           | —          | —     | 0.05-0.10 |

表 2 典型高强钢的力学性能<sup>[1,8,11]</sup>  
Table 2 Mechanical properties of typical ultrahigh strength steels<sup>[1,8,11]</sup>

| Mechanical property                        | AerMet100 | AF1410 | HY180 | M250 | 300M |
|--|-----------|--------|-------|------|------|
| $\sigma_b$ / MPa                           | 1965      | 1655   | 1413  | 1973 | 1993 |
| $\sigma_{0.2}$ / MPa                       | 1758      | 1517   | 1345  | 1703 | 1689 |
| $\delta$ / %                               | 14        | 15     | 16    | 8    | 9.5  |
| $\Psi$ / %                                 | 65        | 68     | 75    | 55   | 34   |
| HRc  | 54        | 49     | 43    | 50   | 53   |
| $K_{IC}$ / (MPa $\cdot$ m <sup>1/2</sup> ) | 115       | 154    | —     | 99   | 70   |
| Charpy impact energy / J                   | 41        | 61     | 190   | 35   | 20   |

Note: Heat-treatment of steels above (AW: Air warming; AC: Air cooling; OQ: Oil quenching; WQ: Water quenching)  
AerMet100 885℃/1h, AC+ - 73℃/1h, AW+ 482℃/5h, AC  
AF1410 860℃/1h, OQ+ - 73℃/1h, AW+ 510℃/5h, AC  
HY180 900℃/1h, WQ+ 843℃/1h, WQ+ 510℃/5h, AC  
M250 815℃/1h, AC+ 482℃/3h, AC  
300M 857℃/1h, OQ+ 316℃/2h, AC

由上述性能可以看出, AerMet100 钢提供了航空工业所希望的强度、疲劳抗力和应力腐蚀开裂抗力等优良的综合性能, 它可以代替现有任何一种超高强度钢制造航空受力件, 使用它可以减小构件尺寸, 减轻质量, 提高可靠性和延长寿命。AerMet100 钢可以用于制造起落架、涡轮发动机轴和承力螺栓等, 如用 AerMet100 钢替代 300M 钢做起落架, 可克服 300M 钢的低断裂韧度和对应力腐蚀开裂敏感等缺点; 用 AerMet100 钢替代马氏体时效钢做机轴, 是因为它具有足够的刚度和强度, 尤其是疲劳强度; 用 AerMet100 钢替代 H-11 钢是因为它的韧度和应力腐蚀开裂抗力比 H-11 好得多。目前对 AerMet100 钢已进行了广泛的

研究, 并且对其的探索正在不断深入。

2 高合金超高强度钢强化机制

高合金超高强度钢的高强度是通过马氏体相变和二次硬化或时效硬化获得的<sup>[12]</sup>。二次硬化过程就是过饱和固溶体析出新相(碳化物)沉淀的过程, 使用状态的高 CσNi 二次硬化钢的基本组织是回火马氏体和硬化相, 因此研究回火过程中碳化物的析出是非常重要的。

1939 年, Cohen 和 Koh<sup>[13]</sup> 首先把 18-4-1 高速钢的回火过程分成四个阶段: (1) 低温回火析出渗碳体并

聚集; (2) 自残余奥氏体中析出复杂的合金碳化物; (3) 奥氏体转变; (4) 渗碳体溶解于基体, 并自基体中析出复杂合金碳化物。研究指出, 二次硬化来自第(2)阶段和第(3)阶段。当时这一结果成为对二次硬化现象解释的经典理论。

随后, 随着 X 射线和电子显微术的出现和发展, 欧美学者, 尤其是英国学者对钢在回火过程中析出的合金碳化物的组成、晶体结构和析出次序等进行了大量的研究<sup>[14, 15]</sup>。当时大多数研究者认为, 二次硬化是由于马氏体中  $M_2C$ ,  $MC$  和  $M_7C_3$  等碳化物的共格弥散析出引起的<sup>[14]</sup>。在回火过程中, 简单的  $Mo$  钢或  $W$  钢中析出的合金碳化物为  $Mo_2C$  和  $W_2C$ ,  $V$  钢中析出  $V_4C_3$  或  $VC$ , 富  $Cr$  钢中为  $Cr_7C_3$ , 在更复杂的合金钢中则会出现  $M_6C$  碳化物。其中,  $Mo_2C$  和  $V_4C_3$  对二次硬化有强烈的影响, 而  $W_2C$  和  $Cr_7C_3$  的作用则较小<sup>[15]</sup>。

Honeycombe<sup>[16]</sup>通过对含  $Mo$  钢的研究, 建立了一个模型, 认为  $Mo$  钢中  $Mo_2C$  沉淀的最初阶段是  $Mo$  和  $C$  原子在铁素体的  $\{001\}$  面上偏聚结合, 形成类似于  $AlCu$  合金时效出现  $G.P.$  区的区域, 此时钢的强度最高。这一假设被当时乃至现在的大多数研究者所认同。Jack 等<sup>[17]</sup>全面总结了钢中碳化物或氮化物的研究, 指出回火第一阶段 ( $200 \sim 300^\circ C$ ) 析出  $\epsilon$  碳化物; 第二阶段是残余奥氏体的分解; 第三阶段 ( $250 \sim 450^\circ C$ ) 析出渗碳体, 如果  $M_s$  点较高, 在淬火冷却时也能由于自回火而析出渗碳体; 第四阶段 ( $500 \sim 700^\circ C$ ) 析出合金碳化物, 如  $MC$ ,  $M_2C$ ,  $M_7C_3$ ,  $M_{23}C_6$  和  $M_6C$  等,  $M_2C$  等碳化物的析出使钢的强度明显提高, 在一定程度上推迟了裂纹的扩展<sup>[18]</sup>, 故这一阶段也包含二次硬化。Morikawa 等<sup>[19]</sup>研究表明, 回火时这些碳化物在析出过程中组成是不确定的, 与合金的成分有关。例如, 当合金中  $Cr/Mo$  的比值增大, 碳化物中的  $Cr/Mo$  比值也增大。因此, 通常碳化物的点阵常数随合金化学成分的改变而变化, 这将影响到碳化物与基体的共格关系。在二次硬化范围内, 大多数二次硬化型钢的韧度值最低, 因此, 有人建议采用过时效的方法, 这虽然显著提高钢的韧度, 但强度却明显下降。Speich G R 等<sup>[6]</sup>发现, 往  $Fe-Ni-Mo-C$  钢中添加  $Co$  可以提高  $M_2C$  的形核率, 细化  $M_2C$ , 同时减小回火过程中形成逆转变奥氏体的倾向, 这不但可以增强固溶强化效果, 还能保持较高的韧度。当二次硬化钢  $10Ni-Cr-Mo-Co$  中粗大的渗碳体完全被细小的  $(Mo, Cr)_2C$  取代后, 可获得最高的韧度, 并认为含  $Co$  钢中析出细小的  $M_2C$  是由于  $Co$  延缓位错亚结构的回复所致。因此, 认为通过仔细调整热处理工艺, 可以使强度和韧度

同步增加。Speich 这一研究为发展高  $Co-Ni$  超高强度钢奠定了坚实的基础。

在 Speich 等<sup>[6]</sup>对  $10Ni_2Cr_1Mo_8Co$  系列钢进行了较仔细的研究之后, 许多人对随后开发的  $AF1410$ ,  $AerMet100$  钢进行了更深入的探讨<sup>[20-25]</sup>, 认为高  $Co-Ni$  超高强度合金钢中含有易形成合金碳化物的组成元素  $Mo$  和  $Cr$ , 二次硬化反应与析出细小的针状合金碳化物  $M_2C$  密切相关。合金碳化物  $M_2C$  具有六方结构<sup>[26]</sup>, 用  $Cr$  取代  $Mo_2C$  中的  $Mo$  使  $M_2C$  晶格常数变小, 并与  $A_2Fe$  接近, 混合组分的合金碳化物沉淀可以改善与  $A_2Fe$  的共格关系<sup>[19]</sup>。这些研究从多个侧面探索了二次硬化反应的相变过程及其对材料性能的影响。对固溶体进行较深入的研究, 是为了准确控制纳米级  $M_2C$  合金碳化物的析出行为, 从而提高钢的强韧度, 设计开发出强度更高的合金钢<sup>[27]</sup>。

### 3 钢中稀土的加入

研究人员在不断提高钢的强韧度方面进行了各种尝试, 认为不断提高纯洁度是  $AerMet100$  钢断裂韧度提高的重要条件之一; 通过多元微量稀土元素 ( $RE$ ) 改变杂质元素的状态和空间分布, 可以有效减少杂质元素对断裂韧度的危害<sup>[28]</sup>。在 20 世纪 50 年代初美国 Carpenter 公司便以  $RE$  处理不锈钢。20 世纪 70 年代以后发现, 控制钢中合适的  $RE/S$  量, 可达到净化和变性效果<sup>[29]</sup>, 这段时期是  $RE$  在钢中应用最为广泛和有效的时期, 有关  $RE$  在钢中的物理化学行为、加入方法、作用效果及机理等方面进行了大量的研究<sup>[30]</sup>。在国内,  $RE$  在钢铁中的应用研究始于 20 世纪 50 年代后期, 并取得了不少成绩<sup>[31]</sup>。80 年代后科技工作者把  $RE$  在金属材料中的作用归纳为净化、变质和合金化三大作用。进入 90 年代,  $RE$  在钢中的合金化作用得到广泛研究<sup>[32]</sup>, 并逐步成为热点研究方向之一。这些研究成果必将提高对  $RE$  在钢中作用机理和使用条件的认识, 为  $RE$  在钢中的应用提供理论依据。

### 4 结束语

航空工业的发展, 特别是新型飞机的发展需要强度高、韧性好, 而且耐蚀性好的结构材料。虽然不断出现各类新材料, 但超高强度钢在弹性模量、冲击韧性和强度等方面依然具有很大的优势, 在今天和可预见的未来, 它仍将是一种不可替代的关键材料之一。

国内在超高强度钢方面已经研究了近 50 年, 取得了非常大的成绩, 但是在冶炼技术、热加工技术和对高

Co-Ni 超高强度钢成分-组织-性能间关系的研究等方面同国外尚有很大差距。以目前强韧性配合最佳的 AerMet100 钢为例,如何提高其断裂韧度一直是国内科研工作者研究的课题。因此,为了提高其综合性能,不断提高纯洁度,探索合适的稀土加入方法及加入量以控制残留杂质元素存在形式,合理调整热处理制度,进一步研究其组织性能规律,进而发展此超高强度钢是非常必要的。

#### 参考文献

- [1] 中国航空材料手册编辑委员会. 中国航空材料手册——结构钢, 不锈钢[M]. 北京: 中国标准出版社, 1988.
- [2] GARRISON W M. Ultrahigh strength steel for aerospace applications[J]. JOM, 1990, 5: 20–24.
- [3] 航空制造工程手册总编委会. 航空制造工程手册: 热处理[M]. 北京: 航空工业出版社, 1993.
- [4] MAGEE A, DU MONT J, COUTSOURADIS D, et al. Cobalt containing high strength steels[M]. Brussels: Centre d'Information du Cobalt, 1974. 1–18.
- [5] DABKOWSKI D S. Nickel, cobalt, chromium steel[P]. USA Patent: 3,502,462, 1970.
- [6] SPEICH G R, DABKOWSKI D S, PORTER L F. Strength and toughness of Fe-10Ni alloys containing C, Co, Mo, and Cr[J]. Metall Trans, 1973, 4(1): 303–315.
- [7] LEE E W. Al-Li alloys and ultrahigh strength steels for U. S. Navy aircraft[J]. JOM, 1990, 42(5): 11–14.
- [8] LITTLE C D, MACHMEIER P M. High strength fracture resistant weldable steels [P]. USA Patent: 4,076,525, 1978.
- [9] HEMPHILL R M, WERT D E. High strength, high fracture toughness structural alloy [P]. USA Patent: 5,087,415, 1992.
- [10] GARRISON W M JR, MOODY N R. The influence of inclusion spacing and microstructure on the fracture toughness of the secondary hardening steel AF1410[J]. Metall Trans, 1987, 18A(7): 1257–1265.
- [11] AMS 6532, steel, bars and forgings 3 1Cr 11 5Ni 13 5Co 1 2Mo(0 21-0 25C) vacuum melted, annealed[S].
- [12] BHAT M S, GARRISON W M JR, ZACKAY V F. Relations between microstructure and mechanical properties in secondary hardening steels[J]. Mat Sci Eng, 1979, 41(1): 1–15.
- [13] COHEN M, KOH P K. The tempering of high speed steel[J]. Trans ASM, 1939, 27(4): 1015–1016.
- [14] DYSON D J, KEOWN S R, RAYNOR D, et al. The orientation relationship and growth direction of Mo<sub>2</sub>C in ferrite[J]. Acta Metallurgica, 1966, 14(7): 867–875.
- [15] HONEYCOMBE R W K. Structure and strength of alloy steel [M]. London: Climax Molybdenum Co Ltd, 1974.
- [16] IRANI J J, HONEYCOMBE R W K. Clustering and precipitation in iron-molybdenum-carbon alloys[J]. J Iron Steel Inst, 1965, 203(8): 826–833.
- [17] JACK D H, JACK K H. Invited review: carbides and nitrides in steel[J]. Mater Sci and Eng'g, 1973, 11(1): 1–27.
- [18] YAN M G, LIU C M. Fatigue and fracture of metal[M]. Shanghai: Shanghai Science and Technology Press(in Chinese), 1983.
- [19] MORIKAWA H, KOMATSU H, TANINO M. Effect of chromium upon coherency between M<sub>2</sub>C precipitates and  $\alpha$  iron matrix in 0 1C-10Ni 8Co 1Mo Cr steels[J]. Jap J Elect Micro, 1973, 22(1): 99–101.
- [20] OLSON G B, KINKUS T J, MOATGOMERY J S. APFIM study of multicomponent M<sub>2</sub>C carbide precipitation in AF1410 steel[J]. Surf Sci, 1991, 246(1): 238–245.
- [21] AYER R, MACHNEIER P M. Transmission electron microscopy examination of hardening and toughening phenomena in AerMet100[J]. Metall Trans, 1993, 24A(9): 1943–1955.
- [22] YOO C H, LEE H M, CHAN J W, et al. M<sub>2</sub>C precipitates in isothermal tempering of high Co-Ni secondary hardening steel [J]. Metallurgical and Materials Transactions, 1996, 27A(11): 3466–3472.
- [23] AYER R, MACHMEIER P M. On the characteristics of M<sub>2</sub>C carbides in the peak hardening regime of AerMet100 steel[J]. Metallurgical and Materials Transactions, 1998, 29A(3): 903–905.
- [24] GHOSH G, CAMPBELL C E, OLSON G B. An analytical electron microscopy study of paraequilibrium cementite precipitation in ultrahigh strength steel[J]. Metall Trans, 1999, 30A(11): 501–512.
- [25] 赵振业. 超高强度钢中二次硬化现象研究[J]. 航空材料学报, 2002, 22(4): 46–55.
- [26] VILLARS P, CALVERT L D. Pearson's handbook of crystallographic data for intermetallic phases[M]. Ohio: Metals Park, 1986.
- [27] 赵振业. 钢的强韧化理论: 合金钢设计[M]. 北京: 国防工业出版社, 1999.
- [28] 李志, 赵振业. AerMet100 钢的研究与发展[J]. 航空材料学报, 2006, 26(3): 265–270.
- [29] WAUDBY P E. Rare earth additions to steel[J]. International Metal Reviews, 1978, (2): 74–98.
- [30] 杜挺, 韩其勇, 王常珍. 稀土碱土等多元素的物理化学及在材料中的应用[M]. 北京: 科学出版社, 1995.
- [31] 余宗森. 稀土在钢铁中的应用[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1987.
- [32] 杜挺. 杜挺科技文集[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1996.

收稿日期: 2006-10-17; 修订日期: 2007-02-26

作者简介: 李杰(1979-), 男, 博士研究生, 从事超高强度钢研究, 联系地址: 北京 81 信箱 72 分箱(100095)。