

# 一种新型结构材料 S280

钟平<sup>1</sup>, 张业勤<sup>1</sup>, 钟锦岩<sup>2</sup>, 柳木桐<sup>1</sup>, 肖葵<sup>3</sup>

1. 中航工业北京航空材料研究院, 北京 100095
2. 北京航空航天大学材料科学与工程学院, 北京 100191
3. 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083

**摘要** S280是一种超高强度不锈钢,采用低碳马氏体相变强化和时效强化叠加,靠析出强化获得所需的强度。使用状态下的基体组织为低碳板条马氏体,主要强化相为 $Fe_2Mo$ 等,抗拉强度 $\sigma_b$ 为1920~1930 MPa,断裂韧性 $K_{IC}$ 为95~100 MPa $\sqrt{m}$ ,具有比300M和AerMet100更好的耐腐蚀性能,主要用于抗腐蚀性要求高的超高强度构件。

**关键词** S280超高强度不锈钢;结构材料性能;微观组织结构

**中图分类号** TG142.1

**文献标志码** A

**doi** 10.3981/j.issn.1000-7857.2015.11.010

## A new type of structural material S280

ZHONG Ping<sup>1</sup>, ZHANG Yeqin<sup>1</sup>, ZHONG Jinyan<sup>2</sup>, LIU Mutong<sup>1</sup>, XIAO Kui<sup>3</sup>

1. AVIC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China
2. School of Materials Science and Engineering, Beihang University, Beijing 100191, China
3. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

**Abstract** A highly alloyed ultra-high strength stainless steel S280 has been in use for many years. After quenching and aging, the microstructure of S280 is composed of highly dislocated lath martensite and some carbides which strengthen the alloy. The steel enjoys excellent combined mechanical properties, the typical mechanical property values are as follows: the ultimate strength of 1920 to 1930 MPa, the plane fracture toughness  $K_{IC}$  of 95 to 100 MPa $\sqrt{m}$ . The corrosion resistance of the new ultra-high strength steel S280 is much better than that of AerMet100 and 300M in the NaCl solution. The steel S280 can meet the requirements of aerospace applications, and be widely used for the high strength parts with corrosion resistance.

**Keywords** S280 ultrahigh strength stainless steel; structural material properties; microstructure

常用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>[1-3]</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,强度和断裂韧性尚好,但也存在一系列的缺点,如弹性模量低、在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。

Co-Ni型超高强度钢AerMet100<sup>[4]</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。目前常用的15-5PH、PH13-8Mo等不锈钢<sup>[5-10]</sup>,强度较低,限制了其使用范围。

本课题组经过多年研究,突破了超高强度不锈钢成分设计、双真空熔炼、开坯锻造成材等技术,试制成功了一种新型结构材料S280。S280新型超高强度不锈钢采用低碳马氏体相变强化和时效强化叠加,性能优异,S280具有比300M和AerMet100更好的耐腐蚀性能,并具有强度高、断裂韧度高及良好的疲劳性能,可代替现有AerMet100、300M钢用作飞机起落架材料。

收稿日期:2014-10-24;修回日期:2015-03-26

作者简介:钟平,研究员,研究方向为结构材料,电子邮箱:825870226@qq.com

引用格式:钟平,张业勤,钟锦岩,等.一种新型结构材料S280[J].科技导报,2015,33(11):59-62.

## 1 S280的合金化

S280钢的成分设计综合运用了现代化冶金理论,其设计原则主要包括:1) 组织中无 $\delta$ -铁素体;2) 更高的回火抗力;3)  $M_s$ - $M_f$ 点尽量在室温以上,保证淬火后得到全部马氏体组织,其中, $M_s$ 为马氏体转变的起始温度,是奥氏体和马氏体两相自由能之差达到相变所需的最小驱动力(临界驱动力)时的温度; $M_f$ 为马氏体转变终了温度;4) 在大气条件下保持足够的抗腐蚀和氧化能力;5) 适宜的碳含量。

S280钢的强度来自低C、高Cr、高合金马氏体在540℃时效,析出碳化物、金属间化合物沉淀,钢中添加的合金元素主要有C、Cr、Ni、Co、Mo、W、V、Cu、Al和Nb等。在设计钢的碳含量时,考虑了下列因素:1) 新钢种靠析出硬化获得最终的高强度,碳含量要达到一定的水平;2) 新钢种是高韧钢,淬火后获得低碳马氏体才具有高韧性,因此碳含量尽量低;3) 碳量过高会制约焊接性能,为保证良好的焊接性能,碳含量尽量压低,S280的碳量低于0.2%,有利于获得良好的综合性能。Cr是提高耐蚀性的基本元素,Cr质量分数超过12%对提高S280超高强度不锈钢的抗腐蚀性能非常有益,但Cr质量分数较高容易使S280超高强度不锈钢的组织中出现 $\delta$ -铁素体,并降低 $M_s$ 点,淬火冷却至室温后保留有奥氏体。达到抗腐蚀不锈钢的最低Cr质量分数为11%。Cr除改善S280超高强度不锈钢的抗腐蚀性能外,还形成 $M_2X$ 相(碳化物),进入Laves相,提高时效强化效果。

常用元素Ni的加入,可通过固溶强化提高S280超高强度不锈钢的强度、降低韧-脆转变温度、提高淬透性,保证淬火后获得马氏体组织,为制造大型受力件提供了条件。由于Ni压低 $M_s$ 点的作用很强并促使逆转奥氏体的发生,对提高钢的回火抗力不利,其加入量受到限制。

Co的作用与Ni相似,但Co降低 $M_s$ 点的作用不如Ni,Co可平衡 $\delta$ -铁素体,研究表明,约13%(质量分数,本文均为质量分数)的Co就可使 $\delta$ -铁素体降至零,Co可促进 $M_2X$ 相的析出,出现峰值并提高强度性能,Co在沉淀相中的含量很低,它不是通过形成强化相参与强化。将Ni、Co加入Fe-C-Ni-Mo钢中将二次硬化峰值温度降低约50℃,相互加强促进了 $Fe_3C$ 的回溶和 $M_2C$ 的形成。Co+Ni共同添加助长了Co的二次硬化作用。在钢中加入13%的Co是比较适宜的,Co含量太高会使韧性降低,故Co质量分数最高不得超过17.0%。

Mo是较强的碳化物形成元素,增加时效硬化效果。Mo加入12%Cr钢中,由于细化和稳定了 $M_2X$ 型的沉淀相,能够增加回火的二次硬化的硬度值。Mo是 $\delta$ -铁素体形成元素,产生固溶强化。加入4%~5%的合金元素Mo,回火过程中产生 $Mo_2C$ 的二次硬化和 $Fe_2Mo$ 相的时效硬化。低于3%Mo时,二次硬化由 $M_2X$ 相产生,高于3%Mo时,由于Laves相沉淀,出现2个硬化峰。最近研究表明,在含有Cr、Ni的合金中加入约2%的Mo能进一步提高合金的应力腐蚀性能。Mo加入量过多会因二次硬化程度太大而使冲击韧性降低。因此,添加何

种元素或工艺抵消Mo过量的不良影响有待进一步研究。

W的作用与Mo相似,也是稳定 $M_2X$ 沉淀和强化铁素体,由于W的原子量较Mo大,其效果仅为Mo的一半。因此,W的强化效果要在较高加入量时才能达到,故较少单独使用。

V是强碳化物形成元素,形成稳定的VC,对钢的晶粒长大起抑止作用。V产生二次硬化反应,稳定 $M_2X$ 相,提高回火的硬度,尤其是中温回火时的硬度。同时考虑V是铁素体形成元素,在12%Cr-2Ni的钢中V添加到1%以上,将会产生 $\delta$ -铁素体,从而降低强度。通过研究,V的加入量为0.3%左右比较适宜。

## 2 S280的组织结构

超高强度钢是以碳量不同的马氏体结构为基础,通过不同沉淀硬化机制进一步强化。主要分为3种类型。

1)  $\epsilon$ -碳化物析出强化。所有淬火+低温回火(200~300℃)硬化的合金钢,回火时都要形成 $\epsilon$ -碳化物,广泛使用的低合金超高强度钢4340和300M就是靠马氏体相变和回火析出 $\epsilon$ -碳化物达到超高强度。

2) 金属间化合物析出强化。具有低碳马氏体结构,但获得强度来自于时效处理时析出的金属间化合物或粒子。马氏体时效钢C250和C300,强化为在低碳的马氏体基体上析出 $Ni_3Mo$ 和 $Ni_3Ti$ 。马氏体沉淀硬化不锈钢是靠低碳的马氏体基体上通过时效处理析出强化,例如PH13-8Mo为NiAl<sup>[11]</sup>,15-5PH为富铜相<sup>[12]</sup>。

3) 合金碳化物析出强化。基于马氏体基体,回火析出非常细小的合金碳化物强化,即二次硬化,这类钢的典型代表是H11钢。Co-Ni超高强度钢AerMet100、马氏体硬化不锈钢2Cr16Ni<sub>2</sub>MoN及Ferrium S53都属于此强化机制<sup>[13-15]</sup>。

对于有相转变的沉淀相强化的S280钢,热处理对钢的性能有很大影响。首先应选用适宜的淬火温度。淬火加热的目的在于获得全奥氏体组织,以便淬火后得到马氏体组织。淬火温度的高低主要取决于钢的成分,Ni量较高时, $A_{c1}$ 点较低( $A_{c1}$ 为珠光体转变为奥氏体的温度),淬火温度较低。而高熔点碳化物,如NbC等溶入需加热到更高的温度。在室温下完成的奥氏体至马氏体相转变是获得所需性能的基础,残余奥氏体尤其是较高量的残余奥氏体的存在是不必要的。

淬火处理温度的选取除了合金成分外,还与采用的强化机理相关。淬火处理温度选取在合金碳化物及其他强化相完全固溶温度以上,以保证合金元素固溶于奥氏体中,发挥它们在随后各种热处理状态下的作用,并避免高温加热带来的其他缺陷。S280钢中加入了C、Cr、Ni、Co、Mo、W、V和Nb等元素,适宜的淬火温度为1000~1150℃。

S280钢在回火过程的组织、性能变化是比较复杂的。在较高的回火温度下析出细小弥散的碳化物(如 $Fe_2Mo$ 等),如图1所示。使低碳板条马氏体进一步强化,此时钢具有较好的强度与韧性配合。

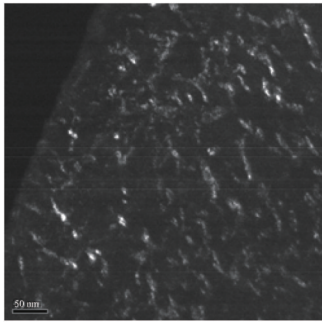
图1 S280钢540℃时效态M[011]取向( $Fe_2Mo$ 暗场像)

Fig. 1 TEM micrographs of S280 steel showing  $Fe_2Mo$  (dark-field images M[011]) in specimen aging at 540℃

### 3 S280的力学性能

#### 3.1 常规力学性能

S280具有优良的综合性能,在使用状态下,典型值抗拉强度 $\sigma_b$ 可达1930 MPa,延伸率 $\delta_5$ 为14.0%,断面收缩率 $\psi$ 为68.0%,断裂韧性 $K_{IC}$ 为95.0 MPa $\sqrt{m}$ 。表1对11种超高强度钢的主要力学性能进行了比较<sup>[2,15-18]</sup>。

表1 11种超高强度钢的力学性能

Table 1 Mechanical properties of eleven ultra-high strength steels

牌号	$E/GPa$	$\sigma_b/MPa$	$K_{IC}/(MPa\sqrt{m})$
4340	200	1790	55
D6AC	200	1790	67
300M	198	1960	80
35NCD16	200	1900	70
30CrMnSiNi2A	207	1570	63
40CrMnSiMoVA	195	1865	80
H-11	206	1795	46
M250	180	1740	100
AerMet100	200	1960	120
Ferrium S53	200	1930	80
S280	208	1930	95

注:除S280外,其他材料的性能出自文献[2]、[15]~[18]。

#### 3.2 疲劳性能

S280钢具有良好的疲劳性能。在相同实验条件下进行了S280与AerMet100、300M及S53的疲劳性能对比(表2)。由表2可知,S280疲劳性能优良,为其制造长寿命、高可靠性零件提供了必要条件。

#### 3.3 缺口敏感性

飞机起落架应尽量选用对应力集中不敏感的材料,以提高零件的可靠性并延长使用寿命。S280是一种对缺口不敏感的材料,取应力集中系数 $K_t$ 分别为3、4和5,观察缺口强度的变化,所得数据列于表3,表中的缺口强度 $\sigma_{th}$ 为3个试样平均值。由表3可知,应力集中系数由3加大到5时, $\sigma_{th}/\sigma_b$

降低很少,说明该钢对缺口不敏感,如果同其他钢的 $\sigma_{th}/\sigma_b$ 加以比较,S280钢显示出较为突出的优越性。

表2 AerMet100、300M、S53及S280的疲劳性能

Table 2 Fatigue properties of S280, AerMet100, 300M and S53 steel

实验条件	疲劳极限/MPa			
	AerMet100	300M	Ferrium S53	S280
$K_t=1, R=0.5$	—	1600	—	1663
$K_t=3, R=0.5$	588	750	—	900
$K_t=5, R=0.5$	—	505	520	543

注: $K_t$ 为应力集中系数, $R$ 为应力比。

表3 S280钢的缺口拉伸性能

Table 3 Notch tensile properties of S280 steel

序号	缺口根部半径/mm	$K_t$	$\sigma_{th}/MPa$	$\sigma_{th}/\sigma_b$
1	0.25	3	2700	1.40
2	0.13	4	2690	1.39
3	0.08	5	2660	1.38

### 4 S280的腐蚀性能

钢的抗腐蚀性能非常重要,因为在腐蚀环境下,钢的强度、韧性和疲劳性能都会失去意义,所以对舰载飞机和沿海飞行的飞机用料,往往不惜一切高昂的代价去追求抗腐蚀性,这也是超高强度不锈钢成为重点研究目标的原因。

S280钢与其他两种超高强度钢300M和AerMet100,每种材料准备3片,各取一片原始试样,用氯丁橡胶封样。先划出一个面积固定的区域,封好试样。分别称量试样裸重及封样后试样重。将试样于空气中干燥24 h后,置入盐雾箱中。配制5% NaCl溶液10 L,加入盐雾箱中,保证盐雾量达到1~2 mL/h,控制温度为35℃。盐雾试样加入盐雾箱后,每隔24 h拍照,记录试样表面变化。实验时间为20 d。实验结束后,取出试样,吹干后,静置空气中干燥24 h,称重。去除氯丁橡胶,称量裸样腐蚀后质量。采用硫酸及甲醛混合液去除腐蚀产物,称重。

结果表明,在盐雾环境下,S280的腐蚀速率比300M低2个数量级,比AerMet100低1个数量级(表4),腐蚀形貌如图2所示。

### 5 结论

S280钢为一种超高强度不锈钢,用途广泛,可用以制造有抗腐蚀性能要求的超高强度构件。

1) 使用状态下,S280钢的基体由低碳板条马氏体组成,基本强化相为 $Fe_2Mo$ 等碳化物。

2) S280钢在540℃时效后具有良好的综合性能, $\sigma_b$ 可达1930 MPa, $\delta_5$ 为14.0%, $\psi$ 为68.0%, $K_{IC}$ 为95.0 MPa $\sqrt{m}$ 。

表4 300M钢、AerMet100钢和S280钢腐蚀速率  
Table 4 Corrosion rates of 300M, AerMet100 and S280 steel

材料	试样面积/mm <sup>2</sup>	腐蚀增重速率/(g·h <sup>-1</sup> ·cm <sup>-2</sup> )	腐蚀失重速率/(g·h <sup>-1</sup> ·cm <sup>-2</sup> )
300M	523.315	9.550×10 <sup>-5</sup>	4.983×10 <sup>-4</sup>
300M 原样	516.545	6.250×10 <sup>-5</sup>	5.465×10 <sup>-4</sup>
AerMet100	559.230	2.024×10 <sup>-5</sup>	2.633×10 <sup>-5</sup>
AerMet100 原样	631.257	2.112×10 <sup>-5</sup>	4.488×10 <sup>-5</sup>
S280	518.136	4.443×10 <sup>-6</sup>	5.225×10 <sup>-6</sup>
S280 原样	602.788	1.313×10 <sup>-5</sup>	3.802×10 <sup>-6</sup>

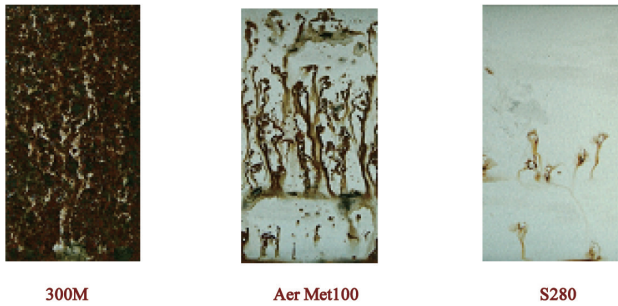


图2 300M、AerMet100和S280钢的腐蚀形貌  
Fig. 2 Corrosion images of 300M, AerMet100 and S280 steel

3) S280的抗腐蚀性能良好,盐雾环境下,其腐蚀速率比300M低了2个数量级,比AerMet100低了1个数量级。

#### 参考文献 (References)

[1] 《合金钢种手册》编写组. 合金钢种手册. 第1册: 合金结构钢[M]. 北京: 北京冶金工业出版社, 1983.  
Handbook Editorial Group. Alloy steels handbook: 1. Alloy structural steels[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1983.

[2] 颜鸣泉. 中国航空材料手册. 第1卷: 结构钢 不锈钢[M]. 北京: 中国标准出版社, 2001.  
Yan Mingqiao. China aeronautical material handbook. No.1: Structural steel and stainless steel[M]. Beijing: China Standard Press, 2001.

[3] Hickey C F, Ancil A A. Split heat mechanical property comparison of ESR and VAR 4340 steel[J]. Journal of Heat Treating, 1985(4): 177-183.

[4] Hemphill. High strength, high fracture toughness structural alloy: US, 5087415[P]. 1992-02-11.

[5] Stainless steels: An introduction and their recent developments[M]. Belgium: Bentham Science Publishers, 2012.

[6] 魏振宇. 马氏体时效钢的动向[J]. 钢铁, 1987(22): 58-61.  
Wei Zhenyu. Trend of maraging steel[J]. Iron and Steel, 1987(22): 58-61.

[7] Rhodes G O, Conway J J. High-nitrogen austenitic stainless steels with high strength and corrosion resistance[J]. Journal of the Minerals Metals and Materials Society, 1996(4): 28-31.

[8] Robert F B, Garrison W M, Jr. Creep-resistant martensitic steel[J]. Advanced Materials and Processes, 1996(8): 27-29.

[9] Brown R S. How to select the right stainless steel[J]. Advanced Materials and Processes, 1997(4): 20-24.

[10] Wert D E. Development of a carburizing stainless steel alloy[J]. Advanced Materials and Processes, 1994(6): 89-91.

[11] Seetharaman V, Sundararaman M, Krishnan R. Precipitation hardening in a PH13-8Mo stainless steel[J]. Materials Science and Engineering, 1981, 47(1): 1-11.

[12] Habibi H R, Servant C, Cizeron G. TEM investigation of precipitation phenomena occurring in PH15-5 alloy[J]. Acta Metal Materials, 1993, 41(5): 1613-1623.

[13] Ayer R, Machmeier P M. Transmission electron microscopy examination of hardening and toughening phenomena in AerMet100[J]. Metallurgical Transactions A, 1993(24): 1943-1954.

[14] 钟平. 时效温度对2Cr16Ni2MoN钢组织与性能的影响[J]. 金属热处理, 2007, 32(7): 27-30.  
Zhong Ping. Influence of aging temperature on microstructures and properties of 2Cr16Ni2MoN steel[J]. Heat Treatment of Metals, 2007, 32(7): 27-30.

[15] Wells M G H. Advances in steels for aerospace applications[J]. Key Engineering Materials, 1993, 77/78: 71-80.

[16] Dahl J M. Ferrous-base aerospace alloys[J]. Advanced Materials and Processes, 2000, 5: 33-36.

[17] Dahl J M, Novotny P M. Airframe and landing gear alloy[J]. Advanced Materials and Processes, 1999, 3: 23-25.

[18] Military handbook: Metallic materials and elements for aerospace vehicles structures[M]. The United States of America: Department of Defense, 1998.

(责任编辑 王媛媛)

#### 《科技导报》“研究论文”栏目征稿

“研究论文”栏目专门发表自然科学、工程技术领域具有创新性的研究论文,要求学术价值显著、实验数据完整、具有原始性和创造性,同时应重点突出、文字精炼、引证及数据准确、图表清晰,并附中、英文摘要以及作者姓名、所在单位、通信地址、关键词等信息。在线投稿:www.kjdb.org。