



T250 马氏体时效钢的研究现状及应用

范赵斌 韩 冬 段述苍

(西安航天动力机械厂, 西安 710025)



摘要: 从 T250 马氏体时效钢的发展和应用状况入手, 分析合金元素对材料制造及工艺性能的影响, 根据该材料热处理后的组织、性能及强化机理, 提出了 T250 马氏体时效钢在工艺稳定和广泛应用技术方面的发展方向。

关键词: T250马氏体时效钢; 热处理; 力学性能; 强化机理

Research and Application of T250 Maraging Steels

Fan Zhaobin Han Dong Duan Shucang

(Xi'an Aerospace Power Machine Factory, Xi'an 710025)

Abstract: On the basis of the development and application of T250 maraging steels, the effects of the alloy elements on the T250 maraging steels were analyzed. The microstructure, mechanical properties and strengthening mechanism were introduced. At last, the development tendency of T250 maraging steels was forecast.

Key words: T250 maraging steels; heat treatment; mechanical property; strengthening mechanism

1 引言

马氏体时效钢是利用淬火后的时效处理, 使金属间化合物在超低C的高Ni马氏体中弥散析出而强化的一类高合金超高强度钢, 由于其具有高强度、高断裂韧性, 热处理工艺简单, 可焊性和冷、热加工性能良好等优点, 广泛应用于航空、航天和精密模具等领域。早期的马氏体时效钢多为含Co钢, 其成分中Co含量高达8%~12%, 成本高, 使其应用受到了限制。T250马氏体时效钢是近二十余年来开发较为成功的一种新型马氏体时效钢, 由于其成分中不含Co, 因此成本较相应级别的含Co马氏体时效钢低, 而力学性能相近, 因而可用以替代含Co马氏体时效钢。本文对T250马氏体时效钢的发展、应用、合金元素的作用、组织结构、性能、强化机制等方面进行了论述, 介绍了T250马氏体时效钢的研究发展状况。

2 T250马氏体时效钢的发展概况

马氏体时效钢中研究最多、应用最广的是18Ni马氏体时效钢, 它是由国际Ni公司(INCO)于上世纪60年代初研制成功的一种超高强度钢^[1], 主要的合金元素为Ni、Co、Mo、Ti等。该公司通过调整Co、Mo、Ti的含量, 先后又研制出了18Ni(200)、18Ni(250)、18Ni(300)、18Ni(350)等马氏体时效钢。这一时期前苏联、德国和日本也开始了马氏体时效钢的研究^[2-3]。由于马氏体时效钢中含有较多的Ni、Co, 材料价格昂贵。上世纪80年代后, 随着Co金属的价格不断上涨, 含Co马氏体时效钢的生产成本大幅度增加, 其发展和应用受到了极大的限制, 因此开发无Co马氏体时效钢越来越受到世界发达国家的重视。

美国是最早开始研制无Co马氏体时效钢的国家, 20世纪80年代INCO公司与Teledyne Vasco公司合作成功开发出T250马氏体时效钢^[4], 其成分中不含Co元素, 增加了Ti含量, 降低了Mo含量, 而力学性能与相应级别的含Co18Ni马氏体时效钢相近。该公司在T250基础上, 通过调整Ti含量, 进一步开发了T200和T300马氏体时效钢。同期日本、韩国、印度等国也研制出

作者简介: 范赵斌(1983-), 硕士, 材料加工工程专业; 研究方向: 火箭发动机材料成型。

收稿日期: 2010-06-22

了一些无Co马氏体时效钢。韩国用W代替Mo研制出了W250无Co马氏体时效钢，其屈服强度与T250相当，而塑韧性较低^[5]。日本的无Co马氏体时效钢强度与T250相当，而塑韧性要优于T250^[6]。印度的无Co钢强韧性与T250相比，强韧性偏低^[7]。

我国从20世纪60年代后期开始研制马氏体时效钢，最初以仿制18Ni系马氏体含Co时效钢为主，到70年代中期开始了无Co或低Ni、Co马氏体时效钢^[8]的研究。1994年我国研制出了T250马氏体时效钢，与其相应级别的含Co马氏体时效钢C250钢相比，塑韧性偏低^[9]。近十多年来，通过超净化控制、均质化控制技术和钢的热处理工艺的优化，T250钢性能得到

不断改善，其实物水平和使用性能已达到C250马氏体时效水平^[10]。

3 T250 马氏体时效钢中合金元素的作用

在含Co马氏体时效钢中，Co虽固溶于基体但并不形成金属间化合物，它主要是促进含Mo金属间化合物的析出^[11]，影响位错亚结构，为析出相提供均匀的形核位置，促进析出相粒子细小均匀分布，达到强化效果。但是并没有试验表明Co会引起韧性下降，所以不含Co不一定导致韧性降低。T250马氏体时效钢成分见表1，其主要合金元素为：Ti、Mo、Ni、Al。

表1 马氏体时效钢的化学成份 %

C	Mn	Si	S	P	Ni	Co	Mo
≤0.01	≤0.1	≤0.1	≤0.005	≤0.008	18~20	≤0.5	2.75~3.25
Ti	Al	B	Zr	Ca	Cu	Cr	
1.2~1.6	0.05~0.15	0.003 加入	0.02 加入	0.05 加入	≤0.5	≤0.5	

Ti 可以与 Ni 形成 Ni₃Ti，是 T250 马氏体时效钢的主要强化相。Tharian 认为，每添加 0.1% 的 Ti，σ_{0.2} 增加 54MPa^[12]。Ti 含量也不能过高，因为 Ti 容易与有害元素形成夹杂物，它可以与 C 形成 TiC 颗粒，和 S、N、O 等形成 Ti₂S、TiN、TiO₂ 等夹杂物，这些夹杂物会在材料内部形成微孔及裂纹源，危害钢的韧性。

T250马氏体时效钢中Mo可以阻止析出相沿晶界分布，得到均匀细小弥散分布的析出相，提高材料的强韧性^[13]。若Mo含量过高会形成高温固溶时都不易溶解的富Mo金属间化合物Fe₂Mo，同时导致奥氏体的形成，引起韧性下降。

Ni在T250马氏体时效钢中既可以促进位错的交互滑移，又有利于获得完全的板条状马氏体，提高材料的韧性。Ni与强化元素形成强化相（Ni₃Ti、Ni₃Mo）析出，使基体中的Ni含量降低，所以钢中Ni含量不能太低，否则就会引起韧性下降^[14]。同时Ni含量过高，固溶冷却后会保留较多的残留奥氏体，使时效后的强度降低。

Al通常是作为脱氧剂加入钢中的，也可以在T250马氏体时效钢中产生硬化。

4 T250马氏体时效钢的制造技术

4.1 T250马氏体时效钢的冶炼

T250马氏体时效钢中C、S、P、O、N和夹杂物含量对材料韧性影响较大，为了减少杂质的含量，T250

马氏体时效钢冶炼时一般采用真空感应熔炼加真空电弧重熔的双真空冶炼工艺。

4.2 T250马氏体时效钢的加工

T250马氏体时效钢具有良好的冷、热加工性能。铸锭热加工一般在870~1120℃进行，充分的高温均质化处理，可以减轻或消除微观偏析。为了获得细小晶粒和较佳力学性能，终锻应在较低温度下（850~950℃）以较大的变形量（大于25%）完成^[15]。该钢加工硬化指数为0.02~0.03，可以进行较大变形量的拉拔、冷轧、弯曲、深冲、旋压等加工，且无需中间退火。同时T250马氏体时效钢还具有良好的焊接性能，焊前不必预热，焊后不进行热处理也不会产生裂纹。热处理工艺简单为该材料的另一优点，其工艺为固溶加时效。固溶温度可以选择在820~920℃，冷却速度对组织和性能的影响不大，可以选择空冷或水冷。时效可加热到450~510℃，保温时间为3~6h，空冷。

5 T250马氏体时效钢的组织、性能和时效强化机制

T250马氏体时效钢是以固溶处理获得高位错密度、高韧性的单相Fe-Ni板条马氏体组织，再经时效析出Ni₃Ti、Ni₃Mo、Fe₂Mo、Fe₂（Mo、Ti）等纳米级金属间化合物共同强化达到高比强、高断裂韧性^[16]。

5.1 T250马氏体时效钢固溶态的组织 and 性能

固溶处理冷却到室温时T250马氏体时效钢的组织为高密度位错结构的板条马氏体。随固溶温度的升

高和保温时间的延长,马氏体时效钢的组织仍为高密度位错的板条马氏体,只是板条宽度和长度略有增大,同时板条中未发现第二相析出相或残余奥氏体。高温固溶处理后粗大晶粒中也不存在析出相或残余奥氏体。随着固溶温度的升高或保温时间的延长,除了马氏体板条宽度和长度有所增加外,马氏体板条形貌以及位错密度几乎不受影响。

张强对固溶态T250无Co钢的性能研究表明,随着固溶温度和保温时间的变化,硬度几乎没有变化(280~292HB),屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 变化也不大(1850~2050MPa之内)^[17]。

如图1所示,尽管固溶温度的升高使T250马氏体板条的宽度和长度有所增大,但对冲击韧性的影响不是很大。随着温度的升高,断裂韧性有所增大。固溶温度对延伸率和断面收缩率的影响不大,延伸率基本在10%左右,断面收缩率在54%左右。

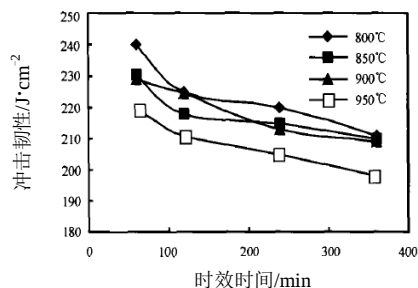


图1 固溶处理对T250马氏体时效钢冲击韧性的影响

总之,固溶处理后T250马氏体时效钢组织为高密度位错的板条马氏体,其综合力学性能比较好且随固溶温度和时间的影响不大。

5.2 T250马氏体时效钢时效态的组织 and 性能

时效处理后,T250马氏体时效钢的组织为高密度位错板条马氏体,弥散分布在板条马氏体基体上的纳米级析出相(Ni_3Ti 、 Ni_3Mo 等),以及少量的逆转变奥氏体。析出相与时效温度、时效时间有关。在时效过程中首先产生Ni偏析,出现富Ni区,导致逆转变奥氏体生成,析出相 Ni_3Ti 在逆转变奥氏体上形核长大, Ni_3Ti 析出的形状和位向取决于逆转变奥氏体。 Ni_3Ti 析出后,部分逆转变奥氏体可能重新转变成马氏体。这一过程也同时发生在位错和晶界上。在时效后期,析出相又溶入了一部分Mo,最终在板条马氏体基体弥散分布着纳米尺度的析出相(Ni_3Ti 、 Ni_3Mo 等)^[18]。

图2是不同时效状态对T250马氏体时效钢硬度的影响。由图2可以看出,当时效温度较低时,T250钢的硬度迅速上升,后来变化速度趋于平缓;当时效温度较高时,硬度很快达到峰值,然后逐渐下降。T250

马氏体时效钢的硬度先上升后降低是因为时效温度超过该钢的 A_s 温度后,组织中将会出现逆转变奥氏体,导致硬度降低^[19]。

刘忠国的不同热处理制度对T250钢的影响^[20]表明,时效温度对T250钢的抗拉强度和屈服强度的影响比较大,当时效温度在450~570℃变化时,其抗拉强度的变化范围为1540~1980MPa,屈服强度的变化范围为1400~1900MPa。时效温度对延伸率和断面收缩率的影响不大。时效温度的升高对T250马氏体时效钢的冲击韧性的影响也较大,在480℃具有最小值47J,570℃具有最大值77J。断裂韧性随时效温度的升高也有显著的变化。而时效时间的延长对T250马氏体时效钢拉伸性能、冲击韧性、断裂韧性的影响较小。

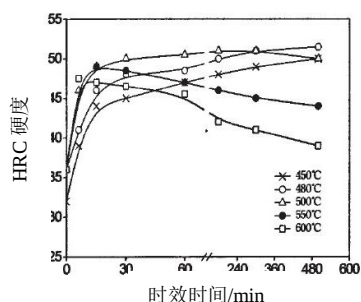


图2 不同的时效状态对T250马氏体时效钢硬度的影响

5.3 时效强化机理

时效处理是T250马氏体时效钢获得超高强度的主要途径。在时效过程中当金属间化合物析出时,析出相粒子的尺寸不同,其强化机制也不同。当粒子半径 R /位错的柏氏矢量 $b < 15$ 时位错切过析出相粒子;当 $R/b \geq 15$ 时位错绕过析出相粒子。Vanderwalker^[21]认为在时效初期,强化效果与位错切过共格区(沉淀相)所要求的应力有关,此时共格应力和沉淀相内部有序化起主要作用。随着沉淀相的长大并与基体保持半共格关系,位错切过它们所需应力逐步增加,屈服强度上升。沉淀相继续长大,尺寸达到一定值时(15b),位错只能绕过而无法切过。当沉淀相颗粒间距达到某一临界值时,强度达到最高值。

6 T250马氏体时效钢的应用及发展趋势

T250马氏体时效钢由于其高比强,高断裂韧性,工艺性能好,在航空、航天、海洋、模具等高科技领域迅速得到了广泛应用。美国已将该材料应用于TOW、Stinger、AMRAAM等导弹的壳体、军用轻型攻击桥、压铸模、注塑模、风洞设备材料等^[22]。T250

马氏体时效钢在国内已用于核工业、火箭发动机壳体、海洋工程、高精度模具^[23, 24]等高精度承力零部件。

目前,国内的T250马氏体时效钢与C250含Co马氏体时效钢相比,在加工工艺和材料性能稳定性方面还存在一定的差距,这也限制了T250马氏体时效钢在更广范围的应用。因此对该材料还需进一步研究,其发展方向如下:

a. 进一步改进熔炼工艺,降低钢中气体、夹杂物和有害元素的含量。通过超净化控制和热处理技术,改进材料组织结构的均匀性,提高材料的韧性和塑性;

b. 优化加工工艺,深入研究固溶、时效和塑性变形等工艺对材料强韧化的影响,以达到高强度、塑性和韧性的最佳配合;

c. 开展T250马氏体时效钢组织和性能的精细控制研究,通过对时效析出相的形貌、组分、结构,逆变奥氏体的数量、分布状态以及位错密度和残余应力的控制,降低不利因素对钢性能的影响;

d. 开展T250马氏体时效钢薄壁件的形变热处理研究,充分发挥材料的潜能;

e. 对T250马氏体时效钢加工过程中的变形机理进行研究,控制制品在成形、热处理等工艺过程的变形,如:高精度旋压薄壁圆筒的径缩。

7 结束语

T250马氏体时效钢因其高比强、高断裂韧性和良好的工艺性能,得到了飞速的发展。随着国内外多年的研究,T250马氏体时效钢制造技术日趋成熟,应用范围越来越广泛,但在加工工艺的稳定方面还需要更进一步的研究。

参考文献

- 1 DECKER R F, EASH J T, GOLDMAN A J. 18%Ni maraging steels[J]. Trans ASM, 1962, 55(1): 58~76
- 2 THARIAN K T, SIVAKUMAR D, GANESAN R, et al. Development of new nickel, cobalt free maraging steel[J]. Mater Sci tech, 1991, 7(12): 1082~1088
- 3 魏振宇. 日本生产浓缩铀的离心机用材——马氏体时效钢[J]. 国外金属材料, 1981(1): 19
- 4 Hickey C F, Thomas T S. Mechanical property characterization of Vascomax T-250[A]. Wilson R K Maraging Steels Recent Developments and Applications[C]. Huntington, West Virginia: TMS, 1988: 73~90
- 5 Kim Y G, Kim G S, et al. Microstructure and mechanical properties of a cobalt-free tungsten bearing maraging steel[J]. Mater. Sci Eng, 1986, 79(1): 133~140
- 6 Asayama Y, et al. Mechanical properties of a cobalt free mar-aging steel containing chromium[J]. J. Japan Inst. Metals, 1987, 51(1): 76~82
- 7 Tharian K T, Sivakumar D, et al. Development of new nickel, cobalt-free maraging steel[J]. Mater. Sci. Tech. 1991, 7(12): 1082~1088
- 8 姜约, 尹钟大, 等. 超高强度马氏体时效钢的发展[J]. 特殊钢2004, 25(2): 1~5
- 9 张景海, 王春旭. 航空航天用超高强度钢的现状与发展[J]. AAC. 2004: 144~147
- 10 张景海. T250无Co马氏体时效钢研制[J]. Baosteel BAC. 2006: 372~376
- 11 Sha W, Cerezo A, et al. Phase chemistry and precipitation reactions in maraging steel: Part IV. Discussion and conclusions[J]. Metal Trans, 1993, 24A (6): 1253~1256
- 12 Asayama Y, et al. Mechanical properties of a cobalt free mar-aging steel containing chromium[J]. J. Japan Inst Metals, 1987, 51 (1): 76~82
- 13 Asayama Y. Delayed failure in air environment and precipitation behavior in maraging steels[A]. Richard K, Wilson Maraging Steels Recent Developments and Applications[C]. Huntington, West Virginia: TMS, 1988: 237~253
- 14 姜越, 尹钟大. 无Co马氏体时效钢的研究现状[J]. 材料科学与工艺, 2004, 12 (1): 108~112
- 15 Decker R F, Floreen S. Maraging Steel: Recent Development and Applications[A]. Symposium of TMS Annual Meeting[C], Phenix, Arizona, USA, 1988: 1
- 16 张强, 王明鉴, 等. 固溶处理T250无Co马氏体时效钢的组织及力学性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2004, 25 (6): 30~34
- 17 何毅, 杨柯, 孔凡亚, 等. 超高强18Ni无Co马氏体时效钢的力学性能[J]. 金属学报, 2002, 38 (3): 278~282
- 18 Vanderwalker D M. The Precipitation Sequence of Ni3Ti in Co-Free Maraging Steel[J]. Metall Trans, 1987, 18A (7): 1191
- 19 Sinha P P, et al. Effect of aging on microstructure and mechanical properties of cobalt free 18% Ni (250grade) maraging steel[J]. Mater Sci Tech, 1998, 14 (1): 1~9
- 20 刘忠国, 张景海. 不同热处理制度对T250钢性能的影响[J]. 宝钢技术, 2007, 5: 71~74
- 21 Vasudevan V K, Kim S J, et al. Precipitation reactions and strengthening behavior in 18 wt pctnickel maraging steels[J]. Metal Trans, 1990, 21A (11) : 2655~2668
- 22 Floreen S, Bayer A M. Development and commercialization of cobalt-free maraging steels[A]. Wilson R K Maraging Steels Recent Developments and Applications [C]. Huntington, West Virginia: TMS, 1988: 55~72
- 23 何毅, 杨柯, 等. 高强度无Co马氏体时效钢的晶粒长大与力学性能研究[J]. 航空材料学报, 2002, 22(4): 1~5
- 24 刘福广, 席守谋, 张建国, 等. 无Co马氏体时效钢的研究与应用[J]. 金属热处理, 2007, 32 (2): 7~11

