热处理工艺对17-4PH不锈钢冲击韧度的影响

上海航天研究院第802研究所 （200090） 侯 凯 杨鑫鑫 赵 立 李 平

17-4PH不锈钢（ASTM）为马氏体沉淀硬化型不锈钢，相当于国标05Cr17Ni4Cu4Nb。由于其高强度、易成形，以及优异的耐蚀性而广泛应用于油田管道设备、化工设备、飞机零部件、泵轴、核能设施、齿轮及喷气机发动机部件等领域。用于传动轴类零件的17-4PH不锈钢，不但需要具有高的强度，而且在频繁的起动与动力输出过程中，还需要轴类零件具有一定的韧性，以承受动载荷。

17-4PH不锈钢的常规热处理工艺为固溶+时效处理，通过调整组织和控制析出相来提高强度、硬度和耐蚀性，但对提高韧性探讨不多。本文根据实际工况条件和具体性能要求，在常规热处理工艺（固溶+时效）的基础上加入调整处理工序，对4种不同的热处理工艺进行试验，并对经过不同工艺处理的试样进行冲击和拉伸试验，分析冲击数据与抗拉强度和屈服强度，观察冲击试样断口形貌、组织状态，并分析断口形貌与冲击性能的关系。

1. 试验方法

试验材料为17-4PH不锈钢，其名义成分如表1所示，试验材料规格为ϕ20mm×330mm。根据国家标准《金属夏比缺口冲击试验方法》（GB/T 229－1994），试样为标准夏比V型缺口冲击试样，冲击试验机的型号为JB30D（冲击能量0/150N·m），试验温度为20℃。将试样分为4组，分别标记为A、B、C、D，每组选取4个试样，每组试样的热处理工艺见表2。

拉伸试样的制备与拉伸试验依据国家标准《钢及钢产品力学性能试验取样位置及试样制备》（GB/T 2975－1998）和《金属材料室温拉伸试验方法》（GB/T 228－2002），拉伸试验机型号为SHIMADZU AG－1（250kN），试验温度为20℃，试样同样分为4组，每组选取3个试样。试验用热处理炉为RJX－8－13型箱式加热电阻炉。调整处理工序在固溶处理后进行。真空时效处理在VPT－669型真空加压回火炉中进行，时效处理前要对工件的表面进行脱脂处理，保证工件表面洁净。在OLYMPUS PM3型显微镜下观察经不同工艺处理的试样组织形态。在Quanta 200型热场发射电子显微镜下观察冲击试样断口形貌。

表1 17-4PH不锈钢化学成分（质量分数） （%）

C	Cr	Ni	Cu	Nb	Si	Mn
0.044	15.26	4.15	3.06	0.27	0.30	0.28
P	S	Mo	V	Ti	Al	Fe
0.023	0.001	0.05	0.03	0.01	0.023	Bal.

表2 17-4PH不锈钢热处理工艺参数

工艺编号	工艺制度
A	1040℃×1h固溶，水冷；500℃×4h真空时效，空冷
B	1040℃×1h固溶，水冷；520℃×4h真空时效，空冷
C	1040℃×1h固溶，水冷；816℃×0.5h，调整处理，空冷，520℃×4h真空时效，空冷
D	1040℃×1h固溶，水冷；550℃×4h真空时效，空冷

注：表中水冷介质均为含7.5%NaCl的水溶液。

2. 试验结果与讨论

（1）热处理工艺对冲击韧度的影响 针对不同的热处理工艺，取每组4个试样的冲击韧度平均值，绘制出不同热处理工艺的冲击韧度柱状图，如图1所示。

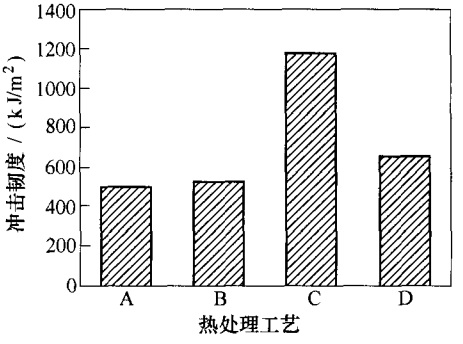


图1 不同热处理工艺冲击韧度值

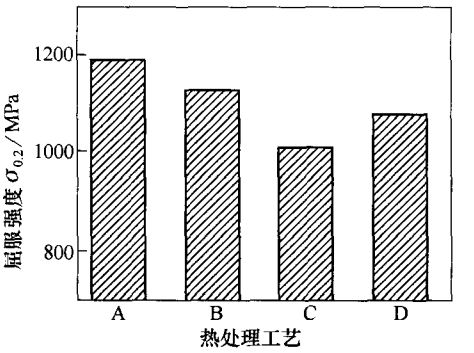


图2 不同热处理工艺下的屈服强度

对比A、B、D工艺的冲击韧度可发现，随着时效温度的提高，冲击韧度值逐渐提高。17-4PH不锈钢在510℃以上时效为过时效，上述4种时效工艺均属于过时效。A、B、D工艺时前组织中的析出相数量较少，且细小而弥散地分布在基体上，随着时效温度增加，析出相尺寸逐渐长大，位错的交互作用减弱甚至消失，析出相在长大的同时与母相的位向关系逐渐由共格向非共格关系过渡，弥散强化作用弱化。另一方面，17-4PH不锈钢时效过程中伴随有逆转变奥氏体生成，逆转变主要发生在马氏体板条界及原奥氏体晶界。由于逆转变奥氏体是通过切变机制形成，保持了马氏体的成分，稳定性极高，随后的冷却过程中很难发生转变而以残留奥氏体的形式保留下来，时效温度越高残留奥氏体量越多。夏晓玲等认为随时效温度的升高，ε-Cu的尺寸增加，对17-4PH不锈钢韧性的改变也产生了一定影响。这些原因均可导致材料的韧性随时效温度的提高而增加。

从图1中可以看出，经C工艺处理的试样冲击韧度A_K值较A工艺和B工艺A_K值提高了一倍以上，与D工艺A_K相比也提高了约400kJ/m²。经C工艺处理后的17-4PH不锈钢中产生较多逆转变奥氏体，逆转变奥氏体以细小的富Cu相为形核核心，产生于马氏体板条束和晶界上，随时效温度的升高，析出量增加。从而提高了材料的韧性。并且17-4PH不锈钢调整处理后再进行过时效，能降低逆转变奥氏体的析出峰温度，使逆转变奥氏体更容易产生。

将每组3个拉伸试样的平均屈服强度绘制成图2所示的屈服强度柱状图。由图2中可见，经C工艺处理后试样的屈服强度虽然比其他工艺有所降低，但仍保持在1000MPa以上，具有足够的强度储备。

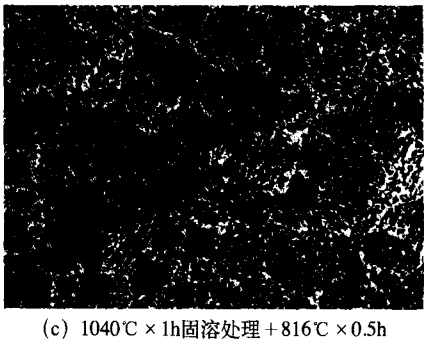
(2) 热处理工艺对组织的影响（见图3） 17-4PH不锈钢在1040℃固溶处理1h后的金相组织如图3a所示，基体组织为淬火马氏体，并有少量的残留奥氏体和δ-铁素体。马氏体基体上还弥散分布着极少量的沉淀相，这可能是固溶处理时未能完全融入奥氏体的碳化物。图3b为17-4PH不锈钢经1040℃



(a) 1040℃×1h固溶处理



(b) 1040℃×1h固溶处理+520℃×4h时效处理



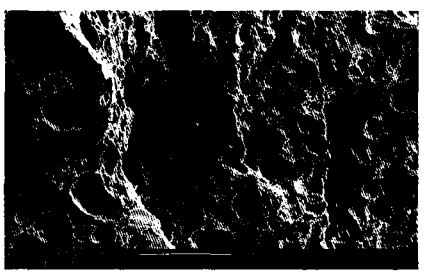
(c) 1040℃×1h固溶处理+816℃×0.5h调整处理+520℃×4h时效处理

图3 17-4PH不锈钢经不同热处理工艺后金相组织

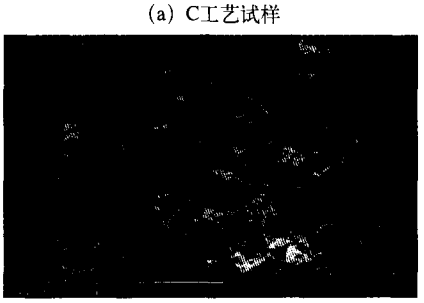
固溶处理1h，再经过520℃时效处理4h后的金相组织，时效过程中有部分淬火马氏体（如图中的白色区域所示）转变为回火马氏体，黑色区域为回火马氏体。图3c为固溶处理后的17-4PH不锈钢经过816℃×0.5h的调整处理后再进行520℃×4h的时效处理的金相组织。经调整处理后再时效的组织仍由回火马氏体、残留奥氏体、ε-Cu和少量的NbC以及少量δ-铁素体构成，但组织形貌与固溶处理后直接时效的组织有明显的区别。

经过调整处理再时效的组织，晶粒轮廓清晰，马氏体组织均匀细小，层片状马氏体位向关系明确，显然不同于未进行调整后时效的粗大的板条状马氏体，晶界分布着大量的白色析出相。晶界相互连结成网状，将主要由马氏体和残留奥氏体组成的晶粒包束于其中，调整处理后再进行时效处理的马氏体组织“遗传”了调整处理态的细小化特征。这种组织形态与钢中产生较多的逆转变奥氏体有关。

（3）热处理工艺与断口形貌的关系 由于热处理工艺不同，17-4PH不锈钢冲击韧度值存在明显差异，故可将A、B、D工艺归为一类，C工艺为另一类，分别进行分析。图4将C工艺试样和D工艺试样断口的放射区SEM形貌进行了比较，二者有明显的不同，说明其断裂机制有着本质区别。C工艺冲击试样的断口形貌具有明显延性断裂的特征，撕裂韧窝群清晰可见；D工艺冲击试样的断口形貌则是典型的准解理脆性断裂，穿晶断裂占主导地位。



(a) C工艺试样



(b) D工艺试样

图4 17-4PH不锈钢不同热处理工艺的冲击试样断口形貌

不同的热处理工艺制度导致不同的组织，进而导致其冲击断裂的机制不同。固溶后时效处理的17-4PH不锈钢基体组织为淬火马氏体和回火马氏体，还有少量的残留奥氏体和δ-铁素体，同时晶界和晶内析出了大量的ε-Cu、NbC、$Cr_{23}C_6$等沉淀相。沉淀相在晶界处富集，一方面造成组织的不均一性，另一方面使晶界成为撕裂过程中裂纹的扩展通道。很多裂纹来不及通过晶界扩展就改道晶粒的解理面发生迅速扩展长大，最终导致材料撕裂。由于淬火及相变应力等的影响，17-4PH不锈钢的马氏体组织中可能存在一些高张应力的区域，甚至材料内部本身就存在微裂纹。在时效处理过程中沉淀析出的碳化物及ε-相，在受外力作用时容易开裂或在与基体结合处出现空隙，这些都容易成为裂纹源。随着应力的增加，微裂纹在准解理面内以台阶方式扩展。由于马氏体中存在大量的位错及孪晶，点阵严重扭曲，同一晶粒内部马氏体片层之间的空间位向有一定差异，裂纹在点阵严重扭曲的晶粒内部扩展时，彼此相邻的边界处发生较大的塑性变形并以撕裂的方式连接，形成撕裂棱，或形成微孔聚集型韧窝甚至韧窝带。

3. 结语

（1）17-4PH不锈钢经过了固溶和不同温度时效后，随时效温度的升高，冲击韧度值逐渐提高。时效析出相由细小弥散逐渐长大为大块离散分布，使位错容易穿过析出相，降低了材料强度，提高了韧性。对相同固溶和时效条件的17-4PH不锈钢，由于经过了调质处理，提高了组织中逆转变奥氏体含量，冲击韧度值提高了近一倍，并且其屈服强度仍保持在1000MPa以上，具有足够的强度储备。

（2）固溶处理后17-4PH不锈钢组织为淬火马氏体+少量的残留奥氏体和δ-铁素体。经固溶+时效处理的组织中有部分淬火马氏体转变成回火马氏体。加入中间调整处理后的组织晶粒轮廓清晰，马氏体组织呈均匀细小的层片状，显然不同于未进行调整后时效的粗大板条状马氏体。

（3）固溶加时效处理后试样的冲击断口形貌为典型的准解理脆性断裂，穿晶断裂占主导地位；经过了调整处理试样的冲击断口形貌则具有明显延性断裂的特征，撕裂韧窝群清晰可见。**MW**

(20111228)