

锻造及预备热处理工艺对18Cr2Ni4WA锻件本质晶粒度的影响

■ 董芳

摘要：对锻造温度、变形程度、锻后正火温度、回火温度与18Cr2Ni4WA的本质晶粒度之间的关系用正交试验方法进行了综合研究，提出了在特定的锻后冷却条件下的最佳工艺参数。航空用合金结构钢和渗碳钢的本质晶粒度对其使用状态下的实际晶粒度和常规力学性能影响不大，但对其断裂韧性KIC影响较大。而断裂韧性则是设计上的一个重要性能指标，因此提高这些钢种锻件的本质晶粒度级别是很重要的。

关键词：晶粒度；锻造温度及加热时间；变形程度；锻后正火温度及保温时间；回火温度

1. 试验目的

对航空用渗碳合金钢18Cr2Ni4WA在本公司锻件本质晶粒度复验合格率较低，查其影响因素较多。本试验的目的就是探索锻造及热处理工艺诸因素及各因素不同状态对此钢锻件本质晶粒度的影响，从而得到保证和提高锻件本质晶粒度的最优工艺参数（锻造及预备热处理方面）。

2. 试验用原材料

原材料为18Cr2Ni4WA，抚钢ϕ100mm×117mm，化学成分及力学性能见表1、表2。

3. 试验方案设计与实施

目前，所估计到的对此钢锻件本质晶粒度影响较大的因素有：锻造温度及加热时间、变形程度、锻后正火温度及保温时间、回火温度与保温时间及各工序的冷却方式等。为缩短试验周期，以最少的试验次数和费用得到对问题的全面了解，使其中的矛盾和变化趋势得以充分的暴露和显示，采用正交试验方案分批进行试验。

首先，对锻造温度、变形程度、正火温度、回火温度四个因素进行研究，选用L9（3^4）[2]正交表。水平的选取原则是：以现行工艺为基础，借鉴最新的研究成果，在此基础上再增加一水平，以取得最佳水平（见表3）。

本试验锻前加热用重油炉。加热规范为：800～900℃预热20～25min，继续加热至规定的始锻温度保温5～20min，光学温度计测温±20℃；变形量以垫铁控制，一锤打下（个别变形量大的打两次），轴向镦粗至垫铁等高

表1 化学成分（质量分数） （%）

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	W
钢厂	0.155	0.230	0.445	0.012	0.005	1.50	4.40	0.10	0.89
复验	0.150	0.280	0.500	—	—	—	—	—	—

表2 力学性能及本质晶粒度

	R_m/MPa	R_{eL}/MPa	A（%）	Z（%）	a_K/kJ·m^{-2}	本质晶粒度
钢厂	1338	1068	15	61	1225	7
复验	1401	—	17	64	1049	7

表3 因素、水平表

因素 / 水平	A 锻造温度/℃	B 变形程度（%）	C 正火温度/℃	D 回火温度/℃
Ⅰ	1250	10	930	680
Ⅱ	1200	25	950	710
Ⅲ	1150	50	970	730

（ϕ150mm，锻锤吨位为3t）；锻后立刻投入300℃电炉内，随炉升温到680℃，保温3h，出炉空冷；试件的正火、回火在电炉内进行，电子点位差计控温，±5℃保温时间为3h；取样位置见图1，拉伸试件采用GB/T228中ϕ5mm试样，本质晶粒度试样规格为20mm×20mm×20mm，冲击试样采用GB/T229U型试样。

表3所列三种方案，每种取3组试样，采用不同的锻造温度、变形量和正、回火温度及冷却方法进行试验，测其各自的晶粒度和力学性能进行分析（测试结果略）。

为进一步探讨锻造加热温度、正火及回火温度各自对本质晶粒度的影响进行了补充试验，其方案及结果如表4所示。

4. 试验结果及分析

为能够对试验结果进行定量分析（极差、方差）对晶粒度级别进行了评分，凡试样内有两种级别的晶粒度相混合时，评分按6：4计算，三种混合时，按5：3：2计算，括号内级别不予计算。评分标准见表5，极差、方差分析结果如表6及图2所示。

从图2可知主次因素为：D_2—A_1—C_1—B_2。即最优工艺参数为：A_1（1250℃），B_2（22%），C_1（930℃），D_2（710℃）。其中

$$S_e=\sum_{i=1}^{m}\sum_{j=1}^{k}(y_{ij})^2-\frac{\sum_{i=1}^{m}(\sum_{j=1}^{k}y_{ij})^2}{k}$$

$$f_e=m\times(k\text{-}1)$$

$$S=\frac{\mathrm{I}^2+\mathrm{II}^2+\mathrm{III}^2}{\text{水平重复数}}-\frac{T^2}{\text{数据总个数}}$$

$$F=\frac{S/f}{S_e/f_e}$$

式中m——试验条件数，本试验为9；

k——每个试验条件下的重复试验次数，本试验为3；

S_e——误差变动平方和；

F_e——误差变动自由度；

Ⅰ、Ⅱ、Ⅲ——同水平的数

表4 锻后实际晶粒度和本质晶粒度及锻造+正火后的本质晶粒度

试验序号	变形温度/℃	变形程度ε（%）	锻后实际晶粒度（级）	试样号	锻后本质晶粒度	锻造+正火后的本质晶粒度
11	1250	10	4—5—③	11	6—5	7—④
21	1250	22	5—4	21	6—5	7—④
31	1250	46	5—4	31	7—5	7—③—④
42	1200	10	6—5—4	41	7—6—5	4—6—7
52	1200	22	6	51	7—6—③	6—2—3
61	1200	46	6—7—⑤	61	7—5	5—4—7
73	1150	10	6—5—7	71	7—6	7—6—4—3
82	1150	22	6	81	6—7	5—7—4
91	1150	46	6—7	91	7—5—3	7—5—④

注：本补充试验中，锻造+正火这一试验均用20mm×20mm×20mm试样，正火保温时间2h，全部试验的本质晶粒度测定方法为：试样（930±10）℃保温3 h，水冷后直接测定。

表5 晶粒度级别评分标准

级别/级	8	7	6	5	4	3
分数	100	90	80	70	40	30

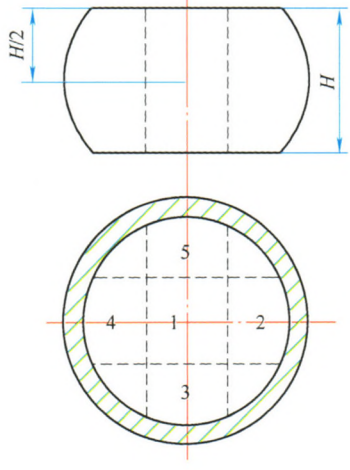
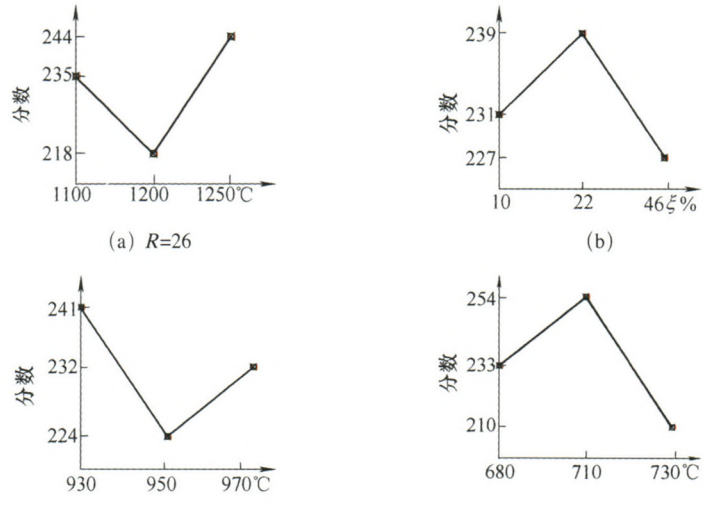


图 1

1-本质晶粒度试样，2-5为力学性能试样，阴影为加工余量约5mm。



(a) R=26　(b)　(c) R=17　(d) R=44

图 2

表6 方差分析

方差来源	变动平方和S	自由度f	平均变动B/f	F	显著性
A	38	2	19.5	0.61	极小
B	8	2	4	0.13	极小
C	16	2	13	0.41	极小
D	108	2	54	1.69	一般
S_a	577	18	32		
F_a	$F0.25(2.18)=1.50$ $F0.10(2.18)=2.62$				

据之和；

S——列变动平方和；

F——显著性检验系数。

讨论：

（1）变形温度（A因素）的影响 分析结果图2a表明，对本质晶粒度最有利的锻造温度为A_1，即1250℃，基本符合“双高”工艺。目前已知影响钢的本质晶粒度的关键因素为A_1在钢中的含量（其形式为AlNi），此结果表明只有当锻造温度高于1200℃时AlN质点才能充分溶入基体，只有充分溶解，才能保证随后的析出为弥散、细小、均匀，从而起到“钉扎”作用，阻碍晶界的推移。

（2）变形程度（B因素）的影响 从极差分析结果图2b表明，此因素影响最小，但变形量小一些较好。可能是当变形量大时，会产生区域性的应力集中，使微观组织上的能量起伏增大，因此使得AlN的析出速度析出量不同而造成混晶。另外，变形量大时还会形成变形织构，使晶粒取向一致，使得某些晶界的两侧分别受拉、压应力作用，使N、Al原子在受拉应力作用的晶界处易于析出，沿未溶的AlN质点合并而长大从而失去阻碍晶界推移的作用。

（3）正火温度的影响（因素C） 从图2c中可知，此因素影响也较小，但以930℃正火为最佳。根据已知研究成果加热温度与AlN的析出关系曲线可知，AlN存在着低温（700℃左右）和高温（900℃左右）两个析出峰。本试验表明，950℃这一温度可能处在高温析出峰附近。在这一温度下，原子的激活能较大，AlN析出后容易聚集长大，失去弥散分布状态，从而失去阻碍晶界推移的作用。反之，如果温度较低（如本试验的930℃）由于原子的激活能相对减少，不仅AlN析出量减少，且也不容易粗聚，既达到了使锻后实际晶粒度均匀、细小，消除应力的目的，又不致使本质晶粒度粗化。

另外，补充试验（见表4）结果表明，锻造温度为1200～1250℃的6组试样锻后进行本质晶粒度检验全部合格，而锻造+正火后，除了1250℃三组合格外，其余变得不合格。说明正火对实际晶粒度有利，但对本质晶粒度不利（高温正火除外）。其原因可能也是因为AlN在较高温度下析出后易于粗聚。

（4）回火温度（因素D）的影响 从图2d可知，这一因素的变化影响最大，其中以710℃回火最为理想。可能这一温度正是析出峰中的低温析出峰（此种材料）。根据这一理论，在这个温度下，AlN析出量最大，而且由于温度较低，不粗聚，从而形成了高度弥散，细小的分布状态，在高温时能有效地阻碍晶界的推移，保证奥氏体晶粒细小。

当低于710℃，如本试验的680℃，虽然析出后不易粗聚，但由于温度较低，Al、N原子的扩散能力也低，析出量不大，因此效果低于710℃，但补充试验（见表4）说明，只要锻造加热温度足够，能保证AlN充分溶解，锻后于680℃保温过程中，AlN也能弥散析出，起到“钉扎”界面的作用。如果高于710℃，如730℃，此时已进入了奥氏体区，N、Al的溶解度均增大，因此析出量变小，“钉扎”作用减弱，效果差。

至于为什么在710℃左右出现析出峰，根据相关资料介绍，是由于N、Al原子在铁素体和奥氏体中的溶解度扩散能力不同所致。在铁素体向奥氏体转变时，铁素体中N的溶解度小于奥氏体，而N、Al一起在铁素体中的扩散速度比在奥氏体中大，此种材料的Ac_1点为695℃左右，那么710℃既是铁素体存在较多（相当于相变终了温度）的温度，又是对扩散、析出有利的较高温度，因此出现了析出峰。

（5）方差分析 通过方差分析（见表6），A、B、C三因素的显著性较小，D因素略为显著。原材料从本质晶粒度很细（7级）经过锻前加热、变形、冷却、正火、回火后变为不合格，必然存在着影响较大的因素，但F检验没有充分显示出

一种筒节用钢的超标缺陷分析

■ 鲁莎，邵奎祥，孙丽坤

摘要： 某公司生产的一种筒节用钢经无损检测存在超标缺陷。通过无损检测定位和解剖取样，采用光学显微镜和电镜能谱分析，确定其为氧化物夹杂，并讨论其可能成因。

关键词： 缺陷；夹杂物；检测

某公司生产的一种筒节用钢锻件经粗加工后无损检测，发现内部存在超标缺陷。为进一步确认其缺陷的性质，对该锻件进行了检测定位、解剖取样，及金相和电镜能谱分析。

1. 检测定位取样

检测发现该锻件内部缺陷严重超标，有的区域存在有ϕ2~ϕ4mm当量的密集性缺陷，也有的区域存在有大于ϕ4mm当量的单个缺陷。检测定位后在缺陷严重超标的部位分别切取有单个大当量缺陷（编为1号料）和密集性缺陷（编为2号料）的两块试料。

对于1号料，为确定单个大当量缺陷在试料中准确位置和大体分布形态，以便决定如何进一步取样，在检测站对试料进行精确检测定位，进一步确认缺陷的具体位置，检测还发现此缺陷呈片状分布。

对于2号料，为确定密集性缺陷在试料中准确位置和大体分布形态，以便决定如何进一步取样，首先对其进行低倍检验。2号料径向面用10%~20%过硫酸铵水溶液冷酸洗低倍检验形貌（见图1），在检验面上呈现有较均匀、较密集分布的偏析线，最长约为8mm，最宽不超

来，可能与本试验的锻后冷却方式和锻前加热温度测定手段有关。试件经高温变形后直接入300℃电炉内，由于锻件本身热量使炉温升高，升至680℃后保温3h。在这个过程中，首先减慢了高温阶段（900~970℃）的冷却速度，有可能使ALN在此阶段先析出一部分于奥氏体晶界上；又由于随后的680℃保温3h，提前完成了AlN的低温析出（低温析出峰）过程，使得随后的正火、回火对本质晶粒度的影响不明显。另外，锻前加热温度测定误差较大，温度间隔小，即F检验显著性小。

5. 结语

（1）锻造加热温度应高一些（1250℃）。

（2）变形程度不宜过大（≤46%，锻后入炉300℃电炉，待炉升至680℃保温3h，出炉空冷）。

（3）正火温度低一些（930℃）。

（4）回火温度适中（710℃）。

采用上述工艺参数，只要棒材本晶合格，就可以提高锻件本质晶粒度的合格率。

根据上述四个参数，又进行了补充试验。试验用料采用第21、223试验号的剩余试块（1250℃锻造，变形量22%未正火、回火），进行930℃正火，保温2h，710℃回火，保温3h。试验结果为：21号7级、22号8级、23号6级。补充试验结果，进一步说明了本试验结论。

作者简介：董芳，中航工业惠阳航空螺旋桨有限责任公司。

MW 20161213