

# 模锻加热工艺对GH36合金组织和性能的影响

第二重型机器厂 刘公安

GH36合金涡轮盘锻件对最终热处理制度很讲究,但对于比最终热处理温度高得多的模锻加热工艺却未给以足够重视。可以预料,这样高的加热温度必然会给合金的性能和组织带来重大影响,只是这方面的系统工作尚未见到。

在模锻生产中,由于设备和操作原因,经常发生加热温度、时间超出工艺要求的事故,对这些加热件进行质量评定的时候,手头必须有不同加热温度对该合金性能影响、合金过烧判定依据方面的数据,但这方面的资料也找不到。

本工作的目的就是试图解决这两个问题。

## 试验方法

试验用料采用大冶钢厂供给的一级盘锻件毛坯(炉号为571144,共三件),化学成分符合技术条件要求。为进行对比,还采用一件熔检试样(炉号为68136),化学成分合格。

加热试验采用两组工艺:正常模锻加热工艺试验采用1200℃(工艺上限)和1180℃(工艺下限),分别保温2、4、8小时;过烧试验采用1250℃和1300℃,前者保温2、4、8小时,后者保温2、4小时。

所有试验,除1180℃试验采用熔检试样以外,全部从锻件毛坯上取样。锻件毛坯的性能试样在轮缘上沿切向切取。熔检的试样沿纵向切取。所切试样与毛坯按该合金的标准热处理工艺,同炉进行热处理。

从锻件毛坯取样时,每种性能取两件;从

熔检样上取样时,每种性能取四件。绘图时取平均值。组织评定在性能试样头部进行。腐蚀剂为5克 $\text{FeCl}_3$ +50毫升 $\text{HCl}$ +100毫升 $\text{H}_2\text{O}$ 。

## 试验结果

不同温度、不同时间加热后的性能,如图1和图2所示。可以看出,在工艺上限(1200℃)和下限(1180℃)温度加热后,各项性能变化规律很接近。加热4小时以内,室温强度( $\sigma_b$ 、 $\sigma_{0.2}$ )不仅可保持原材料水平,而且略有提高。保温8小时,数据才出现明显下降。加热8小时以内,高温持久略有下降的趋势。加热2小时,合金塑性( $\psi$ 、 $\delta$ )和冲击韧性( $a_k$ )有明显提高,继续保温则变化不大;合金硬度(HB)略有下降,继续保温则无明显变化。

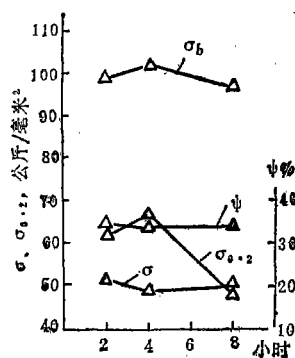


图1 1180℃加热时的性能变化  
(68136熔检样)

从图2可以看出:在1250℃加热、保温2小时之内,室温强度保持原材料水平;2~4小时

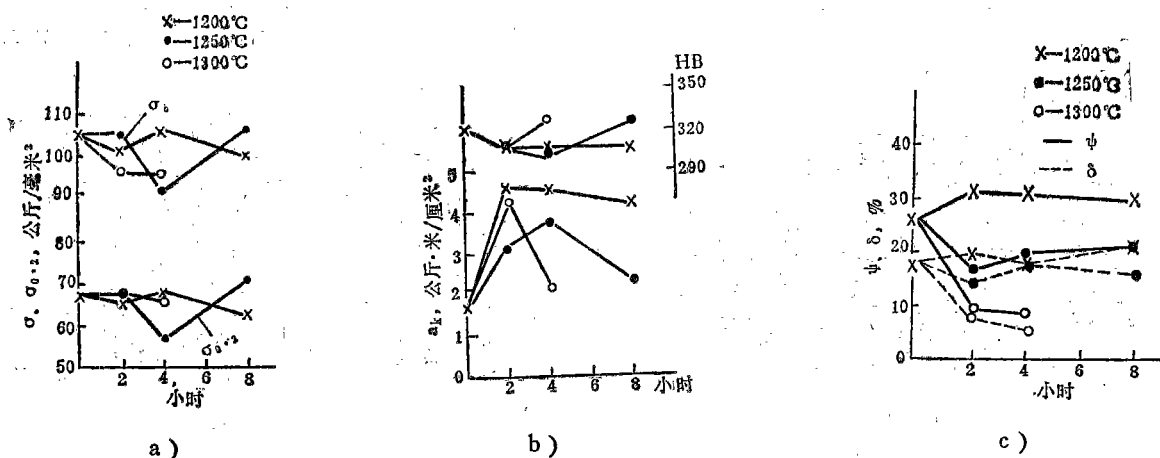


图 2 不同温度不同时间加热后合金性能的变化

出现大幅度降低;4~8小时又出现大幅度升高。保温2小时,塑性明显下降,继续保温变化不大;保温4小时之内, $Q_k$ 值升高,保温4小时则大幅度降低。保温4小时之内,硬度一直降低,4~8小时之内出现大幅度上升。

保温2小时,持久强度大幅度下降,增加保温时间无明显变化。

从图2可以看出:1300°C保温4小时,除 $\sigma_{0.2}$ 下降幅度较小外,室温及高温强度、塑性均大幅度下降。保温2小时,硬度下降,韧性上升。保温4小时,硬度上升, $a_k$ 值大幅度下降。

不同温度、不同保温时间加热后,合金晶粒度变化如表1所示。在正常模锻工艺温度下加热8小时,合金晶粒随保温时间增加而长大。

表 1 不同加热后的晶粒度变化

加热温度 \ 保温时间	未加热	2小时	4小时	8小时
1180°C预加热 (68136-6-2)		5	4~3	3~1
1200°C预加热 (2-2)		4~5	3~5	2~4
1250°C预加热 (4-1)	5~4	2~3	2~3	2~1
1300°C预加热 (7-6)		1~2	1~2	

1250、1300°C加热2小时后,晶粒即不发生大的变化,原因是保温2小时后合金晶界发生了组织变化。

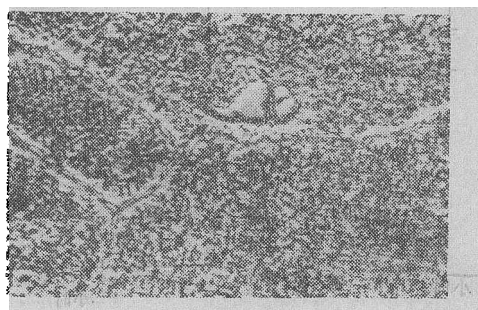
不同温度不同保温时间加热以后,合金组织变化如图3、4所示。合金原始组织是不均匀的,存在明显偏析,在正偏析区内经电子探针分析证实C、V、Cr、Nb元素富集。偏析区存在大块过剩相,主要成分除NbC外,并含有不同含量N、V元素。合金中还存在大量粒状过剩相,其主要成分为C、V、Nb、Cr元素。在正常状态下晶界析出相为 $Cr_{23}C_6$ ,晶内存在黑色细点状析出相,放大后如图3所示,它呈平行四边形,尺寸为2000~3000 Å,它的形状和尺寸与VC不同,VC一般呈球形,尺寸为70~110 Å (图3)。由于尺寸仍然太小,未能用探针直接测出其精确成分,但发现Cr含量比基体高,根据有关文献,可认为该相为 $Cr_{23}C_6$ 粒子。



图 3 原始组织 (正偏析区)

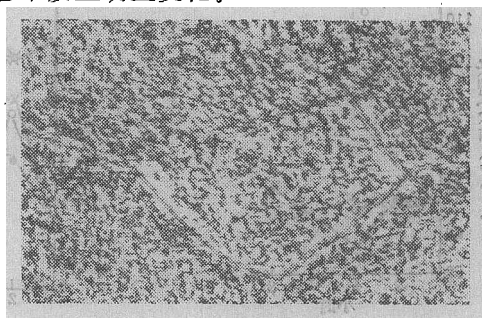
在负偏析区内，无过剩相，晶内析出的 $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ 粒子也很少。

1180~1200℃保温4小时组织无明显变化，



a) 正偏析区

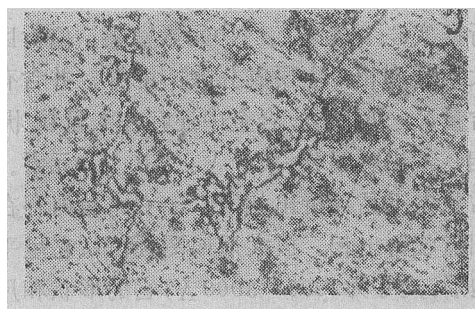
保温8小时可使正、负偏析区组织差别减小，晶内基体上析出大量 $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ 粒子（图4），晶界状态未发生明显变化。



b) 负偏析区

图4 1200℃保温8小时后合金的组织

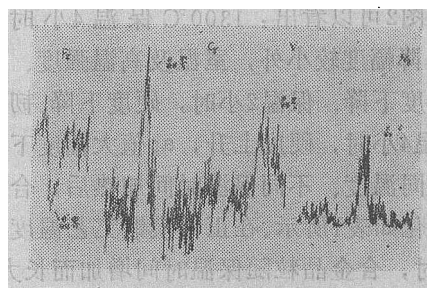
1250℃加热使合金正、负偏析区的组织差别消失。保温2小时，晶界析出物增多，晶内 $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ 粒子也明显增加。保温4小时，晶界析出相当严重，晶内析出大量 $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ 粒子，比1200℃保温8小时的试样还多。保温8小时，晶界析出很严重，出现共晶体；晶内析出的 $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$



1000×

a) 1250℃×8小时

粒子却很少；但出现一个个黑斑，黑斑之内有集聚的颗粒状析出（图5a）。电子探针分析表明（图5b），晶界除了铬的碳化物（ $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ）以外还有Nb、V碳化物。晶界上的共晶体（图6）也是Nb、V、Cr的碳化物，三种元素不同时存在，要么Nb、V富集要么Nb、Cr富集。晶内黑斑中的颗粒析出物成分与共晶体相同。



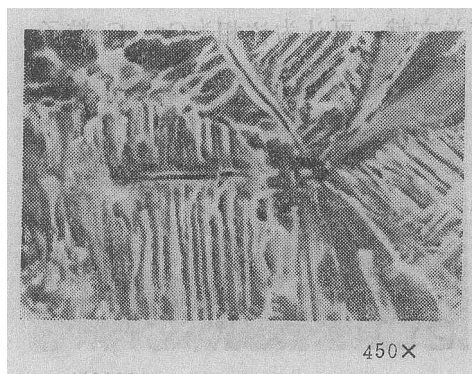
b) 图5a晶界元素线分布

图5

1300℃加热也使合金正、负偏析区组织差别消失。保温2小时使晶界析出物增多，晶内 $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ 粒子明显增加。保温4小时的组织与1250℃保温8小时的组织接近；晶界析出严重并出现共晶体，晶内 $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ 粒子很少，但出现上述由集聚颗粒组成的黑色斑点。

块状与颗粒状一次过剩相在高温下要发生变化，在不同温度加热后这些相的变化如图7所示。

原材料内大块过剩相形状规则，与基体有



450×

图6 断裂晶面上的共晶体

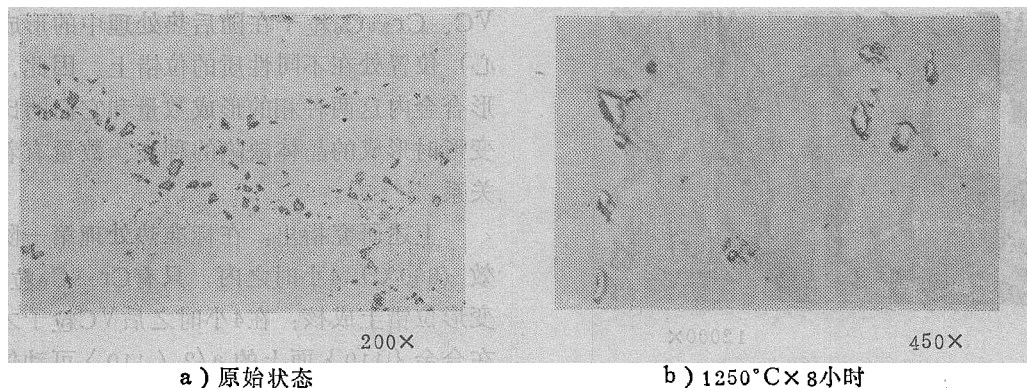


图 7 不同温度加热后合金过剩相的变化

明显界限,在其附近存在大量颗粒状过剩相(图7)。1200℃保温8小时,大块过剩相无变化,颗粒过剩相大为减少。1250℃保温8小时和1300℃保温4小时的情况接近:颗粒过剩相完全溶解,大块过剩相有变圆倾向,块状产生破碎,与基体联结处界限不清,这是高温加热引起该相部分溶解的结果。

不同温度和保温时间加热后的试样,在标准热处理后,可以由合金晶内显微硬度的变化粗略确定合金时效强化效果的变化。由图8可以看出,原材料正、负偏析区晶内硬度相差较大,正偏析区395HV,负偏析区只有365HV,说明组织不均匀。

1200℃保温4小时使合金正、负偏析区晶内硬度均有提高,但负偏析区的提高幅度大,说明此时合金的基体强化高而均匀。保温8小时引起合金正偏析区晶内硬度下降,负偏析区无变化,所以,此时合金基体强化程度降低。

1250℃保温2小时,使正偏析区晶内硬度下降,负偏析区上升,两区硬度趋于一致。保温

4小时使合金正、负偏析区晶内硬度大幅度降低,数值相等,说明合金基体的强化低而均匀。保温8小时使晶内硬度大为提高并超出原材料水平,正、负偏析区硬度相等,说明合金基体强化高而均匀。

1300℃保温2小时使正偏析区晶内硬度下降,负偏析区上升,两区数值相等(380HV)。保温4小时引起的硬度变化与1250℃保温8小时相同。

不同温度加热后拉伸断口的变化与冲击断口相似。现以拉伸断口为例说明如下。

原材料断口呈“树皮”状,可见到条条夹杂物亮线,这显然与合金的树枝状偏析有关,显微断口为穿晶韧断,以大块过剩相为起源形成大韧窝,颗粒过剩相形成小韧窝。

1200℃短时加热(<4小时)断口与材料相似,只是偏析特点不明显。保温8小时的拉伸断口仍以沿晶韧断为主,只是无偏析特点。此时开始出现部分沿晶断口,是晶界析出物引起的沿晶韧性断裂。

1250℃短时加热的拉伸断口是以沿晶韧性断裂为主的穿晶和沿晶混合断裂,长时加热的拉伸断口全部为脆性沿晶断裂。

1300℃保温2小时的拉伸断口仍是以沿晶为主的韧性断裂,只是韧窝很微细。4小时加热的试样除断口周围有穿晶特点之外,其余全是大颗粒沿晶断口,属于大量晶界析出物引起的脆断(图9)。

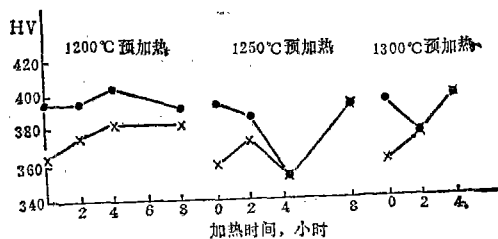


图 8 不同温度和时间加热后合金晶内显微硬度的变化

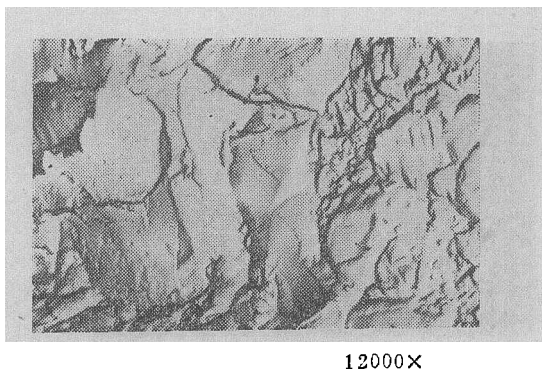


图 9 1300°C保温4小时的拉伸断口

## 试验结果讨论

正常模锻加热工艺温度下加热时,合金性能、组织的变化规律是很重要的,因为它要决定合金的使用性能。如上所述,在该温度范围内加热主要的性能变化有二:该温度长时加热使合金的强度性能大幅度降低;该温度加热可使合金塑、韧性明显提高。

决定强度性能( $\sigma_b$ 、 $\sigma_{0.2}$ )有三个因素:基体强化状态;晶界状态和晶粒度。1200°C、8小时加热使晶粒长大2~4级,这是强度性能降低的原因之一。更重要的是,在此条件下,基体上的 $Cr_{23}C_6$ 粒子异乎寻常地多(图4)。由于这种相的颗粒粗大,本身并无强化作用,但它可以侵占合金中大量的强化元素碳而使强化相VC的形成数量相应减少,进而使合金产生弱化,图6表明的晶内硬度显著降低,即是其弱化反映。换句话说,1180~1200°C长时加热使合金产生弱化,是合金基体上大量形成 $Cr_{23}C_6$ 粒子的原因。

关于GH36合金基体上的 $Cr_{23}C_6$ 粒子的性质、与强化相VC的关系、它们的形成机理等问题,国外作了系统、详尽的研究,在此可借以说明我们的试验结果。

铸造状态的GH36合金VC相、 $Cr_{23}C_6$ 粒子很少,热处理后合金中的强化元素碳大多形成VC相,合金的强度还是相当高的。

合金经过锻造变形后,情况就大不一样,

VC、 $Cr_{23}C_6$ 粒子在随后热处理中的形成(核心)位置处在不同性质的位错上。因此,在变形合金内这两种相的形成数量和它们的比例与变形时形成的晶体缺陷的种类、数量有着极大关系。

上述研究指出:在标准热处理第一阶段时效(630°C)4小时之内,只有 $Cr_{23}C_6$ 粒子在变形位错上成核;在4小时之后VC粒子才开始在合金 $\{110\}$ 面上的 $a/2\langle 110\rangle$ 可动位错上成核。这就是说, $Cr_{23}C_6$ 粒子在热处理时先期成核,而且,它的成核位置比VC相广泛。

锻件毛坯是经过高温变形的,其中要保留相当部分变形晶体缺陷。这些缺陷在低于其变形温度下重新加热时并不会消除,在高于变形温度下加热时,依据温度的高低这些晶体缺陷的消除时间也有不同。

1200°C、4小时加热还不足以消除锻件毛坯内残余的变形晶体缺陷,由于该温度下颗粒过剩相的溶解,使合金中强化元素固溶度增加,有利于时效效果,所以,合金强度性能有所提高。

但是,在1180~1200°C保温时间超过4小时时,锻件毛坯内的残余变形晶体缺陷大量消除,只剩顽固的集聚晶体缺陷。加热后的合金在随后的热处理时, $Cr_{23}C_6$ 粒子先期生核后,由于合金内的晶体缺陷不利于VC成核,所以碳元素可以源源供给 $Cr_{23}C_6$ 粒子长大,这就改变了 $Cr_{23}C_6$ 和VC这两个相的数量比例,从而使合金产生了明显弱化。

1200°C加热使合金塑、韧性提高的原因可作如下说明。

原材料塑性、韧性低的原因从其组织和断口上即可明显看出:枝状偏析相当严重,枝晶轴、枝晶间的强化水平存在很大差别,这当然要降低合金的塑、韧性;组织中存在大量块状、颗粒状过剩相(图7),它不仅是断裂起源而且这种脆性相本身在断口上也占相当大的比例。

1180~1200°C加热,使枝晶偏析元素扩散

均匀, 强化变得均匀, 颗粒状过剩相的溶解使断裂起源减少, 断口上的脆断成分也减少, 这些都会提高合金的塑、韧性。

1250℃、1300℃加热时的性能变化, 也可用上述的理由予以解释。

1250、1300℃加热使合金严重脆化, 这是因为: 合金晶粒粗大; 晶界析出大量的脆性含Nb、V碳化物相和共晶体; 拉伸断口出现微细韧窝造成的半脆性或大量晶界脆性相造成的脆性沿晶断口; 晶内出现集聚碳化物造成的黑色斑点, 它不仅增加晶内脆性相的数量, 而且增加合金基体的强化不均匀性; 一次过剩相的溶解引起金属基体的疏松。具有这些组织的材料不仅难以成形, 而且也是不能使用的。这就是合金产生了过烧的结果。

如上所述, 合金的过烧过程包括碳化物的溶解和重新生成两个过程。而且, 这两种碳化物的成分是相同的。合金产生脆化, 出现沿晶断口仅仅是这个过程的结果。这就是说, 过烧过程的实质是碳化物的溶解和形成, 即碳化物的转移过程。

块状过剩相各处的成分并不是完全均一的, 高温加热时总是有的区域最先溶解, 这就导致块状过剩相的破碎。溶解出的C、V、Nb等元素在向基体内部扩散以后, 必然使剩余部分变为疏松, 在试样腐蚀时此处即有可能形成空洞。

在分析1300℃保温4小时后水冷的试样时, 发现晶界上有碳化物和共晶体, 这说明在高温加热时不仅有碳化物溶解而且有碳化物的形成, 显然, 作为这个过程的前提, 必然存在这些元素向晶界的扩散过程。

一次过剩相的溶解, 使合金基体C、V、Nb等元素的过饱和度提高, 高温加热过程本身也会促使这些元素在晶界处富集。所以, 在最终热处理过程中, 必然使晶界析出加剧, 其性质也会发生变化, 从单一的 $Cr_{23}C_6$ 相析出变为V、Nb、Cr碳化物共存。

当进一步提高加热温度时, 一次过剩相的

溶解加速, 当基体内C、V、Nb等元素的过饱和度达到极限值时, 在元素富集处会形成新的碳化物核心, 合金元素的进一步扩散, 将使这些相进一步长大, 根据质、能平衡原理, 这种长大过程必然呈现树枝状形式, 这就形成新生共晶体。这种共晶体, 晶内晶界均可形成。如果晶内形成的核心数量多, 但扩散条件不足的核心未必长大成共晶体, 只是形成一堆过剩相颗粒, 这就形成过烧组织中所见到的晶内黑斑。

如果加热温度不太高, 晶界析出的碳化物数量不太多, 那么拉伸断口为韧性沿晶断口。当加热温度更高、保温时间更长时, 则晶界析出大量碳化物相, 这将使拉伸断口变为脆性沿晶断口。

如上所述, 由于过烧引起碳化物的变化, 进而引起合金性能的变化, 在这些变化中最直观的判据是合金拉伸断口从穿晶断裂变为基本沿晶断裂。试验证明当达到某一温度时, 合金的组织发生明显变化, 合金发生沿晶断裂的本质的变化, 使得合金一系列性能发生明显变化, 这个温度可定为GH36合金的过烧开始温度, 经过大量试验, 确定这个温度为1220℃。

## 结 论

1. 正常模锻工艺温度范围(1180~1200℃)内保温4小时, 合金的各项常规性能均有提高, 塑性、冲击韧性提高较为明显。保温8小时, 将使合金的强度大幅度降低。

2. 试验表明, GH36合金过烧有如下特征: 合金塑、韧性较低; 晶粒粗大; 晶界析出严重; 组织中出现空洞, 新生成共晶体和晶内黑斑; 室温拉伸断口变为沿晶断口。在这些特征中最直观的判据是室温拉伸断口由基本穿晶变为基本沿晶, 开始这个转变的温度为1220℃。

(参考文献略)