

GH33 合金锻造涡轮叶片晶粒粗大问题

四三〇厂 谭杰巍

GH33 是一种以镍为基体的奥氏体型高温变形合金, 合金化程度很高, 组织结构复杂。其化学成份与苏联ЭИ437Б和英国N80A合金相当。而N80A合金除碳、铝含量稍高于GH33合金外, 还含有2%钴。GH33合金的化学成份见表1。

这些高温合金在700~800℃的范围内具有良好的组织稳定性和高温综合性能。因此, 广泛地用于制造航空发动机的涡轮叶片等零件。但是在锻造变形过程中, GH33合金和其它镍基合金一样, 具有工艺塑性低、变形抗力高、相位成份复杂、导热性差、再结晶温度高而速度低、没有相的重结晶等特点。因而给热加工工艺带来了技术上的复杂性。由于没有相的重结晶, 叶片所需的晶粒组织大小, 只能在塑性变形的情况下才能得到(除因固溶处理温度过高而引起聚集再结晶外)。

在塑性变形过程中, 晶体被滑移面分为一系列晶块, 这就是在塑性变形时改变或细化晶体的原因之一。由于塑性变形发生于滑移平面(晶内变形)和晶界附近(晶间变形), 在这些区域具有很高的自由能。据有关资料介绍, 在滑移平面, 可以析出足以使金属单元体积熔化的热能, 此能量也就成为再结晶晶核形成的激发能。所以, 加工再结晶中心总是在滑移平面和晶界上能量最大的地方开始。在小的变形

时, 形成较少的晶核或中心。在大的变形时, 则其数量较多。同时, 在很大的变形下, 再结晶开始得较早, 并以较快的速度从很多中心进行, 从而在聚集再结晶还没有发展的时候, 差不多都获得细晶粒组织。生产实践表明, 在临界变形范围内变形, 总是出现粗大的晶粒, 当一个变形体积中变形不均匀时, 在加工再结晶以后, 则出现粗细不等的混合晶粒组织。

变形温度对加工再结晶的影响也是很明显的。温度愈高, 加工再结晶就愈以高的速度进行。当GH33合金锻造温度低于980℃时, 再结晶过程进行得非常缓慢。此时的变形机理为混合变形机理, 获得的晶粒组织为不均匀的晶粒组织。当锻造温度高于1100℃时, 晶粒急速聚长, 即所谓聚集再结晶。聚集再结晶是加工再结晶后开始的另一再结晶过程。聚集再结晶的速度取决于晶体表面能的大小。细晶粒组织有最大的表面能, 在能量关系上是不稳定的。在聚集再结晶时, 以晶体聚长的方式造成组织的稳定状态。所以, 为了获得细小的晶粒组织, 变形温度应该控制在1050~1100℃, 并尽可能地减少高温加热时间。

变形速度也在很大程度上影响加工再结晶的扩展, 变形速度愈大, 则再结晶过程完成的程度愈小, 特别在较低的温度下, 原子振幅较小以及原子扩散位移完成得比较慢, 硬化速度

表1 GH33 合金化学成份(%)

C	Si	Mn	Cr	Ni	Al	Ti	B	Ce
≤0.06	≤0.65	≤0.35	19.0~22.0	余	0.55~0.95	2.3~2.7	≤0.01	≤0.01
Fe	S	P	Cu	Pb	As	Sb	Bi	Sn
≤1.0	≤0.007	≤0.015	≤0.07	≤0.001	≤0.0025	≤0.0025	≤0.001	≤0.0012

比较化速度快, 在较大的变形速度下变形时, 容易出现混合变形机理, 导致大小不均的晶粒组织。然而, 在 $1050\sim 1100^{\circ}\text{C}$ 范围内, 无论是在压力机还是在模锻锤上变形, 对加工再结晶没有什么影响, 而其临界变形范围实际上也一样。

除了上述基本原因以外, GH33 合金涡轮叶片不均匀再结晶过程, 还在很大程度上取决于合金的冶炼方法和操作方式、合金化学元素的含量以及原材料的纯度等。因为, 这决定了晶体的微量化学的非均匀性、宏观化学非均匀性、合金元素的偏析程度以及杂质的含量和不均匀的分布情况。而这些非均匀性影响到加工再结晶的非均匀性。

根据以上诸因素, 我们在锻造GH33 合金涡轮叶片中, 采用了如下的工艺流程:

下料—顶锻 (在 800°C 预热30分钟以上, 转入高温炉中加热至 $1100\pm 5^{\circ}\text{C}$, 保温25~90分钟)—顶锻 (在 800°C 预热30分钟, 转至高温炉中加热至 $1090\pm 10^{\circ}\text{C}$, 保温35~90分钟)—浸涂玻璃—终锻 (加热方法、温度、保温时间同顶锻。在 $\Gamma-50$ 炉中装25件, 然后在2500吨曲轴压力机上进行封闭式模锻)—热处理 ($1080\pm 10^{\circ}\text{C}$, 固溶处理8小时, 空冷, 700°C 时效16小时, 空冷)—机械性能试验。

在锻造过程中, 模具预热温度为 $150\sim 250^{\circ}\text{C}$, 使用二硫化钼润滑剂润滑模具。最后一次理论变形程度: 头部为21.8%, 叶身为38~60%。

锻造的涡轮叶片经机械加工和抛光后, 在纯 HCl (230~260克/升) + H_2SO_4 (40~60克/升) + $\text{CuSO}_4\cdot 5\text{H}_2\text{O}$ (145~165克/升) 的槽液中腐蚀, 并按技术条件宏观检查叶片表面晶粒度。在机械加工24925件涡轮叶片中, 因晶粒粗大和不均匀度超过YB27-64规定而报废了1329件, 废品率达5%以上, 损失约拾余万元。

这些报废的涡轮叶片有以下几种类型:

1. 全身大晶粒

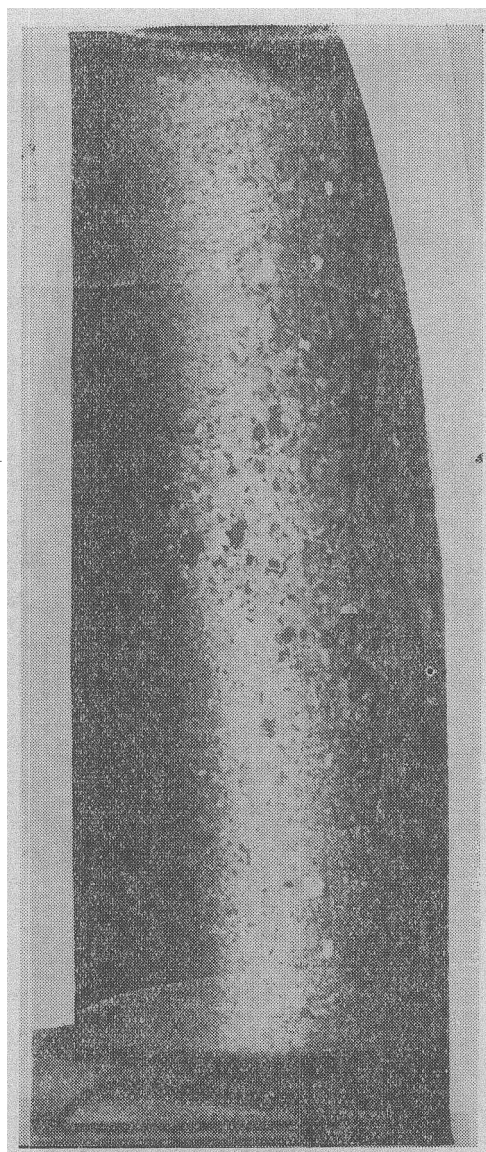


图1 全身大晶粒

这主要是锻造或热处理加热温度太高或在高温下停留时间过长而出现聚集再结晶所致 (见图1)。

2. 叶背不均匀大晶粒

这主要是由于锻造温度较低, 叶背与模具接触时间长, 温度下降较快, 加上模具磨损严重, 变形程度减少, 摩擦阻力增加, 造成更不均匀的变形 (见图2)。

3. 头部和叶身与头部的转角处大晶粒

这主要是由于头部与转角处实际锻造温度

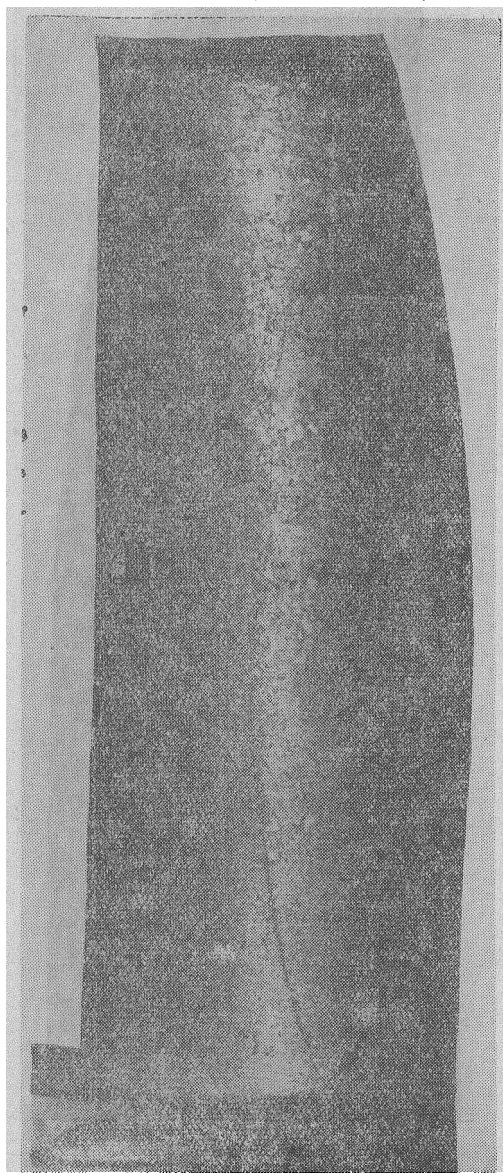


图 2 叶背不均匀大晶粒

太高，叶片在炉中处于规定锻造温度的上限或超过上限所致（见图 3）。

4. 叶身局部大晶粒

这主要是合金的化学成份与杂质的偏析或者宏观或微观的化学不均匀性所致（见图 4）。

5. 全身混合大晶粒

这主要是由于实际锻造温度太低，由冷变形和热变形的混合变形机理所致（见图 5）。

6. 榫头的叶盆面单个或局部大晶粒



图 3 头部和叶身与头部的转角处大晶粒

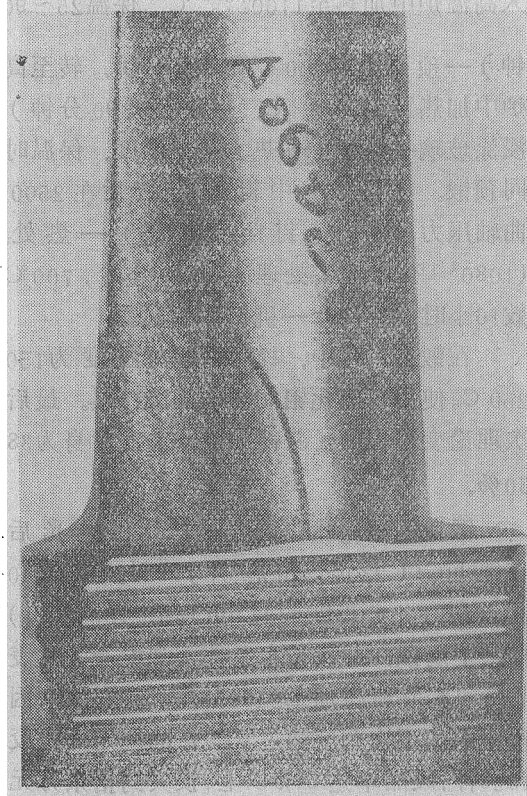


图 4 叶身局部大晶粒

这主要是叶片打字头时出现了临界变形或打字头时叶片温度太低所致（见图6）。

生产实践表明：GH33 合金对晶粒长大的

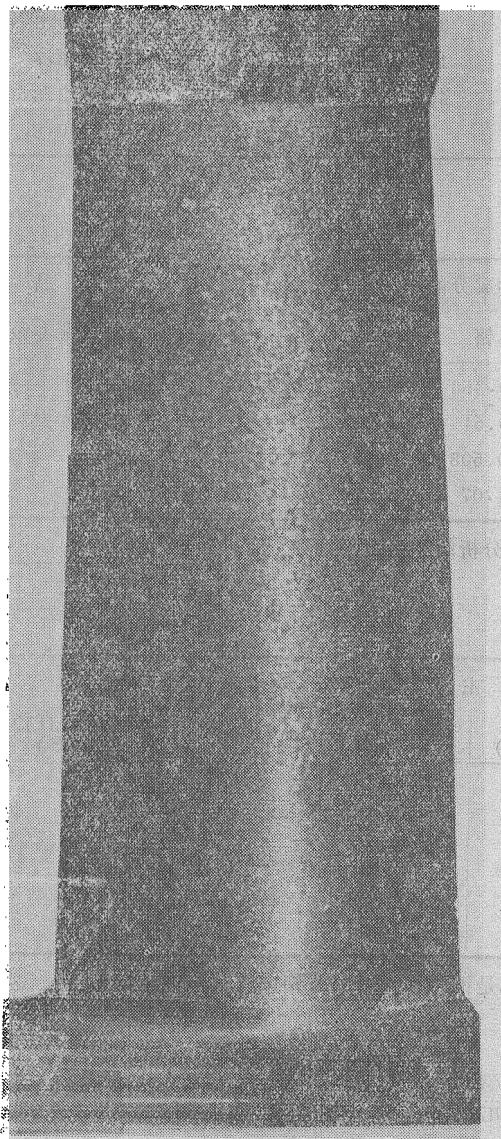


图 5 全身混合大晶粒

倾向性十分敏感，与 N80A 合金相比，在相同的锻造工艺条件下，N80A 合金的晶粒粗大和不均匀性要少得多。在英国，用 N80A 材料锻造涡轮叶片采用如下工艺流程：

下料—涂玻璃—挤杆（ $1090 \pm 10^\circ\text{C}$ ）—在卧式锻机上镦头（ 1090°C ，三次加热，三次镦

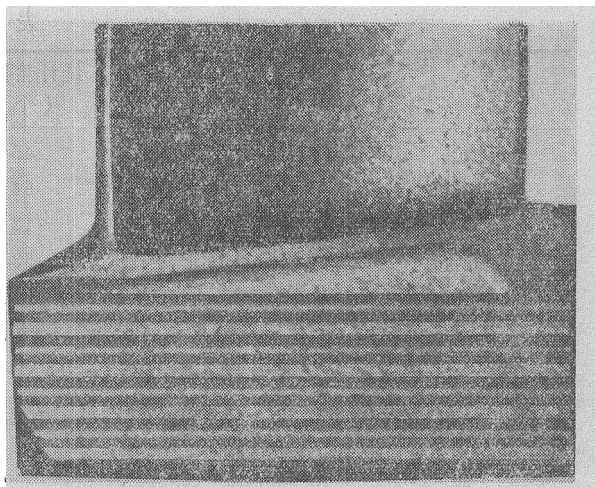


图 6 榫头的叶盆面单个或局部大晶粒

粗）—固溶处理（ $1140 \pm 10^\circ\text{C}$ ，1 小时，空冷）—涂玻璃—终锻（ $1090 \pm 10^\circ\text{C}$ ）—余热切边—固溶处理（ $1080 \pm 10^\circ\text{C}$ ，8 小时，空冷）—蠕变试验—冷校正（按需要）—消除应力退火（ $1080 \pm 10^\circ\text{C}$ ，30 分钟，如不冷校，则不需退火）—经粗加工、电抛光后，在氯化铁溶液中腐蚀（80% 氯化铁+10% 盐酸+10% 水）以检查晶粒度。

在大量的检查过程中，基本上都呈细小弥散的晶粒，很少发现粗大和不均匀的晶粒。我们对 GH33 合金采用类似的锻造工艺试验，晶粒粗大和不均匀性仍然比较明显，而用 N80A 合金按 GH33 合金现行锻造工艺进行锻造试验，发现叶身晶粒度细小而均匀。这说明合金化学成分的微小差异对加工再结晶的影响是明显的。即使是同一牌号的 GH33 合金，由于有关生产厂的冶炼方法有所不同，操作技术水平也不完全一样，因而对化学成分含量的控制也就有差别，从而明显地影响着加工再结晶。关于 GH33 合金的材料质量情况统计和机械性能见表 2~4。

按照耐热合金加工再结晶的一般理论，含有较多杂质的材料，在锻造时，集中在晶粒边界的杂质阻碍了扩散过程的进行，从而造成变形量较大时再结晶过程才开始。同时，临界变

表 2

产 地	冶 炼 方 法	统计熔批数 (个)	机械加工 叶片数(片)	晶 粒 粗 大 叶片数(片)	废品率(%)
上钢五厂	电弧+真空自耗	45	16802	4010	23.9
大冶钢厂	电弧+电渣	54	32444	1159	3.6
长城三厂	电弧炉单炼	12	14891	1308	8.7
抚顺钢厂	电弧炉单炼	33	40105	1107	2.8
本溪钢厂	非真空感应+电渣	63	7187	61	0.8

表 3

产 地	分析、统计批数与次数		主要化学成分的平均含量(%)				粗 晶 平均废品率(%)
	熔批数(个)	分析次数(次)	碳	铬	钛	铝	
大冶钢厂	33	66	0.0415	20.356	2.522	0.833	3.3
抚顺钢厂	36	72	0.041	20.51	2.51	0.80	2.6
上钢五厂	41	82	0.035	20.508	2.49	0.776	24.5
本溪钢厂	52	104	0.0463	21.07	2.579	0.797	0.9

注：化学成分的平均含量系根据冶炼厂和使用厂分别化验分析结果的总平均值。

表 4

产 地	试验统计批数与次数		主 要 机 械 性 能 (700°C)			
	熔批数(个)	试验次数(次)	σ_b (公斤/毫米 ²)	δ (%)	ψ (%)	H _B 压痕直径 (毫米)
长城三厂	9	36	83.9	28.6	26.9	3.6
大冶钢厂	8	46	80.8	21.4	21.8	3.7
抚顺钢厂	5	20	85.0	26.6	28.0	3.5
上钢五厂	15	60	84.0	27.7	28.0	3.7
本溪钢厂	16	68	84.0	22.5	22.9	3.6

注：试验数据除硬度值是由钢厂提供的以外，其他性能都是钢厂和使用厂分别试验结果的平均值。

形范围增宽及再结晶图上曲线最大值增高，在同样变形条件下，可能造成粗大晶粒。采用电弧熔炼+真空自耗比采用非真空熔炼+电渣工艺，材料应该具有更高的纯度。然而，在锻造涡轮叶片的生产实践中，我们统计了几十个熔炼炉批的晶粒粗大的平均废品率，前者比后者却要高25倍左右。这可能是杂质在再结晶温度下，一方面能够成为再结晶核心，另一方面，分布在晶界上的杂质具有阻止晶粒长大的作用。同时，更主要的是本溪钢厂较好地控制了

碳、铬、钛、铝等碳化物和中间化合物形成合金元素的含量，并且保持上限。它具有细而弥散的碳化物质点和以铝、钛元素形成的中间化合物，起着阻碍晶粒长大的良好作用，并且提高了加工再结晶所需的自由能。

由于这些合金元素的含量对热处理后的硬度值有着直接的关系，检验人员在多年的检验中发现，凡是叶片在正常热处理后的硬度值偏低，机械加工后的粗晶粒废品率一般都比较低。

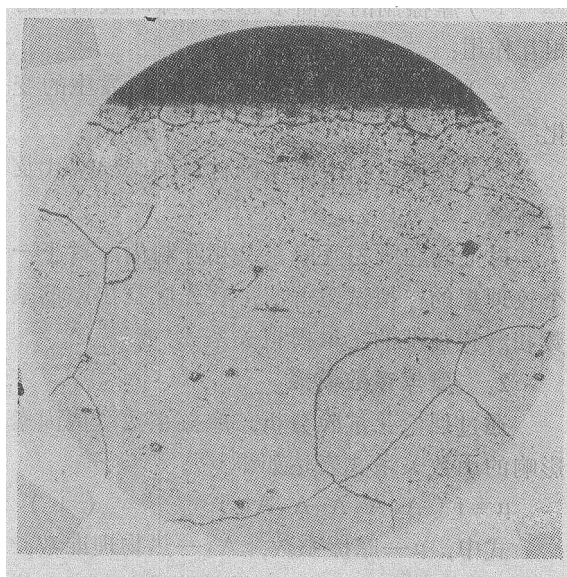
为了改善涡轮叶片的晶粒组织，我们曾用

规定温度的下限锻造，这对降低粗晶废品率稍有作用（见表5）。

此外，对于已超过规定标准的粗晶叶片，可以通过表面喷丸或直接对机械加工后的叶片进行一次 $1060 \pm 10^\circ\text{C}$ 、30 分钟氩气保护退火处理，可以细化表面晶粒（见图7）。这是由于

表 5

材料产地	终锻温度 ($^\circ\text{C}$)	试验数量 (片)	废品数 (片)	废品率 (%)
长城钢厂	1090~1115	119	46	38.6
	1090 ± 10	98	0	0
抚顺钢厂	1100~1120	56	6	10.8
	1080~1090	48	0	0
大冶钢厂	1100~1140	155	5	3.2
	1085~1090	136	0	0
	1103~1113	94	25	26.7
	1094~1100	98	8	8.2
	1080~1087	48	0	0
上钢五厂	1090~1115	8531	2351	27.6
	1080~1090	6830	1200	17.6



× 115

图 7 经氩气保护退火处理的显微组织

机械加工时，加工应力造成了表面层的晶粒破碎和晶粒之间的位移，在退火温度下，得到恢复和再结晶，形成大约0.04毫米厚的细晶层，对于提高叶片的疲劳强度有一定的作用。

简讯

耐270℃的XZ-1高温灌注料

六二一所与一八三厂协作，利用国产材料研制成XZ-1室温硫化的耐高温灌注料。使用时将灌注料调成白色粘稠状液体，可用压注枪（压力4~5大气压，咀部口径 $\phi 3.5$ 毫米）顺利地压注灌封，室温硫化24小时后即成为弹性体。

灌注料的耐温范围为 $-60 \sim +270^\circ\text{C}$ ，电绝缘性能良好，对镀镍的电工钢不腐蚀。

用XZ-1灌注料的模拟电磁铁零件及燃油电磁开关正式产品，通过了振动强度、耐振稳定性、密封性、绝缘电阻和绝缘强度检查，也通过了高空试验、寿命试验、高低温试验及通液检查工作能力等全项试验，没有发生异常情况。试验结束后分解产品，灌注料无裂解现象，不发粘、不发脆亦不“掉渣”，并保持一定弹性，工厂决定采用。有关单位如需要这种材料可与六二一所联系。

（胡少枝）

× × ×

（上接第88页）

（第I报），（日）粉末冶金，Vol.14，№5，1967。

〔3〕Э.Д.Браун，Н.Д.，Моделирование процесса торможения на машине трения ИМ-58，Машиноведение，№2，1965Г。

〔4〕A.Chichinadze，A.Ginzburg，Z.Ignatieva，Theoretical and Experimental Investigation of Friction under Braking，First European Tribology Congress，1973。

〔5〕重载制动摩擦材料的组织变化，三机部六二一所，1979年。