

全国铸造学会
铸钢及熔炼学组
第二届年会论文

凿岩机钎卡精铸用钢的研究

沈阳机电学院 沈阳风动工具厂

张文辉 执笔

一九七九年七月

凿岩机钎卡精铸用钢的研究

沈阳机电学院 沈阳风动工具厂

张文辉 张家安 刘玉超 张玉荣 李修章*

一、引言

风动凿岩机是矿山采掘, 大打矿山之仗的主要设备, 也是国防施工, 水利建设, 地下工程的重要工具。建国以来, 风动凿岩机从设计到制造, 有了很大的发展。我国自行设计、制造的新型凿岩机的诞生, 对开发矿业作出了很大贡献。然而, 目前国产气腿凿岩机还普遍存在机件寿命短、新工艺、新材料质量不稳定等问题。此外另一突出矛盾是凿岩机钢材利用率相当低, 仅有32.4%。究其原因, 是由于大部分件均采用锻造后加工的生产方法, 不仅消耗大量加工工时, 而且造成很大的金属浪费。据初步估算, 如将钎卡、架体、机头、缸体四个件由锻造改为精铸, 以年产25000台凿岩机计算, 则每年可节省优质钢材400吨, 节约加工工时40000余个。可见, 在凿岩生产中走以铸代锻的途径, 其经济意义是很可观的。但是, 在考虑经济意义的同时, 必须兼顾技术效果, 方有采用和推广价值。鉴此, 研究出一个新钢种来, 使其精铸件在综合性能上赶上甚至超过锻件, 实乃势在必行。

基于上述原因, 我们开展了“凿岩机钎卡精铸用钢的研究”。之所以瞄准钎卡, 是因为它受力条件最复杂, 工作状态最恶劣。众所周知, 凿岩机的冲击频率很高, 扭力矩和冲击功亦很大(如表1所示), 而且还要承受岩石及另部件之间的磨损。因此要求钢材具有很好的强度性能、塑性、韧性性能和耐磨性能, 而钎卡则首当其冲。可以想见, 能满足钎卡工作要求的钢种, 移植到其他另件上去是不成问题的。从而我们认为, 钎

表1

项目名称 单位 型号	机器重量		工作压力	冲击次数	冲击功	扭力矩	耗风量
	公斤	缸直径 毫米					
			公斤/厘米 ²	次/分	公斤—公尺	公斤/厘米	米 ³ /分
日本TY24	24	66.7	5	1950	6	140	2.7
芬兰K90	30	90	5	2350	6.5	220	3.3
瑞典BB090	28	90	5.6	3000	8	220	4.5
国产7655	24	76	5	2100	6	150	3.2

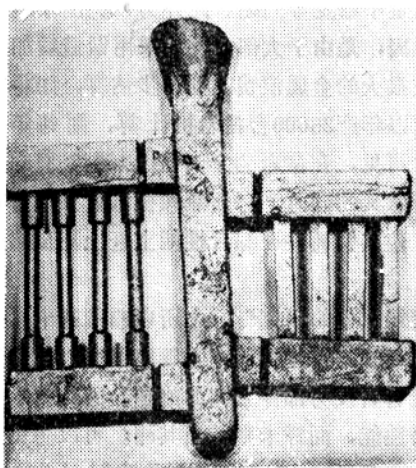
*此项研究得到了沈阳机电学院机械二系杨景祥副教授的大力指导。参加研究工作的还有高乐云、刘晨、宫肇源、霍灵霞、孙福林、张庆润、陈恒新等同志。

卡精铸用钢的研究，将会给整个风动凿岩机行业走以铸代锻之路打开一个突破口。

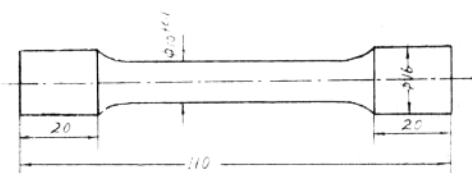
二、生产条件下的试验

钎卡一直沿用锻造后加工的生产方法，但也进行过用ZG20Cr精铸的偿试，由于其性能偏低（ $\sigma_s = 24$ 公斤/毫米²； $\sigma_b = 50$ 公斤/毫米²； $\delta = 20\%$ ； $\psi = 23\%$ ； $a_k =$ 公斤·米/厘米²），精铸出的钎卡件，有的装机试打几天就报废了。由此，我们在ZG20Cr的基础上，采用微量元素合金化加孕育的方法，进行了一些试验研究。

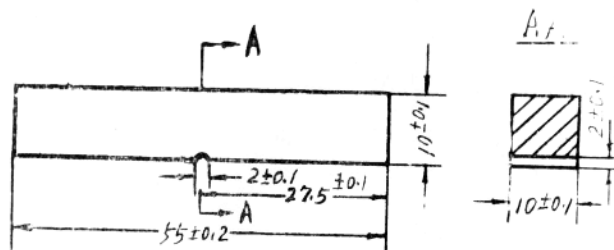
熔炼是在精铸车间150公斤中频感应电炉上进行的，共进行八炉试验，主要是加入微量的钒、氮，适当地调整了锰量，并加稀土合金孕育。钒以钒铁（含V46.1%；C0.5%）、氮以氮化铬（含N4.23%；C0.042；Cr68.56%）在用铝终脱氧后加入炉中，1#稀土合金系加在包底用钢水冲浇。拉伸及冲击试样采用精铸的方法，每组拉伸和冲击试样各4支，喷砂清整后，拉伸试样不再进行任何加工，而冲击试样也仅稍加磨削并铣出缺口即可。精铸试样的组合情况及拉伸、冲击试样的尺寸见图1，（a）、（b）、（c）。



（a）精铸试样组合图片



（b）拉伸试样



（c）冲击试样

图 1

整个试验工作分两个阶段进行。前四炉为第一阶段，目的在于探索钒、氮及稀土在 ZG20Gr 和 ZG45 中的行为；后四炉为第二阶段，带有重复和验证的性质，只是有意扩大了合金元素的加入量范围，并在第八炉适当地提高了含锰量，总的结果与前四炉很相近。为简明起见，仅将前四炉的化学成分，力学性能及相应的热处理工艺列于表 2。试样编号采用三位数表示，第一位数代表炉次，第二位数代表钢种，第三位数代表热处理工艺，如 1—退火；2—正火；3—油淬回火；4—10% NaCl 溶液淬火回火 其具体规范分别见图 2，(a)、(b)(c)、(d)。

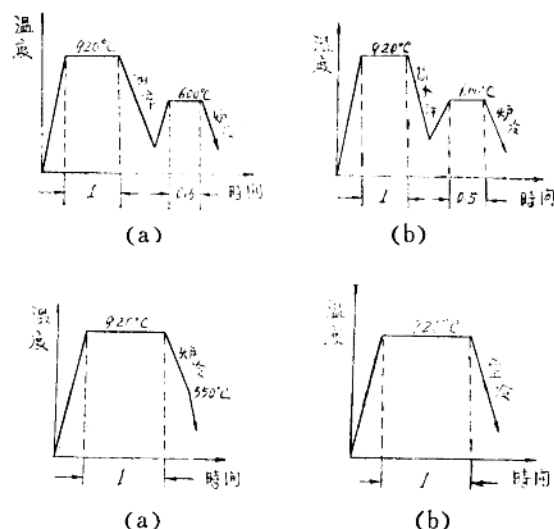


图 2

在实验室试验、摸索微合金化及孕育处理后金相组织、力学性能变化规律的基础上，为了进行生产现场的实际考查，在第四及第八炉熔炼时，分别用 ZG20Cr、ZG20CrVRe 和 ZG20CrMnRe 的钢水浇注了两批钎卡件。

钢种	编 号	化 学 成 分								
		C	Si	Mn	P	S	Cr	V	N	Re
ZG20Cr	111 — 1	0.24	0.33	0.59	0.022	0.009				
	— 2									
	— 3									
	— 4									
	112 — 1									
	— 2									
	— 3									
	— 4									
ZG20CrV	121 — 1	0.28	0.38	0.62	0.022	0.01	0.95	0.09		
	— 2									
	— 3									
	122 — 1									
	— 2									
	— 3									
	— 4									
ZG20CrV	131 — 1	0.24	0.42	0.60	0.017	0.015	0.97	0.14		
	— 2									
	— 3									
	132 — 1									
	— 2									
	— 3									
	133 — 1									
	— 2									
	— 3									
	134 — 1									
	— 2									
	— 3									

表 2

机 械 性 能										备 注
σ_s 公斤/毫米 ²	σ_b 公斤/毫米 ²	σ_s/σ_b %	δ %	ψ %	a_k 公斤·米/厘米 ²	H B				
29.4	51.4	57.0	11.4	22.0	6.7	156				
28	50.4		11	17.5	3.2					
28	50.4		11	17.2	—					
28.6	47.8		7.6	22.5	—					
31.8	55	60.8	8.6	32.7	6.7	187				
32	52.3		8	27.6	7.0					
31.8	52.3		8	17.2	—					
—	49.6		7.7	17.2	—					
31.3	51.6	60.0	13.0	17.2	4.7	149				
30.9	52.0		11.4	27.6	6.2					
31.8	52.3		16.0	27.2	6.2					
47.8	69		12.0	17.2	5.9					
42.0	59	72.7	9.4	17.2	5.2	187				
44.5	61		10.8	22.5	8.7					
44.5	60		6.4	17.2	—					
32.0	51.4	62	12.8	22.5	—	179				
30.0	47.0		8.4	17.0	—					
31.8	50.0		9.2	17.5	—					
48.4	62.0		8.2	17.2	4.0					
48.4	64.0	76	14	11.6	2.8	179				
48.4	69.0		5	22.5	6.5					
51.0	98.0		—	—	4.5					
—	98.0		—	—	4.6					
—	98.2	135	—	—	4.5	179				
—	138		—	—	1.64					
—	135		—	—	1.25					
—	142		—	—	2.25					

钢种	编 号	化 学 成 分								
		C	Si	Mn	P	S	Cr	V	N	Re
Z G45	211 — 1	0.49	0.28	0.59	0.014	0.007				
	— 2									
	— 3									
	212 — 1									
	— 1									
	— 2									
	— 3									
Z G45 V	221 — 1	0.46	0.32	0.56	0.015	0.007		0.12		
	— 2									
	— 3									
	— 4									
	222 — 1									
	— 2									
	— 3									
Z G45 V	231 — 1	0.48	0.30	0.53	0.015	0.009		0.30		
	— 2									
	— 3									
	232 — 1									
	— 2									
	— 3									

表 2

机 械 性 能											备注	
σ_s 公斤/毫米 ²		σ_b 公斤/毫米 ²		σ_s/σ_b %	δ %		ψ %		a_k 公斤·米/厘米 ²			HB
30.5		54.5			9.0		19.0		2.0			
30.5	30.4	54.5	53.6	59.0	8.0	7.7	19.0	19.0	2.25	2.25		
30.2		52.0			6.0		19.0		2.5			
40.0		61.0			6.0		19.0		4.15			
39.4		59.7			8.0	7.5	17.0	16.5	2.5	3.2		
38.8	39.3	59.7	59.0	67.0	7.0		19.0		3.0			
38.8		56.7			9.0		11.5		3.1			
33.8		57.4			8.0		22.5		2.5			
33.8		54.0			9.0		19.0		3.3			
34.0	33.8	54.0	55	61	9.0	8.5	19.0	19.9	3.3	3.0		
31.8		54.5			8.0		19.0		—			
43.4		63.6			9.0		19.0		2.9			
44.5		64.0			7.0		17.0		3.1			
46.5	45.5	60.7	61.7	73	7.0	7.5	17.0	17.0	2.4	2.8		
47.7		58.5			6.0		15.0		2.8			
33.8		54.5			9.0		19.0		2.6			
35.0	34.4	51.0	54.2	63	—	10.5	—	19.0	2.6	2.6		
34.4		57.2			12.0		19.0		2.6			
47.0		54.1			—		—		2.5			
44.5	44.2	58.0	55.7	79	9.0	7.5	19.0	15.3	3.4	2.8		
42.0		55.0			6.0		11.5		2.4			

钢种	编 号	化 学 成 分 %								
		C	Si	Mn	P	S	Cr	V	N	Re
Z G20Cr	412 —1	0.22	0.25	0.42	0.018	0.01	0.91			
	—2									
	—3									
	—4									
	413 —1									
	—2									
	—3									
	—4									
Z G20Cr V	422 —1	0.22	0.29	0.41	0.017	0.14	0.91	0.15		
	—2									
	—3									
	—4									
	423 —1									
	—2									
	—3									
	—4									
Z G20Cr V Re	432 —1	0.21	0.34	0.43	0.019	0.012	0.91	0.07		0.036
	—2									
	—3									
	—4									
	433 —1									
	—2									
	—3									
	—4									

表 2

机 械 性 能							备注
σ_s 公斤/毫米 ²	σ_b 公斤/毫米 ²	σ_s / σ_b %	δ %	ψ %	a_k 公斤·米/厘米 ²	HB	
26.0	48.0	60	20.4	42.0	11.5	12.75	
28.7	46.5		15.0	42.0	13.0		
27.4	47.3		18.8	45.0	14.0		
27.4	47.3		16.4	40.8	12.5		
—	74.3		—	—	6.9		
—	68.2	72.1	6.6	34.4	4.5	6.0	
—	70.8		—	—	6.75		
—	75.3		—	—	5.9		
33.6	50.7	65	21.4	49.5	13.0	13.7	
31.9	50.0		22.0	43.8	16.25		
33.4	51.0		21.0	49.5	12.25		
34.2	52.1		24.4	43.8	12.5		
50.3	66.3		—	—	10.0		
58.0	72.3	83	10.2	42.0	11.5	10.65	
65.0	74.8		9.4	29.4	12.1		
64.4	71.8		8.6	36.0	9.0		
34.2	52.3	67	21.0	42.0	13.0	13.4	
24.8	52.0		—	—	12.0		
34.8	52.0		20.0	49.5	15.25		
34.8	52.3		18.0	42.0	—		
63.0	74.3		—	—	10.25		
63.0	74.7	85	—	—	9.5	9.9	
63.7	73.3		—	—	11.0		
62.5	73.3		9.0	9.0	8.75		

钢种	编 号	化 学 成 分 %								
		C	Si	Mn	P	S	Cr	V	N	Re
ZG20CrVN	311 —1	0.22	0.20	0.57	0.023	0.011	0.99	0.13	0.006	
	—2									
	—3									
	—4									
	312 —1									
	—2									
	—3									
	—4									
ZG20CrVN	311 —1	0.24	0.21	0.57	0.023	0.013	1.09	0.14	0.006	
	—2									
	—3									
	—4									
	312 —1									
	—2									
	—3									

三、试验结果分析

我们的试验研究是在ZG20Cr基础上,通过微合金化加孕育的方法进行的。所谓微合金化系指在碳素钢或合金钢中加入少量的合金元素,加入量一般在0.3%以下。进行微合金化时可以是单独加入一种元素,亦可以是几种元素同时加入,进行所谓复合合金化。采用这种微合金化的方法,可以使铸钢晶粒细化;减少夹杂物并改变其分布状况,从而提高铸钢件的综合机械性能。此法加入合金量少,工艺简单,性能提高明显,受到国内外的普遍重视。

研究中系统地观察了钒的微合金化作用。从表2可见,退火后的ZG20Cr(编号111),其 $\sigma_s=28.5$ 公斤/毫米², $\sigma_b=50$ 公斤/毫米²,屈服比 σ_s/σ_b 仅有57%;加入0.09%V(分析含量)后(121),则相应地提高至31.3公斤/毫米²,52.0公斤/毫米²和60.0%;而当含钒0.14%时(131),进而相应地提高至31.2公斤/毫米²、49公斤/毫

表 2

机 械 性 能							备注
σ_s 公斤/毫米 ²	σ_b 公斤/毫米 ²	σ_s/σ_b %	δ %	ψ %	a_k 公斤·米/厘米 ²	H B	
26.5	44.5		18	34	13		
25.5	43.5		14	19.5	8.75		
26.3	44.0	60	15.5	34	10.0		
26.5	44.0		14	34	8.75		
26.8	44.0		16	34	10.2		
30.5	50.0		6	19.5	9.5		
33.0	49.5		14	27.8	14		
31.7	48.9	65	14	27.8	11		
31.2	46.5		14	27.8	10		
32.0	49.5		14	27.8	10		
26.8	41.5		8	34	6.5		
28.5	40.5		—	—	7.0		
26	40	65	8	34	7.3		
25.5	31.2		8	34	8.5		
19.0	25.5		—	—	—		
33.0	49.0		11	19.5	9.2		
31.6	49.3	46	13	22.3	10.2		
31.2	49.5		15	27.8	13.8		
30.5	49.5		13	19.5	7.5		

米²和62%。表明,对退火状态的ZG20Cr而言,加钒后使其强度性能及屈服比变化幅度不大,而且含钒量达到0.14%以后,强度性能和屈服比不再增加。上述情况如图3所示。退火状态的ZG20Cr,加钒前后,其塑性、韧性变化如图4所示。

对正火状态的ZG20Cr来说,其情况则大不相同。加钒前的ZG20Cr(112), $\sigma_s=31.9$ 公斤/毫米², $\sigma_b=52.3$ 公斤/毫米², $\sigma_s/\sigma_b=60.8\%$;加入0.09%(122)后, $\sigma_s=44.7$ 公斤/毫米², $\sigma_b=61.5$ 公斤/毫米², $\sigma_s/\sigma_b=727\%$;而当加入0.14%V(132)后, $\sigma_s=49.2$ 公斤/毫米², $\sigma_b=65$ 公斤/毫米², $\sigma_s/\sigma_b=76\%$ 。可见,加钒使正火状态的ZG20Cr之强度性能变化较为明显,而且屈服强度增加的幅度要更大些,因此屈服比便有较大提高,上述情况示于图5。加钒后的塑性性能基本保持在加钒前的水平上。从图3、4可见,对退火状态的含钒的ZG20Cr而言,含0.10%V时综合性能最好;从图5发现,对正火状态的ZG20Cr来说,含0.14%V性能最好。对淬火回火状态的ZG20Cr来说,有与正火状态相似的情况,这可从图6和图7看出。

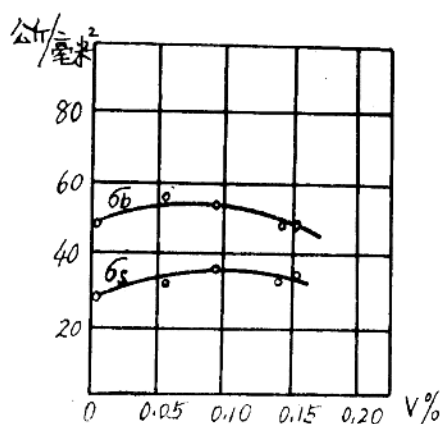


图3 加钒对(退火)的影响

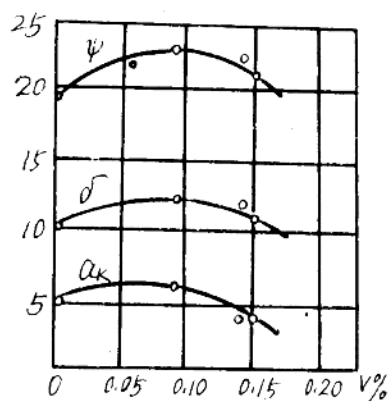


图4 加钒对(退火)的影响

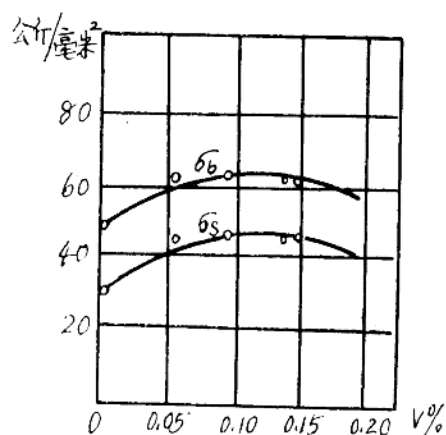


图5 加钒对ZG20Cr(正火) σs、σb的影响

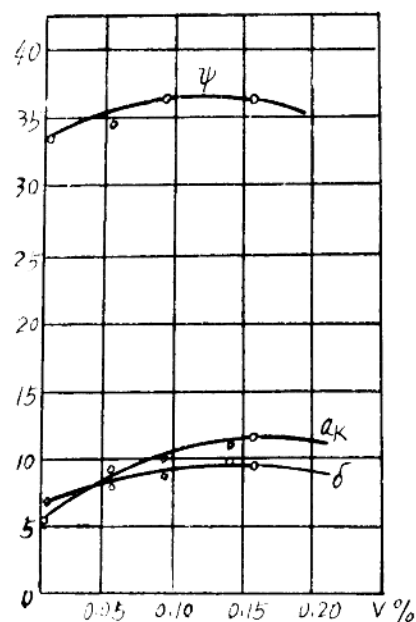
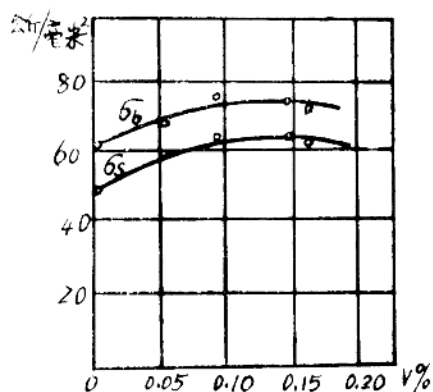


图7 加钒对ZG20Cr(淬火+回火) σs、ψ、ak的影响

←图6 加钒对ZG20Cr(淬火+回火) σs、σb的影响

当含钒量超过0.15%以后,由于树枝状偏析增加,从而使钢的脆性增加,且随含钒量的提高,由于弥散强化的质点集聚长大的倾向增加,而使钢强度下降。故含钒量控制在0.07—0.14%为宜。

那么,加钒后何以会引起ZG20Cr的一系列变化呢?这还要从钒本身的一些特性谈起。(钒是一种强化能力很强的合金元素,这种情况可从表3中看出。表3列举了添加1

表 3

合 金 元 素	C	Mn	Si	Cr	Ni	Ti	V
对于 σ_s (公斤/毫米 ²)	28	8.4	5.6	5.5	4.5	77	36
对于 σ_b (公斤/毫米 ²)	70	8.0	9.2	7.4	3.4	54	32

%的不同合金元素对钢的 σ_s 、 σ_b 值的强化系数。可见,钒对钢的强化能力仅次于Ti,比Mn、Si、Ni、Cr等要大3—7倍,因而添加少量钒就能显著地提高钢的强度。

关于钒对钢强化机理的探讨

(1) 固溶强化

ZG20Cr是以 α 固溶体(铁素体)为基体的,故固溶体的强化是提高其综合性能的重要机构之一。

固溶体强化是利用在 α 固溶体中溶入一定量的合金元素来得到显著的强化效果,其强化原因与固溶体原子键引力大小、晶格畸变程度、固溶体再结晶温度高低、扩散激活能值及固溶体的稳定性等因素有关。其中加入合金元素增强固溶体原子键引力是强化的重要因素。

决定原子键引力的主要因素是金属原子参加成键的电子数目,成键电子数目越多,则原子键就越强,反之就越弱。参加成键的电子是原子外层不成对的电子,当原子结合成晶体时,这些不成对的电子要尽可能地参加成键。一般来说,当加入的合金元素原子外层成键电子数比铁基体多时,便增加原子键引力,强化 α 固溶体,反之则降低。

实践表明,加入Cr能提高 α 固溶体原子键引力,原因是,Fe原子的外层电子结构是 $3d^6 4s^2$,有4个不成对电子;Cr原子的外层电子结构是 $3d^5 4s^1$,有6个不成对电子,当Cr加入到Fe基体中而置换一个Fe原子间成键的电子数比Fe原子与Fe原子间成键电子数要多,因此,Cr原子与Fe原子形成的键比Fe原子与Fe原子间成键要强,故加入Cr元素增强了 α 固溶体原子键引力。加入V元素则相反。V外层电子结构为 $3d^3 4s^2$,其成键电子数为3个不成对电子,故成键电子数小于Fe的成键电子数,所以降低原子键引力。可见,从上述意义上讲,V不及Cr。然而,在不加V的情况下,Cr的强化作用不能充分发挥,原因是,Cr易与C形成 Cr_7C_3 及 $Cr_{23}C_6$ 等碳化物,限制了Cr的固溶,然而在加V后,由于钒是一个强化碳化物形成元素,也就是说它对碳的化学亲和力比铬对碳的化学亲和力大,从而在钢中生成高熔点的具有立方晶系的稳定的碳化物 V_4C_3 ,这样便促使较多的Cr呈自由状态,增加Cr在 α 固溶体中的固溶从 α 这个意义说,我们认为V对 α

固溶体起到了间接的强化作用。

事实表明, 加入能够提高再结晶和延缓再结晶过程进行的合金元素, 对固溶体的强化效果亦很明显。V 虽然是减小固溶体原子键引力的元素, 但 V 在 700℃ 以下能延缓固溶体再结晶过程。

为了证实钒对 α 固溶体起间接强化的论点, 我们对加钒微合金化并用稀土合金孕育的钢试样, 进行了电子探针 X—射线微区分析, 图 8 为电子吸附图相, 图中黑色块状物为钨的局部分布 (主要为钨的硫化物); 白色块状物则为钒的局部分布 (主要为 V_4C_3 。

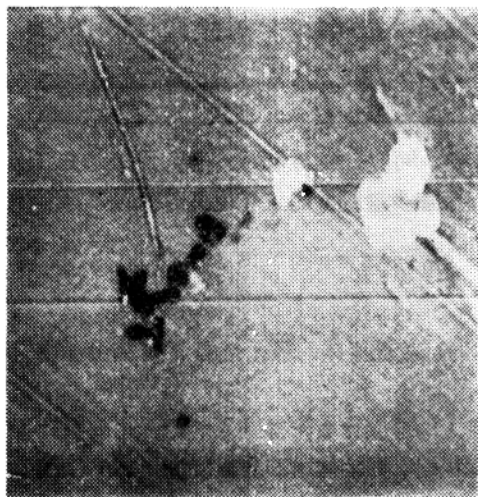


图 8 电子吸附图相

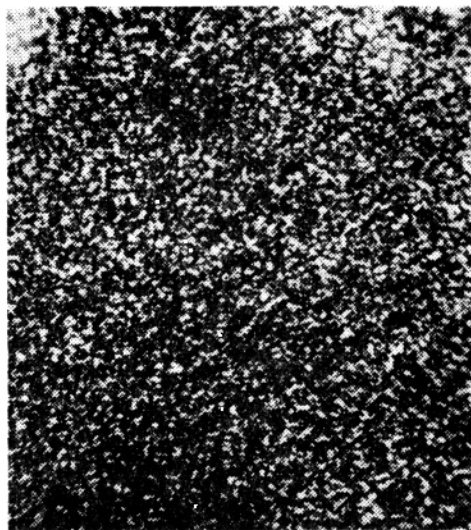


图 9 铬分布特征图相

C_3) 图 9 是铬的分布特征图相, 白亮点为钒。如将图 9 与图 8 对照起来观察, 则发现图 9 中与图 8 上钒和钨局部分布区相对应的位置, 出现贫铬区, 而在贫铬区之外, 铬的分布浓度却较大。这表明, 钒的加入改变了铬的分布状况, 完全证实了我们的论断。

(2) 钒碳化物沉淀强化

上面我们论证了钒对 ZG20Cr 钢的间接强化作用, 而直接强化作用则是钒的碳化物相的沉淀强化。从 α 固溶体中沉淀析出热力学稳定的碳化物相是强化的另一重要机构。从位错观点考虑, 这种强化方法比固溶强化更为有效。碳化物相对钢综合性能的影响主要取决于: 碳化物相类型、碳化物颗粒尺寸大小和弥散程度、碳化物析出数量、碳化物形状和分布等。

在加钒的 ZG20Cr 钢中, 除了 Fe_3C 外, 还有 Cr_7C_3 、 $Cr_{23}C_6$ 和 V_4C_3 , 由于 V_4C_3 更为稳定, 是主要强化相, 因为细小的弥散分布的 V_4C_3 可阻止位错运动, 而当以粗大聚集不规则分布时, 则会使钢的性能变坏, 含钒量超过 0.15% 以后对钢性能引起的不良影响即属此种原因。

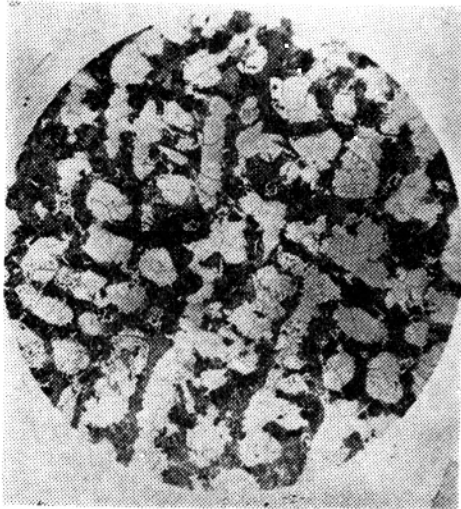
碳化物的形状对钢的性能亦有一定影响。一般说来, 球状的 V_4C_3 比片状者更有效地强化基体。在含钒量适宜的情况下, 特别在加稀土合金孕育之后, ZG20Cr 钢中析出

的 V_4C_3 是较为细小并呈粒状的(如图16所示),而细小的颗粒与基体保持共格联系,于钢的性能是有益的。

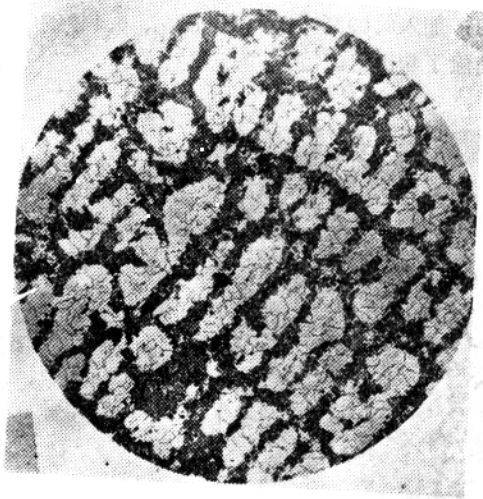
(3) 细化晶粒

在热处理过程中,高温依然稳定的钒的碳化物(V_4C_3)强烈地阻碍奥氏体晶粒长大,使钢在加热时不易晶粒粗化,热处理后可得细晶粒组织,而细晶粒的钢综合性能总是比较好的,其原因似乎是尽人皆知的。如果展开来说,就在于,无论采用何种熔炼方法(包括真空熔炼在内);在钢中总会或多或少地存在一些夹杂物,而这些夹杂物的力学性能和物理化学性能还较金属基体为低,它们又往往聚集在晶界处,削弱了金属基体的联系,对钢的性能起破坏作用。显然,如设法减少夹杂物的数量,并改变它们的分布状态,钢的性能就会不同程度地得到提高。然而,在特定条件下,比如我们采用的150公斤酸性中频感应电炉熔炼和熔模铸造,其夹杂物数量是大体恒定的。加钒后使ZG20Cr晶粒细化,实际上大大增加了晶界总面积,从而使单位晶界面积上的夹杂物数量大为减少,因此冲淡了夹杂物对铸钢基体的削弱作用,这无疑将有助于铸钢性能的提高。

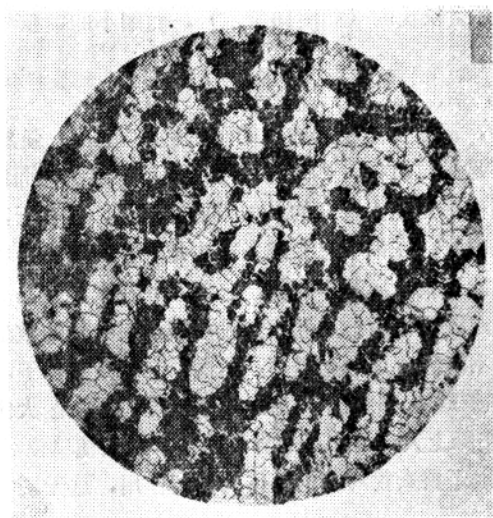
退火状态的ZG20Cr加钒前后的晶粒度分别见图10, (a)、(b)、(c)可见,加钒前(a) (111)晶粒度为6—7级,存在枝晶偏析;加0.09%V后(b) (121),晶粒度级别基本没变,但枝晶偏析已有所减轻;而加0.14%V后(c) (131),晶粒度变为以7级为主,并有少量8级,表明加钒后晶粒得到了细化。



(a) (111) $\times 100$ 晶粒度6—7
级枝晶偏析



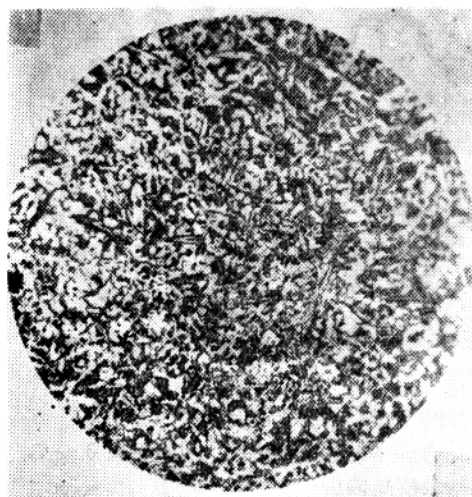
(b) (121) $\times 100$ 晶粒度6—7
级枝晶偏析



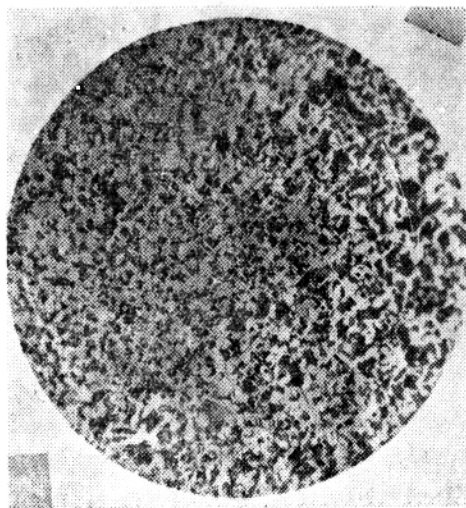
(c) (131) $\times 100$ 晶粒度 7 级少量 8 级枝晶偏析

图10 加钒对ZG20C₂ (退火) 晶粒度的影响

对正火状态的ZQ20C₂而言，加钒前后的晶粒度分别见图11，(a)、(d)、(c)。可见，加钒前(a) (112) 晶粒度为 7—8 级，并存在少量魏氏组织，而且组织不够均匀；加入 0.09%v (a) (112)、0.14%v (c) (132)，则不仅晶粒得到了细化，而且消除了魏氏组织。



(a) (112) $\times 100$ 晶粒度 7—8 级有少量魏氏组织



(b) (112) $\times 100$ 晶粒度 7—8 级均匀细化