

编 号: 0118

内 部

科学技术成果报告

稀土金属在锰—硼系渗碳钢中的作用

贵州省图书馆

科学技术文献出版社

目 录

前言.....	(1)
一、试验用钢.....	(2)
二、稀土含量对 25MnTiBR 钢奥氏体晶粒长大倾向的影响.....	(2)
三、不同稀土含量对 25MnTiBR 钢淬透性的影响.....	(5)
四、不同稀土含量对锰—硼系渗碳用钢耐磨性能的影响	(6)
五、稀土含量对缺口敏感性的影响	(12)
六、稀土和硼对钢热处理变形的影响	(16)
七、结论	(19)
参考文献	(20)

稀土金属在锰—硼系渗碳钢中的作用

吉林工业大学、长春拖拉机厂

前 言

结合我国暂时缺铬少镍，但极富稀土和硼的资源条件，为逐步建立建全我国自己的合金钢体系，我们于1965年开始先后与洛阳拖拉机研究所、本溪钢厂、大冶钢厂、南昌齿轮厂、西安交通大学等兄弟单位协作对于轻稀土元素（镧、铈、镨等）在低碳低合金高强度锰硼系渗碳齿轮用钢中的作用作了一些试验研究。起初主要偏重于应用，对稀土的作用机理较少顾及。我们先后对25MnVBR、25MnTiBR、25MnMoBR、25MnNbBR钢作了一些工作，其中25MnVBR和25MnTiBR两钢种除作了室内性能和工艺性能试验外，曾在汽车拖拉机的变速箱和后桥齿轮上作了行车试验。25MnTiBR钢制齿轮装机考核长达10年之久，先后在工农—7、工农—12、上海手扶拖拉机、丰收—27、丰收—30、铁牛—55、集材—50、东风—40、井冈山汽车上的变速箱齿轮和后桥齿轮作了行车和田间作业考核。试验点遍及13个省区，共计生产齿轮140万件，用钢达5000多吨。室内性能、工艺性能、台架试验、装机考核试验结果表明试验用钢的动态性能、抗过载能力，使用寿命都较在同一条件下对比试验的常用渗碳齿轮用钢18CrMnTi钢高，甚至比20CrMo和22CrMnMo也要好些，而且试验钢的冶炼工艺易于掌握，质量稳定，价格低廉（每吨可比18CrMnTi便宜140元）。根据研究结果认为加入适量稀土可以有效地净化钢液、改善一次结晶的晶区形态和晶粒大小、可以有效地改变硫化物形态和分布，从而大大缩小了轧材沿纵向和横向的性能差，提高了动态性能和耐磨性。但是对淬透性和对晶粒长大倾向有不同看法，对稀土的作用机理不清楚，尤其是稀土和硼的关系研究较少，故而对生产中出现的一些问题一时解释不清，如齿轮花键孔热处理变形较大的问题，正火和轧制中出现的颗粒状组织，合适的稀土含量问题等，这些都严重地影响稀土钢的进一步推广和应用。为此1975年11月在南昌市由一机部、冶金部联合召开的25MnTiBR钢经验交流、鉴定、推广会议上决定在拖拉机齿轮行业全面推广并准备纳标的同时决定进一步研究稀土在钢中的作用机理。

当前渗碳齿轮用钢总的发展趋向是少铬少镍或无铬无镍低合金多元化。控制着全世界铬、镍资源70%的美国把铬含量压低在1%以下，西德则限制在0.5%以下并禁止用镍，美国也在大力节约用镍。美国、英国多用锰钼钢和铬钼钢，苏联多用铬锰钢和硅锰钢并加入少量的W、V、Ti、B、Cu、Nb、Re。很多国家对硼和稀土的作用非常注意。

我国得天独厚稀土资源十分丰富，几乎遍及全国，其中仅包头白云鄂博矿区一处的储量就比资本主义各国的总量还高，包钢高炉炉渣中就含有6%以上的稀土氧化物。

稀土在石油、化工、陶瓷、电气、光学方面的应用早已突破，在冶金方面从1970年以来，美、日、苏、德都有不少报导，在永磁合金、超导合金、高温合金、球墨铸铁都已有了重大突破，不过在渗碳齿轮用钢方面的资料看到的却寥寥无几。

锰和硼的资源我国也很富有，东北、西北、西南都有不少储量。所以试验钢种不仅从国际上看是合宜的，而更重要的是完全符合我国的国情。应予充分研究。

基于以上种种原因，本文对不同稀土含量的同炉不同锭的25MnTiBR钢的淬透性、晶粒长大倾向、耐磨性、热处理变形、缺口敏感性、冲击性能、作了一些试验研究，为进一步确定最佳稀土含量、稀土加入方法、提高钢材质量，进一步推广稀土的应用作出自己力所能及的工作。

对长春物理所电镜室、第一汽车制造厂热处理车间、长春市刀具厂的支援表示谢意。

一、试验用钢

(2)

(2)

试验用钢由大冶钢厂提供，共分两组。

第一组为平炉冶炼，炉号61P151，第三盘取样，每盘六锭，每锭重三吨，稀土加入方法是在浇注到钢液从锭模底升高到200毫米时向锭模内加入块度≤30毫米的混合稀土合金，加入量以金属计（表1）。

表1 第一组试样编号和稀土加入量

锭 号	一	二	三	四	五	六
稀土加入量%	0	0.01	0.02	0.03	0.05	0.10
试 样 编 号	I-1	I-2	I-3	I-4	I-5	I-6

其余合金元素含量为：

C%=0.26、Mn%=1.44、Si%=0.32、P%=0.012、S%=0.026、B%=0.003、Cr%=0.09、Ti%=0.08。

供应状态为热轧空冷，φ16和φ25两种棒料。

第二组为430公斤感应炉熔炼，供应状态为热轧空冷φ75。上述试料在试验前一律经930℃1.5小时加热正火处理（表2）。

表2 第二组试样编号及化学成分

钢 种	编 号	冶炼方法	稀土残余量%	C%	Mn%	Si%	S%	P%	Ti%	B%
25MnTi	II-1	430公斤感应	0	0.26	1.45	0.30	0.004	0.016	0.077	—
25MnTiR	II-2	430公斤感应	0.0197	0.25	1.45	0.28	0.003	0.016	0.087	—
25MnTiB	II-3	430公斤感应	0	0.24	1.45	0.32	0.002	0.016	0.092	0.0021
25MnTiBR	II-4	电平混炼	0.03	0.24	1.45	0.32	0.002	0.018	0.10	0.003

二、稀土含量对25MnTiBR钢奥氏体晶粒长大倾向的影响

W. V. T. B. Cu. Nb. Re. 稀土元素对钢和合金的作用非常显著。

已经确定25MnTiBR、25MnVBR、25MnNbBR、25MnMoBR钢均属本质细晶粒钢^{〔2〕〔3〕}，晶粒长大倾向与18CrMnTi钢相比相近或者略小。众所周知，锰和硼在钢中都增大过热倾向，使奥氏体化处理时晶粒粗大，这不能不引起人们对锰硼系列结构钢的关注，在设计25MnTiBR

钢化学成分时加入钛和稀土正是出于此点，那么加入稀土是否确有和钛一样的细化晶粒作用，有必要弄清楚。表3是按照YB27—64氧化法测定的晶粒度。大量的生产实践也已证明25MnTiBR和25MnVBR钢制齿轮渗碳后均可直接淬火^{[6][7]}。图1是20MnVB钢和25MnVBR钢用渗碳法显示的奥氏体晶粒度（二者除20MnVB含钒比后者低0.05%、含锰低0.49%外，

表 3 在不同温度下不同钢号的晶粒度

钢 号	温 度 ℃								备 注
	850	880	920	950	980	1000	1050	1100	
	晶 粒 度 (级 别)								
25MnTiBR	8.5~9.5	8.5~9.5	8.5~9	8~9	7.5~8.5	7.5~8.5	7.5~8.5	4~5	0.11%Ti
25MnTiBR	8	8	7~8	7~8	6~7	6~7	6	4~5	0.084%Ti
25MnVBR	8	8	7~8	7~8	6~7	6~7	6	4~5	0.11%V
20MnVB	8	8	7	7~6	6	6~5	5	4	0.06%V
18CrMnTi	8	8	8	7~8	6~7	6~7	6	5	0.10%Ti

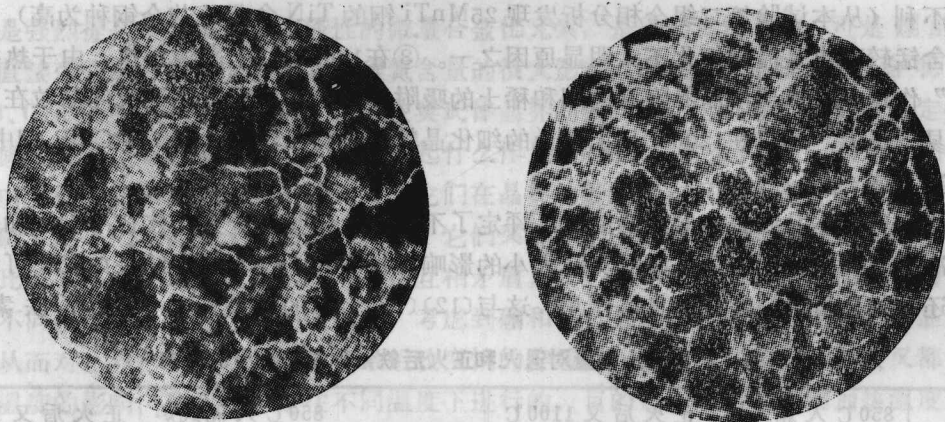


图 1 在同一条件下用渗碳法显示的20MnVB钢（左）和25MnVBR钢（右）的晶粒度

其余成分相近)，可以看出明显差别，稀土似有细化奥氏体晶粒之作用；但不充分。过去有不少文献提到稀土金属可以细化铸件结晶组织，改变柱状晶区的相对大小和柱状晶粒形态，原因是稀土金属乃系表面活性杂质，在结晶过程中降低了金属晶核形核功，又由于稀土在基本熔体和其他相中的分配系数很小（小于0.02%），其表面活性大大增高，这样加入钢中的部分稀土金属对晶体合金化和在长大中的晶粒边界富集的结果，从而降低了晶粒长大的倾向，细化了晶体组织^[8]。为了确切地回答稀土对晶粒长大的作用，现将我们用渗碳法测定的不同奥氏体化温度 and 不同稀土含量的25MnTiBR钢的晶粒度列于表4。从表4可以看出，1100℃以下奥氏体化，随着稀土含量增加晶粒明显细化，稀土确有细化晶粒作用，不过幅度不大。我们认为这是因为①试验用钢稀土加入量最高不过0.10%。稀

表4 不同稀土含量的25MnTiB钢在不同奥氏体化处理后的晶粒度(按冶标YB27—64渗碳法测定)

试样编号	稀土加入量%	加 热 温 度 ℃		930	1100	1200	1230
		晶 粒 大 小					
I—1	0	晶 粒 度		6~7	5~6	4	4
I—2	0.01			7~8	5~6	4	4
I—3	0.02			8~9	6~7	5	4
I—4	0.03			8~9	6~7	4~5	5
I—5	0.04			8~9	7	4~5	5
I—6	0.10			8~9	7	4~5	4

附注：930℃渗碳10小时，其余温度下保温90分钟。

土是化学活性很高的元素，它可以和几乎所有的其他元素发生化学反应，稀土加入钢液在结晶之前大都和硫氧首先生成高熔点氧硫化合物，在晶界参于合金化的稀土元素极少，故稀土的表面活性作用甚微，主要是未溶或析出的TiN的机械丁扎作用，而稀土化合物的阻碍丁扎作用可能很小，因为金相分析发现稀土氧硫化合物由于熔点较高，大都分布在奥氏体晶粒芯部。②硼和锰都是过热性敏感元素，本试验用钢第一组含硼较高(约为0.0033%B)，过量的氮除优先生成TiN以外也发生BN和AlN反应，而可能减少TiN含量。这对奥氏体晶粒细化不利(从本试验第二组金相分析发现25MnTi钢的TiN含量比其余钢种为高)，另外试验钢含锰较高也是晶粒细化不大明显原因之一。③在1000℃以上高温加热，由于热扩散的“蒸发”作用，在奥氏体晶界附近的硼和稀土的吸附作用大为减弱，使奥氏体晶粒在更高温度下更易于长大，所以在1200℃以上稀土的细化晶粒作用趋于消失。在12PCΦБ钢中的试验也证实了这一点^{〔11〕}。

与测定奥氏体晶粒长大倾向的同时，评定了不同稀土含量对于奥氏体在冷却(如轧制和正火空冷)过程中析出铁素体晶粒实际大小的影响。按YB27—64评定结果如表5。可看出稀土金属还有细化析出铁素体的良好作用，这与〔12〕〔13〕〔15〕的结果一致，多边形铁素体的

表5 不同稀土含量对退火和正火后铁素体晶粒大小的影响

试样编号	850℃入箱式炉 930℃1.5小时正 火后的晶粒度	正火后又1100℃ 1.5小时保温炉冷 后的铁素体晶粒度	试样编号	850℃入箱式炉 930℃1.5小时正 火后的晶粒度	正火后又1100℃ 1.5小时保温炉冷 后的铁素体晶粒度
I—1	9	5	I—4	10	6
I—2	9	5	I—5	10	7~5
I—3	10	5	I—6	9	4~6

大量析出对机械性能是不利的，尤其是含锰较高时由于高温铁素区变宽，往往在连续冷却后有大量多边形铁素体析出，这时如能得到细化的铁素体对于焊缝组织和在轧制状态下使用的钢件是重要的。稀土可以细化析出铁素体的晶粒的原因，主要是由于在奥氏体晶界附近内侧Ce₂O₂S促使BN作为析出铁素体的非自发晶核在其上形核的作用，这一点已由离子探针质量分析和电子衍射所证实^{〔13〕}。从图2右图可看出晶界有大量TiN。

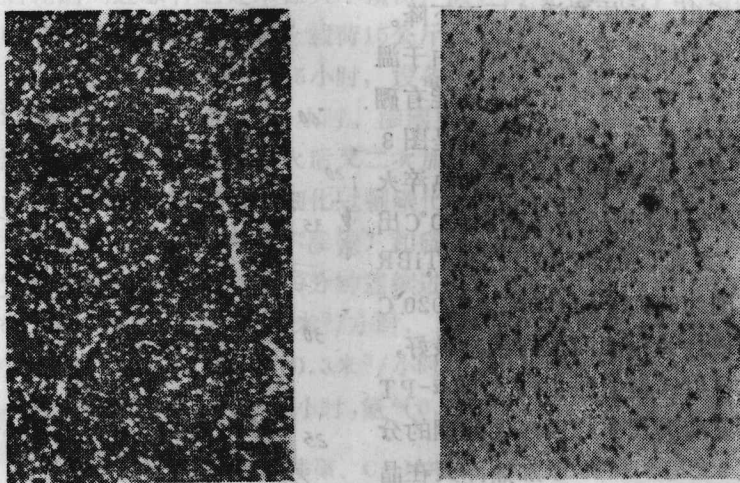


图2. 25MnTiBR钢在1150℃加热奥氏体化, 1000℃淬火急冷硼在奥氏体晶界内吸附分布活化中子显微照片, 可以看出沿晶界有一层贫硼区, 图左为复膜暗场, 图右为复膜明场。〔10〕 350X

三、不同稀土含量对 25MnTiBR 钢淬透性的影响

硼是强烈提高中低碳钢材淬透性的微量合金化元素, 是已经肯定了的, 可是硼的这种作用又直接受到钢中很多元素尤其是碳氮含量的很大影响, 因为已经证实化合物 BN 和 $\text{Fe}_{23}(\text{B}, \text{C})_6$ 的生成和析出消耗了大量在奥氏体晶界的吸附硼, 这样就使硼失去稳定奥氏体的作用使淬透性下降。那么稀土对淬透性起什么作用? 和硼又是什么关系? 一直是人们关心的问题。由于稀土和硼都是表面活性元素, 它们在晶界的吸附状态又都和晶界缺陷有关, 另外稀土和硼又都是化学性质十分活泼的元素, 它们又都和钢中其他杂质有着强烈的相互作用, 使问题比较复杂, 所以以往试验结果往往互相矛盾。我们在尽可能地固定其他元素的情况下测定了不同稀土加入量对淬透性的影响, 考虑到硼和稀土都主要是通过其在奥氏体晶界区域的偏聚而对晶界形核条件发生影响最后改变钢的淬透性, 而二者在晶界的偏聚又都受到奥氏体化温度的影响, 所以试验是在不同温度下进行的, 目的是企图了解不同加热温度对硼在淬透性上的作用以及稀土的复合行为。淬透性实验根据 GB225—59 顶端淬火法进行, 试样为 $\phi 20 \times 100$ 毫米, 930℃, 预先正火, 为了减小晶粒大小的影响, 加热一律在中温和高温盐炉快速加热 (6~8 分), 冷却水温 16℃, 奥氏体化合晶粒度 8~9 级, 半马氏体区采用硬度法确定均为 HRC35, 试验结果如图 3 所示。稀土对 25MnTiBR 钢的淬透性的影响是明显的, 在 950℃ 以上稀土的作用是增加淬透性, 在 950℃ 以下则相反, 稀土含量越高这种作用越显著。提高淬透性的作用, 到 1000℃ 以后不再增加, 不含稀土的硼钢在 950℃ 出现峰值, 在 950℃ 以上的加热硼钢淬透性反而又一次下降, 这和无硼钢不同, 不是奥氏体化温度越高淬透性越好, 在实验范围内加稀土钢种虽然没有明显的峰值出现, 但可以预料峰值是被稀土金属推向更高温度。由于试验钢含稀土按 50% 回收率计仅为 0.05%, 含硼钢之所以出现峰值是和硼在加热冷却过程中的分布有关。经研究表明, 硼提高淬透性的作用主要由硼在奥氏体晶界的内吸附硼决定之, 内吸附可降低界面能使奥氏体更加稳定, 而所有晶界吸附元素, 在不同的基体内都有一个内吸附温度范围, 在此范围以上奥氏体加热淬火吸附硼过量, 在冷却

中会有硼相形成析出, 故使淬透性反而下降。

反之, 如在此温度范围以下加热淬火, 由于温度过低, 硼的固溶和内吸附较低以及可能有硼相的存在, 也使淬透性大大降低。这就是图 3

上 I—1 号和 I—2 号试样在 850℃ 加热淬火和 950℃ 以上加热淬火淬透性不高而在 950℃ 出现峰值的原因。文献〔10〕指出, 25MnTiBR 钢硼的内吸附范围为 840℃~1150℃, 以 920℃~1000℃ 淬火淬透性为最高而吸附状态最好, 他们用中子活化自射线显微照相技术即 α -PT 法显示了在不同温度奥氏体化后淬火的硼的分布状态, 证实在 920℃~1000℃ 加热淬火在晶界上硼的吸附加强, 而且由于在急冷中产生偏聚, 近距离扩散在奥氏体晶界附近的贫硼区加宽, 故淬透性较高, 如图 2 所示。反之, 如果奥氏体化温度在 1000℃ 以上, 则淬火后有硼相形成 (晶界有密集成堆的蚀坑), 淬透性下降。加入稀土元素之后, 使淬透性提高可能是和稀土对硼的吸附扩散的影响有关, 文献〔10〕的工作已观察到加稀土之后硼的吸附受阻, 使淬火产生最佳吸附的温度升高, 故而使峰值向高温移动, 这可能与稀土在晶界的热稳定性有关。

在 850℃ 加热淬火, 由于加热温度较低, 原来正火时在晶界硼的大量析出和硼相的存在不能在奥氏体化时溶入, 故淬透性下降。稀土的加入由于稀土化合物的存在更使奥氏体的稳定性下降, 因为稀土氧硫化物可以提供硼化物相析出的非自发晶核, 而硼相又可作为铁素体的非自发晶核, 这样稀土的存在不但使奥氏体晶界硼的吸附状态恶化而且还加速硼相的析出, 故而使 850℃ 淬火时的淬透性下降。所以可以得出结论, 稀土对淬透性的作用是肯定的, 为了发挥稀土元素对淬透性的良好作用, 第一必须控制稀土在钢中的残留量, 太高太低都对淬透性不利。第二奥氏体化温度必须在 900~1000℃ 之间, 太高太低都不利。

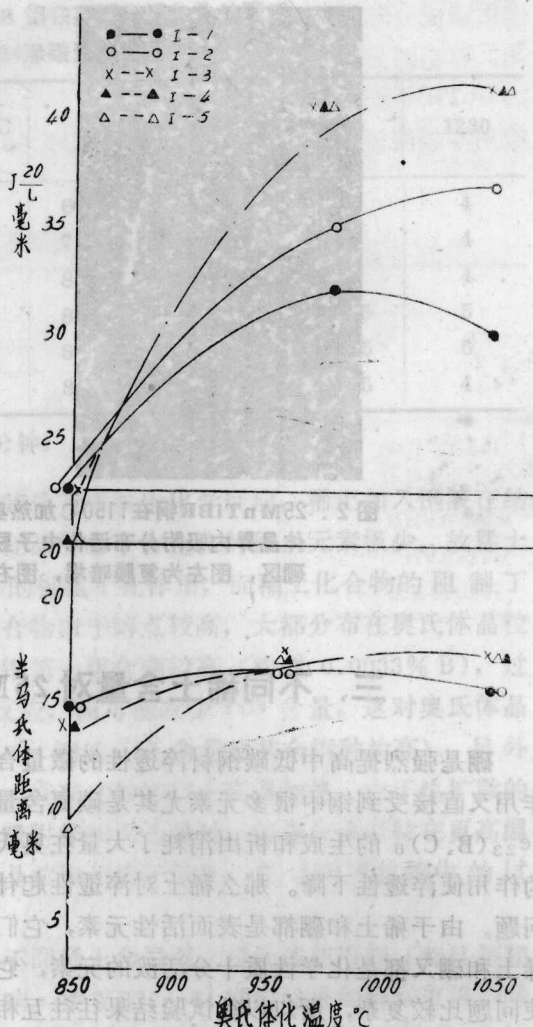


图 3 不同稀土含量在不同奥氏体化温度下淬火对 25MnTiBR 钢淬透性的影响

四、不同稀土含量对锰—硼系渗碳用钢耐磨性能的影响

生产实践反复证实 25MnTiBR 钢制齿轮在使用中的接触疲劳强度远较常用的 18CrMnTi 为高〔1〕〔6〕〔7〕。类似的情况如加稀土的 65SiMnR 犁铧钢的抗泥砂土壤磨损性能比名牌犁铧钢要好, 其他又如在耐磨锰铸铁和钢轨用钢加稀土之后都证明耐磨性有明显增长。为了摸清稀土的作用和在不同磨损条件下试验钢中的最佳含量, 以下是在纯滑动摩擦条件下的试验结果。试验机为 SKODA—SAVIN 磨损试验机、磨轮为 $\phi 30$ 毫米宽 2.5 毫米硬质合金, 表面光

洁度▽6，在磨轮圆周边缘有三处米粒大小损伤，故在磨损中会有冲击切削作用。试验规范为：磨轮转速675转/分；总转数3000；载荷15公斤；冷却液为0.5%K₂CrO₄水溶液。试样表面光洁度▽6，渗碳工艺为930℃4.5小时，设备为井式气体渗碳炉，880℃直接淬火，淬火油为45℃的20#机油，180℃回火一小时。渗碳层深1.09~1.2毫米（稀土含量越高渗层越深），另一部分渗碳试样880℃直接淬火后又二次加热到850℃淬火150℃回火一小时，目的是了解多次加热淬火细化表层组织包括细化过剩碳化物减少残留奥氏体细化马氏体对耐磨性的影响。同时还作了850℃加热淬火（不渗碳）和碳氮共渗试样的耐磨性。碳氮共渗工艺为在贯通式无马弗气体渗碳炉进行。每盘29分钟连续进料，900℃共渗、870℃扩散、890℃淬火、炉内一区通氨0.1米³/小时，保护气5米³/小时，二区保护气6米³/小时，液化气0.2米³/小时，四区保护气0.3米³/小时，液化气0.3米³/小时，氨0.3米³/小时，五区保护气0.6米³/小时，氨0.2米³/小时，三区保护气5米³/小时，氨气0.1米³/小时，液化气0.25米³/小时，碳氮共

表 6 第一组试样经渗碳、C—N共渗、淬火回火后的磨损值

编 号	工 艺 磨 损	渗 碳 直 淬			渗 碳 二 次 淬 火			淬 火 回 火	
		R _c	磨损体积 10 ⁻³ 毫米 ³	相对磨损	R _c	磨损体积 10 ⁻³ 毫米 ³	相对磨损	磨损体积 10 ⁻³ 毫米 ³	相对磨损
I—1		61	41.81	0.59	61	26.86	0.38	43.76	0.62
I—2		61	40.64	0.58	61	25.98	0.37	40.64	0.57
I—3		63	26.58	0.38	62	25.81	0.37	39.48	0.56
I—4		63	37.89	0.54	62	25.46	0.36	38.34	0.54
I—5		62	34.00	0.46	62	24.88	0.35	36.13	0.51

附注：① 标准试样为 25MnTiBR 正火试样。相对磨损系指磨损试样磨损量与标准试样的比值。
② 每个磨损值系五个测量点的平均值。

表 7 稀土和硼对耐磨性的影响

编 号	工 艺 磨 损	C—N共渗			渗碳直接淬火		
		R _c	磨损体积 10 ⁻³ 毫米 ³	相对磨损	R _c	磨损体积 10 ⁻³ 毫米 ³	相对磨损
II—1		64	29.24	0.41	62	37.89	0.54
II—2		63	32.97	0.47	63	39.02	0.55
II—3		62	26.68	0.37	61	35.48	0.50
II—4		65	28.13	0.40	62	25.12	0.36

渗试样在第一汽车制造厂处理，试验结果如表 6。表 7 是第二组试样的磨损值，图 4 和 5 是两组试样的磨损与稀土和硼含量的关系，可以看出碳氮共渗比渗碳淬火耐磨、而渗碳两次淬火比一次直接淬火耐磨，渗碳淬火都比淬火回火耐磨。另外在上述所有方案中稀土金属表现出对抗磨损性能的良好作用，耐磨性随稀土含量增加，这和文献〔1〕等在自制套筒式磨损试验机的试验结果一致。根据试验金属材料的耐磨性，如果外界条件一定（外界各种物理化学因素如温度、压力、介质性能、表面状态、受力状态都对金属的磨损性能有重大影响），则主要决定于金属材料的组织状态和精细结构，尤其是表层组织状态。金属材料的化学成份热处理状况

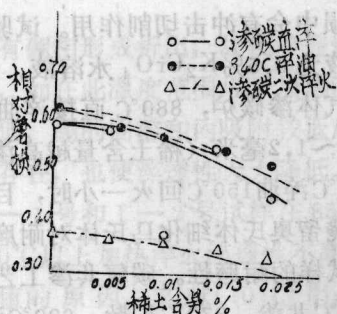


图4 稀土对25MnTiBR钢在滑动摩擦下相对磨损的影响

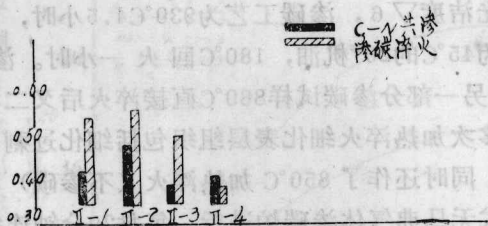
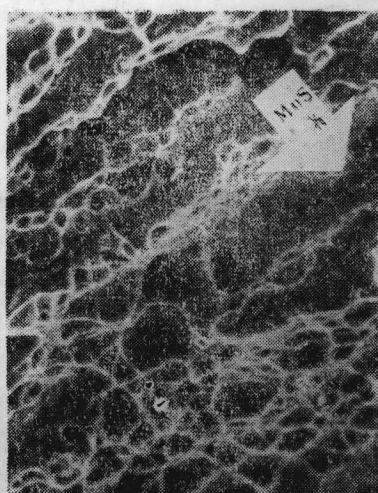


图5 稀土和硼对于锰硼钢相对磨损值的影响

主要通过组织状态和结构对性能起作用。在光学显微镜下观察多次发现稀土金属不仅可以净化钢材、细化晶粒、对硫化物产生变质作用，而且还可以改善碳化物、碳氮化合物的组织形态，从而对力学性能产生影响。图6～图8分别示出硫化物、碳化物、碳氮化合物的组织形态。

从图中可以看出硫化物夹渣由于稀土的变质作用形态明显改善，由I—1号的蛇形长条变为I—4号的串珠球形，I—5号试样看来稀土夹渣稍高，但都球化，这不仅是稀土过量的原因，从钢厂低倍分析发现I—5号、I—6号试样低倍夹渣过高，这和冶炼浇注时的稀土合金加入方法不十分完善有关，尽管如此I—6号试样的耐磨性由于硫化物球化总趋势依然是增加。由于硫化物形态的变化，对金属的破断形式裂纹的产生和发展带来很大的影响，这从图6的断口相貌可以明显看出，在准解理型断口中条状硫化物造成大片带状脆断，破断平面沿轧制方向在垂直裂纹扩展方向四周布满微坑，而球状硫化物虽然也有带状脆性平面，但要比条状硫化物的小，而且每个球状硫化物的破断平面开始互相并未相连，附近布满微坑，微坑细小并显示出韧性特征，这些都说明I—4号试样各力学性能优良的原因。图7、图9、图10显示稀土对于淬透性和碳化物的影响，稀土使碳层过剩碳化物的网状分布断开并向块状变化，碳化物形态的这种变化对大部分力学性能是有利的，耐磨性也不例外，从图9、图10可以明显发现加稀土之后渗碳层残留奥氏体量增加，不论是直接淬火或是二次淬火都如此，适宜的残留奥氏体对冲击磨损是有好处的，另外可以看出二次加热淬火残留奥氏体量比直接淬火也有减少，马氏体针片也相对细化，这是二次淬火耐磨性比直接淬火较高的原因。第二组试样金相组织反映出稀土和硼的影响，II—3号试样网状碳氮化合物在渗层表面出现，甚至连成一片，而II—2号试样化合物则要少的多，这反映出硼的作用，II—4号试样虽然也有化合物块状或粒状出现但表面除残余奥氏体较高外没有发现严重的碳氮化合物组织，而化合物形态也较好，这又反映出稀土的良好变质作用，故II—4号试样耐磨性最佳。II—1和II—2号试样虽然没有形态不详的碳氮化合物而马氏体含量也较高但并不耐磨，这可以认为是马氏体较粗大（马氏体针片间的冲击微裂纹也较大），化合物太少，高韧性的残余奥氏体又太少，在冲击磨损下性能较差。有人认为BN对渗碳淬火钢的动态性能性有很大益处，II—2号试样和II—1号都不含硼，所以在C—N共渗中当然无BN可言，那么它们的耐磨性不佳是不是这个原因有待深究。在II—3号II—4号试样C—N共渗后的表层块状角状渗氮化合物呈堆分布这可能是锰硼偏析造成，本文用扫描电镜和中子活化微区分析发现这种偏析甚为严重（另文专题报导）。有人提出硼钢在共渗中易产生黑色组织，理由可能是硼易于吸附又化学性较高，所以易于产生内氧化，同时我们认为硼在氧之前可能首先和碳、氮等化合而失去提高淬透性作用，但从本试验试样没有发现任何黑色网洞或带。这一问题尚需进一步研究。



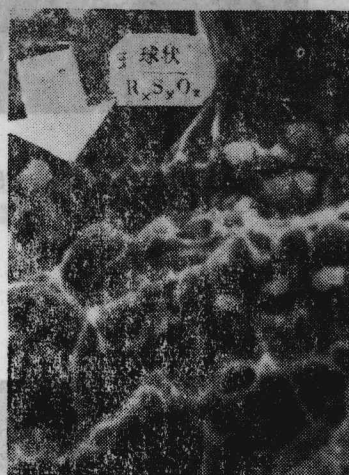
I-1a



I-1b



I-4a



I-4b



I-6a



I-6b

图6 平炉冶炼第一组 $\phi 25$ 轧材锭(锭底)横向冲击断口中心部分电子扫描二次电子相(a)组放大800X, (b)组放大2000X

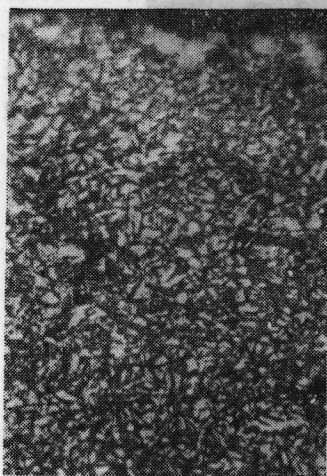


I-1



I-5

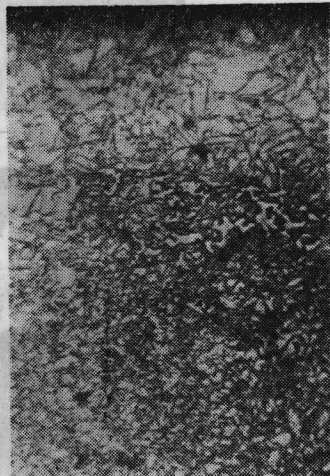
图7 第一组试样 I-1 和 I-5 号 930℃渗碳后缓冷表层碳化物形态。400X



II-2



II-3



II-4

图8 第二组试样C-N共渗后 II-2, II-3, II-4 号试样渗层淬火回火的组织 400X

正火后含碳量对焊接热影响区组织的影响

图9 第一组试样I-1、I-3号、I-5号渗碳880℃直接淬油又二次加热850℃淬火180℃回火后表层组织 400X



I-1



I-3



I-5

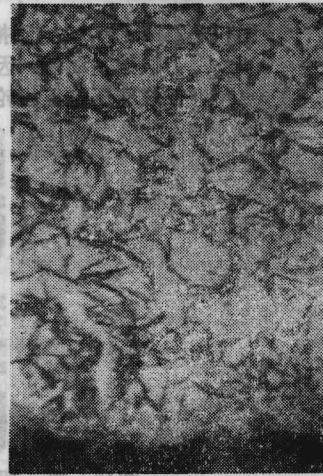
图9 第一组试样I-1、I-3号、I-5号渗碳880℃直接淬油又二次加热850℃淬火180℃回火后表层组织 400X



I-1



I-3



I-5

图10 第一组试样I-1、I-3、I-5号渗碳880℃直接淬火回火后表层组织 400X

五、稀土含量对缺口敏感性的影响

作为齿轮材料，应该具有良好的抗冲、抗过载能力和小的缺口敏感性，因为汽车拖拉机变速箱齿轮在换挡、刹车、起动时在齿部产生多冲，尤其是变速箱，齿轮在换挡时更是如此，换挡齿轮齿端在冲击下破坏磨损是齿轮失效主要型式之一。另外齿轮的齿根和油孔就相当于缺口，在运转中很容易造成应力集中使齿轮处于“硬”性的应力状态，结构强度大大降低。25MnTiBR钢制拖拉机齿轮在装机长期考核中，多次发生轴承滚珠掉进齿间而滚珠压碎齿面仅产生压坑而仍可长期使用的事例，如图11、12所示，另外在爬坡或强过田埂时由于过载而断齿的齿轮在18CrMnTi和25MnTiBR或者22CrMnMo和25MnTiBR配付中往往不是25MnTiBR，即便是25MnTiBR钢也往往不在油孔部位破断。大量的实践证实25MnTiBR钢的抗冲能力和缺口敏感性较好，为此有的单位作了不同稀土含量对多冲抗力和弯曲疲劳缺口敏感性的影响，结论指出稀土金属对硫化物的变质作用是稀土金属提高多冲抗力和弯曲疲劳缺口敏感性的主要原因。下面我们从系列冲击、静弯缺口和拉伸缺口敏感性方面进一步验证了稀土的这种作用并找出最佳稀土含量。



图11 25MnTiBR钢制拖拉机齿轮（犁刀快挡主动齿）因轴承损坏齿面被滚珠压陷但齿轮完好^[7]



图12 18CrMnTi钢制齿轮在图11同一条件下齿部崩落



图13 第一组试样850℃淬火入50℃机油180℃回火后的金相显微组织 200X

冲击试样为 $10 \times 10 \times 55$ 的光滑试样（经表面化学处理的试样不开缺口）和缺口试样，大部分为纵向取样，仅少数为横向切取。渗碳工艺同前，淬火试样处理工艺亦如以上各节，其金相组织如图13所示。试样缺口夹角 60° ，顶尖曲率半径为0.5毫米。试验结果如图14、15、16。在纵向试样中，可以觉察到稀土的作用，虽然不十分突出但不论光滑的渗碳试样或者带

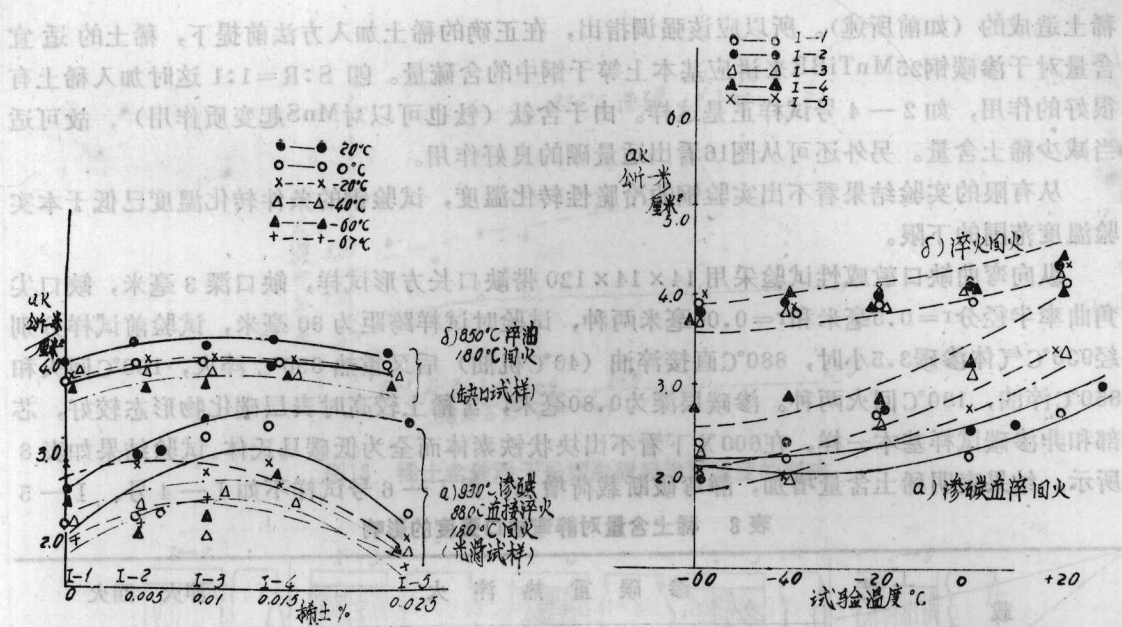


图14 稀土含量对25MnTiBR钢纵向冲击性能的影响

图15 稀土含量对冲击韧性的影响 (纵向) (系列冲击)

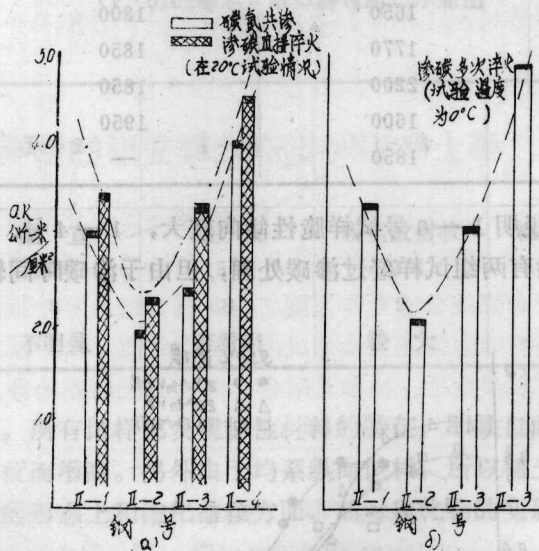


图16 稀土和硼对25MnTi钢冲击韧性的影响 (径向冲击)

缺口的淬火试样稀土都可以提高冲击抗力, 不过在渗碳试样中比较显著, 这和稀土金属对渗层组织的影响分不开, 稀土对硫化物的变质作用在纵向试样上反映不突出, 但稀土可以使渗层碳化物形态有所改进, 又可以使渗层碳浓度分布平缓这已为大量试验所证实。图17是其中一例。从图18也可以看出稀土对碳浓度梯度的这种作用。从此可以结论, 稀土在渗碳工艺中的积极作用对渗碳钢的力学性能是重要的。另外从图15图16还可以看出, 如果稀土过量致使产生大量稀土夹渣则对力学性能是不利的, 如图15中的 I—5 号试样随着试验温度的降低冷脆性倾向增加较快以及图16中 II—2 试样的冲击韧性远不如 I—1 号试样, 都是由于过量

稀土造成的（如前所述）。所以应该强调指出，在正确的稀土加入方法前提下，稀土的适宜含量对于渗碳钢25MnTiBR来讲应基本上等于钢中的含硫量。即 $S:R=1:1$ 这时加入稀土有很好的作用，如2—4号试样正是这样。由于含钛（钛也可以对MnS起变质作用），故可适当减少稀土含量。另外还可从图16看出适量硼的良好作用。

从有限的实验结果看不出实验钢的冷脆性转化温度，试验钢的条件转化温度已低于本实验温度范围的下限。

纵向弯曲缺口敏感性试验采用 $14 \times 14 \times 120$ 带缺口长方形试样，缺口深3毫米，缺口尖角曲率半径 $r=0.5$ 毫米和 $r=0.06$ 毫米两种，试验时试样跨距为80毫米，试验前试样分别经 930°C 气体渗碳3.5小时， 880°C 直接淬油（ 40°C 机油）后又重热 850°C 淬火， 180°C 回火和 850°C 淬油， 180°C 回火两种。渗碳层深为0.80毫米，含稀土较高时表层碳化物形态较好，芯部和非渗碳试样基本一样，在600X下看不出块状铁素体而全为低碳马氏体。试验结果如表8所示。结果表明稀土含量增加，静弯破断载荷增加，但I—6号试样不如I—4号、I—5

表 8 稀土含量对静弯缺口强度的影响

编 号	载 荷 (公斤)	工 艺		淬 火 回 火
		渗 碳 重 热 淬 火		
		$r=0.5$ 毫米	$r=0.06$ 毫米	$r=0.06$ 毫米
I—1		1650	1800	—
I—2		1650	1800	3550
I—3		1770	1850	3270
I—4		2200	1850	3400
I—5		1600	1950	3550
I—6		1850	—	3550

号试样，从断口分析也说明I—6号试样脆性倾向较大，1—4号、I—5号塑性较高（图19）。在试验范围内虽然有两组试样经过渗碳处理，但由于渗碳时间较短、渗层较浅、含碳

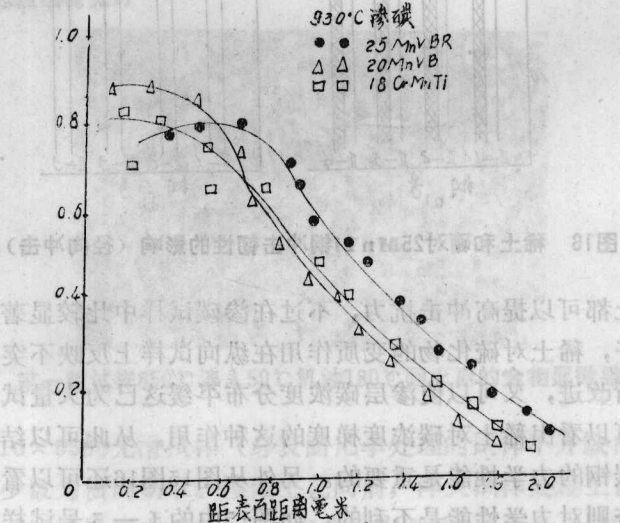


图17 稀土金属对渗碳层碳分布的影响

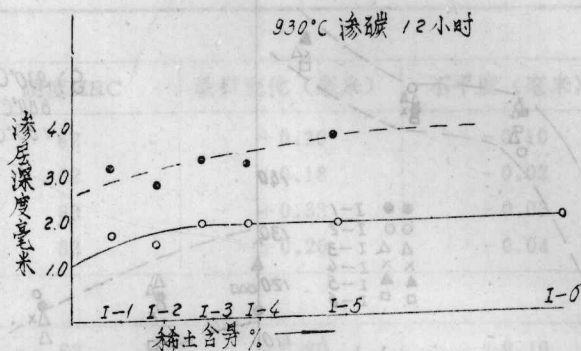


图18 稀土含量对于长期渗碳后渗层深度的影响

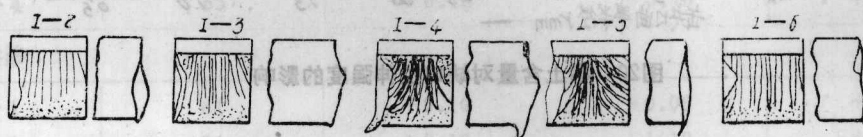


图19 850℃加热淬油180℃回火后第二组试样
($r=0.06$ 毫米) 缺口静弯断面示意图

编 号 断 口 特 征	I—2	I—3	I—4	I—5	I—6
纤维特征	细 直	细分散	粗呈放射状	粗呈放射状	细 直
粒状脆断区域	15%	15%	19%	20%	35%
旁展尺寸(毫米)	8	8	9	6	5
撕裂唇	不明显	可看出	较 大	最 大	不明显

量不高又经过重热淬油，所有试样都表现韧性材料的特征，即缺口曲率半径减小（应力集中系数增大）时破断载荷反而增高。另外由于均系纵向试样，所以稀土的变质作用仅反应在对渗碳试样的渗层碳化物的形态上和细化晶粒方面，而对硫化物的变质作用未能显示。所以稀土的强化作用不够突出。

纵向拉伸缺口敏感性试样按 YB18—59 五倍拉伸试样加工制成，在试样计算长度中点开出曲率半径分别为 $r=1$ 毫米， $r=1.5$ 毫米， $r=0.5$ 毫米，缺口深1.5 毫米的缺口。试样分别经850℃淬油180℃回火和930℃气体渗碳4.5小时880℃直接淬火180℃回火。渗碳淬火后 I—1～I—6 号试样共析层0.38～0.45毫米，总层厚1.0～1.25毫米，随稀土含量增加而增大。表层碳化物随稀土含量增高球化渐好，残余奥氏体和马氏体随稀土含量增高级别由3级向5级过渡（按25MnTiBR暂行标准）。芯部基本无游离铁素体。淬火回火试样金相组织同上面静弯试样。拉伸试验时渗碳试样在拉伸机夹头8°倾斜情况下进行，试验结果如图20所示。稀土的有利作用没有充分显示出来，这可能是由于稀土对硫化物的变质作用对纵向力学性能远不如对横向性能影响大。下一步将对横向拉伸缺口敏感性进行试验。从上述试验数据看渗碳