

871083
R/MT
5

1963年铁路科学技术论文报告会文集

第 5 辑

机车车辆的 材料工艺



1963年铁路科学技术論文报告会文集

第 5 輯

机車車輛的材料工艺

热力机車及材料工艺专业会議学术委員会选編

人 民 鉄 道 出 版 社

1964年•北京

1963年铁路科学技术论文报告会文集

第 5 輯

機車車輛的材料工艺

热力機車及材料工艺

专业會議学术委员会选編

人民铁道出版社出版、发行

(北京市霞公府甲24号)

北京市书刊出版业营业許可証出字第 010 号

人民铁道出版社印刷厂印

书号1971 开本 $787 \times 1092 \frac{1}{16}$ 印张 $6 \frac{5}{8}$ 字数 157 千

1964年12月第1版

1964年12月第1版第1次印刷

印数 0001—1,020 册 定价(科六) 0.85 元

目 录

內燃机车柴油机精密偶件尺寸稳定性的初步研究.....	1
內燃机车柴油机用镍铬合金结构钢代用的初步研究.....	13
10L207E 內燃机大型螺旋伞齿轮控制淬火变形的试验研究.....	22
合成闸瓦.....	31
高温回火快速加热.....	46
外径 840 毫米轮箍工频热处理的初步研究.....	55
球墨铸铁貨车轴瓦装车运行试验的初步研究报告.....	72
球墨铸铁轴瓦基体组织耐磨性能实验报告.....	85

內燃機車柴油機精密偶件尺寸 穩定性的初步研究

鐵道科學研究院 鄧 洋 楊開庭 徐冰仲 陳致遠

內 容 提 要

本文針對影響內燃機車柴油機油泵、油嘴精密偶件尺寸穩定性的各種因素進行了探討。共採用了比長測量法、HTV型膨脹儀測定膨脹曲綫和磁性分析法、電阻法、內耗法進行試驗。試驗內容包括五部分：1.冷處理的影響；2.室溫陳化穩定問題；3.回火的穩定化；4.回火溫度、回火時間對長度、硬度和電阻的影響；5.分級淬火的影響。

根據試驗結果提出了一個改進的熱處理工藝制度。

一、引 言

內燃機車用10—207柴油機油泵、油嘴中的精密偶件，如油泵套筒、油泵柱塞、出油閥、出油閥座、油針體等均採用GCr15鋼製造，對於這類零件，除了要求高的硬度和高的耐磨性外，最重要的是要求有最大的尺寸穩定性。

淬、回火零件的尺寸穩定性系受應力狀態和组织狀態所控制。其中，最主要的又是組織狀態的影響。零件在使用過程中，由於大量正方馬氏體發生分解引起體積收縮，殘留奧氏體逐漸轉變引起體積膨脹，二者的相反作用大小不同，將引起零件尺寸發生變化。B. L. Averbach等人的研究表明：GCr15鋼的馬氏體等溫分解所引起的尺寸收縮率可用一方程來表達〔5,7〕，每1%殘留奧氏體的室溫轉變將引起 $\phi 10 \times 100$ 樣品的相對伸長量為 $\frac{\Delta L}{L} = 140 \times 10^{-6}$ 〔3〕，但殘留奧氏體的室溫分解速率則受多種因素所控制。

為了獲得高度的尺寸穩定性，常用的辦法是採用冷處理來降低殘留奧氏體含量，回火來消除內應力和提高馬氏體和奧氏體的穩定性，長期時效來消除機械加工所引起的內應力等〔1,2〕。

關於組織狀態對零件尺寸穩定性的影響問題，多年來已進行了相當多的研究工作〔3~11〕。至於消除淬火變形問題，可採用分級淬火工藝，文獻〔6,7,12〕介紹了這方面的研究結果，並指出了分級淬火溫度與殘留奧氏體含量的關係。

目前我國各生產柴油機油泵、油嘴精密偶件的單位所採用的熱處理制度存在有很大差異。例如，淬火油溫有的規定過高；有的工廠為了防止淬火變形，採取淬火到 $160 \sim 250^\circ\text{C}$ 鹽浴中保溫4~5分鐘後空冷的分級淬火工藝，個別廠卻採取直接淬入冷油後，對變形大的零件於回火後冷校直；一些工廠採取淬火後先經 $80 \sim 100^\circ\text{C}$ 水洗後再冷處理，但也有的規定回火後再冷處理〔14〕；冷處理前室溫停留時間規定得長短不一，所選用的冷處理溫度也不相同；回火溫度有的採用 160°C 、也有的採用 $170 \sim 190^\circ\text{C}$ 。且回火時間也長短不同。考察實際運用情況也存在一些問題，譬如，調車內燃機車上的油泵、油嘴精密偶件在使用過程中

发生油泵柱塞卡住等情况。因此,本文的目的便在于结合生产特点,探讨上述各种因素的影响,以利于制订适宜的热处理制度。

二、实验方法

本实验所用之钢料为 $\phi 16$ 毫米的国产滚珠轴承钢,化学成份如下:

元素	C	Mn	Si	Cr	P	S
%	0.95	0.21	0.24	1.39	0.008	0.001

其原始组织为粒状珠光体,除电阻、内耗试样外,均用这种棒料直接加工成试样。

电阻、内耗用的钢丝试样的制备过程,系将上述棒料先锻成 $\phi 7$ 毫米再冷拔成 $\phi 1.9$ 毫米和 $\phi 2.84$ 毫米的钢丝。冷拔过程中曾经两次软化退火。因此,钢丝的原始组织远较原来棒料者为细致。

本实验所用的方法为长度测量法、HTV膨胀仪测膨胀曲线和磁性分析法、电阻法、内耗法。

长度试样: $\phi 10 \times 100$ 毫米圆柱体,圆柱两端面平行,端面经磨床磨过,其表面光洁度为 $\nabla \nabla \nabla_7$ 。

膨胀试样: $\phi 3 \times 50$ 毫米圆柱体。

磁性试样: $\phi 6 \times 30$ 毫米圆柱体。

内耗试样: $\phi 1.9 \times 300$ 毫米冷拔钢丝。

电阻试样: $\phi 2.84$ 毫米冷拔钢丝。

所有试样的淬火均按一般生产要求的淬火温度在真空度为 5×10^{-1} 毫米汞柱高的 $850^\circ \pm 5^\circ \text{C}$ 真空电炉中进行,保温30分钟。回火和分级淬火均在油浴炉内进行,油浴温度起伏为 $\pm 2^\circ \text{C}$ 。冷处理系借助于干冰和液氮。

长度试样的测定借助于ABBE比长仪,仪器测量精确度为 10^{-4} 毫米。这是根据残留奥氏体的转变或马氏体的分解必然引起试样伸长或缩短的原理而进行的。

以HTV膨胀仪作膨胀试验。测临界点时放大200倍;测等温回火曲线时放大400倍。

磁性测定残留奥氏体量系利用自制的石捷茵贝尔格仪测量的,电磁铁磁场强度为3500~4000奥斯特。

测量内耗的装置是一个自制的扭摆[15]。内耗炉从室温到 350°C 范围,均温区为35厘米,温度起伏不超过 $\pm 1^\circ \text{C}$ 。据葛庭燧对0.29~1.4% C钢的回火转变进行的一系列内耗研究指出[16],马氏体回火初期析出的 ϵ 碳化物与母体马氏体有共格关系〔(101)面平行且共格〕,由于共格界面应力感生运动,在 130°C 附近出现内耗峰,峰的位置是不十分稳定的,它可能是一个稳定峰的基础上迭加了两个互相矛盾的因素(共格形成与破坏)的结果。假如测量内耗的升温速度一定,可以得到相对稳定的 130°C 内耗峰。峰的高度与组织中马氏体含量应成比例。相应地,我们的试验便是利用这个原理来判断组织中的残留奥氏体含量。本实验的升温速度控制在从室温测量到 170°C 历时 $1\frac{1}{2}$ 小时。

电阻测量系根据[9]的实验方法,探讨GCr15钢在正常淬火温度的条件下,80~ 180°C 回火温度范围内,不同回火温度的电阻变化规律及冷处理温度对电阻的影响。每组试验用两根试样,淬火后其一经冷处理,然后将冷处理过的和未冷处理过的样品同时放入恒温油槽内进行测量。样品放入油槽后可在1~2分钟内依次测出两样品和标准电阻上的电位降的第一组数据。自制的恒温油槽温度起伏不超过 $\pm 0.5^\circ \text{C}$ 。测量用的电位差计为ППТН-1型。样品架

上电压端刀口间距为243毫米, 电流端相距260毫米。测量电流用700mA左右。标准电阻是自制的, 用三根锰铜丝并联, 经北京市计量管理处测得 $R_t = 0.016304\Omega$ ($t = 20^\circ\text{C}$)。匹配电位差计的检流计为国产213型, 其灵敏度为 0.8×10^{-3} 毫米/微安。

三、实验结果

应用HTV型膨胀仪测得 A_{c1} 点为 767°C , A_{cm} 为 801°C 。应用自制沙其阔夫仪测得 M_H 为 242°C 。

(一) 冷处理的影响:

为了研究冷处理温度对残留奥氏体转变量的影响, 我们进行了比长、磁性和内耗、电阻测量。

1. 比长和磁性测量

长度试样淬至室温 ($\sim 28^\circ\text{C}$) 后测其长度。室温停留15分钟, 再过冷至不同低温冷处理, 低温停留30分钟, 室温下测其长度。测量精确度 ± 0.001 毫米。结果见图1中曲线1。

磁性试样经过和长度试样同样的处理后, 测量其磁饱和强度, 并以 -195°C 冷处理的试样尚存有2%残留奥氏体加以修正〔7,9〕计算出相应的残留奥氏体量, 其结果见图1中曲线2。

由图中可看出: 两种试验的结果是基本上相一致的。淬火后伴随着的冷处理的效果约在 $-30 \sim -80^\circ\text{C}$ 之间表现显著。在 -100°C 以后, 伸长量和残留奥氏体量基本上趋于恒定。

2. 内耗测量

内耗试样室温油淬后, 从室温起测升温内耗, 所采用的频率为1.78周/秒, 得到图2曲线1。130 $^\circ\text{C}$ 峰很小显著被235 $^\circ\text{C}$ 峰所掩盖〔注〕。因而仅在130 $^\circ\text{C}$ 附近表现有变宽的现象。

把油淬的另外两根试样立即进行 -59°C 和 -78°C 冷处理20分钟, 使试样中的残留奥氏体转变为马氏体。升温测内耗得到图2中的曲线II和III。经过 -59°C 冷处理的试样, 130 $^\circ\text{C}$ 峰已比较明显(因升温速度较快, 峰往高温方向移动了一些)。经过 -78°C 冷处理的试样, 130 $^\circ\text{C}$ 峰相当显著。升温到150 $^\circ\text{C}$ 后曲线又复升高, 当升温达170 $^\circ\text{C}$ 附近, 再降温测量, 130 $^\circ\text{C}$ 峰完全消失。

另外, 将一根试样油淬后立即进行 -195°C 冷处理, 再升温测量内耗。所得曲线几乎与曲线III相合(因不易分开, 图中未给出)。可以看出, 钢中因有马氏体才出现130 $^\circ\text{C}$ 峰, 170 $^\circ\text{C}$ 以上低温回火130 $^\circ\text{C}$ 峰消失。上述事实证明了130 $^\circ\text{C}$ 峰与马氏体回火转变的第一阶段相联系。由图2可看出, -59°C 冷处理的峰高于未经冷处理的, -78°C 冷处理的峰又高于 -59°C 冷处理的, 而 -195°C 冷处理的峰则与 -78°C 冷处理的峰相近。这表明GCr15钢室温油淬后立即进行冷处理使残留奥氏体转变为马氏体, 冷处理温度越低, 残留奥氏体转变量越大, 但在 -78°C 以下, 过冷温度再低, 峰高没有显著变化, 亦即残留奥氏体转变量接近

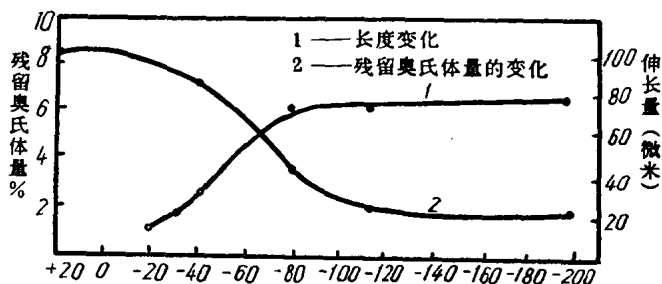


图1. 冷处理后的伸长量(曲线1)和残留奥氏体量(曲线2)

〔注〕235 $^\circ\text{C}$ 峰与试样中的淬火应力有关, 葛庭燧等确定此峰是溶质原子脱落到淬火所形成的应力区域或缺陷区域内所引起的。

其最大值。

3. 冷处理对回火过程中电阻变化的影响。

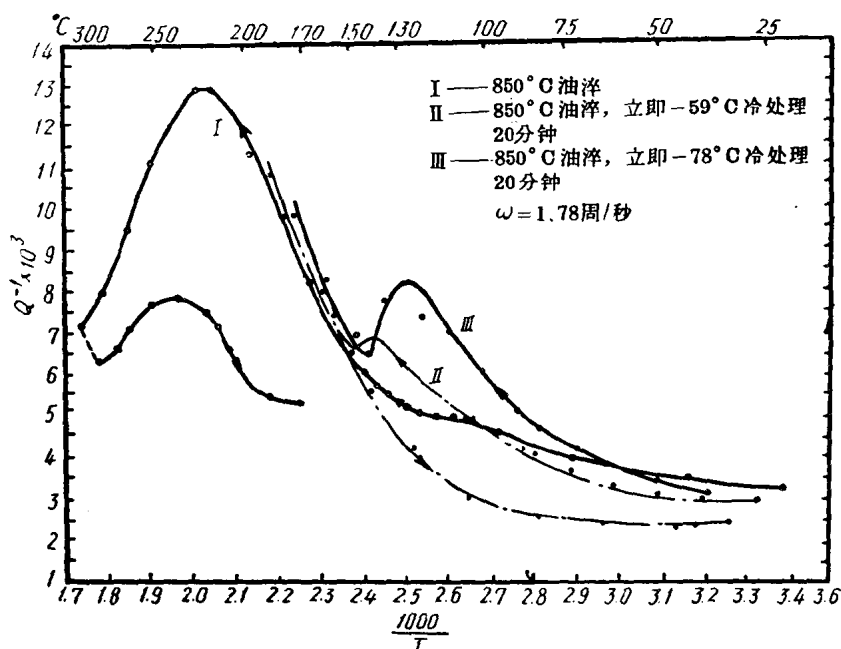


图2. 经不同冷处理后的内耗曲线

试样淬火后, 再经不同温度的冷处理, 于 100°C 等温回火, 其电阻变化如图3。

回火过程中的电阻变化主要取决于下述二因素: 一是淬火马氏体的回火分解, 马氏体中的过饱和碳逐渐贫化并析出 ϵ 碳化物, 使得试样的电阻降低; 另一个因素是淬火后试样中仍有一部份残留奥氏体, 回火时, 残留奥氏体转变造成固溶体晶格的畸变, 而且奥氏体的电阻比马氏体稍小, 从而导致电阻值的增加。

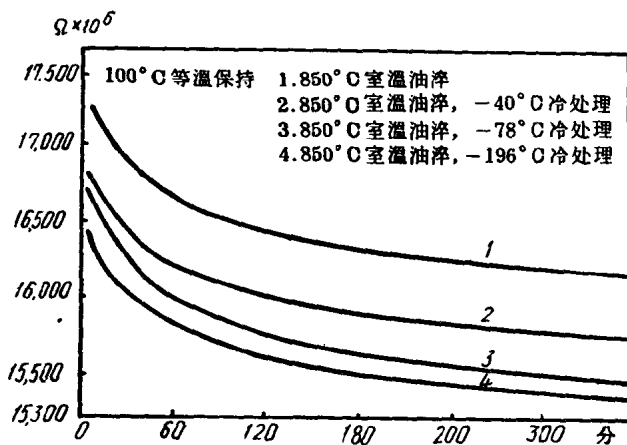


图3. 预先冷处理对 100°C 回火过程中电阻变化的影响

由图3可见, 直接淬火到室温的样品和淬火后再经 -40°C 冷处理的样品的电阻变化曲线之间的距离较大, -40°C 和 -78°C 冷处理的两条曲线相距较近, -78°C 和 -196°C 的两条曲线相距更近。两曲线间的距离越近, 说明回火前两样品中的组织状态差别越小。冷处理后回火的电阻变化曲线和淬火到室温不经冷处理就回火的电阻变化曲线之间相差越大, 表明冷处理过程中残留奥氏体的转变量越大。因而, 由图3可知, 冷处理温度越低, 残留奥氏

体的转变量越大,而且, -78°C 至 -195°C 的温度范围内的冷处理在促进残留奥氏体的转变方面差别很小。

由图1的结果和图2、图3的相比较可以看出:上述四种方法测出的规律基本上是相同的。冷处理温度越低,残留奥氏体转变量越大。在 $-30\sim-80^{\circ}\text{C}$ 之间转变显著,但在 -100°C 以下残留奥氏体转变量不再增加。这可以提供选择冷处理温度的依据。

至于在冷处理的低温下保持时间对残留奥氏体转变量的影响可参见用比长方法测出的结果(如图4所示)。大约冷处理一小时可获得良好的结果。

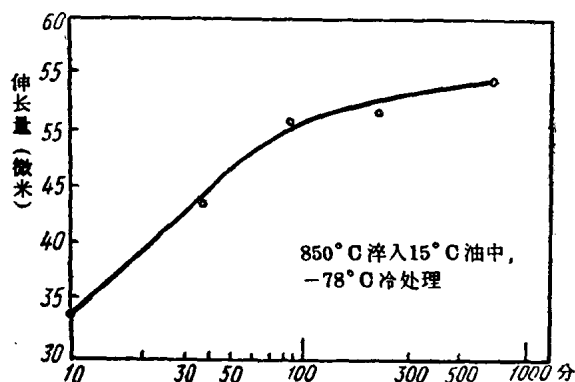


图4. 冷处理时间对比长样品长度的影响

(二) 室温陈化稳定问题:

1. 比长和磁性测量

样品淬火后经室温停留不同时间后于 -78°C 冷处理,冷处理后引起的长度伸长量和残留奥氏体量的测量结果见图5。可见淬火后的室温停留将引起奥氏体的稳定化,使得以后的冷处理效果有不同程度的减弱。室温停留30分钟所引起的稳定化效应较小,室温停留一小时后的稳定化效应非常显著。

由此可见,为了使得冷处理能促使残留奥氏体大量转变,应在淬火后30分钟内进行冷处理为宜。

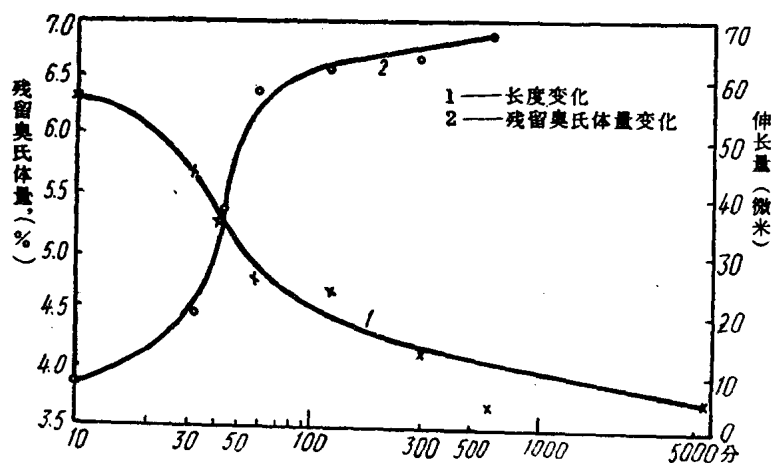


图5. 淬火后室温停留时间对 -78°C 冷处理效果的影响

2. 内耗测量

将同时淬火的内耗试样分别在室温停留20分钟、40分钟和60分钟,随后进行 -78°C 冷

处理20分钟,以同一速度测内耗。所得曲线分别如图6曲线I、II、III所示。可以看出、淬火后停留20分钟和40分钟后进行冷处理,有显著的130°C内耗峰。升温测量两曲线重合,降温测量,曲线II的背底略高。淬火后室温停留一小时再冷处理,130峰不显著(曲线III)。

淬火后的试样含有马氏体及残留奥氏体,冷处理可促使残留奥氏体进一步转变,但不能进行到底,室温停留会使残留奥氏体稳定化。峰高乃是部分残留奥氏体转变为马氏体的结果,峰低乃是室温停留使残留奥氏体稳定化了,因而冷处理没有引起马氏体量的显著增加。这一实验结果再一次证明了上述比长和磁性测量结果的可靠性。

(三) 回火的稳定化效果:

1. 比长测量

将淬火的比长试样经不同温度回火一小时,在室温下测其长度,室温停留不超过15分钟。然后用干冰冷处理(-78°C)30分钟,室温下测其长度,便可得回火后冷处理引起的伸长量,如图7。

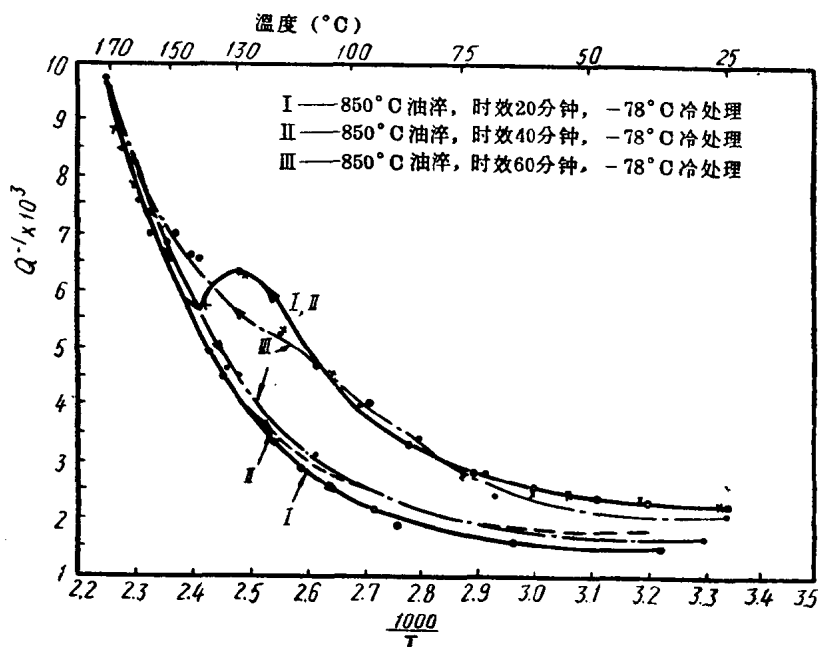


图6. 淬火后室温停留不同时间,再冷处理的内耗曲线

从图中曲线可以看出:回火温度越高,回火后冷处理引起的伸长量越小,即残留奥氏体的稳定性越大。在160~220°C温度区间内回火稳定化作用基本相同,伸长量变化不大。从而说明了较高温度回火可以使残留奥氏体稳定化。但必须指出:在较高温度回火1小时已使得少量残留奥氏体在回火过程中发生转变。

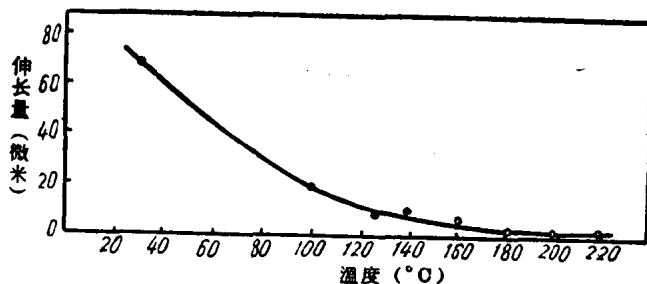


图7. 回火温度对冷处理效果的影响

十分明显,这一试验结果对于制订热处理制度有其实际意义。即冷处理前经 $80\sim 100^{\circ}\text{C}$ 水洗会大大减弱下一冷处理工序的效果;先回火后冷处理甚至使冷处理变得无效;回火温度和时效温度必须在回火能促使残留奥氏体变得十分稳定的范围内。

2. 内耗测量

内耗测量的结果反映了同样的事实。

将六根试样分作三组,每组两根。第一组试样淬火后于 100°C 回火一小时,然后将其中之一进行 -78°C 冷处理,从室温起测升温内耗。结果如图 8 所示。I 是回火后经冷处理的,II 是回火后未经冷处理的内耗曲线。两曲线均在 130°C 附近出现内耗峰。第二组与第三组试样除回火温度与回火时间不同外,其他热处理过程与第一组完全相同,第二组试样是 120°C 回火 30 分钟,第三组试样则经 140°C 回火 30 分钟。我们看到,在 100°C 回火的试样(包括冷处理与未冷处理的)有 130°C 峰,其余两组都没有。

关于 120°C 、 140°C 回火后 130°C 峰的消失,归之于在回火过程中 ϵ 碳化物与母体马氏体的共格性关系的生成与消失所致。

但从图 8 可清楚地看出,经 100°C 回火一小时,再经 -78°C 冷处理,并不改变内耗曲线的形状(与未经冷处理的相比)。换言之,回火已使残留奥氏体稳定化了再进行冷处理对残留奥氏体转变作用不大,因而对内耗(130°C 峰)无所贡献,只是引起应力的增加,使整个曲线的背底升高而已。

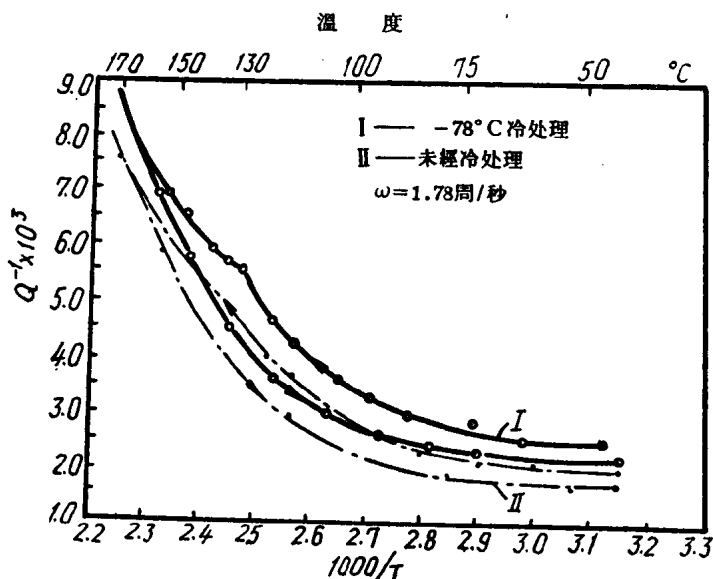


图8. 淬火后 100°C 回火一小时的内耗曲线

(四) 回火温度、回火时间对长度、硬度及电阻的影响:

1. 回火温度和回火时间不同对长度的影响

试样经淬火和 -78°C 冷处理后在不同的温度下回火,回火温度选择为 140°C 、 160°C 和 180°C ,每隔一定时间用 ABBE 比长仪测量样品的长度变化。测量时,样品在室温停留不超过 30 分钟,结果如图 9。

此外,还将淬火试样作 160°C 回火 6 小时,在 HTV 型膨胀仪上连续地记录等经回火膨胀曲线如图 10。

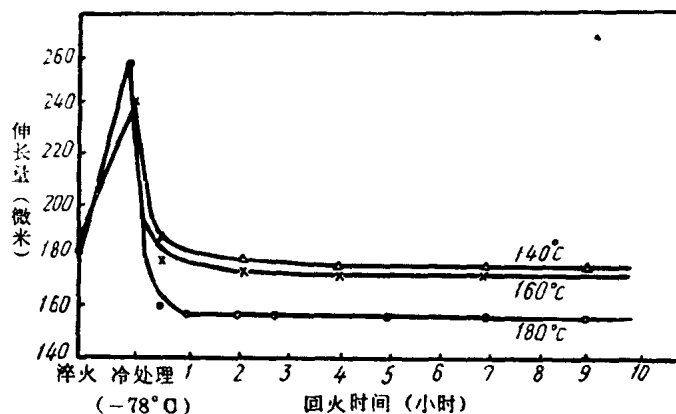


图9. 间断回火引起的长度收缩

从上述结果可以看到:

i) 回火时发生了马氏体分解与残留奥氏体转变, 其中主要是马氏体分解。回火开始后

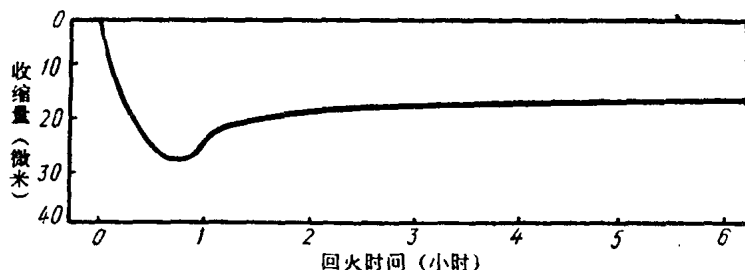


图10. 膨胀仪连续记录下的160°C 长期回火的尺寸变化

的40分钟内马氏体分解相当剧烈, 引起试样长度的迅速收缩。接着, 奥氏体的转变明显, 试样开始膨胀。最后, 马氏体所引起的收缩和残留奥氏体所引起的膨胀相互抵消, 使试样尺寸稳定下来。

ii) 回火温度越高, 长度收缩量越大, 收缩越快, 即马氏体的分解越多, 越快。

iii) 从图9的结果, 对不同的回火温度, 样品尺寸稳定化所需的时间不同。140°C 回火4小时后尺寸变化趋于稳定; 160°C 回火四小时和180°C 回火一至二小时后尺寸变化就已经趋于稳定。从图10的结果指出, 160°C 回火4小时, 变化已趋于稳定。

2. 回火温度和回火时间不同对硬度的影响

实验结果如图11。回火温度越高, 硬度降低越厉害, 趋于稳定所需的时间也越长。随着回火时间的延长, 硬度继续降低。180°C 回火二小时后硬度仍在 $R_c 62$ 以上。

3. 回火温度和回火时间不同对电阻的影响

将试样淬火到室温以及淬火后再经 -78°C 冷处理的样品分别在不同的温度下回火, 回火温度选择为 80°C 、 100°C 、 120°C 、 140°C 、 160°C 、 180°C , 测出回火过程的电阻变化,

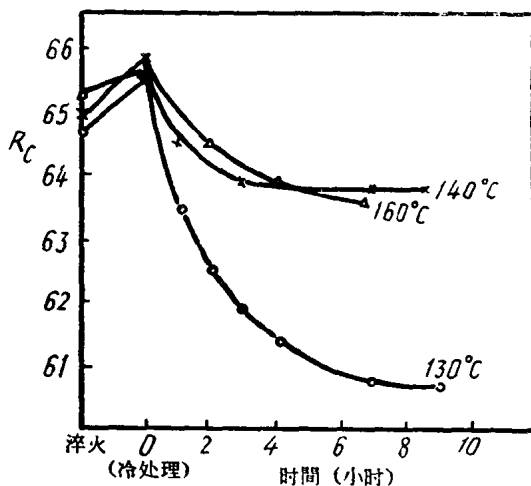


图11. 不同的回火温度和时间所引起的硬度降低

例如图12。

总的规律是：

i) 曲线在最初一段下降得特别快，即马氏体的回火在回火开始的最初20分钟内迅速进行，随后，奥氏体的转变才比较显著。提高回火温度，马氏体的分解加速。回火时间越长，马氏体分解越趋于缓慢。

ii) 不同的温度回火经300分钟后，电阻变化大都趋于平稳，反映出马氏体的回火和奥氏体的转变两种因素互相抵消。使得电阻值基本不变。

iii) 回火温度越高，则整个电阻曲线向高电阻方向移动。表明由于温度升高，原子（更确切地说是离子）的热振动加剧引起附加的电子散射，致使电阻值增加。这也就是通常所指的存在电阻的温度效应。电阻变化曲线随回火温度升高而移向高电阻的现象不宜用试样的相变过程来解释。

(五) 分级淬火的研究：

1. 磁性测量

试样于 $850 \pm 5^\circ\text{C}$ 停留30分钟后淬至已选定的分级淬火温度的溶炉中停留5分钟和30分钟，然后油冷。利用石捷茵贝尔格仪测量的残留奥氏体量如图13中的曲线1，2。为了探讨残留奥氏体含量较高时的规律，将上述已淬火过的样品重新在 $900 \pm 5^\circ\text{C}$ 炉中加热20分钟后分级淬火，利用同样的标准样品测得残留奥氏体量如图13中的曲线3。

图13的曲线1、2表明： 100°C 附近残留奥氏体量有一峰值， 200°C 以后残留奥氏体量又复上升；而且在分级淬火浴炉中停留时间越短，则残留奥氏体量越少。曲线3指出，当残留奥氏体量高时，该峰值向低温移动。

2. 比长测量及硬度试验

还利用ABBE 比长仪对分级淬火进行了研究。试样于 $850 \pm 5^\circ\text{C}$ 加热30分钟，然后淬至 $100 \sim 200^\circ\text{C}$ 间的温度，停留30分钟后油冷，室温测其长度；为了进一步减少淬火后的残留奥氏体量，以 -78°C 冷处理30分钟，室温测其长度；最后为了稳定组织，再经 160°C 回火四小时，室温测其长度。硬度试样随长度试样一起分级淬火后测其硬度值。两次试验的平均结果见图14，15。

由图14曲线1可以看出： 200°C 以前分级淬火长度变化基本上相同，唯有 220°C 分级淬火伸长量剧烈减小。与图13曲线2对比，可见后者与残留奥氏体含量较多有关。 220°C 以下温度分级淬火后伸长量虽然接近，但

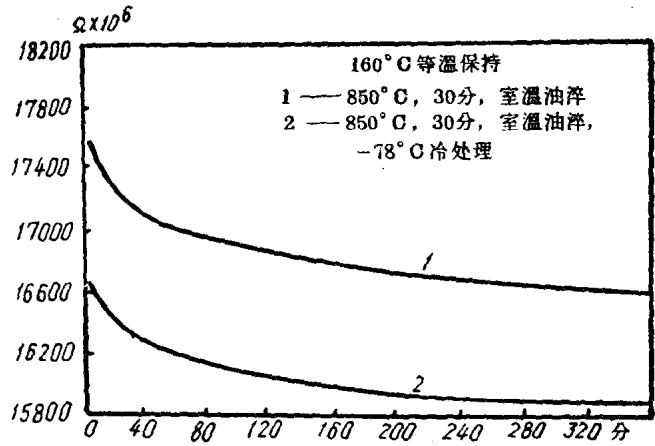


图12. 160°C 等温回火的电阻曲线

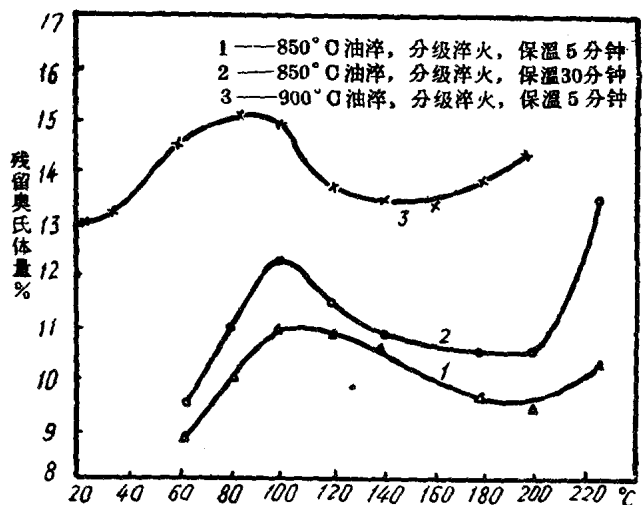


图13. 分级淬火温度和时间对残留奥氏体量的影响

根据此曲线尚难说明残留奥氏体含量基本上相近, 因为分级淬火时产生的马氏体还受到回火效应。

由曲线II看出: 冷处理效果以在 $140\sim 180^{\circ}\text{C}$ 分级淬火者较大, 似乎有一峰值。对应图13的曲线1, 2可以看出, 低于 140°C 分级淬火, 不但残留奥氏体含量高, 而且受到热稳定化效应, 使得以后的冷处理效果减弱。而 220°C 者冷处理有更大的伸长量, 十分明显是由于原来有较高残留奥氏体量引起的。

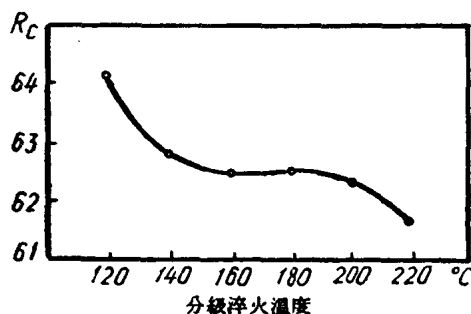


图15. 分级淬火硬度变化曲线

曲线IV表明: 在 $140\sim 180^{\circ}\text{C}$ 温度范围内分级淬火, 冷处理后再经 160°C 回火四小时, 其长度总变化量基本上相同, 高于或低于此温度范围内总伸长量变小。曲线IV更能本质地反映奥氏体的转变情况, 我们取曲线IV中的 $100\sim 160^{\circ}\text{C}$ 分级淬火结果加以比较, 它们均受到 160°C 充分回火, 因此在不同分级淬火的温度生成的马氏体所预先受到的各分级淬火温度的回火效应的差别便被消除了, 这一段曲线便可以反映最终残留奥氏体量的影响, 即总伸长量越小, 反映残留奥氏体越多, 因此, $140\sim 160^{\circ}\text{C}$ 分级淬火比更低的温度分级淬火有更少的残留奥氏体量。再以曲线IV的 $160\sim 220^{\circ}\text{C}$ 分级淬火温度的结果互相比。虽然分级淬火温度越高, 最初生成的马氏体受到较高温度的回火效应, 但分级淬火温度越高, 最初生成的马氏体也越少, 且最后再经受了 160°C 四小时长期回火, 故回火效应引起长度缩小的差别是不大的, 而曲线IV中的结果表明 $160\sim 180^{\circ}\text{C}$ 分级淬火比更高分级淬火温度的有较大的综合伸长量, 因此, 可看出 $160\sim 180^{\circ}\text{C}$ 分级淬火的比更高温度的分级淬火的最终有更少的残留奥氏体量。

从图15硬度变化曲线看出, 在 200°C 以下分级淬火时, 硬度不低于 $R_c 62$, 硬度值在 $140\sim 200^{\circ}\text{C}$ 之间基本相同, 当分级淬火温度超过 200°C 后, 硬度值下降较大, 结合图13中曲线2和图14的曲线1比较可知, 这可能是残留奥氏体含量较多的缘故。至于 120°C 以下硬度值较高, 由前述内耗的试验结果表明: 因为在 120°C 时, 从马氏体中大量析出的 ϵ 碳化物与母体保持共格关系, 由于共格强化故硬度值较高。但 140°C 以上, 共格关系已经破坏, 使之硬度值显著下降。

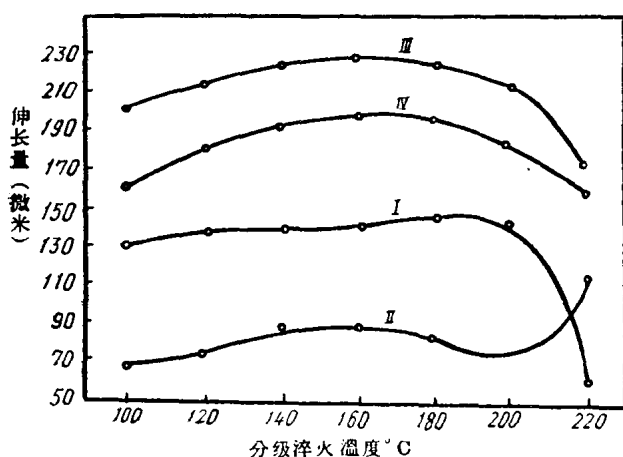


图14. 分级淬火的长度变化曲线

- I —— 分级淬火后试样的伸长量;
- II —— -78°C 冷处理的伸长量;
- III —— 分级淬火+冷处理的伸长量;
- IV —— 分级淬火后-78°C 冷处理再经 160°C 回火四小时的综合伸长量。

四、討 論

上述实验结果表明, 各种因素对柴油机油泵、油嘴精密偶件的尺寸稳定性有明显影响。

因此, 如何适当的选定热处理规范是一个值得加以讨论的问题。

关于冷处理对残留奥氏体过冷转变的影响, 在〔4〕的研究中指出, 残留奥氏体的过冷转变终了温度不受陈化稳定作用的影响, 该实验测得 845°C 淬火的GCr15钢的奥氏体转变终了温度为 -151°C , 和一般结果有很大出入; 而转变开始温度则受陈化稳定作用的影响, 稳定化程度越大, 残留奥氏体的开始转变温度越低。从我们的实验(图1~3)可以看出, 淬火后15分钟冷处理, 有效的冷处理温度是在 $-30\sim-78^{\circ}\text{C}$ 之间。因此为了得到良好的冷处理效果, 采用 $-60\sim-78^{\circ}\text{C}$ 的冷处理温度是适宜的, 这和文献〔18〕中所采用的冷处理温度相一致。更低的冷处理温度由于进一步增加残留奥氏体转变量不大, 且生产上也有较多的困难, 因而缺乏实际意义。

残留奥氏体过冷时, 由于增大了奥氏体与马氏体之间自由能差, 增大导致塑性变形的滑移应力, 将引起新的马氏体晶核的生长, 从而引起转变过程的恢复。但淬火后室温停留将引起稳定化的时间越长, 陈化稳定程度越大, 使得以后过冷总的转变量有所减少〔4, 11〕。为此, 零件淬火后规定在某一时间内进行冷处理是十分必要的。图5~6的结果指出, 淬火后室温停留一小时就看不出冷处理的明显效果。因此, 应采取淬火后30分钟或更短的时间内冷处理。

冷处理后的淬火零件, 为了得到高的尺寸稳定性, 必须通过回火使马氏体稳定下来, 即是在以后长期使用过程中, 马氏体的分解速率大大降低。经过越高的温度回火, 马氏体的稳定性越大。至于奥氏体经受回火作用, 除了少量引起转变外(图10), 主要的是产生回火稳定化效应(图7, 8), 回火温度越高, 稳定化效应越显著。由此可见, 有的生产单位规定回火后再冷处理, 或冷处理前先经 $80\sim100^{\circ}\text{C}$ 热水清洗的不合理性。考虑到回火温度对马氏体及奥氏体的影响, 结合柴油机油泵, 油嘴精密偶件的硬度要求(油泵套筒和柱塞要求 $R_c60\sim63$, 出油阀和出油阀座为 $R_c58\sim60$, 油嘴头为 $R_c55\sim60$), 以及使用条件(如油嘴头使用温度较高)等特点, 并参照回火后的硬度试验结果(图11), 油泵套筒和柱塞宜采用 160°C 回火, 出油阀, 出油阀座和油嘴头宜采用 180°C 的较高温度回火。

至于回火时间的选择, 则应考虑硬度要求和回火引起残留奥氏体充分转变等因素(图10, 11)。采用 160°C 回火时, 回火时间规定4~5小时是合理的, 既能得到高硬度, 且使得残留奥氏体有充分转变, 更长时间, 则残留奥氏体转变就微弱了。采用 180°C 回火时, 由于长时间回火将引起硬度急剧下降, 因此回火2小时就足够了。

精密偶件回火后, 需经过精磨, 为了消除精磨引起的内应力, 必须采取时效工序。时效工序应保证不进一步降低硬度为原则。因此, 160°C 回火的零件, 可采用略低于 160°C 时效2~3小时; 而 180°C 回火的零件, 如进一步在略低于 180°C 时效将引起硬度下降, 故时效工序可规定为 160°C 时效2~3小时。

我们知道, 油泵套筒、柱塞等细长零件, 淬火时易于变形。为了克服淬火变形等缺点, 采用分级淬火工艺是一有效措施。众所周知, 某些钢在一定条件下在 M_H-M_K 之间存在 M_C 点, 如果在 M_H-M_C 之间分级淬火将不引起稳定化效应, 即是随后从分级淬火介质中再取出淬到室温不致引起残留奥氏体量的增多, 这对生产要求是有利的, 因此我们进行了一部份试验。综合考察图14~16的实验结果, 不难看出分级淬火至 $140\sim200^{\circ}\text{C}$ 浴炉中停留5分钟的有利作用。尚应指出, 为了保证淬火液的冷却能力, 在生产实际中应采用低温盐浴。

还应指出, 根据在 M_C 点以下温度停留将会引起残留奥氏体量增加的事实, 必须控制淬火油温和控制从油池中取出淬火零件的时间是有重要意义的。即是淬火油温过高或过早从油

池中取出零件均将使残留奥氏体量增多。

五、結 語

1. 为防止柴油机油泵、油嘴精密偶件的淬火变形, 宜采用先淬火至 $140^{\circ}\sim 200^{\circ}\text{C}$ 盐浴中保持5分钟后油冷的分级淬火工艺。

2. 淬火油槽的温度应予控制, 零件应在淬火介质中完全冷却后取出, 这样可避免增加残留奥氏体量。

3. 为减少残留奥氏体, 有成效的冷处理温度应为 $-60\sim -78^{\circ}\text{C}$, 保持一小时。

4. 为防止残留奥氏体的室温陈化稳定, 冷处理前的室温停留不宜超过30分钟。

5. 回火后冷处理或冷处理前先经 $80\sim 100^{\circ}\text{C}$ 水煮, 均使冷处理无效或效果大为减弱。

6. 对于要求高硬度的精密偶件, 如油泵套筒和油泵柱塞宜采用 160°C 回火4~5小时, 精磨后略低于回火温度时效2~3小时。

7. 对于要求硬度较低的精密偶件, 如出油阀, 出油阀座, 以及工作温度较高的零件如油针体等宜采用 180°C 回火2小时, 160°C 时效2~3小时。

参 考 文 献

- [1] Я.Р.Раузин, 《Термическая Обработка Стали》. Машгиз, 1955.
- [2] Ю.А.盖列尔, 《工具钢》. 冶金工业出版社, 1959.
- [3] S.G.Fletcher & M.Cohen, Trans. ASM, V.34, 1945, pp216~237.
- [4] S.G.Fletcher, B.L.Averbach & M.Cohen, Trans. ASM, V.40, 1948, P.703.
- [5] B.L.Averbach, M.Cohen & S.G.Fletcher, Trans. ASM, V.40, 1948, P.728.
- [6] B.S.Lement, B.L.Averbach & M.Cohen, Trans. ASM, V.41, 1949, P.1061.
- [7] B.L.Averbach & M.Cohen, Trans. ASM, V.41, 1949, P.1024.
- [8] E.B.Mikus, T.J.Hughel, J.M.Gerty & A.C.Knudsen, Trans.ASM, V.52, 1960, P.307.
- [9] 张沛霖, 徐萃章, 《金属学报》, 第1卷, 第4期, 1960, 347页。
- [10] Ю.И.Хайфен, И.В.Орынич, М.и Т.О.М., 1962, №4, стр.59~61.
- [11] А.П.Гуляев, 《Термическая Обработка Стали》. Машгиз, 1960.
- [12] Metals HB, ASM, 1960, p.654.
- [13] 糜沫狂, 戚正风, 《金属学与热处理论文集(3)》, 冶金工业出版社, 1959.
- [14] 《国内柴油机喷油泵和喷油器的精密偶件制造工艺汇编》, 农业机械部动力机械局主编, 人民交通出版社, 1961.
- [15] T.S.ké, phy. Rev., V.71, 1947, P.533.
- [16] 葛庭燧, 馬应良, 《物理学报》, 1955, 11, 479页。
- [17] T.ko, Acta Metallurgica, V.2, 1954, P.75.
- [18] Ю.А.Геллер, М.И.Т.О.М, 1962, No2.

內燃機車柴油機用鎳鉻合金 結構鋼代用的初步研究

鐵道科學研究院 鄭中岳 鄧 洋

內 容 提 要

本文針對我國正在試制的內燃機車（包括大功率柴油機）結合國家資源情況對六種代用鋼進行了實驗室的驗證試驗，指出了今後宜優先試用18CrMnMo（或22CrMnMo）制作重要滲碳件、40MnMoB制作重要調質件、20Mn2B制作一般滲碳件及40MnB制作一般調質件。此外，本文還對低碳馬氏體鋼種進行了研究試驗，指出了衡量脆性轉變溫度的重要性。

一 引 言

目前我國正在試制內燃機車，其中包括試制二千馬力柴油機 10L207E 和 12V230EZ 兩種。兩個型號的柴油機原用的合金鋼均屬鎳鉻系統，10L207E柴油機基本上選用十七個鎳鉻鋼種，零件共計淨重2555公斤，12V230EZ柴油機選用了十九個鎳鉻鋼種，零件共計淨重1933公斤。鋼種及用途詳見表1。鎳鉻合金鋼零件重量見表2。

就以10L207E柴油機為動力的機車而論，原用的滲碳級結構鋼均多用於耐磨零件，凡是受力不複雜、尺寸較小的零件均採用15X、20X制造；受力較為複雜，動力強度要求特別高的零件，如活塞銷、螺旋傘齒輪均採用12XH2A、12XH3A鋼制造，對於最重要的大截面滲碳零件，如機車的主動牽引齒輪，還要求低溫沖擊韌性，則採用12X2H4A鋼制造。調質級結構鋼用於要求綜合機械性能良好，有的要求表面淬火的零件；截面尺寸較小者往往用38XA、40X、45X鋼制造；截面尺寸較大的則採用37XC、45XH鋼；性能要求較高的零件如連杆，採用40X ϕ A鋼制造。12V230EZ柴油機上同樣零件原使用的鋼種比10L207E還要好。還應指出，ND內燃機車輪軸從動大齒輪採用了大量的45XH鋼制造。

為了結合我國資源，解決內燃機車今後成批生產的用鋼問題，我們曾在合金結構鋼方面根據零件技術條件及所要求的材料性能，以及國內兄弟單位的研究經驗，擬選用與原鋼種的淬透性，綜合機械性能，工藝特性接近或較優越的鋼種作為10L207E柴油機的代用材料，基本上是：20Mn2B代15X、20X；20MnMoB代12XH2A、12XH3A；22CrMnMo代12X2H4A，35SiMn和40MnB代38XA、40X、45X、37XC；40MnVB代40X ϕ A及部分代45XH；40MnMoB或40MnWB代替性能要求高的45XH鋼制造的零件。〔1〕〔2〕〔3〕關於代用鋼在ND型內燃機車上的初步試驗方案見表3。由於考慮到含鎳鋼種與非鎳鋼種具有不同的脆性轉變溫度，將會直接影響零件的使用壽命，而我國新研究的這些鋼的低溫韌性數據較少，因而本文對以上的代用方案進行了實驗室的驗證試驗。

兩種柴油機還使用了18X2H4BA鋼來制造非滲碳零件。特別是12V230EZ柴油機使用了大量的18X2H4BA制作連杆而在冶金部標準中沒有18X2H4BA的代用鋼種，因此，本文在探