论我国渗碳齿轮制造中的若干问题（中）

郑州机械研究所 （河南 450001） 陈国民

三、渗碳齿轮毛坯的预备热处理及渗碳后的冷却

渗碳齿轮毛坯的热处理会影响到齿轮加工的表面质量、生产效率以及渗碳淬火变形；而齿轮渗碳后的冷却要为后面的淬火作好组织准备，同时防止齿面产生裂纹而造成损失。

1. 渗碳齿轮毛坯的预备热处理

齿轮毛坯的切齿加工，特别是大批量生产的车辆齿轮加工，要求毛坯的硬度和组织适合于刀具的最佳切削，这样既有高的切削效率，又有低的表面粗糙度，而且还要保持均匀性。根据国内外的工艺实践，其硬度范围在140～200HBW之间，金相组织为等轴块状F+P。要达到以上组织和硬度要求，采用普通的正火工艺是难于达到的，所以国外都采用等温正火预处理工艺（见图9）。表5是欧洲几家汽车公司的等温正火技术要求；表6是美国典型齿轮渗碳钢等温正火规范。

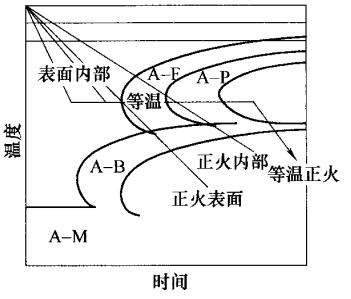


图9 普通正火机等温正火示意图

由于齿轮毛坯采用等温正火，除了可保证良好的加工性能外，还对减小渗碳淬火变形起到有利的作用，从表7、表8的一种圆锥破碎机被动齿轮的试验数据可以看到这种好的效果。

表5 国外汽车公司的渗碳齿轮毛坯等温正火的技术要求

公司名称	钢号	硬度HBW	显微组织	晶粒度（级）
菲亚特	16MnCr5	140～207	F+P	—
	20MnCr5	150～207	F+P	
	21NiCrMo5H	166～201	F+P	
斯泰尔	16MnCr5	140～187	F+P	4～6
	20MnCr5	152～201	F+P	4～6
	18CrNi18	170～217	F+P	4～6
大众	16MnCr5	140～187	F+P	3～6
	20MnCr5	150～201	F+P	3～6
	25MnCr5	160～201	F+P	3～6
	28MnCr5	170～207	F+P	3～6

表 6 美国的几种齿轮合金渗碳钢的等温正火工艺

钢 号	奥氏体化温度/℃	等温转变温度/℃	等温转变时间/h	硬度 HBW
SAE9310	900	650	4	195
SAE3310	870	595	14	187
SAE4027	855	650	1	175
SAE4317	925	620	2	185
SAE4320	885	660	6	197
SAE4615	925	640	10	165
SAE4620	885	650	6	187
SAE4615	900	595	30	165

表 7 原正火产品（360 件）

端面平面度/mm	0.10	0.15	0.20	≥0.25
件数	—	198	108	54
累计百分比（%）	—	55	30	15

表 8 等温正火产品（400 件）

端面平面度/mm	0.10	0.15	0.20	≥0.25
件数	65	280	49	6
累计百分比（%）	16.25	70	12.25	1.5

从以上表中数据看到，采用等温正火工艺，渗碳直接淬火后的端面平面度合格率（≤0.15mm）由原来的50%～60%提高到85%左右，金相组织均匀，无粗大晶粒及严重混晶现象。

另外，还应当引起我们注意的是工业大齿轮毛坯的预备热处理。工业用渗碳齿轮一般模数、直径都比较大，要实施等温正火难度很大，同时由于这类齿轮多为小批生产，对加工性能的稳定性也不像大批量生产的车辆齿轮那样要求迫切，所以大都采用普通正火作为预处理。但是，对于要求高的工业齿轮，一方面对齿和键槽的表面加工质量要求较高，同时希望尽量控制渗碳淬火变形而减小磨削量，为此，国外一些公司采用了调质来作为预备热处理，国内也有不少生产厂采用了这种方法。但在我国，对调质作为渗碳齿轮预备热处理的作用和必要性至今尚被质疑。

调质后的齿轮可改善齿根和键槽表面加工质量这一点大家可以理解，关键是能否减小渗碳淬火变形。人所共知，影响热处理变形的因素很多，但有一点是肯定的，不均匀组织和不均匀应力是造成不均匀变形（畸变）的根本原因，那么是否可从这一点出发来理解调质的作用，即调质与普遍正火比较，由于工件全部浸没在液体介质中而使各部位可达到“均匀冷却”，因而各部位的组织和硬度也比较均匀，从而使切齿产生的应变和应力也就会均匀一些，所以，提供“均匀性”便是调质的关键所在。

2. 齿轮渗碳后的冷却

齿轮渗碳后的热处理有两种方式：直接淬火及经过缓冷后重新加热淬火。一般车辆齿轮由于模数较小，硬化层深度较浅，钢材合金元素含量低，适合于直接淬火。而对于模数较大的工业齿轮，由于含有多种合金元素，而且含量又较高，为了避免过量的残余奥氏体形成，所以渗碳后要慢冷，经过碳化物的制备再重新加热加淬火。

重新淬火的齿轮渗碳基本上采用井式渗碳炉，少量采用密封箱式炉。

（1）目前齿轮渗碳后的冷却状况 目前井式渗碳炉齿轮渗碳后有几种冷却方式：①随炉冷至700℃或550℃后出炉自然空冷。②随炉冷到860℃后出炉自然空

冷。③随炉冷到860℃后出炉置入缓冷坑内坑冷。以上三种冷却方式都存在问题：第一种冷却方式容易出现不良的碳化物分布，同时占用渗碳炉过长的生产时间；第二、三种冷却方式首先是表面，尤其是齿根表面氧化脱碳，同时齿轮还存在表面开裂的危险。

关于齿轮渗碳后空冷条件下产生表面开裂现象，按常理是难于理解的，因为渗碳后齿轮空冷，其冷速达不到淬火条件，没有激烈的冷却和马氏体相变，不会产生裂纹。这种现象是由于“渗层淬透性”引起。低碳合金钢经渗碳后得到一高浓度的渗碳层，但是，渗碳层的淬透性与原材料（心部）的淬透性不相同，更重要的是渗碳层的含碳量是自表至里、由高到低呈梯度分布，而各层的淬透性却不是与碳梯度一样由高到低分布，往往是次层某一深度处的淬透性最高。图10便是20CrMo和20CrNiMo钢的渗层淬透性曲线。表9是几个特征数字。

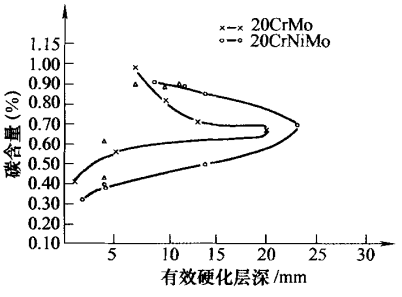


图10 有效硬化层深度与碳浓度的关系

表9 两种钢渗层淬透性的特征数字

材料	峰值处		
	D_{eff}/mm	含碳量(质量分数,%)	相对应的渗碳层深度/mm
20CrMo	20	0.68	1.05
20CrNiMo	23	0.70	1.01

从图10的曲线看到有两点很重要：第一，最大淬透性的 w_C 为0.6%～0.7%，即不在最表层；第二，在此碳量下为获得马氏体或马氏体混合组织所需的冷却速度并不高（J_{20}左右）。基于以上两点，使渗碳后齿轮空冷时，可能就存在一种冷速，使具有高淬透性的次层转变成马氏体或马氏体混合组织，而表层由于淬透性较低而转变成珠光体型组织。因马氏体的比体积比珠光体型组织大，因而在表面形成拉应力，当这一拉应力大于表面材料的正断抗力时便会产生裂纹。

某一工厂曾进行过这种试验，材料为20Cr2Ni4钢，渗碳空冷后进行组织、硬度和残余应力的测试，测试结果见表10。从表10中试验数据看到，表层得到P组织，次层（1.4mm处）却得到B及B+P的组织，相应表面产生拉应力达227MPa；随后将试样进行重新淬火，淬火后齿顶表面则成为压应力状态。

表10 齿轮渗碳空冷后渗层的残余应力和金相组织

测试部位			齿顶	节圆	齿根
金相组织	表面～1.2mm		$P_{细片}$	P	P
	1.4mm		$B_{上}+B_{下}$	$B_{上}+P$	$B_{上}+P$
残余应力/MPa	空冷后	（表面）	110～227	—	—
	淬火后		-42～-104	—	—

（2）齿轮渗碳后冷却方式的改进方案　从以上的分析看到，渗碳后的冷却并不能看作是一个比较随意的过程工序，然而要使齿面（尤其齿根部）不氧化脱碳，渗层碳化物数量及分布良好，冷却速度达到不引起齿面开裂，目前的井式渗碳炉系统尚缺乏这种能力。笔者有一设想的工艺模式：

$$\text{渗碳}\xrightarrow{\text{炉冷}}860^{\circ}\text{C}\xrightarrow[(\text{冷却槽})]{\text{介质冷却}}500^{\circ}\text{C 左右}\xrightarrow[(\text{转移})]{\text{出冷却槽}}600\sim650^{\circ}\text{C}$$

回火炉（充N_2保护），等温约4h$\xrightarrow{\text{炉冷}}$300℃$\xrightarrow{\text{空冷}}$室温。

这种冷却模式的关键是冷却介质。该介质非油，否则烟雾污染；非水，否则冷却过分激烈，应力大，难控制；冷速介于油和空气之间；成本不能高。

在这一冷却过程中，渗层的高碳A冷到860℃后，置入介质中较快冷却到500℃保持过冷A状态，这一过程没有碳化物析出；随即转到600～650℃回火炉进行等温索氏体转变，并保证碳化物析出的形态和数量，为重新淬火做好组织准备。从以上的过程可看到，从渗碳炉

出炉立即转入冷却槽，尽可能避免工件表面的氧化脱碳，而且冷却均匀；过冷 A 在 600～650℃等温转变，可避免因渗层淬透性原因而引起表面开裂。另外，渗碳工件不是空冷到室温后再升温进行碳化物析出的回火，可大大节约了工艺周期和电耗。当然，对于那些通常采用空冷正火的车间需要新建冷却槽，要增加投资，不过，如果回顾一下我国渗碳齿轮毛坯从传统的普通正火向等温正火过渡和发展的历程，齿轮渗碳后的可控冷却还是会逐渐改进的。

四、齿轮的接触疲劳强度

在齿轮的接触强度计算中是以赫兹应力作为齿面接触应力的计算基础。其强度条件为啮合点的最大计算接触应力 σ_H 不大于其相应的许用接触应力，即：

$$\sigma_H = Z\sigma_{HO}\sqrt{K_A K_V K_{H\beta} K_{H\alpha}}$$

式中：K_A——使用系数；

K_V——动载系数；

$K_{H\beta}$——齿向载荷分布系数；

$K_{H\alpha}$——齿间载荷分布系数；

Z——单对齿啮合系数；

σ_{HO}——节点处计算接触应力的基本值。

许用接触应力 σ_{HP}的计算：

$$\sigma_{HP} = \frac{\sigma_{HG}}{S_{Hmin}}$$

$$\sigma_{HG} = \sigma_{Hlim} Z_{NT} Z_L Z_V Z_R Z_W Z_X$$

式中：σ_{HG}——计算齿轮的接触极限应力；

σ_{HLim}——试验齿轮的接触疲劳极限；

Z_{NT}——接触强度计算的寿命系数；

Z_L——润滑剂系数；

Z_V——速度系数；

Z_R——粗糙度系数；

Z_W——工作硬化系数；

Z_X——接触强度计算的尺寸系数；

S_{Hlim}——接触强度的最小安全系数。

在整个温度计算公式中都没有包含硬化层深度的因素。在齿轮的接触破坏中除了点蚀外，还有剥落失效的产生，而且这种破坏形式的后果更为严重。表 11 列出了齿轮接触疲劳破坏的几种典型形式。

剥落失效的产生，是由于在轮齿表面以下的某一深度区，其赫兹剪切应力超过了齿轮材料的剪切强度所致。目前的齿轮硬化层深度是在工艺文件中按经验公式 Eht = αm（m——模数）确定，在一般情况下这种选用是可以的，但是对于许多重载齿轮，如重载汽车、工程车后桥大齿轮及各类重载大模数工业齿轮，往往就存在一定问题。以下从力学的角度进行分析。

表 11　齿面接触疲劳破坏特征

特　征	点　蚀	剥　落	
		浅层	深层
疲劳坑深度	浅	较深	深
发生过程	缓慢	逐渐	突然
一般形貌	V 形	V 形	U 形
分布情况	多个齿	较少齿	少数齿
裂纹方向	与表面呈锐角	与表面呈 45°角	与表面垂直
裂纹源	表面	硬化层内	硬化层与心部交界处

1. 齿轮模数（曲率半径）与应力梯度

图 11 是齿面接触应力沿层深的分布。从该图的接触应力曲线束看到，随着齿轮模数的增大，最大赫兹应力的峰值往层深方向移动，同时，曲线的斜率减小，即曲线越加平缓，这种应力分布特性对大模数（进一步考虑应当是轮齿的当量曲率半径）就会出现如图 12 的状况，即在某一硬化层深度条件下，对模数较小的齿轮（即曲率半径较小的齿轮）沿层深各处其应力均小于强度。而对大模数（大曲率半径）齿轮，倒不是剪切应力

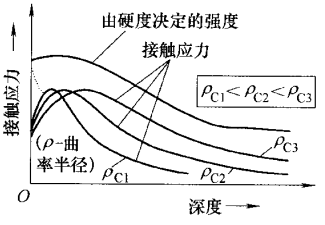


图 11　齿面接触应力沿层深的分布

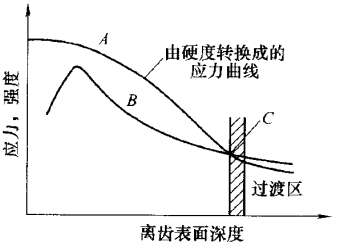


图 12　剪切应力与强度分布示意图

峰值的深度内不安全，而是剪切应力更低的层下 C 点之后出现强度低于应力的情况，在这里疲劳裂纹会容易形成而最终导致深层剥落。

为了确定渗碳层剥落的力学条件，从 20 世纪 60 年代开始，美国和日本的学者进行了大量的试验研究得出结论，轮齿剥落重要的不是最大剪切应力，而是剪切应力与剪切强度的比值，并给出 $(\tau_{yz}/\tau_K)_{max} \leqslant C$ 的力学判据。根据试验结果（见图 13），$C = 0.55$，或 $(\tau_{yz}/HV)_{max} \leqslant 1/18$。

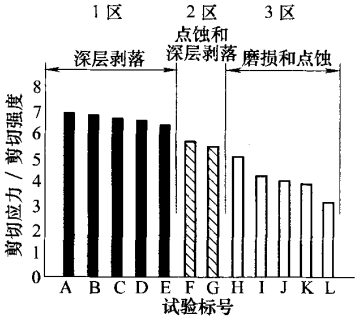


图 13 齿轮剥落试验

2. 残余应力的影响

另外，在讨论残余应力对疲劳强度的影响中，有一点往往容易被忽视，即高的表面残余压应力固然起到有利的作用，但在有的情况下对接触疲劳强度会产生负面的影响，这可用图 14 来说明。在不考虑残余应力的时候，剪切强度和剪切应力沿截面的分布分别如图中 A、B 曲线。渗碳淬火后在表面形成较高的残余压应力，同时在层下过渡区存在与之平衡的拉应力（见曲线 D），经合成后的载荷应力曲线为 C。从曲线 C 与强度曲线 A 和应力曲线 B 便不难看到，虽然表层的安全度进一步增

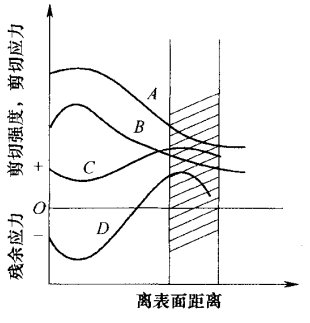


图 14 残余应力对接触疲劳剥落的影响示意图

大，但原本安全的过渡区却变得不安全了，因为此处载荷应力与残余拉应力迭加后的剪切应力/剪切强度之比成为最大，超过了安全极限，这就是有的渗碳齿轮（特别是渗层较薄者）检查其金相组织和硬度都正常、合格，但却产生早期疲劳剥落的原因。

3. 磨齿加工的影响

渗碳淬火齿轮需要磨削精加工，其磨量主要取决于齿轮的变形量。根据我国目前的情况，按齿轮模数大小及齿轮的结构尺寸不同，磨削量（齿的单侧）一般在 0.2～0.6mm 范围，有的可达 0.8mm 甚至 1mm。过深的磨量使表面最佳的硬度、金相组织磨去，还丧失了表面起良好作用的残余压应力，这是大家共同认可的事实，然而，如果更进一步分析还将看到对渗碳硬化层过渡区的影响。

图 15 表示的是渗碳齿轮硬度分布曲线和应力分布曲线。从图中曲线看到，当齿轮未磨削时，应力分布曲线为 B，在整个硬化层深度范围内应力都远远低于强度（A 曲线）；而当齿面磨去一定深度（图中影线区）后，应力分布曲线则从 B 变成 C（虚线）状态，而硬度分布曲线不会变，因此，C 曲线和 A 曲线便形成交点 D。在此点应力高于强度，而且这 D 点往往会在渗碳硬化层的过渡区，从而增大了深层剥落失效的倾向性。

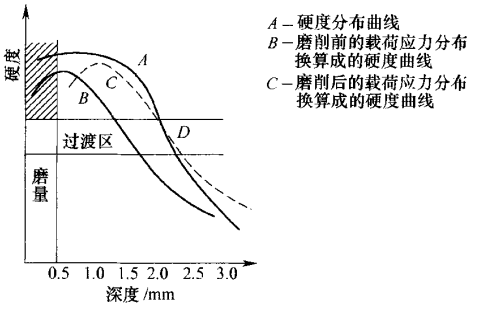


图 15 过量磨削后在硬化层产生的应力和强度梯度的变化示意图

所以，人们有时在对深层剥落失效的齿轮进行分析时，对检查设计及实际硬化层深度都没有问题而感到困惑，其实，这是因为忽略了因过大的磨削量而产生的剪切应力曲线位移使过渡区强度低于载荷应力所致。

从以上的分析看到，对于齿轮的深层剥落机制及影响因素较为复杂，所以，即使是最新版 2003－07－01 ISO 6336《齿轮强度计算——第 5 部分：材料强度及质

量》也指出：迄今对硬化层剥落尚无适用的标准计算方法。而在齿轮的生产中，美国和日本对重载大模数齿轮则采用了深层渗碳工艺，最大深度可达 8mm，这在理论上是否有依据不得而知，但在工程应用中很成功。不过，对于强调节能、环保及技术经济性的今天，如此深的渗碳层深度，其合理性是值得探讨的。

五、齿轮的弯曲疲劳强度

齿轮弯曲疲劳强度是齿轮强度设计中的另一重要指标。齿轮弯曲疲劳强度计算的强度条件为：

$$\delta_F \leqslant \sigma_{FP}$$

即齿轮的计算弯曲应力要小于齿轮的许用齿根弯曲应力，而许用弯曲应力的计算为：

$$\sigma_{FP} = \frac{\sigma_{FG}}{S_{Fmin}}$$

$$\sigma_{FG} = \sigma_{Flim} Y_{ST} Y_{NT} Y_{\delta relT} Y_{RrelT} Y_X$$

其中，基础是 σ_{Flim}——试验齿轮的弯曲疲劳极限，即经过渗碳淬火的试验齿轮的承载能力。我国在制定齿轮强度计算标准（GB/T3480）时等效采用 ISO 6336 标准，其中渗碳淬火齿轮的弯曲疲劳极限强度见图 16。

80 年代，我国进行了大规模的基础试验工作，对国产材料经渗碳淬火的试验齿轮进行了疲劳强度测试，其中，接触疲劳极限与 ISO 标准的数据相当，而弯曲疲劳极限却偏低，只相当于 ISO 标准数据的下限。近年来，一些齿轮制造厂陆续进行了这种试验，所得数据无明显提高，这是我国渗碳齿轮生产中至今存在的一大问题。

以下就此问题进行分析。

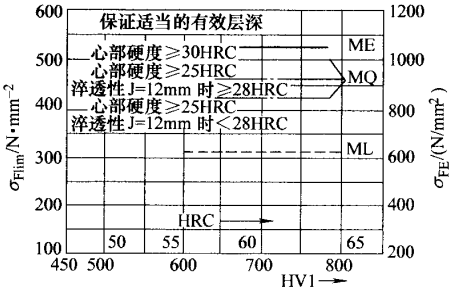


图 16 渗碳淬火钢的 σ_{Flim} 和 σ_{FE}
（注：$\sigma_{FE} = \sigma_{Flim} Y_{ST}$）

1. 弯曲疲劳的受力

齿轮轮齿在载荷的作用下齿根受弯曲应力，最大拉应力在齿根表面。齿轮的弯曲疲劳断裂是齿根表面受到最大的反复周期变化的拉应力所引起，所以齿根部对拉应力特别敏感。

2. 影响弯曲疲劳强度的因素

从轮齿的受力分析看到，齿轮的弯曲疲劳断裂是在受载啮合时齿根表面受到最大反复周期变化拉应力引起。根据这一力学特点，在材料热处理方面影响齿轮弯曲疲劳强度的因素就容易确定。

（1）金属夹杂物　非金属夹杂物作为微形缺口引起应力集中而使弯曲疲劳强度降低。

（2）表面脱碳　表面脱碳将使弯曲疲劳极限降低，特别对于表面硬度高的齿轮，可使弯曲疲劳极限降低 1/2～2/3。表 12 是三种合金结构钢表面脱碳对弯曲疲劳的影响。

表 12　表面脱碳对钢弯曲疲劳极限的影响

表面状况		40CrNi3		40CrMo		40Cr	
		σ_{-1}	σ_{-1K}	σ_{-1}	σ_{-1K}	σ_{-1}	σ_{-1K}
28HRC	未脱碳	570	295	501	275	535	288
	脱碳	302	172	220	130	240	158
48HRC	未脱碳	837	474	714	453	760	489
	脱碳	240	172	213	151	199	130

注：σ_{-1}——光滑试样的弯曲疲劳强度（MPa）；σ_{-1K}——缺口试样的弯曲疲劳强度（MPa）。

（3）金相组织　淬火钢表层含有 5% 的非马氏体（体积分数）组织时，弯曲疲劳极限将降低 10%。图 17 是非马氏体组织对弯曲疲劳极限的影响。对于马氏体组织，只有经过适当回火后才有良好的疲劳性能。

在对弯曲疲劳强度影响因素的分析中，很容易忽略另外一些因素，如：

第一，齿根的几何状态，包括齿根圆角半径和表面粗糙度。有研究专门进行了齿根圆角的优化（见图 18），

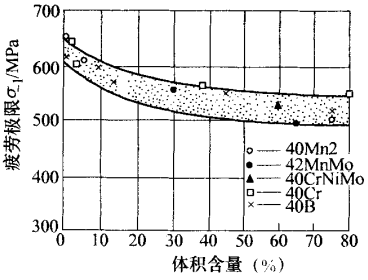


图 17 非马氏体组织对疲劳极限的影响

经优化后，齿根应力集中大大改善。表 13 是具体的应力降低效果，最大弯曲应力可减小 10% ~ 30%。图 18 中虚线代表基圆。图 18a 和图 18b 分别是 12 个齿的小齿轮优化前后的情形；图 18c 和图 18d 分别是 41 个齿的大齿轮优化前后的情形。

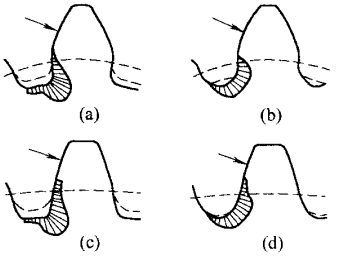


图 18 平衡齿轮副和传统设计（标准刀具参数）齿轮副的应力集中改善

表 13 标准齿条刀具加工生成的齿轮的过渡曲线优化

压力角（°）		20		25		28	
径节/in^{-1}*		10		10		10	
齿顶高/in*		0.1		0.1		0.09	
全齿高/in*		0.22		0.22		0.198	
刀具齿顶圆角半径/in*		0.03		0.03		0.0348	
小齿轮转矩/lbf·in*		200		200		200	
齿轮		小齿轮	大齿轮	小齿轮	大齿轮	小齿轮	大齿轮
齿数		12	41	12	41	12	41
齿顶圆角半径/in*		0.015	0.015	0.015	0.015	0.015	0.015
齿宽/in*		0.5	0.5	0.5	0.5	0.5	0.5
弯曲应力/psi*	标准值	28890	20460	22930	18560	20440	17080
	平衡值	22180	22010	19900	19800	18330	18170
	优化值	16900	16870	16140	16110	15820	15670

*注：1in = 0.0254m；1lbf·in = 0.112985N·m；1psi = 0.007MPa。

另外，齿根的加工刀痕对于渗碳淬火高硬度的表面即是危险的缺口，非常容易成为的始裂纹而降低弯曲疲劳强度。

第二，残余应力。试验表明，当材料中已存在微细裂纹时，残余压应力可抑制裂纹的扩展，当残余压应力层深约为裂纹深度的 5 倍时即可消除裂纹的影响（见图 19）。

残余应力对齿轮弯曲疲劳强度的影响很大，齿面的残余压应力可降低弯曲拉应力峰值。图 20 是渗碳淬火齿轮的轮齿断面的应力分布示意图，从图 20 中不难看出，由于残余压应力的迭加而降低了表面作用的拉应力，因而便可提高弯曲疲劳性能。

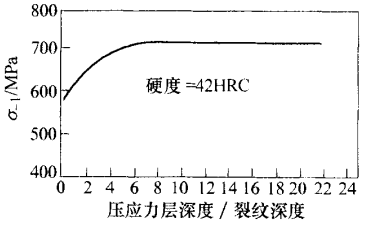


图 19 残余压应力对弯曲疲劳极限的影响

从以上分析看到，影响渗碳淬火齿轮弯曲疲劳强度的因素很多，控制起来难度比较大，为了减小这些不利影响，在齿轮生产中采用喷丸技术有好的效果。表 14 是喷丸处理的效果。从表 14 中数据看到，经喷丸后，对

调速器飞锤销热处理工艺改进

无锡威孚有限公司（江苏 214031） 唐学哲 李建龙

在柴油机喷油泵调速器中，飞锤销将飞锤与飞锤支架部件联结。飞锤销与飞锤是间隙配合，飞锤销与飞锤支架部件是过盈配合，飞锤销在压配后需加一定压力回压以防脱落。工作时飞锤绕飞锤销自由转动，通过飞锤的张开、合拢来反馈调节喷油泵的进油量，从而达到调速的作用。

一、飞锤销的热处理要求

飞锤坯料为 ϕ9mm × 71mm 的圆钢，材料为 20 钢。其加工路线为：备料→机加工→热处理→机加工→表面镀铬→机加工→等待部装。飞锤销的热处理技术要求为：渗淬硬化层深（0.5 ± 0.15）mm，表面硬度 680 ~ 820HV_3，心部硬度 ≤ 400HV_3。生产中经常出现软点、硬度不均的现象。

二、热处理原工艺

飞锤销在 RN3—75—9D 可控气氛多用炉中直接渗淬，零件装在网盘中，装炉量每炉共 2500 只。设备常滴甲醇 25mL/min，炉温 ≥ 800°C 开始通入丙烷 200L/h，氨气 40L/h，850°C 保温 150min 出外样，根据外样深度

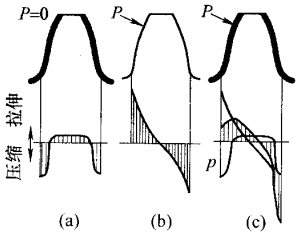


图 20 渗碳淬火齿轮危险截面上的应力分布

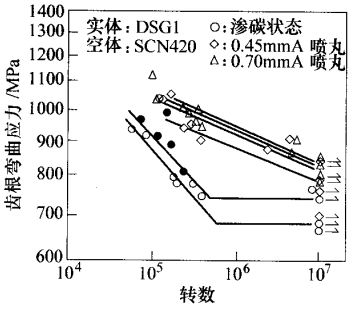


图 21 SCM420 钢和 DSG1 钢齿轮的疲劳强度

残余奥氏体含量、内氧化层深度及残余应力都产生了影响，相应也就提高了齿轮的弯曲疲劳强度（见图 21）。

表 14 试验齿轮的渗碳工艺及喷丸处理参数

钢 材	喷丸强度/mmA	硬度 HV		有效渗层深度/mm	残余奥氏体量（%）	内氧化层深度/μm	残余应力/MPa	
		表面	心部				表面	0.05mm 处
DSG1	—	744	340	0.95	25.8	5	-271	-285
	0.45	786	368	0.90	11.6	3	-451	-632
	0.70	810	370	0.90	8.4	3	-596	-1199
SCM420	—	720	442	1.00	18.6	15	-254	-242
	0.45	720	457	0.90	6.9	15	-353	-503
	0.70	778	438	1.15	3.1	8	-569	-1040

（待续）（20070908）