

前 言

在毛主席无产阶级革命路线的光辉照耀下，我校金属材料及强度研究室在金属材料强度和强化方面的研究工作取得了一些成果，并在生产中得到了应用。一九六四年曾出版《金属材料及强度专辑》，部分总结了一九六四年以前的研究工作。研究室同志通过伟大的无产阶级文化大革命，特别是通过批修整风运动，认真学习马列的书和毛主席著作，深入批判刘少奇一类骗子反革命修正主义路线，提高了阶级斗争和路线斗争觉悟，在科研工作中，坚持走“五·七”指示的光辉道路，深入工厂，与工人结合，理论联系实际，使科学研究工作面貌发生了很大的变化。遵照毛主席关于“要认真总结经验”的指示，研究室对文化大革命前后的研究工作进行了总结，汇编成《金属材料及强度专辑》第二集。

本《专辑》的研究工作很多是在有关工厂、研究单位的大力支持和协作下共同进行的。在此，对有关单位表示感谢。由于我们政治理论水平和业务水平所限，《专辑》中一定还存在不少缺点和错误，恳切希望广大工人和技术人员提出批评指正意见，以帮助我们继续提高。

西安交通大学教学改革部

一九七三年二月



A 847541

編 后

在这里我们对几个问题作些说明。

本专辑的文章中,有些实验结果看来相互间存在某种矛盾,其中有的明显是由于所用试样中存在复杂的组织因素所引起的,有的可能是加载方式或应力水平不同所引起的。这些矛盾的情况,反映出我们对事物的客观规律还没有充分、全面的认识。为了贯彻“双百”方针,在尊重事实的前提下,几篇文章都选编进来。我们欢迎读者提出自己的意见和看法。另一方面,我们也将在今后的工作中继续研究,以便澄清这些问题。事实上本专辑中有些文章,也在某种程度上补充或者修正了过去的研究结果。

本专辑发表的实验室实验结果,绝大多数是在严格控制条件下用小试棒得出的,缺口试棒选用的理论应力集中系数均在一般机械零件常见范围之内,因此这些结果有一定的代表性,但显然也有一定的条件性。据根我们的初步经验,只要适当考虑形状、尺寸因素及相应的组织和应力状态等的影响,并结合零件的具体使用条件和失效方式,这种用小试棒得出的实验结果对生产实践是有重要参考价值的。将实验室实验结果具体应用到生产中去,是我们研究工作的继续,本专辑中有几篇文章就是反映了这方面的工作。

在1964年《金属材料及强度专辑》中,我们曾经提出发挥金属材料强度潜力的问题。经过这几年的试验研究,特别是较多地接触生产实际以后,我们进一步体会到:在机械制造中发挥金属强度潜力、大幅度提高使用强度水平以及采用综合强化工艺,对于减轻零件重量、延长使用寿命、节约金属材料方面,能起很大的作用。过去我们为了解除提高使用强度水平的顾虑,作了一点工作,本专辑中有关钢的多次冲击抗力,疲劳缺口敏感度、疲劳过载损伤等几篇文章,都是这方面工作的继续。但是这还远远不够。为了防止使用高强度材料可能发生的突然脆断,使设计和使用高强度材料更加可靠和经济合理,国内外近几年来对断裂力学的研究有了很大的发展,提出了“断裂韧度”这一新的性能指标及相应的测试方法,并为解决疲劳、多次冲击以及应力腐蚀下的断裂问题提供了新的可能途径。我们在今后开展强度和强化的研究工作中,也将重视机械制造用高强度材料的断裂韧度和金属材料综合强化等问题。

伟大领袖毛主席教导我们:“**在我们的社会里,革命的战斗的批评和反批评,是揭露矛盾,解决矛盾,发展科学、艺术,做好各项工作的方法。**”我们衷心欢迎读者对我们提出批评、帮助。

《金属材料及强度专辑》(第二集)编辑小组

一九七三年二月

西安交通大学

金属材料及强度专輯

(第二集)

目 录

前言

第一部分: 多次冲击抗力

多次冲击拉伸载荷下钢的断裂抗力.....	1
不同碳含量碳钢的多次冲击弯曲抗力.....	13
几种合金中碳钢的多次冲击弯曲抗力.....	23
渗碳钢的多次冲击接触压缩抗力.....	31
提高模锻锤锤杆使用寿命的研究.....	47
提高铆钉窝使用寿命的研究.....	55
汽车球头肖的多次冲击试验研究.....	67

第二部分: 疲劳强度

高强度钢疲劳缺口敏感度.....	75
钢的疲劳过载损伤及次载锻炼问题.....	95
表面滚压强化对两种低碳高强度钢扭转疲劳强度的影响.....	119
球墨铸铁的弯扭复合疲劳强度的研究.....	125
用 40MnB 代 35CrMnSiA 制造汽车后桥半轴的疲劳试验研究.....	133
提高汽车钢板弹簧疲劳寿命的研究.....	141
柴油机球墨铸铁曲轴疲劳试验小结.....	155

第三部分： 低碳马氏体

低碳马氏体在生产中的应用..... 161

低碳马氏体预变形强化、提高矿用圆环链强度的研究..... 173

低碳钢油井套管的形变热处理..... 197

低碳马氏体在汽车轮胎螺栓类零件中的应用..... 203

低碳马氏体在输煤机链套生产中的应用..... 213

第四部分： 其他强度及强化问题

中碳贝氏体的机械性能研究..... 217

中高碳钢高频表面淬火代替渗碳的研究..... 234

低碳钢高频淬火强化的研究..... 245

油田钻头牙爪解剖分析及讨论..... 257

球墨铸铁耐磨性的试验..... 269

编后..... 277

多次冲击拉伸载荷下钢的断裂抗力

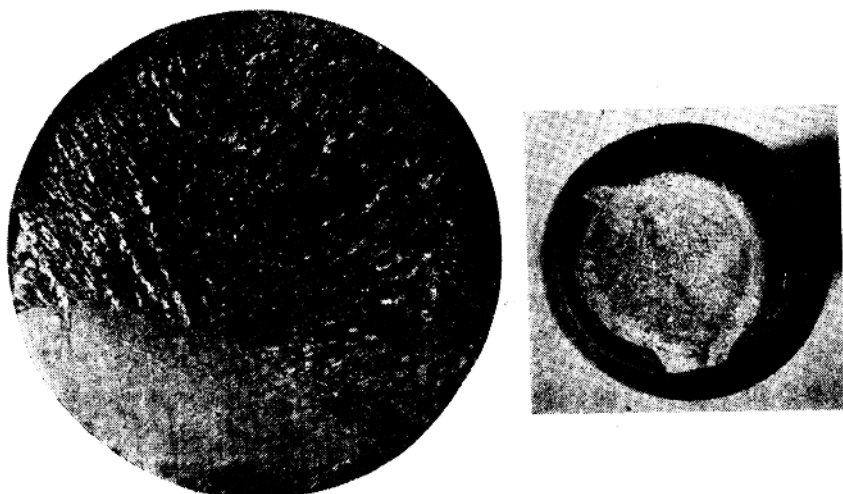
摘 要

本文初步探讨在多次冲击拉伸载荷下钢的断裂抗力的一些规律。发现在多次冲击拉伸载荷下与多次冲击弯曲时相类似，钢的断裂抗力均是以强度为主导，仅要求较低的塑性和冲击韧性。

在很高冲击能量下，破断方式由疲劳型转化为颈缩型。不同强度—塑性配合材料 $A-N$ 曲线的交点出现在颈缩型破断的很高冲击能量范围内。在多次冲击拉伸载荷下，对材料的塑性要求与应力集中状态有关。在类似于螺纹的尖锐缺口条件下，不应对应材料的塑性(韧性)要求太低。

一、前 言

工程技术界一向是用缺口试样一次摆锤冲击弯曲试验所得的冲击初度 α_k 值作为衡量金属材料承受冲击载荷的抗力指标。然而，这种所谓“冲击初度” α_k 值是用消耗于试样缺口附近不均匀变形功和撕裂功除以截面积所得的数值来表征的。其单位为公斤—米/厘米²。它本身没有明确的物理意义，只能表示在这种型式试样的特定条件下大能量一次冲击破断的抗力，并不反映实际机件在工作条件下抵抗冲击破断的抗力。因为机件在绝大多数工作条件下，不会遇到如此巨大的冲击载荷的作用，而通常是承受小能量多次冲击载荷，其破断过程是一个由于多次冲击损伤积累导致裂纹的发生和发展的过程。这一点，从破断的断口可以清楚地得到证明。



1 吨模锻锤锤杆破断断口

铆钉窝破断断口

图 1 锤杆及铆钉窝断口

(图1)为承受冲击载荷较一般机件为严重的锤杆及铆钉窝的断口,可清楚地看到其疲劳区,充分证明它们是由裂纹发生发展而导致破断的,与一次摆锤冲击所得的断口毫无共同之处。

目前工程技术界对材料的选择、工艺的制订,往往受到习惯观念的束缚。为了保障所谓“安全”,常常因追求 α_k 值而不惜牺牲强度,如:不必要地提高回火温度和采用高级合金钢材。其实,由于强度的降低常常导致在小能量多次冲击载荷下的过早断裂,使机件的使用寿命不高。而且即使是所谓高韧性的材料,在动载荷下由于裂纹发生发展,最终仍表现为脆性破坏。不会在破断前产生很大的塑性变形给人们提出“警告”,因而达不到所谓“安全”的效果。

以某厂柴油机连杆用材的技术规范为例(见表1)。

表1

材 料 \ 性 能	σ_s	σ_t	δ	α_k
45号钢调质	>60	>84	>16	>8
球墨铸铁	>60	>42	>2	>1.5

在这里,对45号钢调质状态要求 α_k 为8,对球墨铸铁要求 α_k 为1.5。而球铁连杆经额定载荷和超载试验证明是行之有效的,没有发生脆断,足以证明 α_k 值本身并非这类机体的服役抗力指标。过去习惯对一般机件都提出相当高的 α_k 值的要求,有些是承袭前人的数据,有些是为了控制和保证钢材冶炼、热处理质量的,在大多数情况下并不是表征机件服役抗力要求的。

目前,由于对 α_k 值的“迷信”,对提高机械产品质量(如减小尺寸,减轻重量,延长使用寿命和降低成本等),已成为一种阻力,对加强战备、自力更生创建立足国内资源的合金钢系统,节约Cr-Ni钢等方针政策的贯彻也妨碍很大。多次冲击破断抗力研究的目的,就是要用这个接近于机件实际服役条件的载荷作用下的破断规律,对过高地要求 α_k 值作一分析批判。

文献[1、2、3]系统地论证了在多次冲击弯曲载荷作用下钢的断裂抗力,并且在锤杆、铆钉窝、球头肖等另件的生产中应用这些规律解决材料和工艺问题,已获得了证实[4、5、6]。

本试验的目的,是研究钢在多次冲击拉伸载荷下断裂抗力的规律,进一步验证上述基本规律在不同加载方式下的普遍意义。同时,在生产实际中,诸如连杆螺钉、汽缸螺钉及其它在动载下的紧固件及拉杆等另件,均是承受有多次冲击拉伸载荷,因而这一规律对于这类另件的材料选择和热处理工艺的制订有一定的参考价值。

二、试验材料、热处理工艺及机械性能

试验材料选择40Cr和20Cr两个钢种。选材时既考虑到试验中所要求的强度塑性(韧性)配合,又考虑到生产中螺纹连接件等的使用钢种。40Cr为生产螺钉类另件常用的钢种,且大多用于高温回火(调质)状态。为了对比以探求降低回火温度的可能性,采用600℃高温回火和400℃、300℃两个中温回火状态。20Cr经淬火200℃回火,获得低碳马氏体组织,它除具有良好的冷敏性外,还有良好的搓丝性能,热处理中变形也较小,是代替40Cr调质

的有希望的材料。另外,在这一组试验中还力求从多冲拉伸抗力角度来评定中碳钢中温回火和低碳马氏体性能的优劣。

机械性能见表2。

表2

状态 \ 性能	σ_s 公斤/毫米 ²	σ_b 公斤/毫米 ²	s_R 公斤/毫米 ²	s_b 公斤/毫米 ²	δ_5 %	ψ_k %	R_c	A_k 公斤·米
20Cr 淬火 200°C 回火	129	151	157	255	4.6	63	46	10.0
40Cr 淬火 400°C 回火	134	143	150.5	238	3.7	54	44	9.1
40Cr 淬火 300°C 回火	155	175	184	241	2.4	45	59	7.7
40Cr 淬火 600°C 回火	75	84.4	93	146	10	69	32	12.6

注:本表静拉数据用冲拉光滑试样(一)测得, A_k 用冲拉光滑试样(二)测得, 试样尺寸见图2。

为对比该几个状态的缺口敏感性,还进行了缺口冲击拉伸试验,试样尺寸见图2,其中 $\rho=0.17$ 毫米, $\alpha=60^\circ$, $t=1.8$ 毫米。理论应力集中系数 $K_t=3.67$ 。

所有试样均为油淬。

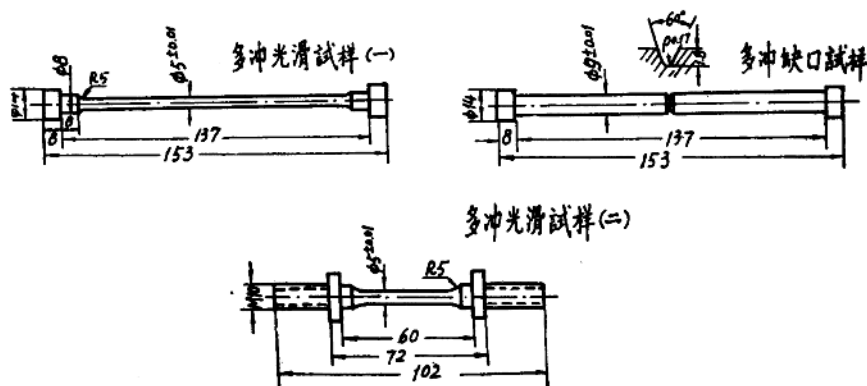


图2 试样尺寸

三、試驗結果及討論

第一组试验 (在DC150多次冲击试验机上进行)

这一组试验,采用多冲光滑试样(一)和多冲缺口试样在DC150多次冲击试验机上进行试验,试样的热处理工艺为:20Cr淬火200°C回火,40Cr淬火600°C回火,400°C回火和300°C

回火,共四种。试验结果见图3。由于本试验机最大冲击能量仅为150公斤-厘米,所以曲线的上端未能延伸至纵坐标。

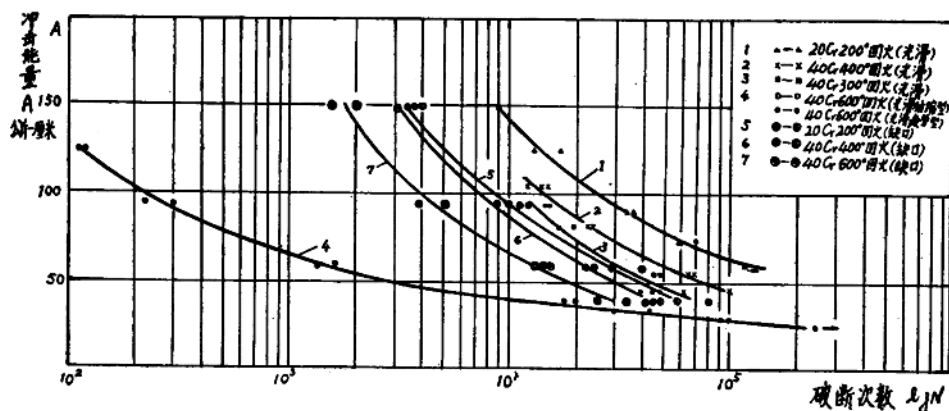


图3 在DC-150多冲机上的A-N曲线

从试验结果,可得以下结论:

1. 钢的多次冲击拉伸破断抗力,同样是主要取决于材料的强度,而只要求较小的塑性和冲击韧性。

从曲线1、2、3、4及表2,我们可以看出,由于20Cr 淬火 200°C 回火的强度优于40Cr 淬火 400°C 回火,更优于40Cr 淬火 600°C 回火,因而其多次冲击拉伸破断抗力亦按此顺序排列。

但是,多次冲击破断抗力不同于疲劳,它还与材料的塑性和冲击韧性有关。40Cr 淬火 800°C 回火,虽然其抗拉强度 σ_b 较20Cr 淬火 200°C 回火高出24公斤/毫米²,由于其塑性和冲击韧性较低,因而其多次冲击拉伸破断抗力不仅低于20Cr 淬火 200°C 回火状态,而且低于40Cr 淬火 400°C 回火状态。

2. 在尖锐缺口条件下,宏观塑性对多次冲击拉伸破断抗力起着较大的作用

为了对比在尖锐缺口条件下不同处理状态的多次冲击拉伸破断抗力,我们采用了图2的缺口冲击拉伸试样进行试验。缺口根部直径为 $\phi 5.4$ 毫米,较光滑试样直径 $\phi 5$ 毫米稍大。结果见图3。

从曲线5、6、7的相互位置对比,虽然其抗力的优劣仍按照20Cr 淬火 200°C 回火,40Cr 淬火 400°C 回火,和40Cr 淬火 600°C 回火的顺序排列,但相互的位置已急剧地靠拢接近,其中较高强度的20Cr 淬火 200°C 回火和40Cr 淬火 400°C 回火因尖锐缺口而曲线左移(即缺口试样多冲抗力低于光滑试样多冲抗力),但低强度高塑性的40Cr 淬火 600°C 回火却因尖锐缺口而曲线右移(即缺口试样多冲抗力高于光滑试样多冲抗力)。这说明了宏观塑性对削减尖锐缺口的应力峰值,从而提高其多冲破断抗力起着较重要的作用。在生产实际上很多螺纹联结件承受多次冲击拉伸载荷,其缺口均较尖锐,所以这一点值得有关部门参考。

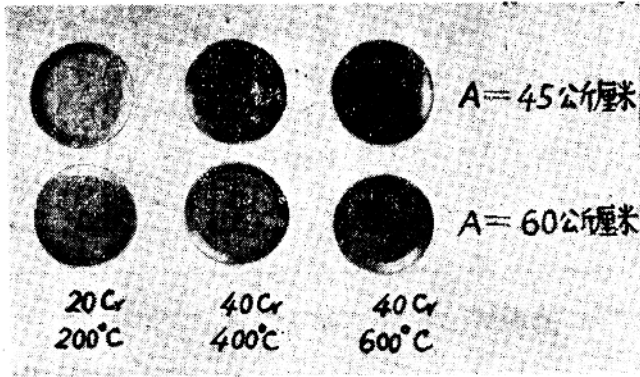


图 4 多冲缺口试样断口

图 4 为缺口多次冲击拉伸试样的断口。可以看到，均有明显的疲劳区。而且，在相同的冲击能量之下，材料塑性较高（如 40Cr 淬火 600°C 回火），则具有较深的裂纹发展深度。

3. 在多次冲击拉伸载荷作用下，随着冲击能量的变化，破断方式有一转变。

实验中发现：对于 40Cr 淬火 600°C 回火状态，在冲击能量为 30~40 公斤·厘米 范围内，有一破断方式的突变。低于这一冲击能量，破断过程是裂纹的发生发展，是属于疲劳型的断口。但当冲击能量高于这一能量范围时，其破断过程为：开始时试样均匀伸长，到达一定的数值后产生局集颈缩，最后呈现与静拉伸情况下相类似的颈缩型破坏（图 5）。对于其它几个状态，由于冲击能量较小，未发现颈缩型破坏（图 6）。

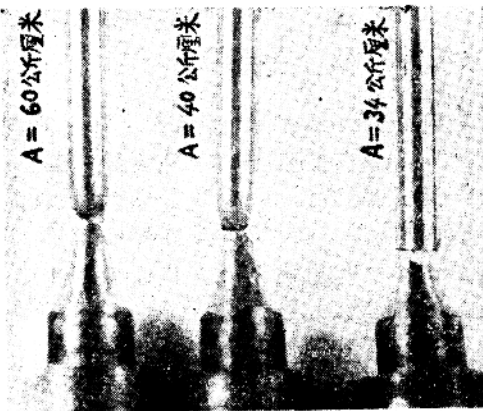


图 5 40Cr 淬火 600°C 回火破断方式

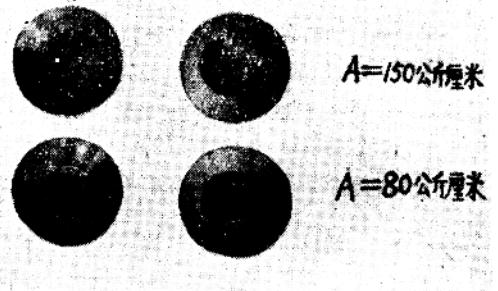


图 6 40Cr 淬火 100°C 回火的断口

4. 在颈缩型破断情况下，冲击次数与塑性伸长的关系：

图 7 为 40Cr 淬火 600°C 回火时的不同冲击能量下冲击次数与塑性伸长的关系。我们可以看到：(1) 在 40、60、95 公斤·厘米三个冲击能量作用下，其破断时的极限塑性伸长基本相同，约为 10 毫米左右。(2) 其伸长率与冲击次数的关系，可分为三个阶段：起始变形阶段，均匀变形阶段和最终变形阶段。这与蠕变曲线很相似。在冲击能量很高时，三个阶段的区分不太明显。在 40 公斤·厘米冲击能量下，较为明显。造成这三个阶段的原因可能是：由于冲

击能量较高, 冲击时所施与的外加应力已超过材料的屈服点 σ_{sd} 。开始时, 变形较快 (因 σ_{sd} 较低), 由于冲击作用所造成的拉伸变形引起了物理强化, σ_{sd} 升高, 因而变形是逐渐减小而构成了第一阶段。当物理强化饱和后, 每次冲击所造成的塑变为一恒定值, 这就构成了第二阶段即均匀变形阶段。当均匀塑性伸长达到一定数值后, 便产生颈缩, 这时虽有几何强化作用, 但因截面尺寸减小造成塑变的加速, 这就是变形的第三阶段, 直至最终断裂。

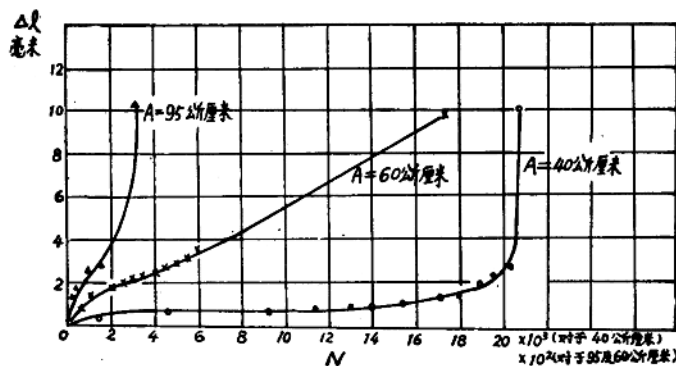


图 7 40Cr600°C 回火在不同冲击能量下塑性伸长与冲击次数的关系

5. 低碳马氏体具有良好的强度和塑性的配合, 因而具有较高的多冲拉伸破断抗力

低碳马氏体的 20Cr200°C 回火, 较 40Cr 淬火中温回火, 既具有较高的强度又具有较高的塑性和韧性, 因而具有较高的多次冲击拉伸破断抗力。这一结论, 与资料[8]相一致。

第二组试验 (在 Mk30 分级冲击机上进行)

由于 DC150 多次冲击试验机冲击能量的限制, 因而第一组试验未能将曲线上溯到纵坐标。为了论证不同强度, 塑性配合的状态的交点位置, 以及在接近于一次摆锤冲击破坏的高能量范围内的破断规律, 因而设计了图 2 中的多冲光滑试样(二), 在 Mk30 分级冲击试验机上进行试验。采用的状态为: 20Cr 淬火 200°C 回火, 40Cr 淬火 400°C 回火和 600°C 回火。试验结果见图 8。除曲线上用箭头注明未断的试验点外, 全部都颈缩型杯状断口(图 9)。

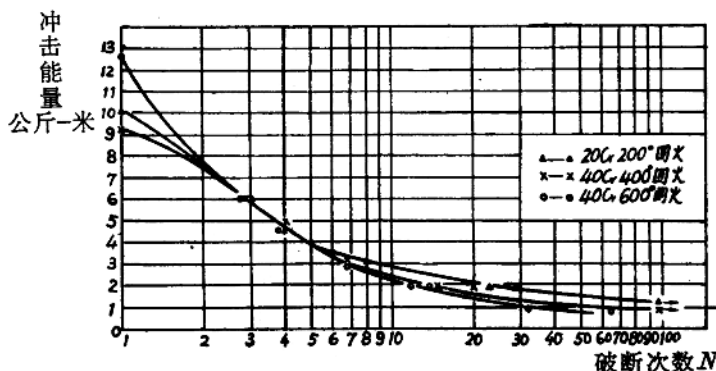


图 8 在 Mk30 分级冲击机上的 $\Delta-N$ 曲线

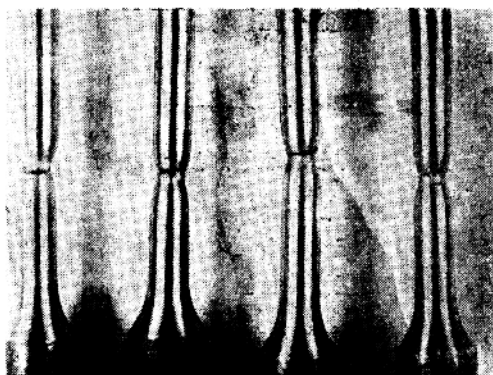


图 9 20Cr 淬火 200°C 回火试样在 M330 分级冲击试验机上的杯状断口

1. 在多次冲击拉伸载荷作用下，钢的断裂抗力以强度为主导：

我们可以清楚地看到：在一次摆锤冲击破断的试验中，以 40Cr 淬火 600°C 回火的冲击抗力最优，20Cr 淬火 200°C 回火次之，40Cr 淬火 400°C 回火的最差 (A_k 值分别为 12.6、10.0 和 9.4 公斤·米)。在多次冲击能量降为 3 至 6 公斤·米范围内，三种状态的曲线相重合。当多次冲击能量降为 2 公斤·米以下，则冲击破断次数便依强度排列：20Cr 淬火 200°C 回火最优，40Cr 淬火 400°C 回火次之，40Cr 淬火 600°C 回火最差。交点的位置在破断次数不到 10 次的高能量范围内。这一规律，除了进一步验证了文献[1, 2]中所阐述的基本观点外，还表明在多次冲击拉伸载荷作用下，强度所起的主导作用较多次冲击弯曲时更为显著。即使在破断周次不到 10 次的颈缩型破断的高能量范围内，20Cr 淬火 200°C 回火与 40Cr 淬火 600°C 回火状态的曲线已发生交点。

2. 在颈缩型破坏的高能量多次冲击作用下，其宏观塑性与一次摆锤冲击破断时相同：

图 10 为在不同冲击能量作用下，破断时的断面收缩率与冲击能量的关系。我们可以清楚地看到，对于图示的三种状态，其破断时的塑性变形与一次摆锤冲击破断时相同 (20Cr 淬火 200°C 回火 ψ_k 约为 62, 40Cr 淬火 400°C 回火 ψ_k 约为 54, 40Cr 淬火 600°C 回火 ψ_k 约为 70)。

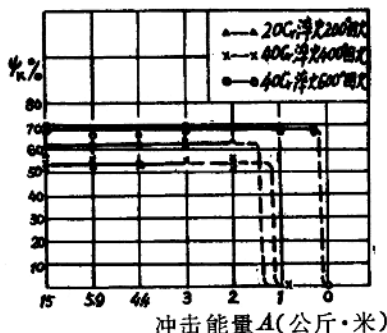


图 10 不同冲击能量下破断时的断面收缩率

随着冲击能量降低,有一由颈缩型破断至疲劳型破断的转折(虚线所示),这时 ψ_k 突然下降为零,宏观上看不出塑变。这一转折点的位置,与材料强度有关,强度愈高,转折点相应的能量也愈高,强度愈低,转折点相应的能量也愈低。

3. 从塑性伸长变形速度和极限伸长观点看产生交点的必然性:

图11为在MK30分级冲击试验机上所得的冲击次数与伸长值的关系。试验材料为40Cr 淬火600°C回火和20Cr 淬火200°C回火。分别在15、4.4、3、2和1公斤-米的冲击能量下进行试验,每次冲击后,测定其塑性伸长值。

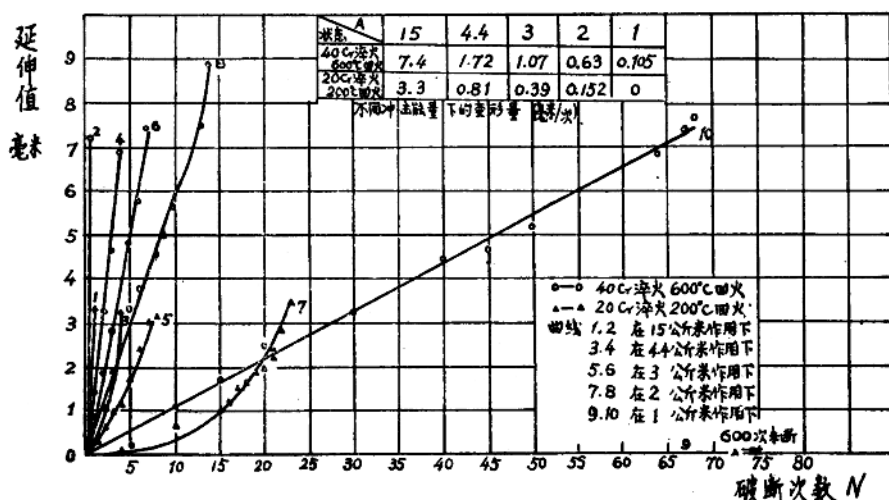


图 11 延伸值与冲击次数的关系。

由图可见,除在1公斤-米冲击能量作用下,20Cr 淬火200°C回火转化为疲劳型破坏因而伸长值为零外(曲线9),其余情况下均为颈缩型破坏。它们的极限伸长取决于材料状态,与冲击能量大小无关(20Cr 淬火200°C回火状态约为3~3.5mm,40Cr 淬火600°C回火约为7~9mm左右)。一个很重要的特点是:随着冲击能量的降低,高强度的20Cr 淬火200°C回火其伸长速度急剧地下降,而低强度的40Cr 淬火600°C回火,其伸长速度下降较慢。图的上方列出不同冲击能量下的平均伸长度(单位为毫米/次)。由此可见,在颈缩型破坏的情况下,破断次数取决于两个因素:极限伸长和伸长速度。极限伸长取决于材料的成分,组织状态,与冲击能量大小无关。材料塑性愈低,则极限伸长愈小;塑性愈高,极限伸长愈大。伸长速度不是一个恒定值,它随冲击能量变化而变化,主要取决于材料强度,尤其是屈服点 σ_{sd} 。材料 σ_{sd} 高,则每次冲击之下的弹塑性变形总功中弹性功部分所占比例就大,则塑性变形功部分就小,每次冲击所造成的伸长就小,也就是伸长速度就低。

图12中OAK为高强度低塑性材料,OFL为高塑性低强度材料的拉伸时的负荷变形曲线(简化)。在某一冲击能量作用下,其冲击能量为A,若不计损耗能量,则两种材料的弹塑性总功应与A相等,即面积OABCO=面积OFGHO=A,由于弹性回复,高强度材料的塑性伸长为OD,低强度材料的塑性伸长为OI,显然OI>OD。这样,在同一冲击能量作用下高强度材料的塑性伸长比低强度材料的塑性伸长短。也就是变形速度要低。

随着冲击能量的减小,弹性功所占的比例就增大。因而,随冲击能量减小,伸长速度对高强度材料而言下降就很激烈,而这一因素上升为矛盾的主要方面,从而构成了 $A-N$ 曲线上的交点。

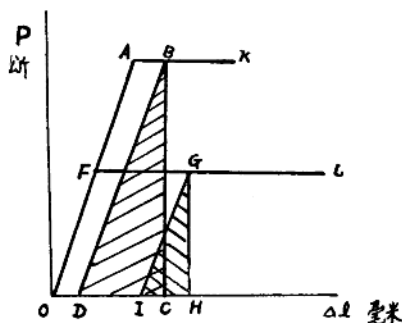


图 12 典型材料的负荷变形曲线(简化)

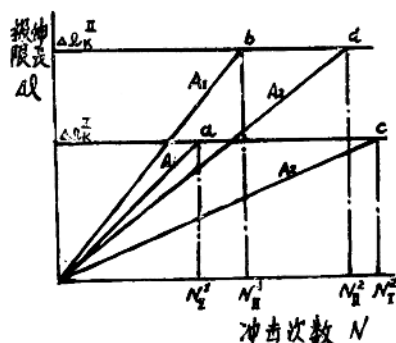


图 13 解释交点的示意图

图 13 为解释交点何以存在的示意图。

材料 I 为强度高,塑性低的材料,其极限伸长为 Δl_k^I 。材料 II 为塑性高、强度低的材料,其极限伸长为 Δl_k^{II} 。 $\Delta l_k^{II} > \Delta l_k^I$ 。冲击拉伸载荷下的伸长速度以 oa, ob, oc, od 的斜率表示。在同一冲击能量作用下,强度高的材料斜率小。伸长速度(曲线斜率)又取决于冲击能量的大小,能量高时斜率大,能量低时斜率小。在较高的冲击能量 A_1 作用下,材料 I 按伸长曲线 oa 交于 a 点,破断次数为 N_{I1}^1 ,材料 II 按变形曲线 ob 相交于 b 点,破断次数为 N_{II1}^1 ,这时 $N_{II1}^1 > N_{I1}^1$,也就是极限伸长值对寿命起着主导作用。当冲击能量降低到某一能量 A_2 时,材料 I 按变形曲线 oc 相交于 c 点,破断次数为 N_{I2}^1 ,材料 II 按变形曲线 od 相交于 d 点,破断次数为 N_{II2}^1 ,这时 $N_{I2}^1 > N_{II2}^1$,也就是这时伸长速度(曲线斜率)对寿命起着主导作用。这样,在 A_1 和 A_2 之间就构成了 $A-N$ 曲线上的交点。

石油工业部第一机械厂研制石油射孔器用钢的成果,生动地证实了这一点[7]。该厂选用 20CrMnSiMo 油淬 200℃ 回火,具有较高的强度和冲击韧度,使用寿命达 25 炮,超过了原 PCrNi3Mo 为 14 炮的水平。热处理工艺和机械性能见表 3。

表 3

材料及炉号	热 处 理	σ_b 公斤/毫米 ²	δ_5 %	ψ %	a_k 公斤-米/厘米 ²	弯曲 毫米
PCrNi3Mo 92炉	860℃ ± 10℃	127.8	9.8	46.2	5.3	0.3
	3 小时油冷	126.8	11.3	47.4	6.1	0.1
	400℃ 回火 5 小时空冷	127.8	11.7	48.1	5.1	1.0
20CrMnSiMo	650° ± 10° C 4 小时	160.3	9.6	53.0	8.7	2.0
	900° ± 10° C 3 小时	162.1	11.2	52.2	7.8	0.9
	油淬 220° ± 10° C 回火 10 小时	—	—	—	8.0	1.2
20CrMnSiMo	650° ± 10° C 4 小时	122.7	15.4	55.0	11.2	0.9
	900° ± 10° C 3 小时	—	—	—	—	0.5
	空冷 200° ± 10° C 回火 10 小时	—	—	—	—	0.5

射孔器是在高冲击能量的载荷下服役的,每次射孔后产生径向胀大。损坏的方式主要为开裂和过量变形。塑性只要保证在达到允许胀大量之前不产生开裂即可,不必要求过高。而强度的提高却可以减小每次放炮后的径向胀大量,从而提高放炮次数。图14为径向平均胀大与炮次的关系。可以看出,20CrMnSiMo油淬由于有较高的强度,因而径向平均胀大量小,即变形速度(曲线斜率)小,这是导致其寿命提高的主要因素。

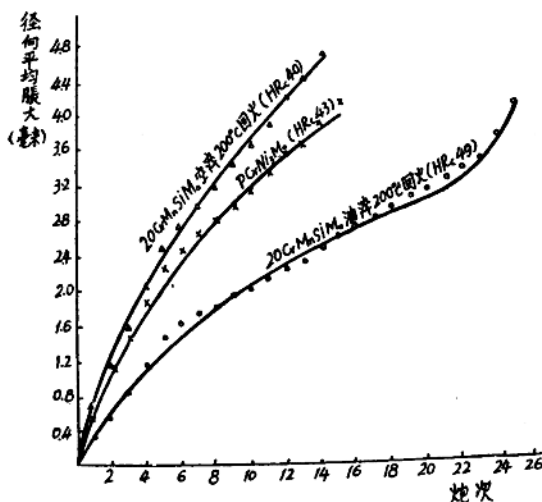


图14 径向平均胀大与炮次之关系

四、结 语

从本次试验可初步得到以下几个结论:

1. 就本次试验结果而言,不同强度、塑性配合的材料冲击拉伸 $A-N$ 曲线存在着交点。此交点的位置处于不到10次即破断的极高能量范围。此时破断的方式是颈缩型的(在一次冲击破断时材料有颈缩的条件下)。因此,钢的多次冲击拉伸破断抗力同样是主要取决于材料的强度,只要求较小的塑性和冲击韧性。

2. 对于一次冲击拉伸破断为颈缩型的材料而言,在低冲击能量的多次冲击载荷下其破断为疲劳型,是由裂纹的发生发展导致破断的。当冲击能量增加到某个数值时,破断的机理发生突变:由疲劳型→颈缩型。在高能量的颈缩型破断时,其宏观塑性(δ , ψ)基本上与一次冲击破断时相一致。

3. 在尖锐缺口条件下,宏观塑性对前减应力峰值仍起重要的作用。这时,在强调强度的前提下,不应过分降低对材料塑性的要求。

4. 低碳马氏体具有高强度和高冲击韧性,较中碳钢调质具有更好的多次冲击拉伸破断抗力。鉴于低碳钢有良好的冷成型性(如冷墩,搓丝等)、淬火变形小和脱碳倾向小等工艺优

点, 所以采用低碳马氏体制造连杆螺钉等螺纹连接件, 是一种有前途的新工艺。这一点现在已为某些工厂的实践所证明。长春第一汽车制造厂应用 15MnVB 钢代 40Cr 钢生产汽车螺栓, 其结构强度均超过 40Cr 钢, 并顺利通过了在 CA-140 发动机上 100 小时的强化试验[8]。

此外, 采用适当降低中碳钢的回火温度的方法, 提高材料的静强度、疲劳强度和多次冲击破断抗力, 看来也是有效的。

随着机械制造业水平的不断提高, 近年来, 对于高载荷、低周次服役条件下材料的破断抗力规律的研究, 越来越为人们所重视。因而, 较系统地研究在高冲击能量、低破断周次情况下的破断规律及其与材料、热处理状态和组织的关系, 是有其一定的实用意义的。

参 考 文 献

- [1] 在多次重复冲击载荷下钢的断裂抗力的研究 西安交通大学学报 1964 年金属材料强度专辑
- [2] 从多次冲击抗力观点论钢的回火 同 上
- [3] 从多次冲击抗力观点论钢的渗碳 同 上
- [4] 提高模锻锤锤杆使用寿命的研究 参看本专辑
- [5] 铆钉窝的热处理 西安交通大学, 西安煤矿机械厂 1966.5.
- [6] 汽车球头肖的多次冲击试验研究 参看本专辑
- [7] 石油射孔器用钢试验总结 石油工业部第一机械厂 1970.7.
- [8] 低碳马氏体在汽车螺栓生产中的应用——15MnVB 钢代 40Cr 钢生产汽车螺栓试验 第一汽车厂科技部 1972.1.

(本文试验工作于 1965 年进行)

不同碳含量碳鋼的多次冲击弯曲抗力

摘 要

本文对淬火并不同温度回火的六种碳素钢进行了多次冲击弯曲试验,进一步验证了我们在文[1]中所论述的材料多次冲击抗力是以强度为主的韧度特性这一基本观点,同时还分析了钢中碳含量、回火温度以及材料的一次冲击韧性对多次冲击抗力的影响规律,为正确评定材料承受冲击载荷的能力提供了依据,可以作为选择材料和制定热处理工艺的参考。

一、引 言

承受冲击载荷的机件并不是在大能量下一次冲击破坏的,常常是在小能量多次冲击载荷下服役的,因此,衡量材料承受冲击载荷的能力应该是材料对小能量多次冲击的抗力,而不是一次冲击抗力。我们在文[1][2]中研究了强度塑性互不相同的材料多次冲击能量与破断次数关系曲线存在交点,材料随回火温度变化多次冲击抗力出现高峰的事实,说明材料的多次冲击抗力是一个以强度为主又需一定塑性配合的韧性特性,这就为发挥材料强度潜力提供了理论依据。

本试验的目的在于进一步验证材料的强度塑性及一次冲击韧性在多次冲击中的作用,通过材料的成分、组织与多次冲击抗力之间关系的研究,寻求在不同冲击能量范围内与最佳多冲抗力相对应的成分和组织。为此,我们比较全面地研究了各种碳素钢在不同淬火回火状态时的多次冲击抗力变异规律。

二、試驗材料及試驗方法

试验材料为 20, 30, 35, 45, 55, T8 等碳素钢,其化学成分如表 1 所示。

表 1 试验用钢的化学成分

钢 号	C %	Si %	Mn %	S %	P %	钢 号	C %	Si %	Mn %	S %	P %
20 钢	0.17	0.26	0.36	0.013	0.016	45 钢	0.43	0.39	0.61	0.005	0.022
30 钢	0.32	0.30	0.63	0.0075	0.015	55 钢	0.56	0.32	0.65	0.006	0.006
35 钢	0.37	0.30	0.65	0.009	0.005	T8 钢	0.80	0.22	0.25	0.011	0.011