

白口铸铁鍛造、軋制工艺

译文集

洛阳工学院 科技情报部 编
锻压教研室

白口铸铁鍛造、軋制工艺

孙爱学 邢汉东
黄兴高 周伯楚 编译
郭东华 罗 铁

江苏工业学院图书馆
藏书章

前 言

白口铸铁的锻造可以追溯到公元前一百多年,欧洲和中国出土的古代兵器的金相分析可证明这一点。然而在近代,“铸铁不可锻造”的观点牢固的束缚着人们的思想,白口铸铁的锻造更被列为禁区。

白口铸铁具有很高的硬度和良好耐磨性,是一种优质耐磨材料。随着冶金、采矿、建材等行业的迅速发展,白口铸铁在轧钢机轧辊、物料破碎、粉磨、输送机械易磨损构件中的应用引起世界各国的注目。为了提高白口铸铁的韧性,扩大其应用领域,人们进行了白口铸铁合金化和热处理方面的研究。自60年代初,日本对白口铸铁的锻造工艺与应用的研究花费了很大的投资,后来西德、美国、英国、苏联也进行了大量的工作,并先后取得了专利,最典型的例子是锻造的白口铸铁轧辊,因其具有很高的强韧性、耐磨性、抗龟裂性等优良性能,兼备钢系轧辊和铸铁系轧辊的优点,是轧辊系列产品开发中的新产品、新工艺和新技术。近年来国内对白口铸铁的锻造、轧制工艺及生产应用进行了积极的工作,典型的例子是锻造白口铸铁磨球、破碎机锤头、轧制白口铸铁抛丸机叶片、饲料粉碎机锤片等,以其突出的耐磨性、较高的冲击韧性引起耐磨材料界的极大关注,成为耐磨材料的新品系,为受冲击载荷耐磨构件的生产开拓了一条新路。

为了配合我国白口铸铁锻造、轧制等热加工工艺研究及工业应用的深入和扩展,发展适合我国国情的耐磨材料新品系,译者收集了日本、西德、美、英、苏联等国关于白口铸铁锻造、轧制工艺及应用方面的文献50余篇,编成本文集。如果能使读者得到一些启发,对推动我国铸造、锻造、耐磨材料等学科的相互渗透,利用古老的白口铸铁和传统的热加工工艺,开发轧辊、矿用耐磨构件新产品、新技术方面收到一点效益的话,我们将深感荣幸。

本文集还可作为高等院校铸造、压力加工、金属材料专业教师和学生的参考资料。

本文集编译时间仓促,加之编译者水平所限,译文中难免有不当之处,望各位读者予以指教!

编译者

1986、4

目 录

前 言

第一章 白口铸铁锻造工艺研究

.....	(1)
(一) 白口铸铁锻造加工的历史与现状.....	(1)
1、 白口铸铁锻造加工的历史回顾.....	(1)
2、 锻造白口铸铁与钢.....	(2)
3、 白口铸铁的锻造加工.....	(2)
(二) 铸铁的锻造与破裂.....	(6)
1、 引 言.....	(6)
2、 试验材料与方法.....	(8)
3、 试验结果及其分析.....	(10)
4、 问题讨论.....	(13)
(三) 热冲击变形对白口铸铁石墨化的影响.....	(14)
1、 试验方法.....	(14)
2、 试验结果.....	(14)
3、 问题讨论.....	(18)
(四) 白口铸铁的超塑性.....	(19)
1、 铸铁的不同定义.....	(19)
2、 白口铸铁的超塑性加工.....	(19)

第二章 锻造白口铸铁轧辊的制造方法

.....	(24)
(一) 锻造白口铸铁轧辊概述.....	(24)
(二) 锻造白口铸铁轧辊的化学成份选择.....	(26)

(三)	锻造白口铸铁轧辊的生产工艺流程.....	(36)
(四)	锻造白口铸铁轧辊的生产和应用实例.....	(37)
(五)	白口铸铁孔型轧辊的制造方法.....	(39)

第三章 白口铸铁的轧制工艺研究

.....	(45)
(一) 低合金白口铸铁热轧.....	(45)
(二) 高铬白口铸铁的轧制工艺性能的研究.....	(51)

(1)		(一)
(1)		1
(5)		5
(5)		5
(8)		(二)
(8)		1
(8)		5
(10)		6
(12)		4
(11)		(三)
(11)		1
(11)		5
(13)		6
(14)		(四)
(14)		1
(14)		5
(15)		
(15)		(一)
(15)		(二)

第一章

白口铸铁的锻造工艺研究

(一) 白口铸铁锻造加工的历史与现状

1、白口铸铁锻造加工的历史回顾

区分钢和铸铁时，最普通的标准方法是：看它们的强度、韧性或化学成份。一般是钢富有韧性，铁硬而脆。

自古以来，金属学者们以及许许多多的人们绞尽脑汁设法来改变钢和铸铁的弱点，想法提高钢的硬度，耐磨性；提高铁的硬度和韧性。

钢开发的主要目标是：使钢成为比铁更坚硬，更有韧性的方向努力。而铁的发明一般是将钢的优点补充上。提高铸铁强韧性的发明就是热处理和研究合金组成两个方法。

用热处理改变铸铁韧性的成果就是锻铸铁，将抗拉强度200兆帕斯卡以下的铸铁改变为白心可锻铸铁后，抗拉强度为420兆帕斯卡，珠光体可锻铸铁的抗拉强度达800兆帕斯卡。

用改变化学成分来提高铁的韧性的方法就是在铁中加入铈、镁的球墨铸铁。这种球墨铸铁不需要长时间的退火，强度可达到960兆帕斯卡。

上述的方法虽使铸铁接近钢的性质。然而都不是用热加工的方法来提高铁的韧性的例子，锻造白口铁就是将白口铁加热锻造而得到的。此种铁比易脆的白口铁铸件的韧性有很大的提高。大大超过珠光体可锻铸铁的韧性，拉抗强度可达到1000兆帕斯卡。

在改善铸铁性质的试验中，用热加工方法改善铸铁的研究，人们进行了大量的试验。

在1951年，皮沃瓦尔斯基的著作“GUBEISEH”中就对这点曾有过下面的说明：

到目前为止，皆认为铸铁不具有可塑性，在1920年的博览会上，反复提出把铸铁件加温可使其发生弯曲、扭曲、变形。在1950年，又提出了什么成份的铸铁不发生龟裂，可进行热加工的问题。

然而，为把用热加工处理的铸件的方法应用于工厂的生产中，有关产业界人士对热加工铸铁感兴趣是可理解的。作为成形方法也需考虑采用热加工的方法。因为这是最基础的研究，所以对于铸铁在哪些条件下可锻造、轧制是人们非常关心的事情。

正如皮沃瓦尔斯基说的那样，为了在实际生产中能锻造铸件，今后仍需花费相当长的时间进行研究。研究铸铁压延的技术就花费了15年。今后的动向正如皮沃瓦尔斯基说的那样还需要利用者和开发者共同努力。

铸铁在历史上进行热加工的方法，皮沃瓦尔斯基介绍说：不是十八世纪或十九世纪才有的。根据“拜克”的“铁的历史”来看，古代人已具备有关铁的性质和锻造各种铁的技术。这里举二、三个铸铁锻造的实例。除去具有铸铁中心的文明中国外，欧洲、印度、日本等都可从小规模的炉子里锻冶最大10公斤重的铁球。

有关日本刀的制造方法在“日本冶金学研究”和其它国家文献都有过记载。用锻造得到的材料含碳量达1.8%，说明已能锻造含碳量高的铁。日本的刀匠从十一世纪就有了锻造铁和锻接铁的技术。有关中东达马斯卡斯刀的研究里也证明了含碳量在1.8%的铁已能锻造、锻接。含碳量高的铁是从脚踏鼓风机等小规模炉制造的，古代以及中世纪的人们，不论东洋和西洋均采用了极相似的方法锻造铸铁。还有一个有关含碳量很高的铸铁从什么时候被热加工的文献：

赛伯尔对从北欧哥隆坦附近出土的铁片进行冶金学研究，其结果发现在公元前50年前后的希里尼吾斯时代时，有过含碳量在2.0%的铸铁的锻造。

博览历史，我们可得知：铁的运用很广，铸铁可锻造，了解过去即可知今。

2、锻造白口铸铁与钢

从许多文献来看，对铸铁的定义又多少有一点分歧，所谓铸铁是含碳量在1.5%~3.2%，1.7%以上2.0%~4.0%等范围含有石墨的合金。若把不含石墨的白口铁也算作铸铁的话，对铸铁来说，石墨就不一定是不可缺少的成份。

所谓铸钢就是铁——碳（系），含碳在2.0%以下的合金。含碳量在0.5%以上的铸钢压延性能急剧降低。含碳量在0.6%时延伸率下降了15%，限定铸钢的组成范围是按它的变形能力来划分的。

赛伯尔在1940年，在区分钢和铸铁时，标准是看塑性变形能力。然而，在当时，铸铁已能热加工，室温性质也接近钢的性质。因此，皮沃瓦爾斯基指出：区别钢和铸铁是困难的。

近年来，谢尔拜认为：含碳量极高的钢它的晶粒组织愈细化，它的塑性也愈高。含碳量达2.4%时的白口铸铁也有同样的性质。

在金属手册里，有关钢的区别是：含碳量在0.25%以下叫软钢，0.25%~0.6%叫中碳钢，0.6%~1.0%叫高碳钢，按谢尔拜的说法1.0%~2.4%叫超高碳钢。下面介绍的是含碳量在2.5%，含铬在1.0%的铸铁延伸率，这个事情单单从化学组成或组织就不能一目了然的区分钢和铸铁。铸铁和钢的基本不同只不过是作为材料在使用时，显示了铁的性能。

含碳量在1.7%~3.8%的锻造白口铁，如上述那样分类应是钢。它的化学成份是属于铸铁的组成范围，但它具有钢的性质，也可以将超高碳范围加工过的铸铁叫做铸铁钢。

3、白口铸铁的锻造加工

(I) 锻造加工工艺性能：

对于铸铁的热加工性能进行有关压延温度及合金组成的系统研究是1932年由里波尔等人研究的。他们试验压延成功的铸铁的成分是：含碳量3.2%、含硅(Si) 0.45%、含锰(Mn) 0.44%。热压延在温度1150—950°C的条件下才可能进行。最低是700°C左右。合金的组成对压延开始的温度范围影响，当含磷量高时低熔点的磷共晶（铁素体和磷化铁的共晶体）易产生龟裂，因而要选定低温度。但低温下产生的变

形可能性小，所以对磷的含量要有限制。关于含磷量对锻造性能的影响在1953年时，帕拉柯斯基证实了这个事实。即：含碳2.23%、锰0.52%、硅1.39%、硫0.034%组成的铸铁进行了锤锻，含硅高的易产生很多石墨，所以当含磷量高达0.122%时，锻造性能就恶化。因此，热加工铸铁时，就必须把含磷量控制在0.055%以下。

表 I 是为了研究白口铁的热加工性能，所用铸铁的化学成份。这些原材料是：含磷低，加进1%铬用来加速白口化，防止石墨化。从各个试验材料的铸铁切下断面为 $\varnothing 10\text{mm} \times 60\text{mm}$ 的试片，以变形速度为0.436米/秒，进行高温扭曲试验，用到折断时的扭曲次数来评价高温变形性能。

表 1 试验用材料化学成份（重量%）

试料号	C	Si	Mn	Cr	Mo	P	S	Ni	Cu	Ti	V	As	Al
1	1.26	0.56	0.67	0.94	0.34	0.011	0.010	0.04	0.05	0.008	0.006	0.004	0.008
2	1.43	0.51	0.62	1.00	0.37	0.010	0.008	0.05	0.04	0.007	0.001	0.005	0.012
3	1.68	0.56	0.55	1.08	0.36	0.019	0.010	0.05	0.06	0.007	0.007	0.003	0.011
4	1.91	0.58	0.68	1.12	0.35	0.011	0.009	0.03	0.04	0.007	0.008	0.003	0.009
5	2.33	0.49	0.57	1.02	0.37	0.009	0.007	0.06	0.04	0.006	0.005	0.004	0.010
6	2.68	0.53	0.60	0.98	0.32	0.009	0.009	0.05	0.03	0.008	0.006	0.003	0.008
7	3.05	0.50	0.53	1.07	0.31	0.011	0.011	0.07	0.02	0.004	0.011	0.006	0.008
8	3.35	0.52	0.51	1.15	0.35	0.013	0.003	0.03	0.02	0.006	0.007	0.006	0.012
SkD 1	2.10	0.40	0.26	1.22	—	0.022	0.013	0.018	0.04	—	—	—	—

图 I 是在950°C到1200°C的温度下，发生折断扭曲次数，从图中可知，含碳量越高变形能力越低，所有材料扭转次数的最大值大约是1050°C。另外，SKD——1材料的变形能与铸铁温度差别最大。

图 2 说明白口铁塑性在热处理或高温变形时如何改变。供试验用的材料在1050°C的条件下，退火24小时，或者在热处理之后，锻造比 $S=3.6$ 进行锻造的情况。从图中可知：锻造的效果比热处理高。当含碳量小于1.7%时，锻造效果同热处理效果大体相同。而且还知：铸造体有相当大的变形能力，锻造后的变形能力提高30%，但当含碳量是3%，锻造变形能力就是热处理的四倍。这些都说明高温变形能明显改变金相组织。即含碳量在1.7%时，在1050°C保温24小时，除大块碳化物外，其它几乎不存在了。但含碳量在3%时碳化物的固溶量有限制，形成网络状碳化物的大部分没溶解而残留下来。因为这些没溶解的碳化物的存在，所以导致热处理变形小的结果。与此相反，锻造成形比 $S=3.6$ 时，锻造使碳化物的网络断开，或者产生碳化物变形，碳化物成均匀分

布状态。

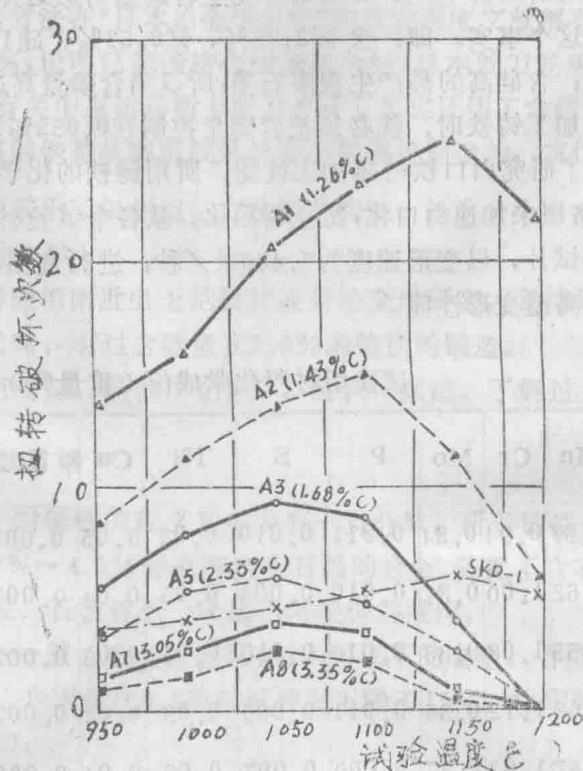


图1 温度在950°C到1050°C区间,发生折断扭曲次数曲线

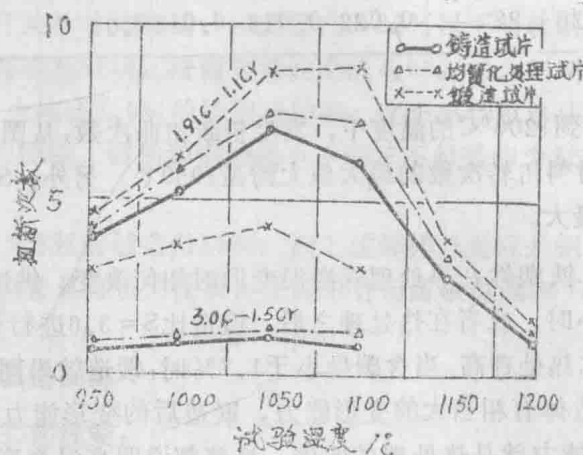


图2 白口铸铁扭转折断次数与温度和加工方法关系曲线

表1的SKD-1的碳化物是网络碳化物,渗碳体发生不同的分解。在高温下,变形能力比白铁高,这证明碳化物的分解或高温强度的大小对于原材料的变形能力有极大的关系。

(2) 碳化物的变形

碳化物在锻伸方向是延伸形，显微观察表明：当锻造比 $S=3.5$ ，含碳量2.5%，含铬1%时，白口铸铁锻造后的碳化物在锻伸方向是延伸形，从断面方向观察共晶碳化物的网络是均匀破碎状。在轴方向的延伸碳化物可清楚地显示折损和弯曲的网络。在锻造前后的试验原料中用电解法提取碳化物，由于锻造使其形态彻底发生了改变，这是热分解和机械应力所引起的改变。另外，温度在 $800^{\circ}\text{C}-950^{\circ}\text{C}$ 的范围内，对同一材料（应力为68兆帕斯卡）锻接一个小时后，碳化物扩散和接合情况不同，在 800°C 时，碳化物的粘合不完全，它的界面有间隔。 850°C 比 800°C 粘着的程度有所改善，但仍留有未粘着的部分。这些未粘着部分在 900°C 以上的条件下，用锻造使金属变形时，碳化物容易引起粘连，这样铸态碳化物在锻造温度下会发生局部固溶。因锻接引起的变形或折曲，也会产生部分的粘着现象。

(3) 锻造比对机械性能的影响

白口铁热加工后，共晶碳化物网络变形或破碎，它的晶粒组织细化，因而韧性有所提高。图3、图4表示了表1所列举的含铬1%、含碳1.5-2.9%的试验材料经过各种锻造比得到的素材进行球状化处理后的机械性能。试片是标准拉伸试片及 $10\text{mm}\times 10\text{mm}\times 55\text{mm}$ 冲击试片。图3是试片顺着锻造方向所取得的试样的机械性能；图4是横方向的机械性能；图5是将图3材料经过正火，退火后的机械性能。

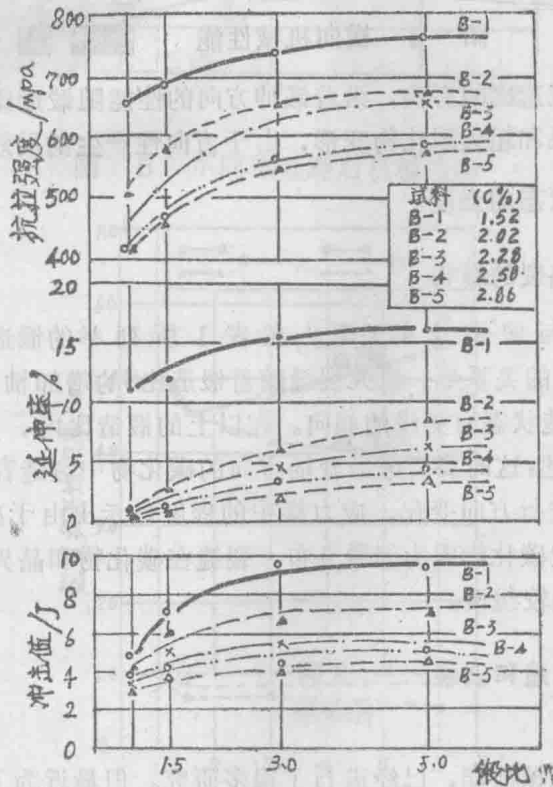


图 3 轴向机械性能

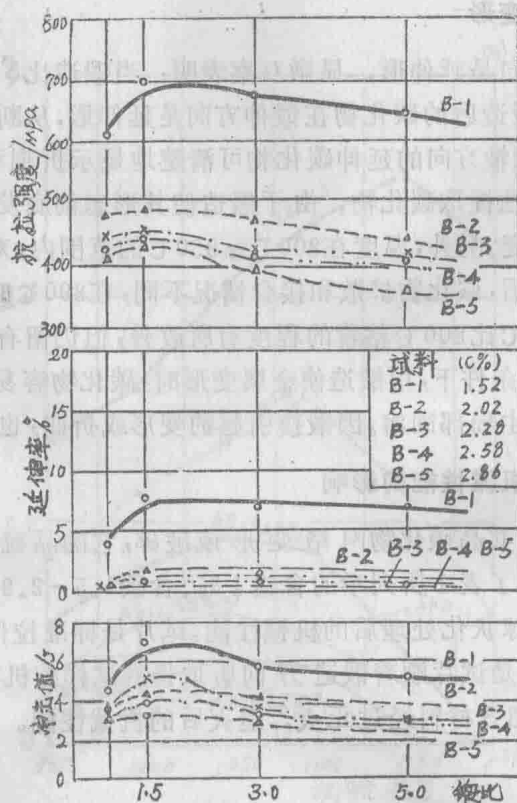


图 4 横向机械性能

这些性能都受到锻造比的影响，沿着锻伸方向的性能随锻造比增大而增大。而横向因晶粒细化产生好效果和粗大碳化物变形，由于方向性产生的反效果，显示出的极大值，大体上维持铸造状态的强度。

(4) 锻造比对热裂的影响

图 6 是热裂性与锻造比的关系，在表 1 所列举的锻造白口铁的组成范围内，大体上观察到类似的关系是：粗大裂缝随着锻造比 S 的增加轴方向变浅。锻造比 $S = 2.5$ 以下时，横方向锻造状态有更浅的倾向。在以上的锻造比内，也有产生比铸造状态时更深的裂缝，如前所述，这时要考虑沿着轴方向的碳化物中裂缝容易延伸，通过碳化物的某一点时，裂缝的进行方向变化，应力集中的程度显示出由于碳化物的存在而发生变化。然而，由于锻造碳化物成为细微分布，裂缝在碳化物和晶界间延伸方向变换的回数增加，所以裂缝进展较缓慢。

(二) 铸铁的锻造和破裂

1、引言

为了知道铸铁的机械性能，已经进行了很多研究。但最近为了对铸铁进行塑性加工，对它的热加工性和破坏性也进行了研究。铸造材料往往用车削进行精加工，现在要

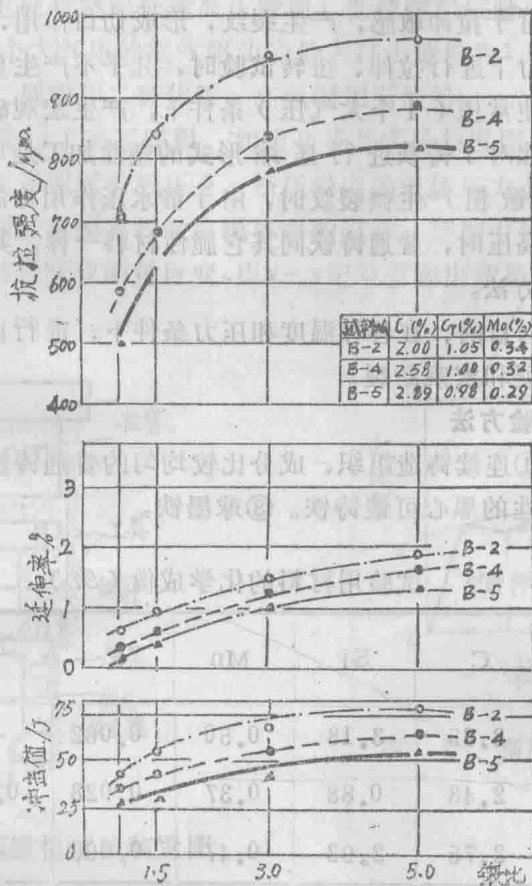


图 5 不同热处理后机械性能

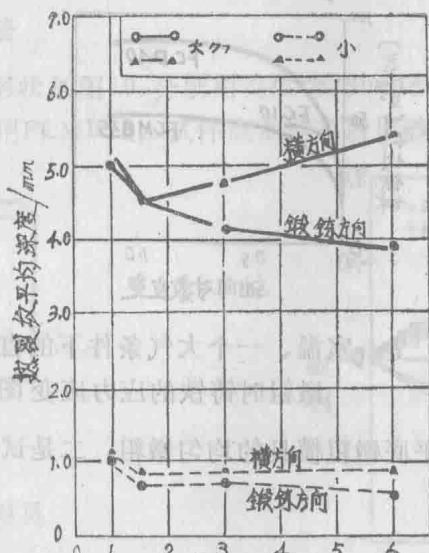


图 6 3% C - 1.0% Cr 系白口铸铁
热裂纹与锻比关系

改用塑性加工代替它，这也是研究的目的之一。

普通铸铁里的石墨对于拉伸敏感，产生裂纹，形成切口作用，引起应力集中。所以，普通铸铁在大气压力下进行拉伸、扭转试验时，几乎不产生塑性变形就破坏了。但是，在自由镦粗时，即使常压（1个大气压）条件下，产生宏观破坏时的压缩率也比较大，有时可达25%。因此对于铸铁进行压缩形式的塑性加工是可能的。在镦粗时，之所以不易破坏，是由于镦粗产生微裂纹时，由于静水压作用抑制了裂纹的扩展。而且，有文献介绍：当加高压时，普通铸铁同其它脆性材料一样，其塑性增加，所以说加压是一种很有效的成形方法。

在此，以冷锻铸铁为目的，在各种温度和压力条件下，进行自由镦粗或端面约束的镦粗，研究微裂纹扩展和宏观断裂。

2、试验材料及试验方法

试验材料有三种：①连续铸造组织、成分比较均匀的普通铸铁。②改变石墨形状，减少切口作用并具有塑性的黑心可锻铸铁。③球墨铸铁。

表2 试验用材料的化学成份（%）

种 类	JIS 各种	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mg
灰 铸 铁	FC 10	3.35	3.18	0.50	0.062	—	—	—
可锻铸铁	FCMB 35	2.48	0.88	0.37	0.028	0.01	<0.01	—
球墨铸铁	FCD 40	2.75	2.93	0.47	0.066	—	—	0.026

其化学成分如表2，而铸铁在室温、一个大气压下的镦粗应力应变如图7所示。

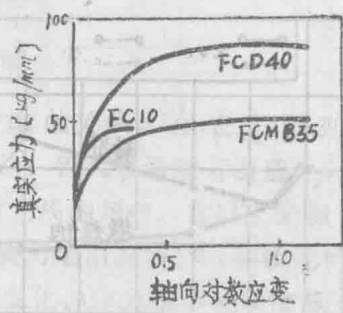


图 7 室温、一个大气条件下的自由镦粗时铸铁的应力应变图

实验方法有两种：一是平底镦粗模具的均匀镦粗，二是试件的端面带有约束的镦粗。

（1）均匀镦粗法

试件形状：直径 $\varnothing = 15\text{mm}$ ，高 $h = 20\text{mm}$ ，试件精车后用砂纸打到 $\nabla 4$ 光洁度。改变

温度进行高速镦粗，也进行室温低速高压镦粗。低速镦粗试验用100吨的油压机，高速镦粗用最大压力为140个大气压的氮气驱动的最大打击能量为1.1吨的高速锤。在室温时试件的润滑用聚四氟乙稀膜和二硫化钼，高温时用石墨粉。

对普通铸铁FC10进行了高压镦粗，如图8是其实验装置图，使用静液挤压的液体压力产生高压，柱塞随镦粗试验机压下，挤压模内的液体压力上升开始挤压。当挤压力稳定以后，柱塞接触到镦粗模具和镦粗模体内的试件。用测力传感器测量柱塞的载荷，用联在柱塞上的差动应变仪测量应变，用x-y记录仪画出载荷——应变图，如图9即为一个测出的实例。

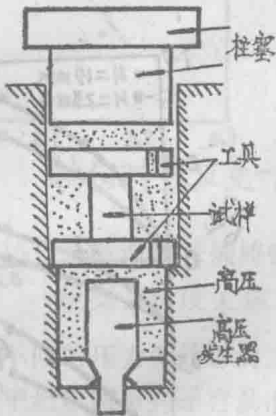


图 8 高压镦粗试验装置图

用阿基米德方法测量试件的密度，用精密天平测量其在水和空气中的重量，精度可达万分之一克，密度的测量误差控制在1%内。

(2) 端面约束镦粗法

端面约束镦粗试件的形状如图10，分别用高度为23mm和19mm的两种，端面倒角，使其与模具形状一致。材料用FCMB35，试件侧面精车后用砂纸打到▽4。

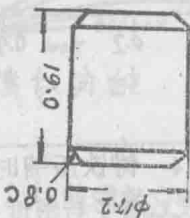


图 10 端面约束镦粗试验及模具

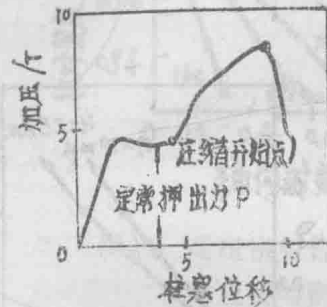


图 9 高压镦粗试验中的载荷应变图

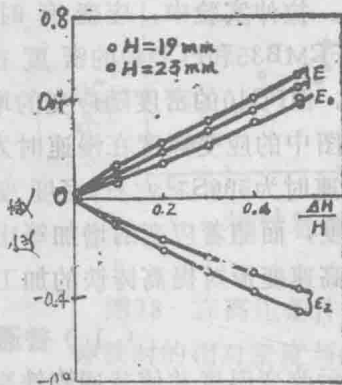


图 11 约束镦粗中 $\Delta H/H$ 与 ϵ/ϵ_0 关系

裂纹几乎都是首先在试件鼓形侧表面中央产生,因此有必要知道这部分的应力、应变状态,在试件侧表面中央沿轴向用威氏硬度计打上间距为 $L=1.5$ 毫米的两个标点,然后用比长仪测量变形后的两个标点间距离,即可求得轴向主对数应变 ϵ_z ,并由最大直径的变化可得圆周方向主对数应变 ϵ_θ 。在这种情况下,黑心可锻铸铁有裂痕,有时也可能成为裂纹产生的原因。为除此影响,用形状完全相同的纯铜试件进行约束锻粗,求得应变。试件平均被锻粗10%,假定这锻期间内 ϵ_θ 、 ϵ_z 近似成比例变化,就可由应变增量 $\Delta\epsilon_\theta$ 、 $\Delta\epsilon_z$ 算出综合应变,进而求得 σ_θ 、 σ_z 。

如图绘出侧面中央处的主对数应变 ϵ_θ 、 ϵ_z 以及综合应力对试件的压缩率 $\Delta H/H$ 的关系。如图12表示了 ϵ_θ 与 ϵ_z 的关系,由此求出 $d\epsilon_\theta/d\epsilon_z$,用工藤等人同样方法求出应力如图13所示。

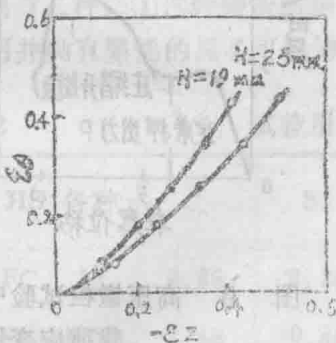


图 12 $\epsilon_\theta - \epsilon_z$ 关系图

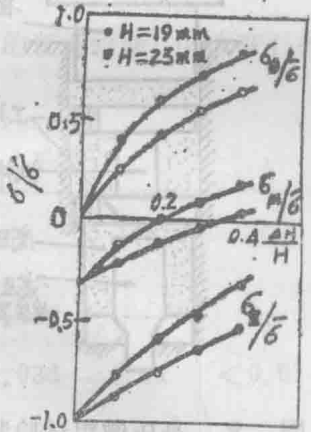


图 13 应力与 $\Delta H/H$ 关系图

3、试验结果及其分析

图14示出了普通铸铁FC10、黑心可锻铸铁FCMB35及球墨铸铁FCD40在室温,一个大气压下自由锻粗时的对数应变与相对密度(ρ_0 - 变形前密度, ρ - 变形后密度)之间的关系。拉伸实验中,应变有时可达10%左右,FCMB35和FCD40的密度在变形时几乎不变,但FC10的密度随应变的增加而线性减小。图中的应变速度在慢速时为 $10^{-2} S^{-1}$ 左右,快速时为 $500 S^{-1}$ 左右,密度变化不影响应变速度,而随着应变的增加等比例减小。所以说高速变形对提高铸铁的加工性并不特别有效。

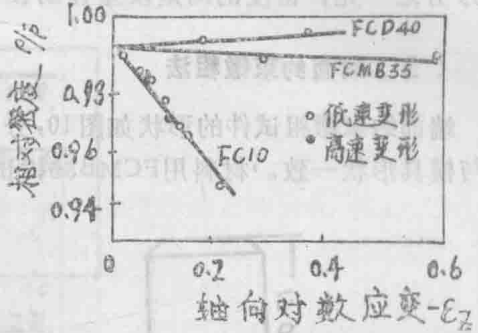


图 14 铸铁压缩时, 应变与密度关系

(1) 普通铸铁FC10

图15表示改变温度并使普通铸铁高速度变形时的应变(轴向对数应变)和密度的关系。这时密度随应变的增加而线性减小。500°C以下的冷锻温度范围内,密度变化与室温没有什么差别,在1000°C时密度多少减小一点,但是,小应变时密度几乎是直线地减

小，所以即使在1000°C高温时产生微裂纹，它也随着应变的增大而扩展。

图16是在高压条件下镦粗普通铸铁时的轴向对数应变和密度间的关系，图中同一个大气压条件下镦粗一样，密度也随着应变的增大而近似线性地减小，压力增高密度减小缓慢，在6100帕斯卡时密度不减少，这是因为很大的静水压塑性提高，不产生导致密度变化的微裂纹所致。

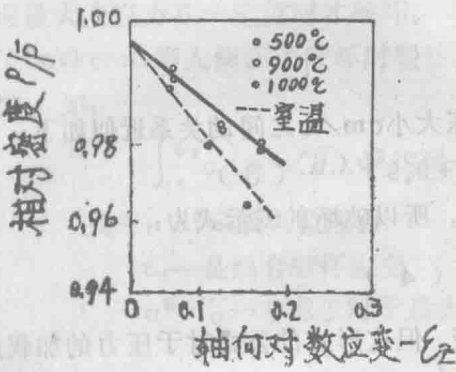


图15 高温镦粗普通铸铁时
应变与密度关系

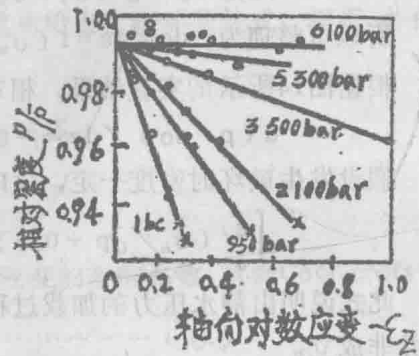


图16 高压镦粗普通铸铁
时应变与密度关系

图17是在不同的压力条件下的真实应力——应变图。应力和应变在图17所示的载荷——应变图中是以镦粗开始为基准，由柱塞的载荷及位移量分别经过计算得到的。变形抗力因压力而异，压力越高，抗力越大。如图16中所示，在6100帕的压力下密度不发生变化，所以这时的变形抗力定为没有裂纹时的变形抗力。由此6100帕时的变形抗力 σ 和各压力条件下的变形抗力 σ_p 求出在各应变条件下的 σ_p/σ_0 。图18中表示 σ_p/σ_0 与图16中的各压力条件下的密度变化 ρ/ρ_0 关系。密度变化 ρ/ρ_0 与变形抗力变化 σ_p/σ_0 不仅与应变和压力成线性关系，而且是一一对应的，由此可以说明在6100帕以下变形抗力下降是因为材料内部产生微裂，此微裂纹处不能承担过大的载荷所致。

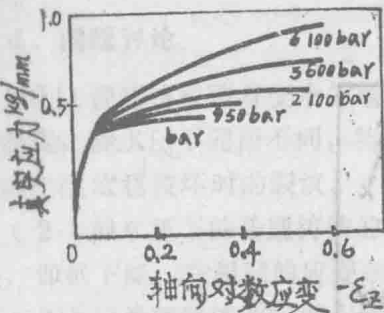


图17 在各个压力条件下镦粗
普通铸铁的应力应变图

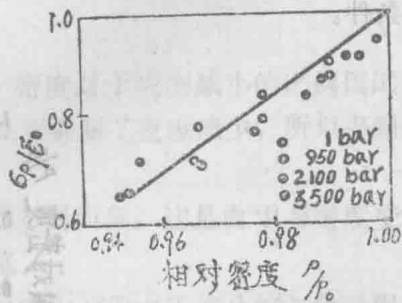


图18 在高压条件下镦粗普通
铸铁时的相对密度与 σ_p/σ_0 关系

如前所述，密度几乎随应变而成比例地减小，所以，密度变化取决于当时的应力状态，可用下式表述：

$$d\rho/d\varepsilon = f(\sigma) \cdots \cdots (1)$$

此函数 $f(\sigma)$ 是未知的，但在此假定密度变化只取决于静水压力的大小。假设试件周围的压力为 P ，自由镦粗时的静水压力大小为：

$$\sigma_m = \frac{1}{3}\bar{\sigma}_p - P \cdots \cdots (2)$$

$$\text{此处 } \sigma_m = \frac{1}{3}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)$$

所以可整理为： $d\rho/d\varepsilon = f(\sigma_m/\bar{\sigma}_p)$

根据图14所示的实验结果，相对密度和静水压大小 $\sigma_m/\bar{\sigma}$ 之间的关系近似如下：

$$d(\rho/\rho_0)/d\varepsilon = -0.42(\sigma_m/\bar{\sigma}_p + 0.9) \cdots \cdots (3)$$

假设发生破坏时密度一定，这时 $\rho/\rho_0 = 0.94$ ，所以破坏的表示式为：

$$\int_0^{\varepsilon_f} (\sigma_m/\bar{\sigma}_p + 0.9) d\varepsilon = 0.15 \cdots \cdots (4)$$

此式说明由静水压力的加载过程决定破坏应变，但这形式的公式对于压力的加载过程并非成立。

图19是在2100bar和6100bar条件下预镦粗变形后，放在1大气压下进行再镦粗时的密度和应变的关系。再镦粗密度随应变变化的比率同开始就在大气中镦粗的情况几乎相同。但是，产生宏观破坏的密度，比不在高压条件下预镦粗而只在大气条件下变形产生宏观破坏的密度要大。在高压中预变形越大，破坏时的密度也就越大，与上述公式不大符合。特别是，在6100帕压力下即使预镦粗，密度也不发生变化，但在以后的大气中再镦粗时，产生宏观破坏时的密度变化量（应变量）在预应变增加时将减小，并不是说只是密度的变化与破坏有关的。

(2) 黑心可锻铸铁

黑心可锻铸铁塑性较好，在拉伸试验中应变能达到 $\varepsilon = 0.12$ ，而且均匀镦粗破坏时应变也非常大，可达 $\varepsilon = 1.11$ 。在此进行端面约束的镦粗试验，求出材料出现鼓肚破坏的条件。

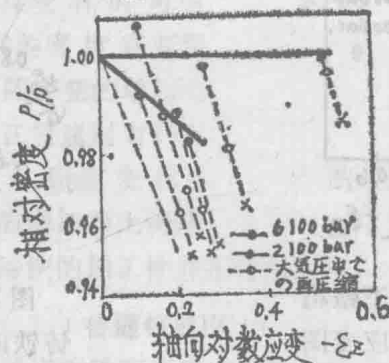


图 19 在2100帕及6100帕条件下镦粗普通铸铁，然后在大气中镦粗时的密度变化和宏观破坏