



BOSHI WENKU
〔材料科学与工程〕

低塑性Fe-C合金大塑性变形的 基础研究

DISUXING Fe-C HEJIN DASUXING BIANXING DE
JICHU YANJIU

赵新著

知识产权出版社

本书由郑州航空工业管理学院学术专著出版基金资助出版



BOSHI WENKU
[材料科学与工程]

低塑性Fe-C合金大塑性变形的 基础研究

DISUXING Fe-C HEJIN DASUXING BIANXING DE
JICHU YANJIU

赵新著

知识产权出版社

内容提要

近年来,大量研究表明大塑性变形技术是一种独立于热处理之外的、可以改变材料相变、组织和性能的技术。然而,该技术在低塑性材料上的应用还很少。本书针对低塑性 Fe-C 合金进行了一系列大塑性变形研究。全书共分为 6 章,分别介绍了板条马氏体的大变形冷轧、马氏体的温变形、球墨铸铁 QT450-12 的热变形行为、球墨铸铁和灰口铸铁的包覆叠压变形。

本书内容丰富、创新性强,可供大专院校材料类专业的教师及研究生了解低塑性 Fe-C 合金大塑性变形的研究进展,也可用于指导大型钢铁企业进行先进生产工艺和产品的开发。

责任编辑:宋云

图书在版编目(CIP)数据

低塑性 Fe-C 合金大塑性变形的基础研究/赵新著. —北京:知识产权出版社, 2007. 11

ISBN 978-7-80198-793-8

I. 低… II. 赵… III. 合金—塑性变形—研究
IV. TG379

中国版本图书馆 CIP 数据核字(2007)第 174947 号

低塑性 Fe-C 合金大塑性变形的基础研究

赵新著

出版发行: 知识产权出版社

社址: 北京市海淀区马甸南村 1 号

网址: <http://www.cnipr.com>

发行电话: 010-82000893 82000860 转 8101

责编电话: 010-82000860 转 8324

印刷: 知识产权出版社电子制印中心

开本: 880mm × 1230mm 1/32

版次: 2008 年 2 月第 1 版

字数: 169 千字

邮 编: 100088

邮 箱: bjb@cnipr.com

传 真: 010-82000860 转 8325

责编邮箱: songyun@cnipr.com

经 销: 新华书店及相关销售网点

印 张: 6.375

印 次: 2008 年 2 月第 1 次印刷

定 价: 20.00 元

ISBN 978-7-80198-793-8/T · 257

版权所有 侵权必究

如有印装质量问题,本社负责调换。



目 录

第 1 章 绪 论	1
1.1 选题背景	3
1.2 大塑性变形工艺方法的研究进展	4
1.2.1 等通道角挤压法	4
1.2.2 高压扭转	5
1.2.3 多向锻造和多向压缩	7
1.2.4 反复冷轧法	7
1.2.5 累积轧焊法	8
1.2.6 冷拔	8
1.2.7 反复弯曲平直法	9
1.2.8 超音喷丸和高能喷丸	9
1.3 材料在塑性加工过程中的组织转变特点	10
1.3.1 晶粒的细化	10
1.3.2 大角晶界	11
1.3.3 变形织构	12
1.4 大塑性变形材料的机械性能	12
1.4.1 强度和硬度	12
1.4.2 塑性	15
1.4.3 超塑性	15
1.5 低塑性 Fe-C 合金大塑性变形的研究进展	16
1.5.1 淬火钢大塑性变形的研究概述	16



1.5.2 灰铸铁大塑性变形的研究概述 17

第 2 章 板条马氏体大变形冷轧后的组织 与性能 31

2.1 引言 33

2.2 实验材料及研究方法 34

 2.2.1 实验材料 34

 2.2.2 板条马氏体大变形冷轧工艺 34

 2.2.3 显微组织分析 35

 2.2.4 力学性能实验 38

2.3 显微组织测试结果与分析 39

 2.3.1 原始板条马氏体组织 39

 2.3.2 冷轧板条马氏体组织形态特点 40

 2.3.3 退火过程中的组织转变 42

2.4 力学性能测试结果与分析 53

 2.4.1 退火温度、时间对硬度的影响 53

 2.4.2 退火温度对力学性能的影响 55

 2.4.3 退火温度对拉伸断口形貌影响 56

2.5 板条马氏体大变形冷轧工艺的晶粒细化机制 58

 2.5.1 马氏体相变的晶粒细化作用 58

 2.5.2 大变形轧制细化马氏体板条晶 59

 2.5.3 低温再结晶处理形成等轴超细晶体
 铁素体 59

2.6 拉伸断口的分层机制 61

2.7 本章小结 62



第 3 章 马氏体组织的温变形后的组织与性能	67
3.1 引言	69
3.2 实验材料及研究方法	69
3.2.1 实验材料	69
3.2.2 温压缩实验	70
3.2.3 温压缩后试样的室温力学性能测试	76
3.2.4 温压缩试样微观组织观察	77
3.3 实验结果与分析	78
3.3.1 压缩前不同保温时间的流变曲线	78
3.3.2 M 和 F+P 组织不同 T 和 $\dot{\epsilon}$ 压缩的流 变曲线	79
3.3.3 本构方程的确定	82
3.3.4 应变速率敏感性指数的确定	83
3.3.5 压缩温度和应变速率对应力的影响	86
3.3.6 不同温度回火组织和球化退火组织温压缩的流变曲线	89
3.3.7 M 和 F+P 组织温压缩后的显微组织	93
3.3.8 温压缩后的室温显微硬度	98
3.3.9 温压缩后的室温拉伸性能	101
3.3.10 拉伸断口形貌 SEM 观察	101
3.4 讨论	104
3.4.1 M 组织温变形流变行为及其加工 软化机制	104
3.4.2 M 组织温变形细化晶粒机制	107
3.4.3 生产实际中 M 组织温变形的可行性	108
3.4.4 实现碳化物的快速球化	109
3.4.5 M 组织温轧	111



3.5 本章小结 112

第 4 章 球墨铸铁的高温变形行为 117

4.1 引言 119

4.2 实验材料及研究方法 120

4.2.1 实验材料 120

4.2.2 热变形实验 121

4.2.3 显微组织分析 121

4.3 实验结果及分析 121

4.3.1 球墨铸铁高温流变曲线 121

4.3.2 温度对流变应力的影响 124

4.3.3 应变速率对流变应力的影响 126

4.4 球墨铸铁的热变形方程 129

4.5 Z 参数 129

4.6 热变形应变速率敏感性指数 130

4.7 热变形能量消耗效率 134

4.8 热加工图 (Processing Map) 136

4.9 本章小结 140

**第 5 章 球墨铸铁大塑性变形后的组织
与性能** 143

5.1 引言 145

5.2 实验材料及研究方法 146

5.2.1 实验材料 146

5.2.2 包覆叠压制备工艺 146

5.2.3 石墨化退火工艺 147

5.2.4 力学性能测试 148



5.2.5 显微组织分析及断口形貌观察	148
5.3 热变形对石墨形态的影响	149
5.3.1 显微组织观察结果与分析	150
5.3.2 热变形对石墨形状的影响	153
5.3.3 热变形对石墨间距的影响	155
5.3.4 热变形对石墨面积分数的影响	156
5.4 热变形对力学性能的影响	157
5.4.1 退火试样的显微组织	157
5.4.2 热变形对拉伸性能的影响	158
5.4.3 石墨形态对拉伸行为的影响	161
5.5 本章小结	165

第 6 章 灰口铸铁大塑性变形后的组织

与性能	169
6.1 引言	171
6.2 实验材料及研究方法	172
6.2.1 实验材料	172
6.2.2 包覆叠压制备工艺	172
6.2.3 一次性包覆叠压制备工艺	173
6.2.4 石墨化退火	174
6.2.5 微观分析方法	174
6.2.6 机械性能实验	175
6.2.7 阻尼性能实验	175
6.3 热变形灰口铸铁的组织特征	177
6.3.1 热变形灰口铸铁中的石墨形态	177
6.3.2 退火后灰口铸铁中的石墨形态	179
6.3.3 热变形过程中石墨的回熔	180



6.3.4 热变形过程中石墨片的断裂与粘合	182
6.4 热变形对灰口铸铁力学性能的影响	183
6.4.1 热变形对灰口铸铁显微硬度的影响	183
6.4.2 热变形对拉伸性能的影响	184
6.4.3 SEM 断口形貌观察	186
6.5 石墨形态对灰口铸铁拉伸性能的影响	188
6.6 热变形对灰口铸铁阻尼性能的影响	189
6.7 本章小结	192

第1章 绪论



1.1 选题背景

本书的研究内容是在已完成的国家自然科学基金项目“铁基原位复合板及其弱界面的增韧机制”基础上提出来的。前期研究表明：15CDV6 淬火锅（板条马氏体组织）经过多道次累积大压下量冷轧后，多数板条马氏体沿轧向平行轧面排列，形成（100）织构取向带均匀分散地嵌于（111）基体中的层片结构。层片厚度 90nm，层间弱界面为（100）织构取向带内相邻马氏体板条晶界。由于弱界面的增韧作用，这种显微多层钢板具有超高的强韧性，屈服强度在 1500 ~ 1800MPa 水平时，延伸率为 9% ~ 11%，断面收缩率为 35% ~ 50%，屈强比为 0.98，断裂韧度 85 ~ 110MPa，5% NaCl 水溶液中应力腐蚀断裂门槛值与断裂韧度之比大于 0.85，是一般超高强度钢这一指标的 3 ~ 5 倍；在 25 ~ 196℃ 无韧脆转变现象；在预裂纹面积达断口面积的 14% 时，裂纹体拉伸试样的最大名义应力（1388MPa）为光滑试样屈服强度（1550MPa）的 90%，而相应地最大真应力（1562MPa）接近光滑试样的抗拉强度（1575MPa），已没有一般超高强度钢的低应力脆断问题^[1~9]。

上述研究结果证明：淬火锅这种传统意义上的低塑性材料同样可以大塑性变形，加工后的材料表现出了独特的物理特性和有益的使用性能。这为深入研究铁碳合金的组织与性能，开发新的应用领



域提供了一条新的思路。那么,其他低塑性钢铁材料是否也能在一定的条件下进行大塑性变形,是一个值得探讨的问题。

近年来,国内外掀起了研究新型钢铁材料的热潮,1997 年日本启动了“超级钢铁计划”^[10],1998 年韩国紧跟日本启动了“21 世纪高性能结构钢发展”十年项目^[11];1998 年末中国也启动了“新一代钢铁材料的重大基础研究”项目^[12]。日本和韩国采用大塑性变形技术加工纯铁或退火钢等易于变形的钢铁材料,大量的试验证明:该技术可以有效地提高钢铁材料的性能。今后,应力或塑性变形将与热处理技术并驾齐驱,成为改变材料组织性能的主要技术之一^[13]。

本书工作先后得到多项国家自然科学基金及河北省自然科学基金的资助,研究的目的在于针对一些典型低塑性 Fe - C 合金找到有效的大塑性变形方法,并用这些方法对淬火钢、灰口铸铁和球墨铸铁进行大变形加工,分析测试加工试样的组织与性能,为工业应用提供技术储备。

1.2 大塑性变形工艺方法的研究进展

1.2.1 等通道角挤压法

Equal Channel Angular Pressing (ECAP) 等通道角挤压法的原理如图 1-1 所示,试样放入垂直型腔,然后从水平型腔挤出,从而完成一个道次的挤压过程。ECAP 工艺变形量 e 由式 (1-1) 计算^[14],其中 n 为挤压道次, ψ 、 Φ 为挤压通道的内、外角。

$$e = n (2 \operatorname{ctg} (\Phi/2 + \psi/2) + \Phi \operatorname{csc} (\Phi/2 + \psi/2)) / \sqrt{3} \quad (1-1)$$



俄罗斯 V. M. Segal 研究小组于 20 世纪 70 年代提出用 ECAP 工艺来加工一些应变强化材料, 后来该工艺也用于细化材料组织^[15-25]。制备试样的直径一般不超过 20mm, 长度为 60 ~ 120mm, 晶粒尺寸为 200 ~ 300nm。退火低碳钢、有色金属及其合金等塑性较好的材料均可采用该工艺加工。

目前 ECAP 的工艺已开发出以下四种工艺路线: 工艺 A 是每道次挤压后, 试样不旋转, 直接进行下一道次的挤压; 工艺 Ba 是每道次挤压后, 试样旋转 90°, 进行下一道次的挤压, 旋转方向交替改变; 工艺 Bc 是每道次挤压后, 试样旋转 90°, 进行下一道次的挤压, 旋转方向不改变; 工艺 C 是每道次挤压后, 试样旋转 180°再进行下一道次的挤压。这四种工艺路线对被加工材料的最终组织及性能有很大影响。一般认为经工艺 Bc 加工的块体材料性能较优, 且晶粒细化效率较高^[26-27]。最近有关采用 ECAP 工艺加工钢铁材料的报道有较大的增加^[28-38]。

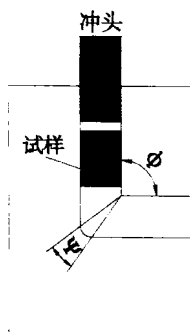


图 1-1 ECAP 原理图

1.2.2 高压扭转

高压扭转 (High Pressure Torsion, HPT) 的原理见图 1-2。在室温条件下, 模具中的试样被施以 GPa 级的高压, 同时通过转动冲头来扭转试样。试样的变形量 e_{eq} 由冲头转动的圈数来控制并可用式



(1-2) 计算, 式中 n 为冲头转动圈数, r 为距试样中心的距离, l 为试样厚度^[39]。

$$e_{eq} = \frac{2\pi rn}{l\sqrt{3}} \quad (1-2)$$

分析式 (1-2) 可以发现, 圆盘形试样中的变形量在径向上是有梯度的, 圆盘中心的变形量为 0。然而, 在实际试样中的变形是均匀的^[39~40]。由于加工过程中试样的厚度是变化的, 因此式 (1-2) 仅具有参考意义。

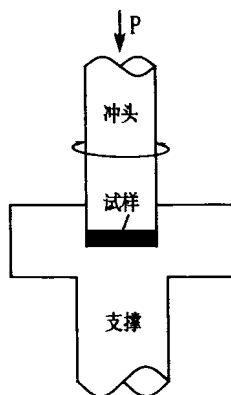


图 1-2 HPT 原理图

HPT 几乎与 ECAP 同时被 R. Z. Valiev 引入来制备块体超细晶材料。HPT 在加工脆性材料方面具有优势, 比如金属间化合物及半导体材料等^[41~50]。通过 HREM 观察发现, HPT 可以将金属间化合物 Ni₃Al、Fe₃Al 和 NiTi 的晶体加工成完全无序状态, 甚至在 NiTi 中出现了完全非晶化现象^[51], 这说明 HPT 细化晶粒的能力非常强大。



1.2.3 多向锻造和多向压缩

多向锻造 (Multi-forging, MF) 是一种自由锻造工艺, 一般锻造前试样需加热, 锻造温度范围取在温锻至热锻之间。20 世纪 90 年代初俄罗斯科学院超塑性问题研究所的 Salishchev 等人采用该方法加工了一系列钛合金。在加工低塑性的 TiAl 的过程中, Salishchev 进一步发展了 MF 工艺: 第一步对试样进行热机械变形以获得细晶组织; 第二步超塑性变形以提高组织的均匀性; 第三步在保证超塑性变形的温度—形变速率条件下, 对试样进行热机械变形以获得纳米晶组织。采用该方法 Salishchev 制得了晶粒尺寸为 100nm 的 TiAl 块体材料^[52]。后来, 又制备了晶粒尺寸小于 100nm 的钛合金块体材料^[53~59]。

多向压缩 (Multi-axial Compression, MC) 的原理与 MF 基本一致, 只是去掉了拔长工序。具体操作上采用固定比例的方形试样, 每道次压缩 30% ~ 45% 淬水, 然后将变形试样机械加工成原比例的试样 (长轴转 90°), 再沿第二轴进行压缩, 如此反复压缩。近年来, A. Belyakov 在采用多向压缩工艺对纯铜及不锈钢等材料进行了加工, 晶粒尺寸可以达到数百纳米, 并对加工后试样的再结晶行为作了细致的研究^[60~63]。多向压缩工艺便于精确计算变形量, 但仍属于多向锻造的一种。

1.2.4 反复冷轧法

反复冷轧法 (Repeat Cold-rolling, RCR) 是将 Ni、Ti 和 Zr 薄片交替叠放在一起, 然后对折两次进行冷轧, 经多道次反复叠轧后, 试样的组织得到充分细化。在假设无横向展宽平面变形的条件下, 多层板的 Mises 等效应变 ε_{eq} 可以由公式 (1-3) 来计算, 其中 t 和 t_0 分别是多层板轧前和轧后的厚度^[64~65]。



$$\varepsilon_{eq} = -\frac{2}{\sqrt{3}} \ln \frac{t}{t_0} \quad (1-3)$$

G. P. Dinda 认为反复冷轧法可以充分开动材料的不同滑移系, 晶粒细化效果不存在饱和现象, 经过 100 次反复冷轧后, 多层板中各层金属的晶粒尺寸会减小到 100nm 以下^[64]。

1.2.5 累积轧焊法

累积轧焊法 (Accumulative Roll-bonding, ARB) 是将原始板材经表面处理 after 双层堆垛, 加热后轧焊在一起, 然后从中间剪开送回表面处理后再进行下一次轧焊循环。为保证轧制后板材能够焊在一起, 每道次的压下量不得低于 50%。在假设无横向展宽的平面应变的条件下, 采用 50% 道次压下量, 经 n 次轧焊后板材的累积 Mises 等效应变 ε_{eq} 可用公式 (1-4) 计算^[66]。

$$\varepsilon_{eq} = n \cdot \frac{2}{\sqrt{3}} \ln 2 = 0.80n \quad (1-4)$$

累积轧焊法是由日本 Osaka 大学 Y. Saito 研究小组提出的, 目前采用该工艺已制得超细晶铝合金及 IF 钢等的板材^[66-68]。ARB 工艺易于在传统轧机上实现, 制备的板材具有层压复合钢板的特性。然而, ARB 加工过程中需要强烈的剪应力条件, 不能使用润滑油, 这对轧辊的服役寿命是不利的^[69]。

1.2.6 冷拔

冷拔工艺 (Cold Drawing, CD) 原理是将事先熔铸好的复合金