

金属板材热辅助塑性成形理论

Heat-Assisted Forming Theory for Sheet Metals

闵峻英 林建平 著



014059372

TG386.41
08

国家自然科学基金项目(No. 51075307, 51375346)资助

金属板材热辅助塑性成形理论

Heat-Assisted Forming Theory for Sheet Metals

闵峻英 林建平 著



TG386.41
08

 同济大学出版社
TONGJI UNIVERSITY PRESS



北航

01745780

STEELJON10

图书在版编目(CIP)数据

金属板材热辅助塑性成形理论/闵峻英,林建平著.

--上海:同济大学出版社,2014.8

ISBN 978-7-5608-5423-6

I. ①金… II. ①闵… ②林… III. ①板料冲压—压制成型—研究 IV. ①TG386.41

中国版本图书馆 CIP 数据核字(2014)第 026762 号

金属板材热辅助塑性成形理论

闵峻英 林建平 著

责任编辑 季 慧 责任校对 徐春莲 封面设计 陈益平 王凌婕

出版发行 同济大学出版社 www.tongjipress.com.cn

(地址:上海市四平路 1239 号 邮编:200092 电话:021-65985622)

经 销 全国各地新华书店

印 刷 常熟市大宏印刷有限公司

开 本 787mm×1092mm 1/16

印 张 10.25 插页 2

字 数 255 000

版 次 2014 年 8 月第 1 版 2014 年 8 月第 1 次印刷

书 号 ISBN 978-7-5608-5423-6

定 价 39.80 元

本书若有印装质量问题,请向本社发行部调换 版权所有 侵权必究

前 言

近几年来,在金属板材冲压成形中辅以热处理而发展出一些新的成形工艺(即热辅助成形工艺),不但能提高金属板材的成形能力,还能够可控地改善成形后零件的使用性能,是实现对零件成形过程中的“控性”的一个重要途径。然而,目前还没有系统完善的金属板材热辅助塑性成形理论体系用于支撑该项技术的发展和应

用。本书以硼钢板热冲压成形以及镁合金板 PFA(Pre-Form Annealing)成形等两种热辅助成形工艺(国家自然科学基金项目 No. 51075307 和 No. 51375346)为背景,研究并构建了金属板材热辅助塑性成形理论体系框架,围绕其关键理论问题,对两种热辅助成形过程中涉及力学行为及成形极限进行理论研究,并研究热机械处理及(或)形变后热处理对金属板材再变形性能的影响及其机理。基于 Storen 和 Rice 的尖点理论(Vertex theory),考虑面内各向异性的 Barlat-Lian 高阶屈服准则以及本书中提出的广义加工硬化指数 N 值的概念,建立了适用于率敏感、率不敏感以及面内各向异性板材一次成形的成形极限预测模型,并进行了硼钢板高温成形极限实验以及镁合金板常温成形极限实验验证。借助于塑性变形功以及一次成形的成形极限理论,建立了 ZEK100 镁合金板在 PFA 成形工艺下(两次成形)的成形极限理论预测模型,提出了一种新的成形极限图建立方法,并进行了镁合金板在 PFA 成形工艺下实验验证。本书阐述了热机械处理对 22MnB5 钢板形变诱导铁素体和形变诱导贝氏体相变的影响,以及对其淬火热处理后常温再变形性能的影响,揭示了热机械处理对 22MnB5 钢板微观组织和再变形行为的影响机理。同时,本书通过论述形变和热处理对 ZEK100 镁合金板微观组织和再变形行为的影响及其机理,得出 ZEK100 镁合金板形变和热处理-静态再结晶-再变形性能的关系,对 ZEK100 镁合金板的滞弹性行为进行了建模与实验验证。本书综合吕德斯(Lüders)变形带和 Portevin-Le Chatelier(PLC)变形带的理论,揭示了 ZEK100 镁合金板的力学行为及其机理,解释了 ZEK100 镁合金板常温下的屈服平台以及锯齿状应力-应变曲线等现象。

本书对金属板材热辅助塑性成形理论体系及其关键技术的系统研究,为实现硼钢板热冲压成形以及镁合金板 PFA 成形零件的“控性”以及金属板材热辅助塑性成形技术的应用提供了理论基础。

书中主要研究成果及其观点源于闵峻英博士在林建平教授指导下攻读博士学位期间以及在美国通用汽车全球研发中心访学期间所取得的成果,凝结了攻博期间课题组师兄师妹的智慧,并得到了美国通用汽车研发中心的 Dr. Louis G. Hector 的指导。在此,对所有给予作者帮助和关心的亲朋好友致以最真诚的感谢!

闵峻英 林建平

2014 年 6 月

目 录

前言

第 1 章 绪论	(1)
1.1 引言	(1)
1.1.1 金属板材热辅助塑性成形理论	(1)
1.1.2 本书研究的重要意义	(4)
1.2 硼钢板和镁合金板热辅助成形研究现状	(5)
1.2.1 硼钢板热冲压成形研究现状	(5)
1.2.2 镁合金板先进成形工艺研究现状	(12)
1.3 本书主要内容	(16)
第 2 章 22MnB5 钢板高温力学行为及动态回复行为	(18)
2.1 引言	(18)
2.2 高温单向拉伸实验	(19)
2.2.1 材料及试件	(19)
2.2.2 实验设备	(19)
2.2.3 实验方法	(20)
2.2.4 变形温度对硼钢板流动应力的影响	(20)
2.2.5 变形速率对硼钢板流动应力的影响	(21)
2.3 22MnB5 钢板高温应力-应变本构关系式	(22)
2.3.1 高温下 22MnB5 钢板的率相关幂指数本构关系式	(22)
2.3.2 基于动态回复的高温本构关系式	(22)
2.4 22MnB5 钢板高温下动态回复行为研究	(26)
2.4.1 高温下 22MnB5 钢板的动态回复微观机制	(26)
2.4.2 变形条件对动态回复效率因子(h_0)的影响	(27)
2.5 本章小结	(28)
第 3 章 22MnB5 钢板高温成形极限	(30)
3.1 引言	(30)
3.2 基于尖点理论和 Barlat-Lian 屈服准则的通用成形极限预测模型	(31)
3.2.1 Storen 和 Rice 的尖点理论(Vertex theory)	(31)
3.2.2 Barlat-Lian 面内各向异性屈服准则	(32)
3.2.3 通用成形极限预测模型	(33)
3.3 基于 M-K 理论的成形极限计算模型	(38)
3.4 22MnB5 钢板高温成形极限实验验证与讨论	(39)

3.4.1	试验方法及流程	(39)
3.4.2	试验结果及分析	(40)
3.5	颈缩方式对左半边 FLC 的影响	(42)
3.5.1	基于 Hill 应变零线假设的颈缩角度与应变比的关系	(43)
3.5.2	N 值对左半边 FLC 的影响	(43)
3.5.3	r 值对临界值的影响	(44)
3.6	本章小结	(45)
第 4 章	热机械处理对 22MnB5 钢板微观组织及其再变形性能的影响	(46)
4.1	引言	(46)
4.2	实验	(46)
4.2.1	22MnB5 钢板高温形变及热处理实验	(46)
4.2.2	22MnB5 钢板热机械处理后二次单向拉伸实验	(47)
4.3	热机械处理对 22MnB5 钢板微观组织的影响及其机理	(48)
4.3.1	形变奥氏体的扩散相变热力学分析	(48)
4.3.2	热机械处理条件下的 22MnB5 钢板铁素体相变	(51)
4.3.3	热机械处理条件下的 22MnB5 钢板贝氏体相变	(58)
4.3.4	热机械处理条件下的 22MnB5 钢板马氏体相变	(60)
4.3.5	降温变形对 22MnB5 钢板微观组织的影响	(62)
4.4	组织成分对 22MnB5 钢板再变形性能的影响	(64)
4.4.1	应力-应变曲线	(64)
4.4.2	再变形性能	(66)
4.4.3	断面分析	(68)
4.5	本章小结	(70)
第 5 章	ZEK100 镁合金板常温力学行为	(72)
5.1	引言	(72)
5.2	退火温度对 ZEK100 镁合金板力学性能及微观组织的影响	(73)
5.2.1	退火热处理实验及单向拉伸实验	(73)
5.2.2	退火热处理后 ZEK100 镁合金板的常温力学性能和微观组织	(75)
5.3	常温下 ZEK100-O 镁合金板的变形机制	(79)
5.4	常温下 ZEK100-O 镁合金板屈服平台期间的变形行为及其机理	(81)
5.4.1	基于数字图像相关(DIC)技术的单向拉伸实验	(82)
5.4.2	应变速率对 ZEK100-O 镁合金板强度的影响	(82)
5.4.3	吕德斯变形带与 PLC 变形带	(83)
5.4.4	吕德斯变形带和 PLC 变形带的动力学行为	(86)
5.4.5	吕德斯行为及 PLC 行为的机理	(91)
5.5	本章小结	(100)

第 6 章 ZEK100-PFA 镁合金板再变形性能	(101)
6.1 引言	(101)
6.2 预变形量对 ZEK100-PFA 镁合金板力学性能的影响及其机理	(101)
6.2.1 单向拉伸及热处理实验	(101)
6.2.2 预变形量对 ZEK100-PFA 镁合金板力学性能的影响及其机理	(102)
6.3 ZEK100-PFA 镁合金板成形极限研究	(109)
6.3.1 ZEK100-O 镁合金板的成形极限	(111)
6.3.2 ZEK100-PFA 镁合金板成形极限的评价方法	(113)
6.4 本章小结	(120)
第 7 章 ZEK100 镁合金板的滞弹性变形行为及其机理	(122)
7.1 引言	(122)
7.2 循环加载-卸载单向拉伸实验	(122)
7.3 ZEK100 镁合金板的滞弹性变形行为及其机理	(123)
7.3.1 实验结果	(123)
7.3.2 ZEK100-O 镁合金板滞弹性行为的机理	(127)
7.3.3 ZEK100-O 镁合金板滞后(应力-应变)环的建模	(129)
7.4 预变形量对 ZEK100-PFA 镁合金板滞弹性变形行为的影响	(133)
7.5 本章小节	(135)
第 8 章 结论与展望	(136)
8.1 结论	(136)
8.2 展望	(137)
附录 析出相的确定	(139)
参考文献	(141)

第1章

绪 论

1.1 引言

轻量化是目前汽车车身设计及开发的主要研究方向。(超)高强度钢、镁合金、铝合金等轻量化材料的应用是实现汽车车身轻量化的主要有效途径之一。由于轻量化金属板材在常温下难成形或变形塑性低的特点,对轻量化金属板材成形工艺的研究与开发提出了新的挑战。近几年来,热辅助成形工艺(借助热处理过程的成形工艺,thermally assisted forming^[1]或 heat assisted forming^[2-3])被用来提高轻量化金属板材的成形极限而达到成形复杂零件的目的。例如,硼钢板热冲压成形工艺(hot stamping)^[4](图 1.1(a))以及镁(铝)合金的预成形-退火-再成形工艺(pre-form annealing process^[1,2,5,6]),简称 PFA 成形工艺,图 1.1(b))等。

1.1.1 金属板材热辅助塑性成形理论

热处理是机械制造中的重要工艺之一^[7],通常包括加热、保温和冷却三个过程,是机械制造中提高产品性能及可靠性的关键工艺^[8]。金属板材塑性成形工艺作为塑性加工工艺的分支之一,在汽车、航空、电器、电子等领域发挥着巨大作用。德国亚琛工业大学的 Kopp 教授曾指出^[9],热处理工艺与金属板材成形工艺相结合,能够可重现和可控地改变零件性能,即实现零件的“控性”^[10-11],也是塑性成形技术的两个主要任务之一。金属板材成形与热处理工艺相结合,可以是在板料成形过程中同步进行热处理,例如硼钢板热冲压成形工艺中(图 1.1(a)),硼钢板在奥氏体化后的高温下成形,并利用模具进行淬火热处理获得超高强度的车身零件,且通过控制淬火热处理工艺参数,可提高热冲压零件延伸率、强塑积等再变形性能;也可以在两道板料成形工序之间增加热处理工序,例如镁(铝)合金板 PFA 成形工艺中(图 1.1(b)),镁(铝)合金板在第一次成形后经过退火热处理,改变镁(铝)合金板的晶粒组织并提高再变形性能。当然也可以先成形后热处理,或两道热处理工序中增加板料成形工序等。

“控性”是汽车车身板材零件制造的重要前沿研究领域,可发挥金属板材的最大使用潜能,同时也是制造高可靠性车身板材零件的又一关键。对于汽车安全结构件,由于碰撞安全性能的要求,除了成形性能的要求以外,还有成形后零件的强度、塑性等再变形性能的要求,此即为汽车安全结构件的“控性”要求。运用热辅助成形工艺制造的汽车车身零件,其“控性”尤为重要,其主要表现有:①热冲压成形制造的安全结构件,冲压成形过程和后续淬火热处理过程对

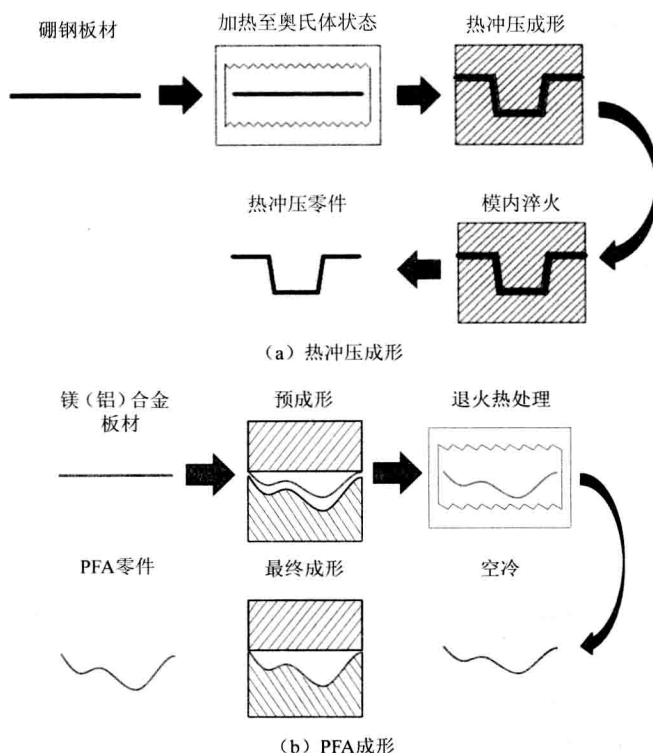


图 1.1 金属热辅助成形工艺过程示意图

硼钢板相变及其微观组织有重要影响,直接关系到热冲压零件的强度、塑性等再变形性能,从而决定了其碰撞等使用性能。通过对热冲压成形及热处理工艺参数的控制,可获得兼顾强度及塑性的组织或者不同部位具有不同机械性能的零件^[4],从而提高热冲压零件的碰撞等使用性能。②覆盖件虽不是承载零件,但对于运用 PFA 成形工艺制造加工的镁(铝)合金覆盖件,在成形工艺过程中就已不可避免地涉及第一次成形和退火热处理过程对零件静态回复和再结晶及其微观组织的影响,进而影响其第二次成形过程中的再变形性能,甚至影响成形后零件的弹性模量、刚度、模态等使用性能。同样,通过控制 PFA 成形及热处理工艺参数,改善(或者局部改善)第一次成形和退火后零件组织及其再变形性能,从而提高镁(铝)合金板材的成形能力及其零件的使用性能。通过热辅助成形工艺实现零件的“控性”可由图 1.2 所示的流程图表示,即通过“成形+热处理”—微观组织—使用性能的研究以及成形和热处理工艺参数的控制,最大限度地提高零件的使用性能。

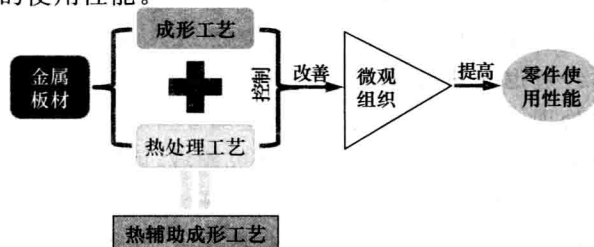
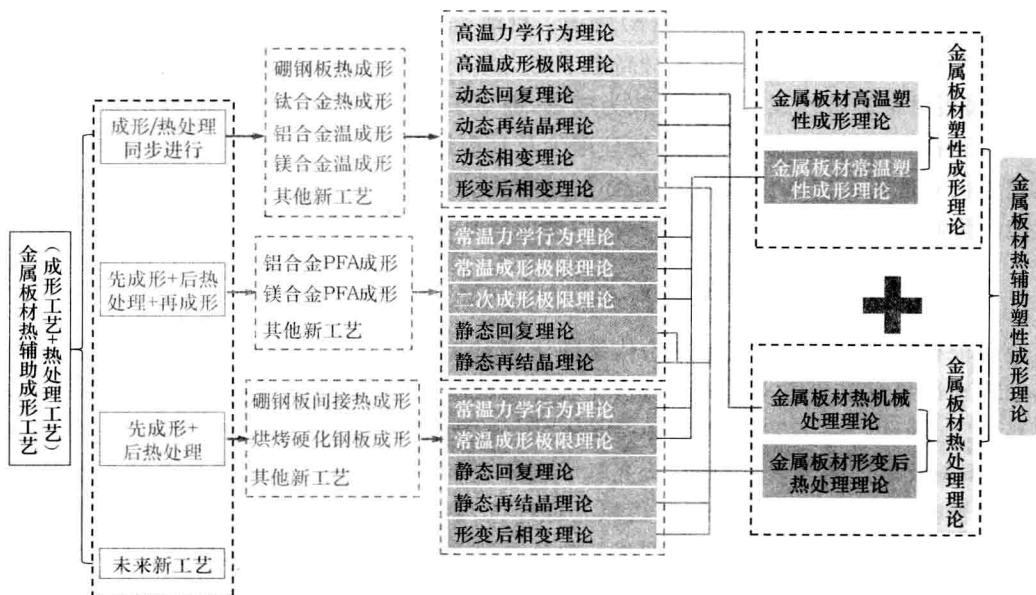


图 1.2 通过热辅助成形工艺实现“控性”的示意图

综上所述,如图 1.3(a)所示,金属板材的热辅助塑性成形理论由两大块组成,即金属板材的塑性成形理论与热处理理论,但又不仅是常温下金属板材塑性成形理论与常规热处理理论的简单相加。由于热处理工艺与金属板材的塑性成形过程可以同步进行,如硼钢板热成形^[4]、镁(铝)温成形^[12-13]以及钛合金热成形^[14]等均是板材加热至一定的高温,然后在高温下进行一次成形。金属板材在高温下的变形机制决定了其高温下的变形行为及变形性能。一般用成形极限图来评价金属板材的成形性能,因而需要研究高温下金属板材的成形极限理论及其预测模型,获得相应的成形极限图,从而评估零件的可成形性,指导零件及模具的设计,缩短生产周期,节约制造成本。成形过程中可能发生微观组织的动态回复、动态再结晶、形变诱导相变等,研究其动态回复理论、动态再结晶理论及形变诱导相变理论,建立相应的动力学及热力学模型,是准确控制零件微观组织的关键之一。成形后降至室温过程同样可能发生相变等微观组织变化,成形后的相变动力学模型是控制成形零件组织的又一关键。此外,硼钢板成形后相变诱发塑性是影响零件回弹的重要因素^[15],因而成形后形变诱发塑性的理论建模是精确控制零件形状的关键。因此,成形与热处理工艺同步时涉及金属板的高温塑性成形理论、热机械处理^[16-17]理论以及形变后热处理理论。

当热处理工艺夹在两道金属板材成形之间,如镁(铝)合金的 PFA 成形^[5](图 1.1(b))。金属板常温下的变形机制决定了其常温变形性能,两次常温成形(形变和热处理前后)的变形性能决定了金属板材在此工艺条件下的最终成形性能。由于传统成形极限图仅用于评价一次成形性能,需研究新的成形极限评价方法以评估在 PFA 成形工艺下的零件成形性能。第一次成形后的热处理过程中会发生微观组织的静态回复、静态再结晶等,因此,静态回复动力学、静态再结晶动力学等模型是控制热处理后零件微观组织的理论基础,同时也是控制零件再变形性能等的理论基础。镁(铝)合金板的 PFA 成形涉及金属板的常温塑性成形理论以及形变后热处理理论。虽然两次变形均在常温下,但中间的热处理工艺对其再变形行为的研究及成形性能的评估带来了新的挑战。也有些热辅助成形工艺是先在常温下成形然后进行热处理,如硼钢板间接热冲压成形^[18]和烘烤硬化钢板成形^[19],对此仅涉及金属板的常温塑性成形理论以及



(a) 理论的形成



(b) 理论框架体系

图 1.3 金属板材热辅助塑性成形理论

形变后热处理理论。

此外,热辅助成形工艺的最终目的是最大限度地提高板材零件的使用性能,虽然大部分汽车金属板零件的使用环境仍然在常温下(或接近常温),但此时的金属板常温塑性成形理论更多的是关注热辅助成形过程对其使用性能的影响及其机理。

根据以上分析,目前并没有一套独立的理论体系可以完整地解释金属板材的热辅助成形。由图 1.3(a)可知,本书建立的金属板材热辅助塑性成形理论体系包括:金属板材高温塑性成形理论、金属板材常温塑性成形理论和金属板材热机械处理理论和金属板材形变后热处理理论等,具体详细的基础理论如图 1.3(b)所示。目前,金属板材高温塑性成形理论尚不完善,如现有理论并不能很好地描述金属板材高温下的力学行为以及高温成形极限等,仍有待进一步丰富;金属板材常温塑性成形理论已较为成熟,但对于二次成形以及形变和热处理后的成形理论仍有待完善;体积塑性成形中的热处理理论及其应用已较为丰富,但是将其移植到金属板材塑性理论仍有值得研究和深入的地方,如形变和热处理后零件的微观组织对金属板材零件力学性能的影响、相变诱导塑性对金属板材零件形状几何精度的影响等。

1.1.2 本书研究的重要意义

金属板材的热辅助塑性成形理论体系的构建对丰富塑性加工中金属板材塑性成形理论以及热处理理论具有重要意义。为进一步完善金属板材热辅助塑性成形理论体系,本书在国家自然科学基金(No. 51075307 和 No. 51375346)的支持下,以硼钢板热冲压成形工艺以及镁合金板 PFA 成形工艺为研究对象,研究基于硼钢板和镁合金板的热辅助塑性成形理论;前者涉及金属板材高温塑性成形理论、热机械处理理论,后者涉及金属板材常温塑性成形理论(包括形变和热处理后的再变形理论)、形变后热处理理论;两者分别对掌握硼钢板热冲压成形工艺以及镁合金板 PFA 成形工艺的关键技术具有重要应用价值,研究成果可为实现硼钢板热冲压零件以及镁合金板 PFA 零件的“控性”提供理论基础。

此外,在国际上轻量化金属板已经在车身上得到越来越多的应用,由于成形技术及理论研究方面的匮乏,国内在轻量化金属板领域仍处于起步阶段,应用水平落后于德国、美国、日本等发达国家。如超高强度硼钢板的热冲压成形关键技术一度被德国、瑞典等国外企业封锁,镁(铝)合金板的 PFA 成形工艺国内几乎没有相关研究。金属板(尤其是轻量化金属板)的热辅助塑性成形理论研究及其应用将成为解决汽车轻量化问题以及在未来竞争中汽车制造企业取胜的关键之一。

1.2 硼钢板和镁合金板热辅助成形研究现状

1.2.1 硼钢板热冲压成形研究现状

对节能、减排、碰撞安全性等要求的提高,极大地促进了 DP 钢、TRIP 钢、硼钢等先进高强度钢板的应用^[20-21]。但是高强度及超高强度钢板的使用对其成形技术带来了新的挑战。与普通强度钢板的成形相比,高强度钢板的冷冲压成形具有回弹量大而导致零件尺寸精度差、成形力大、易产生破裂及起皱等明显的缺点^[22],尤其对于超高强度钢板来说,车身 A 柱、B 柱等复杂轮廓的加强件基本上不可能经过一次冷成形而需要经过多道拉延工序才可能达到要求。热冲压成形技术的出现很好地解决了这一难题,从 2000 年开始在汽车车身上得到越来越广泛的应用^[23-24]。

硼钢板热冲压成形工艺可分为直接热冲压成形和间接热冲压成形。直接热冲压工艺如图 1.1(a)所示,间接热冲压工艺如图 1.4 所示。虽然间接热冲压工艺的控制要求相对较低,且利用间接热冲压工艺能制造与直接热冲压工艺同样质量的零件,但其需要两道冲压工序,模具成本高且相对生产效率低下,因此鲜有制造厂商采取此工艺。本书中如无特别说明,所指热冲压成形均为直接热冲压成形。

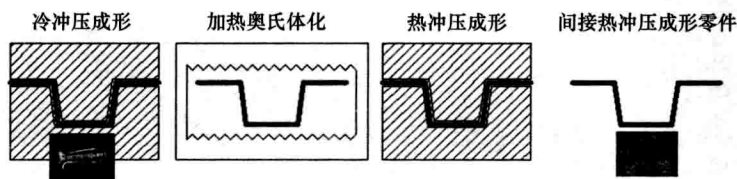


图 1.4 间接热冲压成形工艺过程示意图

对硼钢板热冲压成形技术领域的研究主要集中在硼钢板材料性能、硼钢板相变、热冲压成形多场耦合数值模拟、硼钢板热冲压成形工艺、热冲压模具冷却系统等方面。

1.2.1.1 硼钢板力学性能和成形性能

力学性能和成形性能的研究可为零件的设计制造提供依据。硼钢板在高温奥氏体状态下的力学性能与常温下的钢板有较大区别。首先,硼钢板的流动应力是温度敏感以及应变率敏感的,流动应力随着温度的降低而升高,应变速率越大,流动应力也越大^[25-26]。Naderi 等^[27]基于 Molinari-Ravichandran 提出的现象模型及 Kock 提出的动力学模型对硼钢板的应力-应变关系进行了数值拟合。Tungtrongpaibroj 等^[28]采用激光散斑引伸计测量了钢板拉伸过程中局部应变的变化,研究了硼钢板高温下等温及不等温成形时的屈服行为。其次,与常温下先进高强钢相比,硼钢板在高温奥氏体状态下并未表现出明显的面内各向异性,几乎可视为面内各向同性,但仍然具有厚向异性,其厚向异性系数总是小于 1。Turetta 等^[29]研究表明,22MnB5

硼钢板的高温下的厚向异性系数随着温度的降低有下降趋势,而应变速率对其影响不大。材料的摩擦性能对零件的成形性能也很大^[32],钢板在高温下的摩擦系数与自身温度、模具温度、施加载荷压力等有关^[33]。Yanagida 等^[34]研发了一种高温下钢板的摩擦系数测定装置。在载荷压力、相对滑动速率一定条件下,摩擦系数随着温度的升高而增大,相对滑动速率越大时,钢板与模具之间的摩擦系数也越大,在有润滑剂的情况下,摩擦系数可大大改善。Hardell 等^[35]还研究了模具温度对摩擦系数的影响,在 773K~1073K 温度范围内,升高模具温度,模具与钢板的摩擦系数略有降低。硼钢板的传热性能也是一大研究热点,不但可指导工艺设计,对有限元仿真传热参数的确定也提供了理论依据。载荷压力对硼钢板的传热系数的影响最大,压力越大,传热系数越大;另外,传热系数和比热容均随着钢板温度的降低而降低^[36]。Turreta^[30]根据传热试验测定的参数,建立硼钢板与模具之间的传热模型,用于有限元数值模拟。

目前对硼钢板力学性能方面的研究众多,但从文献上看,几乎很少看到有关硼钢板动态回复行为以及揭示硼钢板在高温下的变形机制的研究。钢板在 1173K 以下的高温状态时的变形机制是加工硬化行为以及动态回复导致的软化行为的竞争,在 1273K 以上的锻造高温时还会出现动态再结晶软化机制^[37]。由于硼钢板的热冲压成形的温度一般在 1073K 以下(图 1.5),因此硼钢板动态回复行为的研究对理解其高温变形机制具有重要意义。金属的动态回复过程是通过刃型位错的攀移或螺型位错的交滑移,使得位错密度相对下降,材料软化^[38]。Nes 和 Marthinsen^[39]从位错偶极子湮灭机理出发对动态回复行为进行了研究,并用四种金属的实验值验证了他们提出的动态回复模型;刘晓东等^[40]从理论上推导了位错密度对应变的变化率的表达式,进而导出了流动应力的表达式。

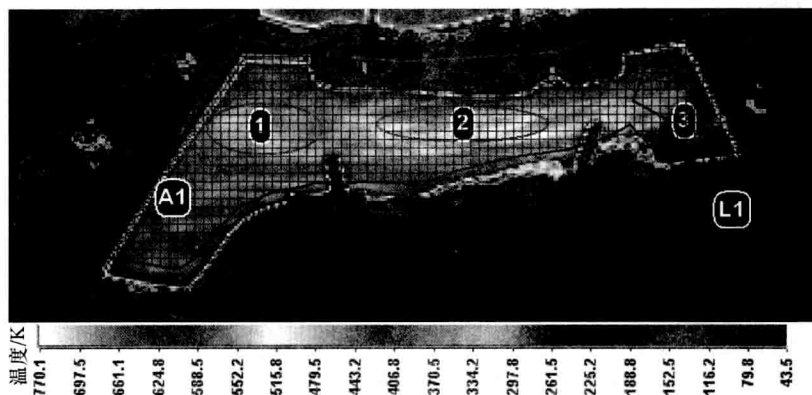


图 1.5 某车型 B 柱坯料在热冲压开始时的温度分布(彩图见本书第 157 页)

此外,成形极限作为板料成形性能的重要评价指标,研究成形极限可以最大限度地发挥板料的成形潜能,为产品设计和成形工艺确定提供理论依据。目前,对于硼钢板热成形极限理论的研究较少,且其在高温下成形、率敏感等显示出了硼钢板成形极限研究的特殊性。帕多瓦大学和纽伦堡大学^[41-42]各自研发了一种模具温度可控的成形极限试验装置,获得了硼钢板在 873K 时的等温成形极限图。Dahan 等^[43]基于 Bragard 方法,即根据主应变的两阶微分的极值来确定极限主应变值,研究硼钢板的成形极限。同济大学也开发了一种热成形极限试验模具,孙国华^[44]利用 M-K 理论对硼钢板的热成形极限进行了初步研究。

硼钢板高温下力学性能、成形极限对硼钢板热冲压成形工艺的重要性显而易见,尽管有不少学者对硼钢板高温下的力学性能、成形极限进行了实验研究,但目前大多为实验研究,相关

的理论研究较少。此外,硼钢板热成形后的力学性能及其再变形性能对热冲压零件使用的性能评估具有至关重要的作用,仍然鲜有学者对这一领域开展深入的研究。

1.2.1.2 硼钢板相变

硼钢板热冲压成形工艺是通过硼钢板热变形后在模具中冷却淬火获得所需(超)高强度零件的,深入研究硼钢板相变及其特性,通过控制工艺过程使得零件的组织成分达到设计要求,比如获得全马氏体零件,或者是组织成分及其性能具有梯度的零件(图 1.6)^[45],这种零件可通过图 1.7 所示的部分热冲压(partial hot stamping)工艺制造获得,并通过冷却速率(A 和 B)分别实现图 1.6 中的 A 和 B 区域的力学性能控制。由于热冲压工艺的特点,热变形工艺参数以及后续淬火热处理参数对硼钢板的铁素体相变、贝氏体相变及马氏体相变的影响机理尤为重要,最终获得的热冲压零件的微观组织更是直接决定了其再变形性能。

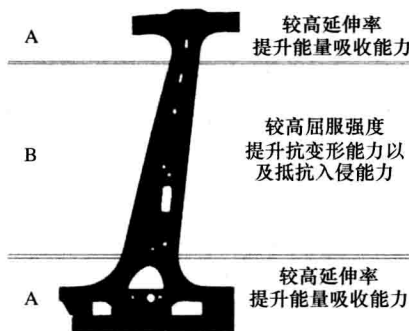


图 1.6 通过部分热冲压工艺(partial hot stamping)获得 22MnB5 钢板 B 柱具有力学性能梯度,即三个再变形性能区域^[45]

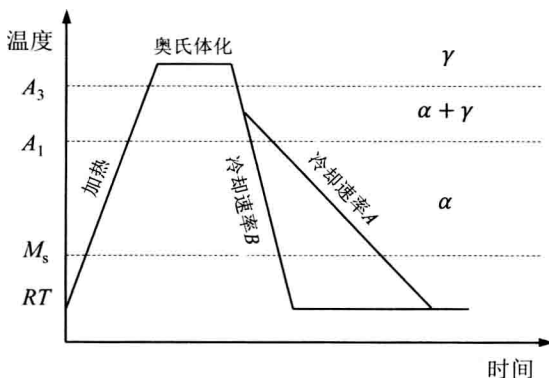


图 1.7 部分热冲压工艺(partial hot stamping)示意图
(图中 γ 为奥氏体, α 为铁素体、贝氏体及马氏体)

如前所述,硼钢板热冲压成形的初始温度在 1073K 左右。在 $A_{r3} \sim A_{r1}$ 区间(图 1.8^[46]),奥氏体处于过冷状态,奥氏体自由能高于铁素体的自由能,奥氏体向铁素体的转变将导致系统自由能的降低,是自发过程,铁素体相变属于扩散型相变^[47]。若进而施加变形,奥氏体自由能进一步增加,奥氏体向铁素体转变的相变驱动力增大,形变将促进其转变,发生高温形变诱发铁素体相变(Deformation Induced Ferrite Transformation, DIFT)。无预变形条件下的奥氏体向铁素体相变研究已达到较高的水平,已形成较为完善的理论体系^[47]。20 世纪 90 年代以来,有许多学者对 DIFT 进行了大量研究。无论是过冷奥氏体形变诱导相变,还是无预先热变形

Figure 10-1 is a Time-Temperature-Transformation (TTT) diagram for steel. The vertical axis represents Temperature in degrees Celsius (°C), ranging from 0 to 900. The horizontal axis represents Time in minutes (min) on a logarithmic scale, with major ticks at 0, 1, 5, and 60. The diagram illustrates the phase transformations of steel as a function of cooling rate and time.

Key features of the diagram include:

- Phase Regions:** The diagram is divided into regions for different phases: Austenite (A), Bainite (B), Ferrite (F), Martensite (M), and Pearlite (P). Two-phase regions are also labeled: A+B, A+F, A+P, and A+M.
- Transformation Curves:** Solid lines represent the boundaries between these phase regions. The curves for A+B, A+F, and A+P show a characteristic 'C' shape, indicating a time-dependent transformation process.
- Cooling Rates:** The diagram shows the effect of different cooling rates (Ks⁻¹): 27, 10, 5, and 1. Higher cooling rates lead to faster transformation and higher final temperatures for the same phase.
- Key Points:** The points A_{r3} and A_{r1} are marked on the 900°C line, representing the upper and lower limits of austenite stability during cooling.
- Legend:** A legend in the top right corner defines the phase abbreviations: A: 奥氏体 (Austenite), B: 贝氏体 (Bainite), F: 铁素体 (Ferrite), M: 马氏体 (Martensite), P: 珠光体 (Pearlite).

对于形变诱导铁素体相变机制仍然未形成统一的见解。Yada 等^[57]提出了块状转变机制,相变过程仅由碳原子穿过奥氏体/铁素体相界的短程扩散控制,而没有长程扩散机制。杨忠民等^[58]认为,形变诱导铁素体的相变机制为块状转变机制为主、兼有针状铁素体相变的转变机制,是由不同原子获得相变激活能不同的动态相变,这种相变机制中碳原子为晶内短程扩散机制。杨王玥等^[56]、Choo 等^[59]、Hurley 和 Hodgson^[60]提出了与先共析铁素体相变机制相同的长程扩散机制。杜林秀等^[61]认为,在应变速率低于 10s^{-1} 时形变诱导铁素体相变过程是由碳扩散控制的,但当应变速率高于 10s^{-1} 时,不能确定形变诱导铁素体相变是否仍由碳扩散控制。赵河山等^[62]和 Dong 和 Sun^[63]认为,形变诱导铁素体相变不是一般的扩散性相变。形变诱导产生的铁素体中的碳浓度远高于常规铁素体中的碳浓度,表明碳在其中是过饱和的,且形变诱导铁素体相变是在很短时间内完成(0.08s),而碳原子无法完成其长程扩散。

对于形变诱导铁素体相变机制仍然未形成统一的见解。Yada 等^[57]提出了块状转变机制,相变过程仅由碳原子穿过奥氏体/铁素体相界的短程扩散控制,而没有长程扩散机制。杨忠民等^[58]认为,形变诱导铁素体的相变机制为块状转变机制为主、兼有针状铁素体相变的转变机制,是由不同原子获得相变激活能不同的动态相变,这种相变机制中碳原子为晶内短程扩散机制。杨王玥等^[56]、Choo 等^[59]、Hurley 和 Hodgson^[60]提出了与先共析铁素体相变机制相同的长程扩散机制。杜林秀等^[61]认为,在应变速率低于 10s^{-1} 时形变诱导铁素体相变过程是由碳扩散控制的,但当应变速率高于 10s^{-1} 时,不能确定形变诱导铁素体相变是否仍由碳扩散控制。赵河山等^[62]和 Dong 和 Sun^[63]认为,形变诱导铁素体相变不是一般的扩散性相变。形变诱导产生的铁素体中的碳浓度远高于常规铁素体中的碳浓度,表明碳在其中是过饱和的,且形变诱导铁素体相变是在很短时间内完成(0.08s),而碳原子无法完成其长程扩散。

热变形后的过冷奥氏体不稳定,在后续的淬火过程中会继续发生铁素体相变,若降温速率不够大,最终测得的铁素体体积分数不仅仅是形变诱导产生的铁素体^[63]。因而对最终获得的铁素体很难定量确定形变诱导产生的铁素体体积分数以及随后冷却过程中产生的铁素体体积分数。Sun 等^[64]提出一种新方法测定形变诱导产生的铁素体体积分数,即在高温形变后保温较长时间并通过膨胀仪测量保温过程中生成的铁素体含量,最终测得的铁素体含量减去保温过程中产生的铁素体含量即为形变诱导产生的铁素体含量。其实验结果表明,试件在变形后的保温过程中可生成大量的铁素体,甚至比形变过程中诱导的铁素体含量还要多。

22MnB5 钢板的贝氏体相变开始温度(B_s)为 848K 左右。无变形条件下贝氏体相变机制比较复杂,根据徐祖耀等的研究^[65],至少在 B_s 至鼻部温度,贝氏体相变属于扩散型相变;在接近 M_s ,相变驱动力如果足够大,贝氏体可能切变长大。康沫狂^[66]认为贝氏体在晶体学上有切变相变性质,通过热力学计算认为贝氏体相变有切变相变可能。奥氏体高温变形对贝氏体相变的影响更为复杂,目前尚未有明确的结论^[67]。早在 20 世纪 70 年代,Freiwilling 等^[68]发现奥氏体形变缩短了贝氏体相变开始孕育期。Jin 等^[67]发现高于 B_s 的奥氏体预变形提高了贝氏体相变开始温度,且使得等温贝氏体转变的孕育期大大缩短,并加速了贝氏相变,但降低了贝氏体的最大转变体积分数。Khlestov 等^[69]同样发现了奥氏体预变形对贝氏体的促进作用。Bhadeshia^[70]认为奥氏体预先变形对贝氏体的长大有阻碍作用,使得贝氏体板条减小。较大应变时,形核密度的增加不足以补偿对贝氏体生长的阻碍,然而总体的贝氏体转变量大大降低,此即为奥氏体的力学稳定化,类似奥氏体形变对马氏体相变阻碍的现象。但徐祖耀^[71]认为形变奥氏体在贝氏体相变时呈现的力学稳定化,其机制与马氏体相变中的并不完全相同,形变所形成的位错会阻碍贝氏体的定向长大,这导致贝氏体相变进展迟滞,甚至停止,具体的力学稳定化模型仍有待建立。对正在长大的贝氏体施加变形,由于贝氏体粒子末梢准平衡条件发生变化而停止生长,因此新引入的位错阻碍的贝氏体的生长^[68]。大多数学者认为奥氏体的形变有利于贝氏体的形核,但不利于贝氏体的长大。但最近 Lambers 等^[72]对 51CrV4 钢进行高温预变形,发现奥氏体形变既提供更多的贝氏体形核数,同时也促进了贝氏体的长大。低碳钢在高温下形变,若没有铁素体相变发生,则高温下的变形对贝氏体相变有促进作用;但若低碳钢在较高温变形导致形变诱导铁素体产生,使得未转变的奥氏体相中的碳浓度增加而稳定性提高,对贝氏体转变有抑制作用^[73]。

马氏体相变是一种无扩散相变,依靠切变完成,属于一级相变^[74]。图 1.9 表示了奥氏体向马氏体转变时吉布斯(Gibbs)自由能的变化。当温度为 T_0 时,奥氏体与马氏体具有相同的

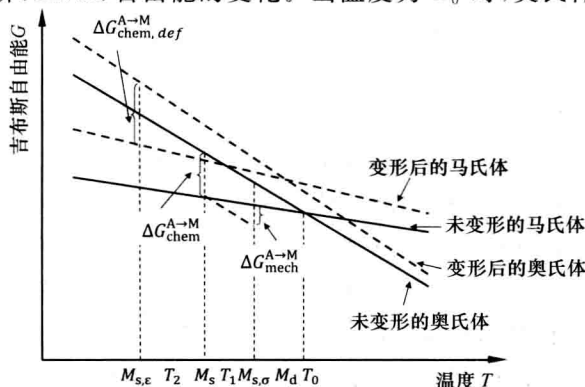


图 1.9 马氏体相变时自由能变化示意图

化学自由能,两相达到热平衡,由于马氏体转变时切变过程造成的界面能增加以及体积膨胀等造成的弹性应变能增加,必须过冷至一定的温度,使得奥氏体与马氏体的自由能差足以补偿这些能量的增加,马氏体相变才能发生,此时的温度为马氏体相变开始温度 $M_s (< T_0)$,奥氏体与马氏体的自由能差 $\Delta G_{\text{chem}}^{A \rightarrow M}$ 即为马氏体相变的化学驱动力。随着温度的降低,相变驱动力 $\Delta G_{\text{chem}}^{A \rightarrow M}$ 增大,马氏体相变得以继续进行直到结束。

影响 M_s 的因素众多,对于未变形的奥氏体,其影响因素主要为化学成分。当对奥氏体施加变形时,影响 M_s 的因素比较复杂,且母相奥氏体在不同温度下的变形对马氏体相变的影响也不同。当母相奥氏体在低于 M_d (形变奥氏体能达到的最高马氏体相变开始温度) 时受到外力作用下,由于变形能或应变能可视为额外的马氏体相变驱动力(称为机械驱动力 $\Delta G_{\text{mech}}^{A \rightarrow M}$),因而仅需较小的化学驱动力便能发生马氏体相变。由于化学驱动力与温度几乎是线性关系,随着温度的升高而降低,所以在外力作用下,在较小的过冷度区间内便可完成,此时的马氏体相变开始温度 T_1 (图 1.10) 要大于无应力-应变作用下的 M_s [75]。若此作用力低于母相奥氏体的屈服强度,不至于使得母相奥氏体产生塑性变形,即母相奥氏体仍处于弹性变形,机械驱动力随着应力的增加(直至母相屈服强度)而增加,此时马氏体相变所需的化学驱动力减小,马氏体形核速率迅速上升 [76],因此马氏体相变开始温度 M_s 随着应力的增加直至 $M_{s,\sigma}$ (图 1.10)。如前所述,马氏体相变属于切变型相变,相变过程中由于外力的存在有助于马氏体相变完成切变过程,此类相变为应力诱导马氏体相变(stress assisted martensite transformation) [77]。当外力继续增大并大于母相屈服强度时,母相奥氏体发生塑性变形(奥氏体滑移),不但变形能提供更大的机械驱动力,而且发生滑移变形的奥氏体提供了更多的马氏体形核位置,马氏体相变更容易进行,在更小的化学驱动力时便能发生马氏体相变,这类相变为应变诱发马氏体相变(strain induced martensite transformation) [78]。

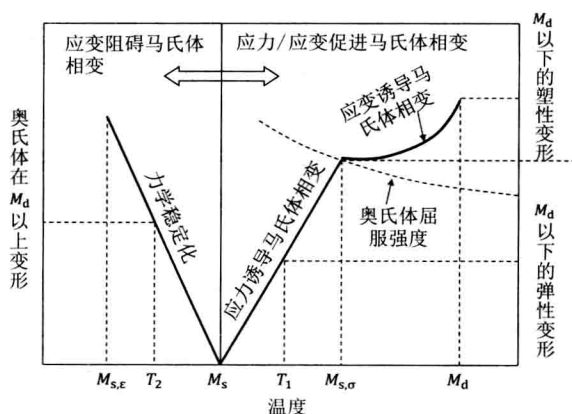


图 1.10 奥氏体的变形对马氏体相变开始温度的影响

以上奥氏体的外力作用与马氏体相变同时发生,当奥氏体的变形高于 M_d 时,其对马氏体相变的作用完全不同。母相奥氏体经过变形后,屈服强度提高,并且在奥氏体晶界处以及晶粒内引入了大量的位错结构,马氏体相变的切变完成须克服位错垒等阻碍 [79],需要更大相变驱动力才能触发马氏体相变,因而马氏体相变开始温度 T_2 小于无应变作用下的 M_s ,且与奥氏体强度成反比关系 [80],马氏体形核速率随应变变量增加而降低 [76],马氏体生成量减少,奥氏体产生力学稳定化现象 [74]。然而 Xu 和 Huang [81] 发现,当奥氏体变形发生在更高温度下,以至于导致奥氏体动态再结晶而大大降低位错密度水平时,奥氏体预变形对马氏体相变并没有明显