


相变塑性钢

——原理、性能、设计和应用——

李 麟 著

 科学出版社
www.sciencep.com

相变塑性钢

——原理、性能、设计和应用

李 麟 著

科 学 出 版 社

北 京

内 容 简 介

本书共五章,分别介绍了相变诱发塑性的基本原理,相变塑性钢,物理模拟及高速冲击拉伸性能,在热力学和动力学辅助下的相变塑性钢材料工艺设计示例,以及相变塑性钢的汽车应用性能。

本书可供从事材料科学、机械、力学、物理等研究的科技人员参考。

图书在版编目(CIP)数据

相变塑性钢:原理、性能、设计和应用/李麟著.—北京:科学出版社,2009

ISBN 978-7-03-024671-4

I. 相… II. 李… III. 相变—塑钢 IV. TG142.7

中国版本图书馆 CIP 数据核字(2009)第 087416 号

责任编辑:童安齐 / 责任校对:王万红

责任印制:吕春珉 / 封面设计:耕者设计工作室

科学出版社 出版

北京东黄城根北街 16 号

邮政编码:100717

<http://www.sciencep.com>

双青印刷厂印刷

科学出版社发行 各地新华书店经销

*

2009 年 6 月 第 一 版 开本:850×1168 1/32

2009 年 6 月 第一次印刷 印张:5 1/4

印数:1—1 500 字数:131 000

定价:28.00 元

(如有印装质量问题,我社负责调换〈双青〉)

版权所有,侵权必究

举报电话:010-64030229 010-64034315; 13501151303

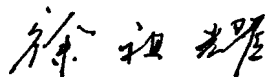
序

Sauveur 在 1924 年就报道过铁在相变时出现对流变抗力减小(软化)的现象。晶体材料因产生相变使塑性增长的性质称为相变塑性。钢在马氏体相变时呈现明显的相变塑性现象,而且随外加应力的增加,塑性增大,如 Ankara 和 West 于 1965 年报道了对 0.3C-4Ni-1Cr 钢的实验结果;Zackay 等于 1967 年报道了(0.25~0.3)C-8Ni-9Cr-2Mn-2Si 钢从未受变形经淬火后,不但强度不高(560MPa),延伸率也不很大(~35%),但分别经 450°C 形变 20% 和 80% 后,呈现高强度,即 1180MPa 和 1780MPa,以及较大的延伸率,即 81% 和 41%,因此称这类钢为相变塑性(TRIP)钢。这类钢经淬火后因含较多量的残余奥氏体,受应力产生马氏体相变而呈现塑性增长,以避免(或延缓)断裂,因此备受瞩目。但由于该钢含镍、铬量过高,不能推广应用。1987 年松村(Matsumumura)等推出 0.4C-1.5Si-0.8Mn 钢作为 TRIP 钢,钢经中间退火和贝氏体相变形成铁素体以保证塑性,贝氏体以增加强度,以及富碳的残余奥氏体使其呈现 TRIP 效应。Si、Mn TRIP 钢在日本和欧洲 10 年前已投产并应用于汽车材料。近数年来,我国也对 TRIP 钢投入研制和试生产。

李麟教授勤于治学,已具有较深厚的学术根基。二十余年前曾和笔者合作过材料科学方面的基础研究,20 世

纪末鉴于国内急需开发 TRIP 钢,他毅然投身 TRIP 钢的研究,并与宝钢、鞍钢等单位合作进行研发和生产,成绩斐然。由于国内关于 TRIP 钢的中文资料极少,系统总结和介绍该钢的成分、工艺、组织、性质和测试的书籍更付缺如。为在我国很好地发展 TRIP 钢,他近年在紧张教学和科研工作中额外付出精力,缮写《相变塑性钢——原理、性能、设计和应用》书稿,历经辛劳于今春完成全稿。全书主要内容包括:TRIP 钢的原理(第一章);TRIP 钢的总述,包括成分、工艺和显微组织对力学性质的影响(第二章);对 TRIP 钢相变的模拟及高速冲击拉伸性能测试的原理、方法和实验结果(第三章);以热力学和动力学理论和成果指导 TRIP 钢工艺的设计示例(第四章);TRIP 钢作为汽车材料的应用(第五章)。该书内容丰富,文笔精炼,显著特点是:不但总结和阐释国际上对 TRIP 钢在材料科学上的主要问题,即成分、工艺与组织和性能之间的关系,还注重生产和应用实践,并提供理论指导生产问题的成功范例。在本书书稿完成,即将由科学出版社出版之际,粗读此稿,备感兴昂,诚属可欣可贺!

相变塑性钢还有很大发展前景,本书无疑将提供扎实的研究基础。书中提及 TRIP-dual 钢(第二章文献[31])、TRIP 钢的 Q-P 处理(第二章文献[26])及 Q-P-T 处理(第二章文献[34,35])都值得重视。笔者热衷于相变研究,又引本书作者为挚友,对本书完稿付梓除欣贺外,还颇多感慨。致絮话连篇,乐于聊充为序。



2009 年劳动节

前 言

自从硅锰系相变塑性钢问世后,由于其价格低、强塑性配合好(强度在 600MPa 以上时,延伸率可达 35% 以上),曾被视作新一代最佳汽车用钢。先是国外,继而国内,不少钢厂竞相开发相变塑性钢,诸多汽车制造厂也在 20 世纪末开始使用这种钢材制作防撞结构件或总成,如 A 柱、B 柱等。但若干年过去,相变塑性钢在汽车上的应用,与其他高强钢如双相钢相比,仍是差强人意。这里有众多原因,但就材料本身而言,相变塑性钢既有其他钢种难望其项背之优点,也有使人扼腕的不足之处。但这些不足之处,如经冶金材料工作者协力研究攻关,并非是无法解决之难题。

目前汽车的轻量化已是国际潮流,先进高强钢如双相钢、相变塑性钢将在汽车上大量应用已是不争的事实,故国内一些大型汽车集团也急起直追,将先进高强钢用在了新车型上。由于双相钢进入汽车业的时间相当长,人们对其有较清晰了解,但对相变塑性钢却了解不多。因此,目前亟须一本介绍相变塑性钢的专业书,以供国内钢厂、汽车制造厂、高等院校和科研院所所有志于研发相变塑性钢的同行参考。

作者在工作繁忙之际,抽时间写成此书,并注意将在工作中的一些心得渗入此书。在撰写本书的过程中得到

了各方面领导、同行的关心和支持,在此一并致谢。限于本人水平,书中难免存在不足之处,还望读者不吝赐教,予以指正为盼。

李 麟

2009年1月26日

目 录

序

前言

第一章 相变诱发塑性的基本原理	1
第一节 奥氏体的稳定性及相变塑性钢的 生产工艺	1
第二节 相变诱发塑性钢的成分对精细结 构的影响	7
第三节 应力状态对奥氏体稳定性和相变 塑性的影响	11
第四节 奥氏体热稳定性的磁性法测定	17
参考文献	19
第二章 相变塑性钢	21
第一节 工艺过程对相变塑性钢力学性能的 影响	21
第二节 热轧条件对相变塑性钢性能的影响	33
第三节 合金元素对相变塑性钢性能的影响	44
第四节 组织设计对相变塑性钢性能的影响	60
参考文献	84
第三章 物理模拟及高速冲击拉伸性能	89
参考文献	117

第四章 在热力学和动力学辅助下的相变塑性	
钢材工艺设计示例	120
第一节 相变塑性钢的应用性能分析	120
第二节 焊接性能的考虑及合金成分设计	122
第三节 热镀锌性能的考虑	124
第四节 焊接试验和热镀锌试验	127
第五节 相变塑性钢的工艺设计	128
参考文献	131
第五章 相变塑性钢的汽车应用性能	133
第一节 相变塑性钢的成型性能	133
第二节 相变塑性钢的焊接性能及镀锌性能	147
参考文献	155

第一章 相变诱发塑性的基本原理

第一节 奥氏体的稳定性及相变塑性 钢的生产工艺

早在 1924 年 Sauveur 就发现,铁在相变时会发生软化,即流变抗力减小的现象,称为相变软模^[1]。Zackay^[2]等在 1967 年描述了这种发生在奥氏体钢中的因相变而引起的塑性增长,并将其定义为相变诱发塑性(transformation induced plasticity),简称为 TRIP。具有相变塑性的高强钢同时也具有了好的塑性,达到了强韧性的很好配合。而同时具备高强度、高塑性是结构材料的非常诱人的性质,所以相变诱发塑性钢(简称相变塑性钢)自诞生之日便引起工业界的关注。相变塑性的工业应用始于高合金钢中,但由于价格因素和技术上的一些困难,目前尚未能大幅推广。1987 年 Matsumumura^[3]等指出,在低合金钢中也存在相变塑性,这就为相变塑性钢在汽车工业的应用拓宽了道路。尤其是装备了连续退火线的现代化钢厂,钢板可依设计好的工艺路线以不同速率加热与冷却,也可以长时间等温,以控制相变产物的数量、成分,防止冷却过程中渗碳体析出而破坏相变塑性,可以较方便地生产相变塑性钢。

现代汽车制造的一个重要依据便是安全性。大量采

用高强钢可提高在碰撞时的能量吸收水平,也即提高了车身的安全性。各高强钢与软钢相比时其比能量吸收值见图 1-1。

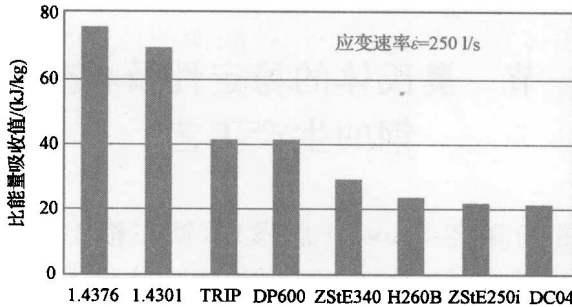


图 1-1 拉伸试验中不同冷轧钢的比能量吸收值,其中 1.4376 及 1.4301 为奥氏体不锈钢,TRIP 为相变塑性钢,DP600 为双相钢,ZStE340 及 ZStE250i 为微合金钢,H260B 为烘烤硬化钢,DC04 为软钢^[4]

一般而言,强度较高的钢其能量吸收值也较高^[4]。图 1-1 显示了亚稳的奥氏体不锈钢 1.4376 及 1.4301 具有最高能量储备能力;对含铁素体的钢而言,含多相组织时具有较高能量吸收值。相变塑性钢因延伸率高和加工硬化率高,具备有好的抗冲撞能力,故也有高的能量吸收值。

从另一方面而言,现代成型技术如水压成型需要工件有高的应变硬化率即加工硬化率,以防在大量多轴应变作用时引起早期减薄现象。目前已有事实证明,TRIP 效应极有利于制作大变形的水压成型件。

低合金相变塑性钢构成了汽车用钢的一个新领域,其特点是兼具高强度、高塑性,而这些较双相钢增高了的塑性即来自于钢中少量的弥散分布的块状残余奥氏体,

所以残余奥氏体的热力学稳定性是决定相变塑性钢机械性能的重要因素。Haidemenopoulos 等^[5]提出了低合金 Fe-C-Mn-Si 钢中残余奥氏体稳定性的模型,认为 M_s' 温度是一个与应力状态相关的量,该量如同 M_s 温度可表征母相奥氏体在冷却过程中抵抗相变的能力一样,可表征均匀奥氏体抵抗来自机械力方面诱发马氏体相变的能力(或称稳定性)。

依 Olson^[6],应力协作和应变形成的新核均能促使马氏体相变,这种情形可见图 1-2。当快速冷却至图 1-2 中 M_s 点以下(A 点左边)时,马氏体相变在原马氏体核胚处自发发生。当温度在 M_s 点以上时,应力协作使核胚长大,随着温度升高,相变所需应力或沿 AC 线变化(绝热转变),或沿 A'BC 变化(等温转变)。当应力值沿 AC 线或 A'BC 线升高至 C 点时,外加应力值与残余奥氏体的屈服强度相等,此点即定义为 M_s' 。在 M_s' 点以上,因塑性

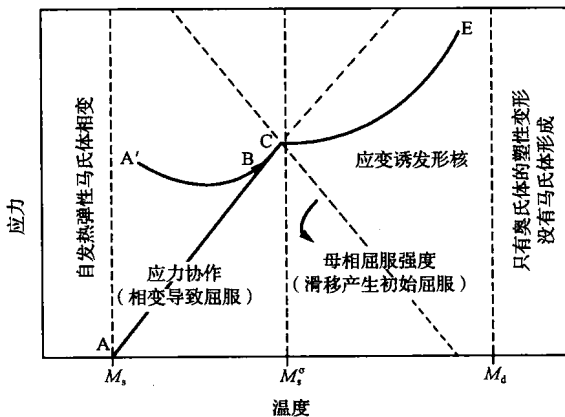


图 1-2 应力协作及应变诱发马氏体相变及 M_s' 温度的定义^[6]

应变产生了新核使相变易于进行,又因随温度上升奥氏体屈服强度线性下降,所以应力沿 CE 线变化。当温度升高至 M_d 以上时,外加应力只能导致奥氏体的塑性变形,不会诱发相变形成马氏体。

Haidemenopoulos 等^[7]等首次在回火钢中采用弹性极限法成功地测得了 M_s^c 。他们测出不同温度下的弹性极限,以其实现明显逆转下的温度规定为 M_s^c 。他们^[8]还指出,可通过不同温度下的应力-应变图来确定 M_s^c 。当曲线由平滑屈服转变为不连续屈服时,该温度即为 M_s^c 温度。在一般的材料实验室里,只要将拉伸试样放置在一个可调节温度的腔室里,即可容易地依后法测出该值。

图 1-3^[9]为用应力-应变图来测定 M_s^c 的示意图。当初始试验温度为 30°C 时出现了屈服平台。尔后图中 A 试样组在不同温度下的拉伸试验曲线均为平滑屈服。而 B 试样组在 20°C 时的试验曲线为平滑,但在 10°C 时的曲

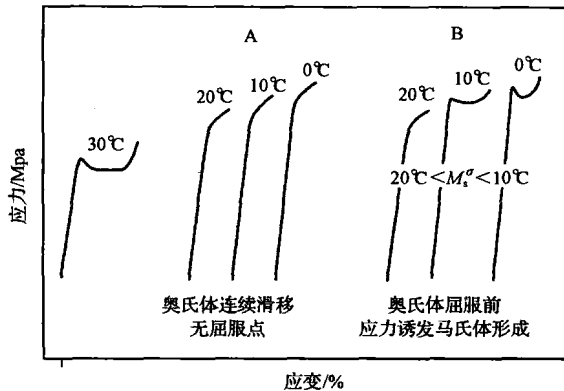


图 1-3 不同温度下的应力应变曲线^[9]

线为不连续屈服。这是由于应力诱发的马氏体相变造成了应力释放而使应力-应变曲线中出现了低屈服点所致。因此, M_s 温度应在 10°C 与 20°C 之间。Barbé 等^[9] 还依此法测定了 AISI 301 及 CMnSi、CMnSiAl、CMnSiAlP 相变塑性钢的 M_s 值。发现 AISI 301 不锈钢在 30°C 以下并无不连续屈服, 而所测各相变塑性钢的 M_s 值, 因其含碳量相近, 对奥氏体稳定性影响略同, 故均在 $10^\circ\text{C} \pm 5^\circ\text{C}$ 。

目前相变塑性钢的生产可分为热轧法和冷轧法。采用热轧法时需先加热至高温进行奥氏体化, 然后在冷却过程中进行粗轧和精轧。钢的组织 and 性能在冷却过程中 (包括控冷和卷取) 可得到调整。一般通过变更冷却强度和卷取温度来调整强度和韧性。

图 1-4^[3] 示出了热轧相变塑性钢和双相钢 (dual phase) 对比的生产示意图。对生产双相钢而言, 冷速不宜太快, 也不宜太慢。冷速太快了铁素体的析出量不够,

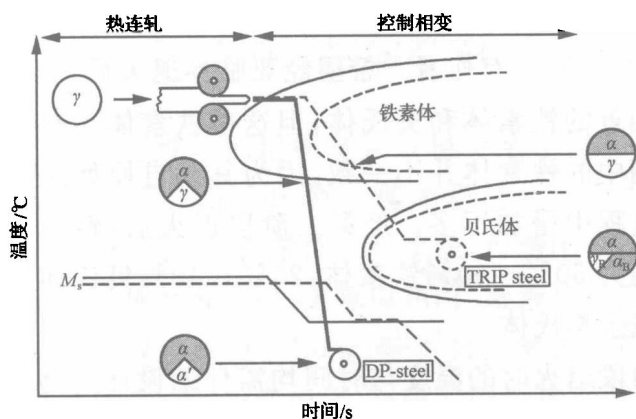


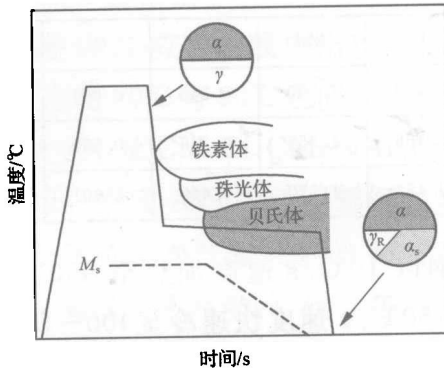
图 1-4 热轧相变塑性钢和双相钢生产示意图^[3]

奥氏体中的增碳过程也不充分,因此往往需要设计一个等温过程或应用合金化促变一定数量的铁素体。冷速太慢了会析出渗碳体,使奥氏体中含碳量大为降低——这是相变塑性钢和双相钢都必须要避免的。冷速慢了还会析出贝氏体,这也是制造双相钢所不允许的。在保证上述冷速条件下,可顺利实行马氏体相变并在 200°C 左右完成卷取。

生产相变塑性钢的冷速可低于生产双相钢冷速,原因是前者合金含量较高,奥氏体相对稳定,且在冷却过程中形成贝氏体又是所必需的。卷取可在 500°C 左右进行。最终组织为:50%~60%铁素体,25%~40%贝氏体,5%~15%残余奥氏体。与双相钢所不同的是:由于铁素体与贝氏体析出时的增碳作用,这些残余奥氏体的含碳量与稳定性较高,在室温时并不自发形成马氏体。

低合金冷轧相变塑性钢一般采用两步热处理,即在亚临界区退火和快冷至 $350\sim 500^{\circ}\text{C}$ 时即贝氏体转变区退火(见图1-5)。有作者^[3]希望经亚临界退火后,获得体积分数相近的铁素体和奥氏体,但这些铁素体与热轧相变塑性钢中的铁素体并不一致,因为其来自原始组织且在冷却过程中增加不多。经第二阶段退火后,钢中各组织含量约为50%~60%铁素体,25%~40%贝氏体,5%~15%残余奥氏体。

两段退火时的温度与时间均需仔细设计。例如在第二阶段等温时间过长或温度过高,转变的贝氏体量会增多而残余奥氏体量减少,使相变诱发塑性的性能下降,钢

图 1-5 冷轧相变塑性钢生产工艺示意图^[3]

的强度与塑性均下降。但若等温时间太短或温度过低，贝氏体转变太少，奥氏体增碳不足，稳定性提高不多，也会在冷却过程中转变为马氏体，以致在室温应变时无足量残余奥氏体而塑性下降。

第二节 相变诱发塑性钢的成分 对精细结构的影响

由于相变塑性钢的组织复杂且极为细小，用一般检测方法很难分辨。Girault 等^[10]曾用彩色金相法成功分辨出贝氏体、奥氏体和铁素体三相组织，可清晰定出各相的体积分数。依笔者经验，实际应用时，溶液成分和腐蚀时间需依气候温度变更。Lung 等^[11]为了解相变塑性钢在贝氏体转变阶段的相变细节，制备了约含 0.5% C 的各种相变塑性钢如表 1-1 所示。

表 1-1 各种相变塑性钢成分表(wt%)^[11]

钢号	C	Mn	Si	Cr	Al	Cu
Al-Mn	0.469	1.550	0.243	0.001	1.750	0.002
Al-Mn-Cr	0.466	1.555	0.246	0.860	1.710	0.002
Si-Mn-Cu	0.473	1.570	1.460	0.001	0.114	1.570

上述各钢以 10℃/s 速度加热至 950℃、保温 0.5h, 然后以 100~150℃/s 速度快速冷至 400~500℃。在此温度保温 0.5~10h 后, 用氦气淬至室温。在 TEM 下用碳复型观察 Al-Mn 相变塑性钢在 400℃ 下保温 3h 的组织见图 1-6。由图中可清晰看到渗碳体核的形状及位置。用 EDX 分析自奥氏体中析出的渗碳体成分示于表 1-2。每个数据为 40 个测试值的平均值。其中在 400℃ 等温的数据对应了渗碳体的初始析出阶段, 析出量很少; 而 500℃ 等温后各钢的渗碳体析出量要多得多^[11], 且除铜元素外, 各组元含量尤其是锰、铬与母相的成分差别也大,

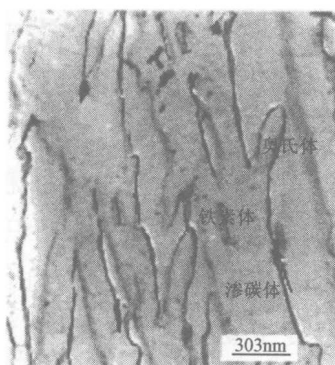


图 1-6 渗碳体形核于奥氏体和铁素体界面上的 TEM 复型照片^[11]