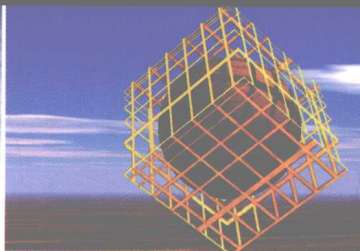


高职高专规划教材

# 热处理原理与工艺



RECHULI YUANLI YU GONGYI

● 石淑琴 主编 ●



机械工业出版社  
CHINA MACHINE PRESS



本书是根据职业教育材料类热处理技术专业的教学计划和“热处理原理与工艺”课程教学大纲编写的。全书共分11章,内容包括钢的加热转变、珠光体转变、马氏体转变、贝氏体转变、钢的过冷奥氏体转变图、淬火钢在回火时的转变、钢的退火与正火、钢的淬火与回火、钢的化学热处理、钢的特种热处理、典型零件的热处理工艺,另外书后还附有实验指导书等。

本书所用标准新,内容深浅适宜,文字简洁流畅,特别注重实用性和应用性,同时突出职业教育的特色,可作为高等职业院校热处理技术专业的教材,也可供成人高校、普通中专、成人中专等材料类专业的学生及工程技术人员使用或参考。

## 图书在版编目(CIP)数据

热处理原理与工艺 / 石淑琴主编. —北京: 机械工业出版社, 2010. 10  
高职高专规划教材  
ISBN 978-7-111-32139-2

I. ①热… II. ①石… III. ①热处理—高等学校: 技术学校—教材  
IV. ①TG15

中国版本图书馆CIP数据核字(2010)第194387号

机械工业出版社(北京市百万庄大街22号 邮政编码100037)

策划编辑: 王海峰 于奇慧 责任编辑: 刘远星

版式设计: 霍永明 责任校对: 姜婷

封面设计: 陈沛 责任印制: 李妍

北京诚信伟业印刷有限公司印刷

2011年1月第1版第1次印刷

184mm×260mm·15.25印张·376千字

0001—4000册

标准书号: ISBN 978-7-111-32139-2

定价: 27.00元

凡购本书,如有缺页、倒页、脱页,由本社发行部调换

电话服务

网络服务

社服务中心:(010)88361066

门户网:<http://www.cmpbook.com>

销售一部:(010)68326294

教材网:<http://www.cmpedu.com>

销售二部:(010)88379649

读者服务部:(010)68993821

封面无防伪标均为盗版

# 前 言

为了进一步贯彻《国务院关于大力推进职业教育改革与发展的决定》的文件精神，加强职业教育教材建设，满足职业院校深化教学改革对教材建设的要求，机械工业出版社于2009年6月在杭州召开了职业教育材料类专业教学研讨及教材建设会议。在会上，来自全国十多所院校的骨干教师、专家、企业代表研讨了新的职业教育形势下材料类专业的课程体系。本书就是会议所确定的材料类热处理技术专业规划教材之一。

“热处理原理与工艺”是材料类热处理专业的必修课程之一，应安排在学生学完“金属学原理”课程、完成专业认知实习之后进行。热处理工艺是机械制造过程中的重要工艺之一，为使金属工件具有所需要的力学性能、物理性能和化学性能，除合理选用材料和各种成形工艺外，热处理工艺是必不可少的。钢铁是机械工业中应用最广的材料，钢铁显微组织复杂，可以通过热处理予以控制，所以钢铁的热处理是本课程的主要内容。

本书在内容安排上分三大部分：第一部分是钢的加热转变、珠光体转变、马氏体转变、贝氏体转变、钢的过冷奥氏体转变图、淬火钢在回火时的转变，这是本课程的原理部分；第二部分是钢的退火与正火、钢的淬火与回火、钢的化学热处理、钢的特种热处理、典型零件的热处理工艺，这是本课程的工艺部分；第三部分是实验指导书、附录，这是本课程的实践部分。

本书所涉及的国家标准大多采用国家最新标准，考虑到有的产品标准更新与国家标准更新不同步，产品标准落后于国家标准，有个别部分采用工程习惯用法。有的国家标准虽出了新标准，但考虑新、旧标准的过渡，所以有个别地方仍采用旧标准，以和工程实际紧密联系。

本书紧密结合职业教育的办学特点和教学目标，强调实践性、应用性和创新性；努力降低理论深度，理论知识坚持以应用为目的，以必需、够用为度；注意内容的精选和创新，既考虑了知识结构的合理性、系统性，又兼顾了职业技术培训的要求；内容力求突出实践应用，重在能力培养。为便于教学，本书配备了电子教案。

本书由内蒙古机电职业技术学院胡美些（绪论、第1章、第2章、第3章、第4章、实验指导书、附录）、无锡职业技术学院黄晓徐（第5章）、浙江机电职业技术学院陈云祥（第6章、第7章）、浙江机电职业技术学院谭星（第8章）、浙江机电职业技术学院张伟（第9章、第10章）、浙江机电职业技术学院石淑琴（第11章）共同编写，石淑琴任主编，胡美些、张伟任副主编，浙江机电职业技术学院管平教授任主审。

在本书的编写过程中，引用或参考了大量已出版的文献和资料，书后难以一一列举，在此向原作者致谢。

由于编者学识水平和资料来源有限，加之时间仓促，书中难免有疏漏和不妥之处，敬请读者不吝赐教。意见及建议请反馈至电子邮箱：shishuqin1963@126.com。

# 目 录

前言	
绪论	1
第1章 钢的加热转变	5
1.1 奥氏体的形成	5
1.2 奥氏体形成动力学	11
1.3 奥氏体晶粒的控制	15
复习思考题	19
第2章 珠光体转变	20
2.1 钢的冷却转变概述	20
2.2 珠光体的组织形态和力学性能	22
2.3 珠光体的形成过程	24
2.4 珠光体转变的动力学	27
2.5 先共析转变	31
复习思考题	34
第3章 马氏体转变	35
3.1 马氏体的晶体结构和组织形态	35
3.2 马氏体转变的热力学条件	41
3.3 马氏体转变的主要特点	46
3.4 马氏体的力学性能	50
3.5 奥氏体稳定化	55
复习思考题	59
第4章 贝氏体转变	60
4.1 贝氏体的组织形态	60
4.2 贝氏体的转变特点和转变过程	65
4.3 影响贝氏体转变的因素	67
4.4 贝氏体的力学性能	70
复习思考题	77
第5章 钢的过冷奥氏体转变图	78
5.1 过冷奥氏体等温转变图	78
5.2 过冷奥氏体连续冷却转变图	83
5.3 过冷奥氏体等温转变图和连续冷却转变图的比较和应用	87
复习思考题	91
第6章 淬火钢在回火时的转变	92
6.1 淬火钢在回火时的组织、性能转变	92
6.2 回火脆性	99
复习思考题	101
第7章 钢的退火与正火	102
7.1 钢的退火	102
7.2 钢的正火	106
7.3 退火与正火的组织、性能比较及应用	107
复习思考题	107
第8章 钢的淬火与回火	108
8.1 淬火方法及工艺参数的确定	108
8.2 淬火介质	113
8.3 钢的淬透性	116
8.4 淬火缺陷及防止	120
8.5 淬火新工艺的发展	129
8.6 钢的回火工艺	132
复习思考题	139
第9章 钢的化学热处理	140
9.1 钢的渗碳	140
9.2 钢的渗氮	149
9.3 碳氮共渗	153
9.4 其他常用化学热处理	156
复习思考题	160
第10章 钢的特种热处理	161
10.1 表面淬火	161
10.2 真空热处理	166
10.3 形变热处理	169
10.4 其他表面热处理	172
复习思考题	184
第11章 典型零件的热处理工艺	185
11.1 零件热处理工艺制订原则与程序	185
11.2 零件热处理的工艺性	189

---

11.3 常见典型零件的热处理工艺 .....	200	附录 A 常用钢临界点、淬火加热温度 及 $M_s$ 点 .....	234
复习思考题 .....	223	附录 B 加热计算的经验公式及碳钢和 合金钢的加热系数 .....	237
<b>实验指导书</b> .....	<b>224</b>	附录 C 常用渗碳钢渗碳表层的 $M_s$ 点 温度 .....	237
实验 1 钢的退火与正火 .....	224	<b>参考文献</b> .....	<b>238</b>
实验 2 钢的淬火与回火 .....	227		
实验 3 钢的等温淬火 .....	231		
<b>附录</b> .....	<b>234</b>		

# 绪 论

## 1. 热处理技术在机械工业中的地位和作用

热处理是将固态金属（包括纯金属和合金）通过特定的加热和冷却方法，使之获得工程技术上所需性能的一种工艺过程的总称。

热处理技术是机械工业中的一项十分重要的基础技术，对提高机电产品的内在质量和使用寿命、加强产品在国内外市场的竞争能力具有举足轻重的作用。但由于热处理影响的是产品的内在质量，它一般不会改变制品的形状，不会使人直观地感到它的必要性，甚至有时还会造成严重畸变和开裂，破坏制品的表面质量和尺寸精度，致使制造过程前功尽弃，所以在我国的制造业中曾长期存在着一定程度上的“重冷（冷加工）轻热（热加工）”现象，以致这个行业曾一直处于落后状态。

实际上，材料的性能并不单纯取决于材料的种类和成分，通过热处理和表面改性技术也可以改变材料的内部组织，从而大幅度改变材料性能。例如，高速钢在退火状态下硬度不高于280HBW，并有相当好的塑性和韧性，在经过淬火、回火之后则有很高的硬度、热硬性和耐磨性。一般溶入基体中的合金元素含量以及奥氏体的晶粒度都和淬火温度有关，其趋势是硬度、热硬性随淬火温度提高而提高，而韧性随之下降，强度则是先升后降。利用这种规律，可以根据不同刀具和模具的使用特点选择各自最佳的淬火温度。如车刀的刀部和刀柄都比较厚实，对强度要求不高，承受冲击载荷较轻，可以采用接近于熔点的淬火温度，使尽可能多的合金元素和碳溶入奥氏体中，从而提高热硬性和耐磨性。钻头钻孔时刃口不易冷却，希望尽可能提高其热硬性，但为防止扭断，钻头需要有较高强度，因此其淬火温度略低于车刀的淬火温度。铣刀和铰刀的刃口较薄，为了避免崩刃，要求有足够的韧性，应适当降低淬火温度。小钻头在使用时主要的损坏方式是扭断或折断，为保证较高强度宜进一步降低淬火加热温度。冷挤压模具一般需承受很高的应力，而对热硬性要求不高，所以可选择出现强度峰值的淬火加热温度，而对于一些细长的或形状复杂、受较大冲击载荷的冷冲模，则应选择更低的淬火温度。

结构钢和低合金工具钢也有类似的情况，预先热处理组织、淬火加热温度、冷却方式、回火温度都对钢的性能有明显的影响，它们之间的不同组合可以使材料获得不同的综合性能。结构钢的强度、硬度、韧性、塑性和弹性极限都随着淬火后的回火温度而变化，对于要求具有高塑性、高韧性特别是低缺口敏感性的工件，通常选用高温回火（调质处理）；而要求高强度和较高硬度的工件选用200℃左右的低温回火，如30CrMnSi、40CrNiMo淬火、200℃回火后抗拉强度可高达1600~1800MPa，比调质处理后的强度提高1倍左右。各类弹簧等弹性元件通常选用呈现弹性极限峰值的中温回火。此外等温淬火、双相区加热淬火和形变热处理等工艺都可以使结构钢获得良好的强韧性。

各种化学热处理和表面涂覆技术则可以通过调整工艺参数改变渗层表面的浓度和渗层深度，并能控制浓度梯度和性能梯度，以适应不同工件在不同的服役条件下对工件整体综合性能的要求。不同零件的渗碳处理，应该有不同的技术要求，才能获得良好的使用性能。如石

油钻井的牙轮钻，渗碳层表面中碳的质量分数由 0.9% ~ 1.0% 降低到 0.7% ~ 0.8%，并使其含量分布曲线呈平台状，使用寿命由 27h 提高到 52h，从而可收到事半功倍的效果。用离子注入的方法进行表面改性处理可以在不改变整体的强度、韧性的同时，大幅度提高耐磨性，降低摩擦因数，提高耐蚀性，应用于航天器各种传动机构中的轴承和各种摩擦件、飞机液压马达中的耐磨零件以及石油工业泥浆泵的套筒等，均取得良好的效果。在有些情况下针对工件的特点采用一些看似“非正规”的热处理工艺，有时能收到出奇效果。如 3Cr2W8 热模钢的淬火温度范围一般为 1050 ~ 1120℃，但锅炉钢管热挤压模，在模具型腔中相当于钢管散热筋两侧的位置，承受很大的应力，容易在热态下屈服而使模具失效。经过试验将淬火温度提高到 1170 ~ 1180℃，淬火冷却时至 650℃，然后转入低温盐浴中冷却，模具寿命可提高几倍。又如水稻收割机刀片，用高浓度碳氮共渗处理，表面层出现大量碳化物和残留奥氏体，按常规的检验标准被视为不合格，但因具有很高的耐磨性和良好的耐蚀性，使用寿命比常规渗碳处理高数倍。

改进热处理技术，更能充分发挥材料的潜力，而且往往是产品更新换代的催化剂。如大功率燃气轮机的液压耦合器的转子，传递着几万甚至几十万千瓦的功率，转速达 20000r/min 以上，原设计为 SEA4340 钢调质处理，屈服强度为 800MPa，后来采用淬火、低温回火处理，屈服强度达到 1800MPa，使整个耦合器的重量减少到原来的 1/4，对于提高舰艇的性能非常有利。又如生产标准件的冷镦机的生产率现在已达 600 件/min，相比于 20 多年前的 60 件/min 提高了 10 倍，使标准件行业面貌大为改观。其实冷镦机并不复杂，设计、制造 600 件/min 的冷镦机亦非难事，关键在于冷镦机上的六角冲头，若其寿命太低，则提高冷镦机的速度毫无意义。因为标准件是一种批量极大的产品，通常要求每个冲头的寿命都要超过一个班，否则很难进行生产管理。通过热处理工艺的改进，使冲头的寿命达到 5 万件以上，才有 600 件/min 的冷镦机面世。另外，用气相沉积氮化钛的方法进行六角冲头的表面改性处理，还可使其寿命提高到 35 万件以上。

一种特种变速器的薄壁齿圈，其特点是可以显著减小变速器的体积和重量，但是用常规的齿轮热处理方法制造会遇到很大的难题，渗碳淬火或感应淬火都难以控制热处理畸变，而常规的渗氮处理不能满足该齿轮对接触疲劳强度的要求，只有应用动态可控渗氮工艺，使接触疲劳强度由 1400MPa 提高到 1700MPa，并且成功控制了薄壁齿圈的渗氮畸变，才使特种变速器试制成功。

由上述实例可以反映出，热处理在现代化工业中的作用可谓“四两拨千斤”，其本身产值只占制造业的百分之几，而其水平高低则可能使整机的附加值相差几倍至几十倍。

## 2. 国内外热处理现状及发展情况

在发达国家中，凡是拥有著名品牌机械产品的厂商都非常重视热处理技术的研发，通过大量的投入、持续的改进和长期的积累，形成了各自独有的技术，并作为市场竞争力的要素而严加保密。

建国以来，特别是自国家实行市场经济后，我国的热处理也有了很大的发展。1995 年以来热处理专业化生产发展迅速，主要表现在民营、股份制专营热处理加工企业的迅猛增长。2003 年沿海城市的这类企业总数至少在 2000 家以上，近几年来其他地区的民营热处理企业也有明显增长趋势。目前全国热处理企业可能约达 3000 家。假设每个企业平均年营业额 200 万元，则全国这类企业的年营业额可达 60 亿元，约占全国热处理总营业额的 20%

(美国为 10%，日本为 30%)。

随着热处理规模的扩大，我国的热处理设备制造水平也有了长足的进展。自 20 世纪末以来，国际知名设备制造企业相继在国内建立合资、独资生产厂，为热处理企业提供了可靠性高、价格合理的先进设备。为此，也提高了本土设备制造厂的制造水平，为近年来大量涌现的民营、股份制专营热处理加工企业和国营大厂的热处理技术改造和设备更新创造了好的条件。目前大部分民营企业已经认识到高技术起点对保持企业强竞争能力的重要性，购置了先进的热处理设备。航空、兵器、船舶工业企业近几年受惠于国家的国防现代化政策，进行了大规模的技术改造和设备更新。汽车工业的空前发展对先进热处理技术和高精热处理设备形成大量需求，航空工业企业和沿海以轻工产品模具为主要对象的民营企业近几年增添了大量真空热处理设备，尤其是高压气淬设备。汽车、兵器工业企业和以汽车、摩托车零件为主要对象的民营企业则以多用炉生产线为主要技术改造内容。个别汽车公司的热处理部门还引进了低压渗碳和高压气淬热处理生产线。船舶工业企业则以高炉温、均匀性碳势精确控制的大型井式渗碳炉为技术改造目标。在这些企业中，由于生产技术改造的蓬勃开展，少/无氧化热处理的比重已达到 90% 以上，基本上实现了少/无氧化、少/无畸变、少/无污染、少/无废品、少/无人工、少/无质量分散的先进的热处理生产。

在热处理规模不断扩大、热处理设备改造和更新换代进行得如火如荼的同时，热处理技术也随之取得了很大的进步，热处理先进新技术大量涌现，主要表现为：①以保护气氛和控制气氛的少/无氧化和少/无脱碳方面的热处理技术日益普及和日趋完善；②低压渗碳、可控渗氮、表面改性等新技术不断涌现；③真空热处理和高压气淬应用日益扩大，清洁生产发展大大改善环境；④节能热处理和绿色热处理技术获得发展；⑤热处理产品质量控制、精确生产日益严格；⑥重视可持续发展、环保和治理；⑦计算机应用和控制技术进步；⑧热处理作业的自动化水平不断提高。

虽然近年来我国的热处理各方面都比过去有了很大进步，但和国外相比还是有很大差距的，如：老化设备还很多，能耗很高；高效、优质、低污染、环保型的气氛炉和真空炉所占比重较小，而且美国等发达国家对热处理工艺过程的控制已向自动化、智能化和柔性化发展，而我国不少企业仍凭借经验，人工操作。所以对于热处理专业的学生来说，任重而道远。

### 3. 本课程的性质、任务和要求

本课程是材料类专业一门重要的专业课，一般在学生学习了工程材料、金属学原理等相关课程后学习，它是一门关于材料热处理基本理论、原理和基本工艺方法的实践性较强的专业主干课程。

课程的任务和要求如下：本课程分两部分，第一部分是热处理原理，要求掌握材料在加热和冷却过程中发生的组织转变规律和原理以及影响因素，为学习热处理工艺奠定坚实的理论基础；第二部分是热处理工艺，要求掌握钢铁材料预备热处理及淬火、回火工艺的制订原则，了解钢铁材料的表面淬火及化学热处理规范；能够根据产品产量、质量要求及工作环境的不同制订合理的热处理工艺。

### 4. 本课程的学习方法建议

1) 本课程的特点是理论比较抽象，尤其第一部分内容，理论性叙述比较多，要求学生多看书，多思考，多看书上及相关资料中的金相显微组织照片、图表曲线等。同时配合试验



课加强印象。同时要善于应用多方面的知识，因为热处理原理涉及的知识领域十分广泛，只有将各方面的知识融会贯通，并能在不同条件下加以应用，才能提高分析与解决问题的能力。例如在奥氏体、珠光体、马氏体等的动力学内容里，就涉及了很复杂的物理化学的知识，而在介绍这些组织的时候，又有金属学的知识穿插其中。可见，只有具备了上述基础知识，才有可能把热处理原理等学透彻。

2) 理论联系实际地学习本课程的第二部分。因为热处理工艺实践性很强，不同的使用场合，同一种材料的热处理工艺也可以不同；同一种材料在同样的使用场合，不同的热处理工艺得到的工件的性能也不同。所以在学习这部分内容时一定要活学活用，以材料的成分、组织、性能为主线，把各种工艺的区别与联系搞清楚。

# 第 1 章 钢的加热转变

热处理一般由加热、保温和冷却（见图 1-1）三个阶段组成，其目的在于改变金属及合金的内部组织结构，使材料满足服役条件提出的性能要求。

为了使钢件获得所要求的组织和性能，大多数热处理工艺（如淬火、正火和普通退火）都需要将钢件加热至临界点  $Ac_1$ 、 $Ac_3$  或  $Ac_{cm}$  以上（见图 1-2），形成奥氏体组织，即进行奥氏体化过程，然后再以一定的方式（或速度）冷却。因此，钢在加热时的转变是钢的热处理基础。本章主要介绍奥氏体的形成条件和形成过程，以及奥氏体晶粒的控制。

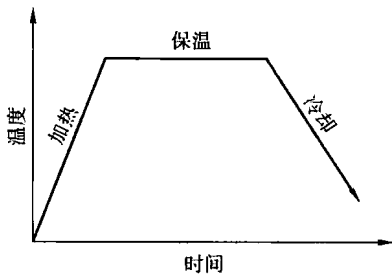


图 1-1 热处理工艺示意图

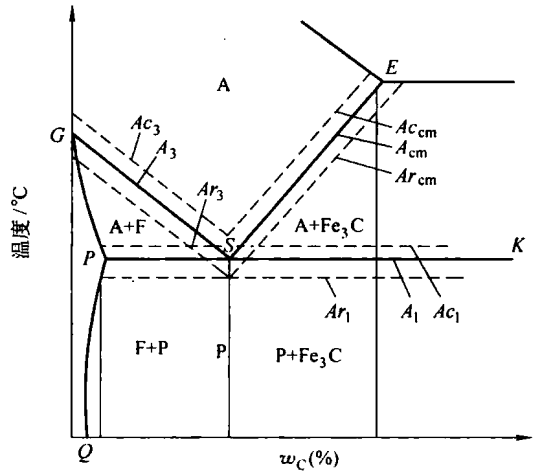


图 1-2 Fe - Fe<sub>3</sub>C 相图

## 1.1 奥氏体的形成

### 1.1.1 奥氏体的性能

奥氏体为碳在  $\gamma$ -Fe 中的间隙固溶体。碳原子在  $\gamma$ -Fe 点阵中位于由铁原子组成的八面体中心空隙处，即位于面心立方晶胞的中心或棱边的中点，如图 1-3 所示。若按所有八面体间隙位置均填满碳原子计算，则单位晶胞中含有 4 个铁原子和 4 个碳原子，即其中碳原子所占百分数为 50%，折合质量分数约为 20%。但实际上奥氏体中的最大碳含量为 2.11%（质量分数），折合原子百分数约为 10%，即 2.5 个  $\gamma$ -Fe 晶胞中才有一个碳原子。

这是因为碳原子半径为  $0.77 \text{ \AA}$  ( $0.077 \text{ nm}$ )，而在  $\gamma$ -Fe 点阵中八面体间隙的半径仅为  $0.52 \text{ \AA}$  ( $0.052 \text{ nm}$ )，因此，当碳原子进入间隙位置后，引起点阵畸变，致使其周围的空隙不可能都填满碳原子。实际上，碳在奥氏体中是呈统计性均匀分布的，存在浓度起伏。

合金钢中的奥氏体是碳及合金元素溶于  $\gamma$ -Fe 中形成的固溶体。合金元素如 Mn、Si、Cr、Ni、Co 等，在  $\gamma$ -Fe 中取代铁原子位置而形成置换固溶体。它们的存在也引起晶格畸

变和点阵常数变化，所以合金奥氏体的点阵常数除与其碳含量有关外，还与合金元素的含量及合金元素原子和铁原子的半径差等因素有关。

在钢中可能出现的各种组织中，奥氏体的比体积最小。例如在  $w_c$ （碳的质量分数）= 0.8% 的钢中，奥氏体、铁素体和马氏体的比体积分别为  $1.2399 \times 10^{-4} \text{ m}^3/\text{kg}$ 、 $1.2708 \times 10^{-4} \text{ m}^3/\text{kg}$  和  $1.2915 \times 10^{-4} \text{ m}^3/\text{kg}$ 。因此，在奥氏体形成或由奥氏体转变成其他组织时，都会产生体积变化，引起残余应力和一系列的相变特点。

奥氏体的线胀系数也比其他组织大，例如在  $w_c = 0.8\%$  的碳钢中，奥氏体、铁素体、渗碳体和马氏体的线胀系数分别为  $23.0 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ 、 $14.5 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ 、 $12.5 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  和  $11.5 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ 。奥氏体具有顺磁性，而铁素体和马氏体则具有铁磁性，因此可以用磁性法研究钢中的相变。

奥氏体的面心立方结构使其具有高的塑性和低的屈服强度，在相变过程中容易发生塑性形变，产生大量位错或出现孪晶，从而造成相变硬化和随后的再结晶、高温下晶粒的反常细化以及低温下的马氏体相变等一系列现象。

奥氏体的导热性很差，在碳钢中，铁素体、珠光体、马氏体、奥氏体和渗碳体的热导率分别为  $77.1 \text{ W}/(\text{m} \cdot \text{K})$ 、 $51.9 \text{ W}/(\text{m} \cdot \text{K})$ 、 $29.3 \text{ W}/(\text{m} \cdot \text{K})$ 、 $14.6 \text{ W}/(\text{m} \cdot \text{K})$  和  $4.2 \text{ W}/(\text{m} \cdot \text{K})$ 。除渗碳体外，奥氏体的导热性最差。所以，奥氏体加热时，不宜采用过大的加热速度，以免因热应力过大而引起工件变形。

奥氏体组织通常由等轴状的多边形晶粒所组成，常可在晶内观察到孪晶，如图 1-4 所示。

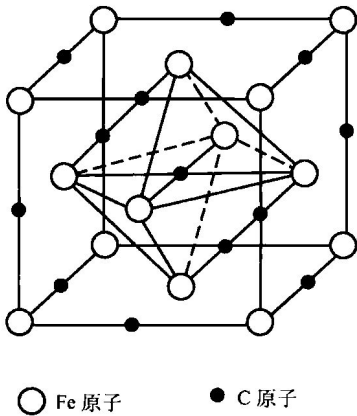


图 1-3 碳在  $\gamma$ -Fe 中可能的间隙位置

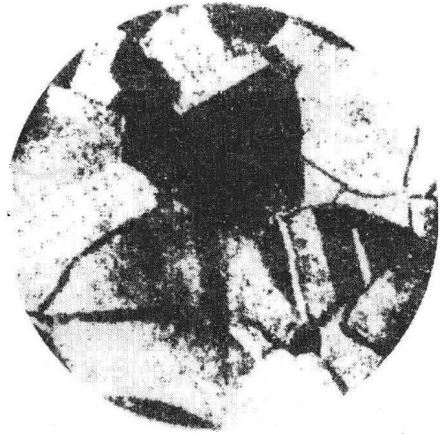


图 1-4 钢中的奥氏体 (1000 $\times$ )

### 1.1.2 奥氏体的形成条件

根据 Fe-Fe<sub>3</sub>C 相图（见图 1-2），在极缓慢加热时珠光体向奥氏体的转变是在  $PSK$  线即  $A_1$  温度开始的，而先共析铁素体和先共析渗碳体向奥氏体的转变则始于  $A_1$ ，分别结束于  $A_3$  ( $GS$  线) 和  $A_{cm}$  ( $ES$  线)。然而当加热速度提高时，上述转变是在过热情况下发生的，即实际转变温度分别高于  $A_1$ 、 $A_3$  和  $A_{cm}$ 。如果没有过热，上述转变就不可能发生，且过热度也

与加热速度有关。图 1-5 所示为加热速度和冷却速度为 0.125℃/min 时相变点的变动情况，其中加热时的相变点后标注“c”，冷却时的相变点后标注“r”。

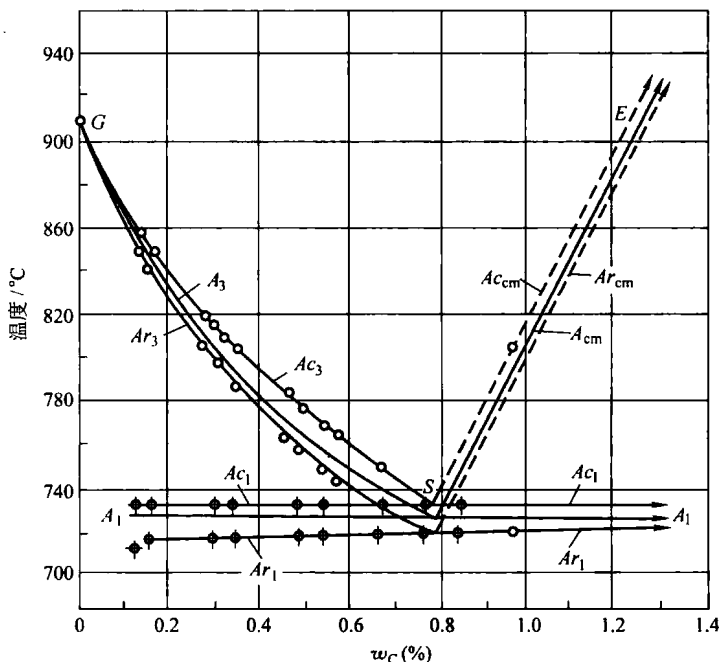


图 1-5 加热速度和冷却速度为 0.125℃/min 时相变点的变动

奥氏体形成的这一温度条件取决于 Fe - Fe<sub>3</sub>C 系中的热力学平衡。图 1-6 为珠光体自由能 ( $G_p$ ) 和奥氏体自由能 ( $G_\gamma$ ) 随温度变化的示意图，由图可以看出， $G_p = G_\gamma$  的温度就是临界点  $A_1$ ，只有当温度高于  $A_1$ ，即有一定程度的过热时，才存在转变驱动力 ( $\Delta G = G_\gamma - G_p < 0$ )，使珠光体向奥氏体的转变成为可能。

### 1.1.3 奥氏体的形成过程

奥氏体的形成遵循相变的一般规律，即包括形核和长大两个基本过程。对于不同的原始组织，奥氏体形成时在形核和长大方面都将表现出不同的特点。下面仅讨论珠光体类和马氏体类两种原始组织，并着重讨论前者。

#### 1. 珠光体类组织向奥氏体的转变

这里把各种片层状的铁素体和渗碳体混合组织都称为珠光体类组织。下面以共析钢为例，来分析这一奥氏体化过程。

共析钢加热到  $A_1$  温度时，便会发生珠光体向奥氏体的转变。转变过程遵循固态相变的普遍规律。奥氏体的形成过程可分为四个阶段，即奥氏体晶核的形成、奥氏体晶核的长大、残留渗碳体的溶解、奥氏体的均匀化。

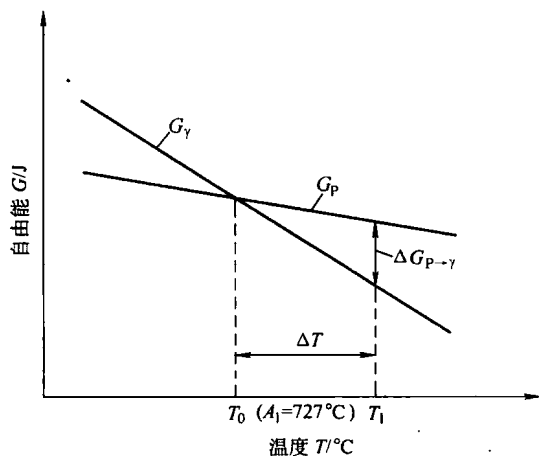


图 1-6 珠光体和奥氏体的自由能随温度变化的示意图

(1) 奥氏体晶核的形成

1) 形核条件。奥氏体晶核的形成条件源于系统的能量、结构和成分的起伏。

2) 形核部位。奥氏体晶核通常优先在铁素体和渗碳体的相界面上形成，此外，珠光体团的边界，或过热度较大时铁素体内的亚晶界也都可以成为奥氏体的形核部位。在铁素体和渗碳体相界上优先形核的原因，可作如下的解释：界面两侧两相的碳含量相差很大（质量分数分别为 0.0218% 和 6.69%），因此在界面上碳含量分布很不均匀，比较容易满足成分起伏；界面两侧晶体结构相差较大，原子排列不规则，原子的活动能力较强，比较容易满足结构起伏；界面上原子排列不规则，位错等晶体学缺陷密度较大，处于能量较高的状态，比较容易满足能量起伏，同时新相晶核形成时，可以使部分晶体学缺陷消失，使系统的能量进一步下降，因此相界面处是奥氏体形核的首选位置。

(2) 奥氏体晶核的长大 奥氏体晶核形成后便开始长大。下面对奥氏体长大的机理进行介绍。

若在  $A_{c1}$  以上某一温度  $T_1$  形成一奥氏体晶核，奥氏体晶核形成之后，将产生两个新的相界面，一个是奥氏体与渗碳体相界面，另一个是奥氏体与铁素体相界面。为讨论问题方便，假定两个相界面都是平直的（参见图 1-7a）。根据 Fe - Fe<sub>3</sub>C 相图可知，奥氏体与铁素体相邻边界处的碳浓度（质量分数）为  $C_{\gamma-\alpha}$ ，奥氏体与渗碳体（也称 cem 相或  $\theta$  相）相邻边界处的碳浓度为  $C_{\gamma-cem}$ 。此时，两个边界处于界面的平衡状态，这是系统自由能最低的状态。由于  $C_{\gamma-cem} > C_{\gamma-\alpha}$ ，因此，在奥氏体出现碳的浓度梯度，从而引起碳在奥氏体中由高浓度向低浓度的扩散，使奥氏体内部的碳的分布趋于均匀，即使奥氏体与铁素体相邻的边界处碳浓度升高，而奥氏体与渗碳体相邻的边界处碳浓度降低，从而破坏了相界面处的碳浓度平

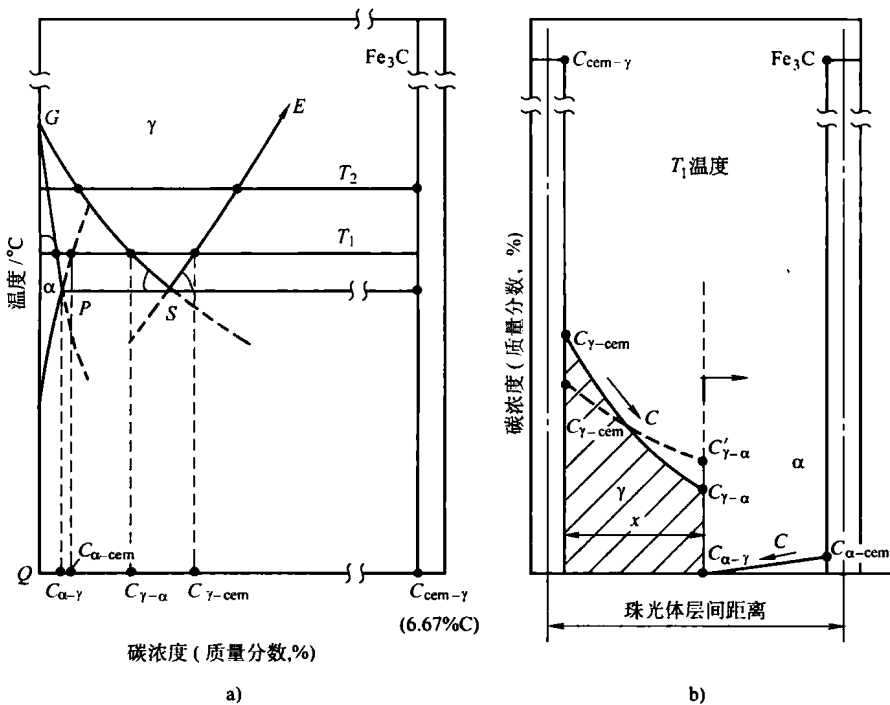


图 1-7 共析钢奥氏体长大示意图

衡,使系统自由能升高。为了恢复平衡,渗碳体势必溶入奥氏体,使它们相邻界面的碳浓度恢复到  $C_{\gamma-cem}$ ,与此同时,另一个界面上将发生铁素体向奥氏体的晶格改组,使其相邻界面的碳浓度恢复到  $C_{\gamma-\alpha}$ ,从而恢复界面的平衡,降低系统的自由能。这样相当于奥氏体的晶核分别向渗碳体和铁素体中推移,奥氏体晶核得以长大。由于界面处碳浓度的恢复又增加了奥氏体中的碳浓度梯度,因此又会引起碳在奥氏体中的扩散,破坏界面处碳浓度的平衡,引起渗碳体的溶解和铁素体的转变,直到再次恢复平衡。此过程循环往复地进行,奥氏体便不断地向铁素体和渗碳体中长大,直到奥氏体晶粒相连。

由图 1-7b 可知,在铁素体与渗碳体和铁素体与奥氏体两个相界面之间也存在着碳浓度差  $C_{\alpha-cem} - C_{\alpha-\gamma}$ ,因此,当碳在奥氏体中进行扩散的同时,在铁素体中也进行着扩散。扩散的结果,也将促进铁素体向奥氏体的转变。

(3) 残留渗碳体的溶解 试验表明,在珠光体向奥氏体转变的过程中,铁素体和渗碳体并不是同时消失的,一般是铁素体首先消失,而有一部分渗碳体残留下来。这部分渗碳体在铁素体消失后,随着保温时间的延长或温度的升高,通过碳原子的扩散不断溶入奥氏体中。一旦渗碳体全部溶入奥氏体中,这一阶段便告结束。残留渗碳体存在的原因如下:

按相平衡理论,从  $Fe - Fe_3C$  相图可以看出,在高于  $Ac_1$  温度时,刚刚形成的奥氏体靠近渗碳体的碳含量高于共析成分较少,而靠近铁素体处的碳含量低于共析成分较多(即  $ES$  线的斜率较大,  $GS$  线的斜率较小),所以,在奥氏体刚刚形成时,即铁素体全部消失时,奥氏体的平均碳含量低于共析成分。这就进一步说明,由共析钢的珠光体刚刚形成的奥氏体的平均碳含量低于共析成分,必然有部分渗碳体残留,只有继续加热保温,残留渗碳体才能逐渐溶解。

渗碳体溶入奥氏体的机理,有人认为是通过渗碳体中的碳原子向奥氏体中扩散和铁原子向贫碳的渗碳体区扩散,以及渗碳体向奥氏体晶体点阵改组来完成的。

(4) 奥氏体的均匀化 珠光体转变为奥氏体时,在残留渗碳体刚刚完全溶入奥氏体的情况下,碳在奥氏体中的分布是不均匀的。原来为渗碳体的区域碳含量较高,而原来是铁素体的区域,碳含量较低。这种碳含量的不均匀性随加热速度增大而更加严重。因此,只有继续加热或保温,借助于碳原子的扩散才能使整个奥氏体中碳的分布趋于均匀。

以上共析钢中奥氏体的形成过程,可以用图 1-8 形象地表示出来。

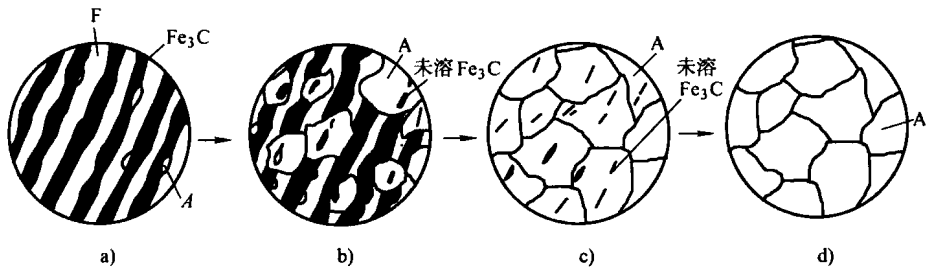


图 1-8 共析钢中奥氏体的形成过程示意图

a) 奥氏体形核 b) 奥氏体长大 c) 剩余  $Fe_3C$  溶解 d) 奥氏体均匀化

## 2. 马氏体类组织向奥氏体的转变

这里只讨论在高于  $Ac_1$  时马氏体向奥氏体的转变,生产中常常把非平衡组织加热到  $Ac_1$

或  $Ac_3$  温度以上进行奥氏体化。

根据现有的资料，马氏体在  $Ac_1$  以上加热时，会同时形成针状和球状两种形状的奥氏体，如图 1-9 所示。由图可见，针状奥氏体 ( $\gamma_A$ ) 在原始马氏体板条之间形核；当马氏体板条间有碳化物存在时（回火马氏体组织），碳化物与基体交界处更是奥氏体形核的优先位置。球状奥氏体 ( $\gamma_C$ ) 则是在马氏体板条束之间及原奥氏体晶界上形核的。这一结论对于低、中碳合金钢具有一定的普遍性。

加热温度和加热速度对奥氏体的形态有很大影响。当在  $Ac_3$  附近及  $Ac_1$  以上加热时，几乎没有针状奥氏体形成；当加热速度较快（大于  $100^\circ\text{C}/\text{s}$ ）或很慢（小于  $50^\circ\text{C}/\text{min}$ ）时易于形成针状奥氏体；而采用中间的加热速度（小于  $20^\circ\text{C}/\text{s}$ ）则不容易导致针状奥氏体的形成。

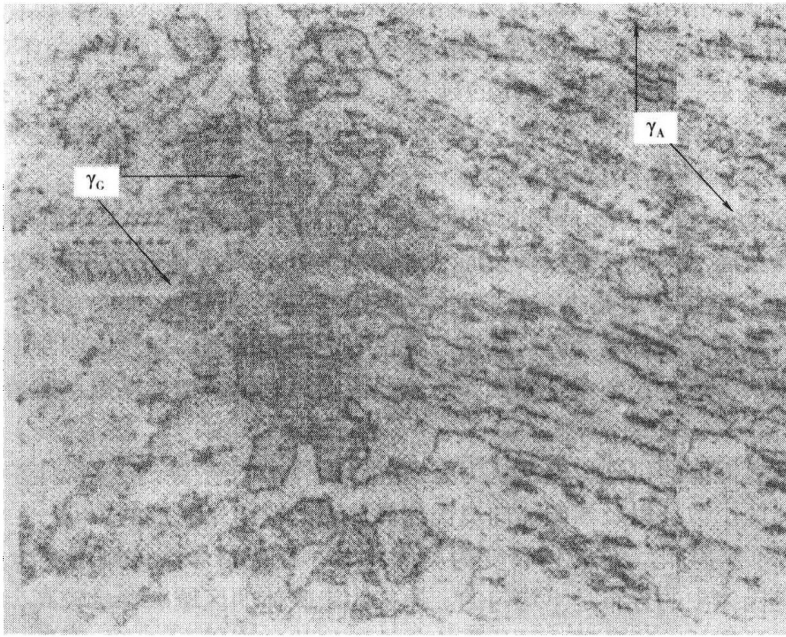


图 1-9 0.12C-3.5Ni-0.35Mo 钢在 720°C 保温 10s 后形成的两种形态奥氏体（加热速度为  $100^\circ\text{C}/\text{s}$ ，原始组织为回火马氏体）

总的来说，当马氏体加热到  $Ac_1$  以上时，形成球状奥氏体是其主要趋势，针状奥氏体只不过是在奥氏体化初始阶段的一种过渡性组织形态，在随后的继续保温或升温过程中，针状奥氏体会继续变化：或者通过再结晶变成球状奥氏体，或者通过一种合并长大的机理变成大晶粒奥氏体，这种大晶粒往往会与原奥氏体晶粒重合，即产生所谓的“遗传”现象（指钢加热后得到的奥氏体晶粒就是前一次奥氏体化时所得到的晶粒）。如果原奥氏体组织粗大，这种“遗传”将极为有害。

合并长大之所以可能发生，是因为针状奥氏体与原始板条马氏体 ( $\alpha'$ ) 间保持着严格的晶体学取向关系，即

$$\{1\ 1\ 1\}_\gamma \parallel \{0\ 1\ 1\}_{\alpha'}, \quad \langle 0\ 1\ 1 \rangle_\gamma \parallel \langle 1\ 1\ 1 \rangle_{\alpha'}$$

也就是说，在同一板条束内形成的针状奥氏体具有完全相同的取向，而这种取向又通过原始板条马氏体与原奥氏体保持联系，这种针状奥氏体扩展的区域往往受原奥氏体晶界的限

制。由此也不难理解，合并机理的出现，往往会带来原奥氏体晶粒的回复，即遗传现象，如图1-10所示。

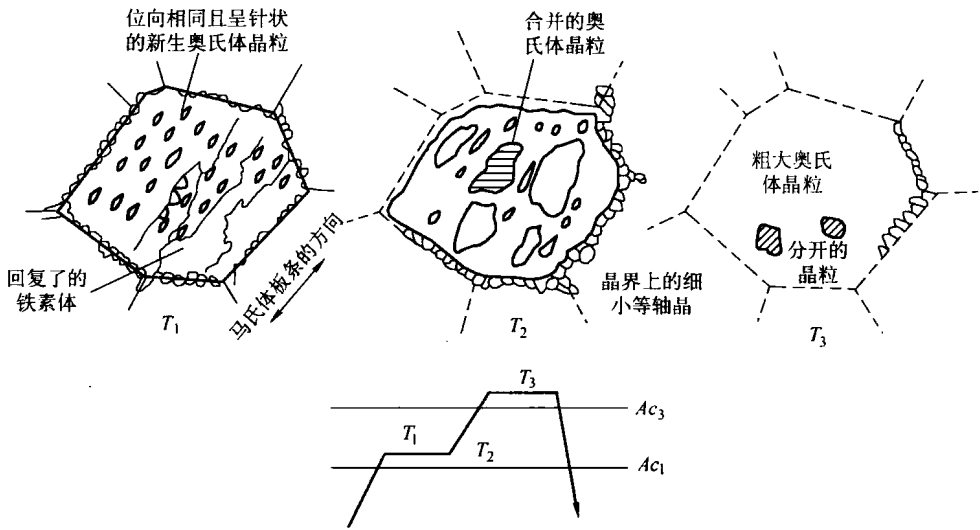


图 1-10 针状奥氏体晶粒合并长大示意图

球状奥氏体的形成规律，与珠光体向奥氏体的转变类似，这里不再赘述。

## 1.2 奥氏体形成动力学

奥氏体形成速度取决于形核率  $\dot{N}$  和长大线速度  $G$ 。在等温条件下， $\dot{N}$  和  $G$  均为常数。

### 1.2.1 奥氏体的形核率

在奥氏体均匀形核的条件下，形核率  $\dot{N}$  与温度  $T$  之间的关系可表示为

$$\dot{N} = C' e^{-\frac{Q}{kT}} \cdot e^{-\frac{W}{kT}} \quad (1-1)$$

式中  $C'$ ——常数；

$Q$ ——扩散激活能；

$T$ ——绝对温度；

$k$ ——玻尔兹曼常数；

$W$ ——形核功。

由式 (1-1) 可见，当奥氏体形成温度升高时，形核率  $\dot{N}$  将以指数函数关系迅速增大（见表 1-1）。奥氏体形成温度升高时，还因相变驱动力增大，而使形核功  $W$  减小，因而使奥氏体形核率增大。同时，相变温度升高，还会引起扩散系数增大，原子扩散速度加快，有利于铁素体向奥氏体点阵重构，因而促进奥氏体形核。此外，由图 1-7a 还可以看出，随相变温度升高， $C_{\gamma-\alpha}$  与  $C_{\alpha-\gamma}$  之差减小，奥氏体形核所需要的碳浓度起伏减小，也有利于提高奥氏体的形核率。因此，奥氏体形成温度升高，即相变的过热度增大，可以使奥氏体形核率急剧增大，这对于形成细小的奥氏体晶粒是有利的。



表 1-1 奥氏体形核率  $\dot{N}$  和长大线速度  $G$  与温度的关系

转变温度 /°C	形核率 $\dot{N}$ / [1/(mm <sup>3</sup> ·s)]	长大线速度 $G$ / (mm/s)	转变完成一半所需的时间 /s
740	2280	0.0005	100
760	11000	0.010	9
780	51500	0.026	3
800	616000	0.041	1

### 1.2.2 奥氏体的长大速率

根据奥氏体形成机理，奥氏体晶核形成后，其长大线速度应等于相界面的推移速度，若忽略碳在铁素体中的扩散对相界面移动速度的影响，则可由扩散定律导出奥氏体形成时的相界面推移速度为

$$G = -KD_c^{\gamma} \frac{dC}{dx} \cdot \left( -\frac{1}{\Delta C_D} \right) \quad (1-2)$$

式中  $K$ ——常数；

$D_c^{\gamma}$ ——碳在奥氏体中的扩散系数；

$\frac{dC}{dx}$ ——相界面处奥氏体中碳的浓度梯度；

$\Delta C_D$ ——相界面浓度差。

式中负号表示下坡扩散。在等温转变时， $D_c^{\gamma}$ 、 $\frac{dC}{dx}$ （由相图确定）均为常数，则式（1-2）

可改写为

$$G = \frac{K'}{\Delta C_D} \quad (1-3)$$

式（1-3）同时适用于奥氏体向铁素体和奥氏体向渗碳体中推移的速度，并且对片状珠光体和粒状珠光体均可适用。因为在一个珠光体片层间距内形成奥氏体的同时，类似过程在其他片层中也在进行。所以，从大范围内看，可以用一个片层间距内的长大速度代替奥氏体长大的平均速度，并且  $\frac{dC}{dx} = \frac{C_{\gamma-\text{cem}} - C_{\gamma-\alpha}}{S_0}$ （其中  $S_0$  为珠光体片层间距）， $C_{\gamma-\text{cem}} - C_{\gamma-\alpha}$  为奥氏体两个相界面之间的浓度差  $dC$ ，可根据奥氏体形成温度由相图中的  $GS$  和  $ES$  线确定，这样便可按式（1-2）近似估算出奥氏体向铁素体及奥氏体向渗碳体中移动的速度。但是，由于式（1-2）忽略了碳在铁素体中的扩散，所以计算值往往比试验值小，并且当温度升高时，试验值与计算值的误差增大。

由式（1-3），当奥氏体形成温度为 780℃ 时，则奥氏体向铁素体中推移的速度为

$$G_{\gamma-\alpha} = \frac{K'}{0.41 - 0.02}$$

奥氏体向渗碳体中的推移速度

$$G_{\gamma-\text{cem}} = \frac{K'}{6.67 - 0.89}$$