



实用钢铁合金设计

合金成分—工艺—组织—性能的相关性

刘云旭 王淮 吴化 季长涛 著



国防工业出版社

National Defense Industry Press

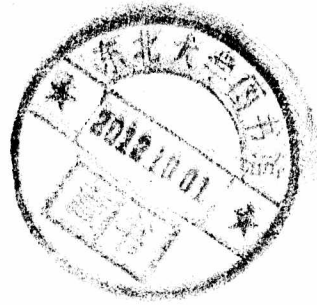


01288702

实用钢铁合金设计

——合金成分—工艺—组织—性能的相关性

刘云旭 王淮 吴化 季长涛 著



国防工业出版社

·北京·

内 容 简 介

本书以工业广泛使用的铁基合金(钢、铁)为主要对象,以揭示合金成分、工艺、组织结构与性能的相关性为依据,遵循原理,注重实用,阐述合金设计和选用的原则、方法与内容。书中包括合金设计内涵、冷塑变成型钢、低合金高强度钢、机器零件用结构钢、金属耐磨合金和不锈钢等的设计、使用和发展方向。本书原为本校材料学专业硕士生《合金设计》课程教材,可供材料学专业本科生、研究生以及工业企业中从事材料研究、生产、使用工作的科技人员参考。

图书在版编目(CIP)数据

实用钢铁合金设计:合金成分-工艺-组织-性能的相关性 / 刘云旭等著. —北京:国防工业出版社, 2012.3

ISBN 978-7-118-07816-9

I. ①实... II. ①刘... III. ①合金钢-设计
IV. ①TG142.33

中国版本图书馆 CIP 数据核字(2012)第 011425 号

※

国防工业出版社出版发行

(北京市海淀区紫竹院南路23号 邮政编码100048)

三河市腾飞印务有限公司印刷

新华书店经售

*

开本 787×1092 1/16 印张 13½ 字数 308 千字
2012年3月第1版第1次印刷 印数 1—3000册 定价 36.00元

(本书如有印装错误,我社负责调换)

国防书店:(010)88540777

发行邮购:(010)88540776

发行传真:(010)88540755

发行业务:(010)88540717

前 言

目前,人们使用的工程材料已有 20 万种之多,而且还在迅速增加以满足人类的生产、生活提出的新的要求。进入 21 世纪,新材料设计已进入工程设计的所有方面,从微电子技术的集成化到大型土木工程结构,都存在着大量材料设计和开发问题。

材料设计的主要目的是迅速制造比现在使用材料性能更好、更高的新材料,而且新材料还具有制造新产品和提供改造现有产品的机会。由于市场既可以被新材料创造性的应用所占领,也可能因使用中的早期失效而丧失。因此,研究新材料的设计和开发,已成为工业生产过程中的重要领域。

材料,是可以用来经济地制造各种有用器件的物质。有些材料使用面很广,用量很大,而且市场竞争激烈,它们既有技术指标要求,又有经济指标和因各国国情不同的战略指标要求。通常,一种新材料欲能被广泛使用,应具备如下 5 个指标。

(1) 高的性能密度比(比性能)。对于结构材料主要是比强度(强度/密度),比刚度(刚度/密度)。即要求单位重量材料制件提供更高的性能,这是制件轻量化和节约化的需要。

(2) 高的性能价格比(性能/单价)。性能包括使用性能(需要的力学性能、物理性能、化学性能、减振性能)和工艺性能(材料及其制件的制造、加工、处理性能),即要求新材料在相同经济耗费下提供高的性能,这是市场竞争的需要。

(3) 使用安全。研发的新材料制造的器件,在设计使用寿命的时段内(包括出现可预知的恶劣使用条件),应该安全可靠,不得发生早期失效而引发设备和人身事故。

(4) 少、无环境污染。研发的新材料及其制件的生产(包括制造、加工、处理)和使用,与现用材料相比,应该不产生或少产生环境污染。这是现代社会的需要,也是市场准入的条件。

(5) 可以再利用。研发的新材料制造的器件,在完成使用寿命周期之后,可能再使用或经济地回收再生产,而用该材料生产过程中的废弃物可以利用制造有用的产品。这是节约资源、保护环境和降低生产成本的需要。

完全满足上述条件的材料并不很多,应该说金属(合金)材料尤其是钢铁材料比较接近上述条件(可利用资源量大,提取较为方便,使用性能优异,工艺性能良好,价格便宜,可以循环使用,环境污染较小)。这是由于这种材料的地质储存丰富,可以组成各种工程技术需要性能的合金,能发生固态相变按需要改变性能,具有长期使用的经验和研究成果,为进一步挖掘其潜力提供了依据成为可能。因此金属合金材料(主要是钢铁材料)仍是当前和今后一个时期(起码是 21 世纪上半叶)面广、量大工业制品的首选材料。

为此,本书以工业上广泛使用的合金为基础,总结前人对这类材料的研究成果,从成分、组织结构与性能的相关性找出规律,探寻范式,摆脱传统“炒菜”式合金设计方法(这种方法既需要消耗大量人力、物力,并使新产品投入产出的时间延长,又不易获得最大的效果)。力求合金设计科学化、规律化、简捷化,以用量大的工业用合金材料为主,并以制件使用性能为依据,充分发挥每一组元的作用,用最少的资源、最低的价格、满足技术要求。

编者

目 录

第一章 合金设计内含	1
1.1 实用合金设计内容	1
1.2 合金设计资料	2
1.2.1 工业用合金的状态图(相图)	2
1.2.2 合金固态相变图	3
1.2.3 钢(Fe-C-M 合金)的淬透性数据	6
1.2.4 建立临界冷却速度、化学成分、工艺因素之间的定量关系式	9
1.2.5 建立不同有效厚度合金制件在不同冷却介质中的冷却特性曲线	10
1.2.6 建立合金的成分、工艺因素与力学性能之间的关系	15
1.3 合金设计资料应用举例	33
1.3.1 按照状态图设计合金成分	33
1.3.2 TTT 图和 CCT 图在钢材成分及工艺设计中的应用	34
1.3.3 端淬曲线在钢材成分设计中的应用	36
1.3.4 回归分析在合金设计中的应用	39
1.3.5 新技术使合金元素的选择不再受状态图的限制	40
1.3.6 合金的组织结构(第二相形态、数量、分布)设计	40
参考文献	42
第二章 冷塑性变形成型钢材设计	43
2.1 冷塑性变形加工成型用钢	43
2.1.1 冷塑性变形成型钢材的生产	43
2.1.2 冷塑性变形成型的技术条件	45
2.1.3 影响冷塑性变形成型性能的冶金因素	46
2.2 汽车用高性能冷塑性变形成型钢材	51
2.2.1 超轻钢制汽车研究项目的目标	52
2.2.2 高性能汽车冷塑性变形成型钢板	52
2.3 高强度包装用钢	60
2.3.1 周期退火钢	60
2.3.2 热处理或连续退火钢	60
2.3.3 钢板退火后的冷塑性加工	61
2.4 冷镦钢	62
参考文献	62

第三章 低合金高强度钢材设计	63
3.1 HSLA 钢的发展变迁	63
3.2 F+P 型 HSLA 钢的成分、组织与性能	64
3.3 在 HSLA 钢中 V、Nb 等微量元素与其他组元的交互作用	68
3.4 HSLA 钢的设计	70
3.5 抗地震建筑钢的设计	79
3.6 抗腐蚀的 HSLA 钢	82
参考文献	84
第四章 重要机器零件用钢材的设计	85
4.1 调质钢	86
4.1.1 完全淬透的调质钢力学性能相似性与非相似性	86
4.1.2 调质钢的淬透性标准问题——淬透性高低的辩证关系	88
4.1.3 调质钢的成分(淬透性)设计	90
4.1.4 弹簧钢的成分设计	93
4.2 非调质钢	94
4.2.1 珠光体型非调质钢	94
4.2.2 贝氏体型非调质钢	100
4.3 渗碳钢的成分设计	102
4.3.1 汽车齿轮用渗碳钢的技术要求	102
4.3.2 渗碳钢的现状与发展趋势	107
4.3.3 汽车齿轮用渗碳钢成分设计	112
4.4 超高强度钢的设计	114
4.4.1 较低温度下回火的淬火钢材	115
4.4.2 二次硬化钢	117
4.4.3 形变热处理及形变热处理钢	120
4.4.4 马氏体时效钢	123
4.4.5 TRIP 钢	128
参考文献	133
第五章 耐磨钢铁材料的设计	134
5.1 矿山机械磨损失效形式、机理和影响因素	134
5.2 高碳高锰耐磨钢	137
5.3 高碳中锰耐磨钢	142
5.4 高碳高铬耐磨钢	143
5.5 低合金耐磨钢	144
5.6 耐磨铸铁	146
5.7 耐磨零件材料、工艺设计举例——立磨磨辊材料及工艺设计	150
参考文献	155
第六章 不锈钢的设计	156
6.1 12% Cr 不锈钢	156

6.1.1	12% Cr 型不锈钢	156
6.1.2	高强降低碳、12% Cr 钢的设计	158
6.1.3	低碳、12% Cr 不锈钢的强化方法	160
6.1.4	12% Cr 不锈钢的钢号、性能和发展	162
6.2	铁素体不锈钢	163
6.2.1	特征及成分	163
6.2.2	生产过程	165
6.2.3	显微组织与性能	166
6.2.4	我国常用铁素体不锈钢的钢号和性能	173
6.2.5	铁素体不锈钢的发展前景	174
6.3	奥氏体不锈钢	176
6.3.1	奥氏体不锈钢的组分	177
6.3.2	奥氏体→马氏体的转变	178
6.3.3	奥氏体不锈钢加工过程	178
6.3.4	显微组织与性能	179
6.3.5	冷塑变加工与成型性	181
6.3.6	焊接和焊接缺陷	184
6.3.7	腐蚀	185
6.3.8	奥氏体不锈钢钢号、加工处理和性能	186
6.3.9	我国的奥氏体不锈钢	196
6.4	控制相变不锈钢	197
6.4.1	控制相变不锈钢的设计基础	198
6.4.2	控制相变不锈钢的发展	198
6.4.3	实现控制相变的方法	200
6.5	相变诱发塑性 (TRIP) 不锈钢	204
6.6	铁素体 - 奥氏体双相不锈钢	206
	参考文献	208

第一章 合金设计内含

如果为大量生产的产品设计一种与现有材料完全不同的材料,实际上是一项科学研究和技术开发工作,需要进行大量的材料试验研究和制品生产技术开发和商品化的研究工作。一般可分为5个阶段。

第1阶段是初步研究工作,主要是获得研发材料有限的基本性能数据,这些数据可以推测最终制件的性能。

第2阶段是设计新材料的前期工作,通过实验室和小规模试验工厂的制取与测试,获得制件所需要的基本性能。

第3阶段是对研究获得的材料进行有限规模的试生产以获得各项生产性能数据,但数据的稳定性(允许波动范围)尚未建立,大规模生产的经济性尚未核实。

第4阶段是确定新材料在大规模生产条件下成分和性能允许的波动范围以及生产成本、价格等经济的可行性,但对材料及其制件的工艺性能和合理性尚未确定。

第5阶段是使新材料及制件的使用性能、工艺性能以及在大规模生产条件下的可行性、可靠性、可信性以及经济性都能有很好的表征和确定,可以进行大规模生产。

上述5个阶段并非绝对分开进行,有时需要交叉配合,但是完成这些工作需要花费较长时间和消耗较多的人力、物力。而且由于所用材料全新,其成分配合难以最佳,性能的潜力也难以充分发挥,更难以快速投入生产而丧失商机。因此较少为企业(尤其是中小企业)采用。

1.1 实用合金设计内容

为了节约资源和减少环境污染,现代工业用合金设计应以专门用来制造某种制品为主要任务,如汽车车身材料、汽车齿轮材料、有轨车用钢轨材料、建筑用抗震材料、矿山机械磨损件用耐磨材料等,而且以现用材料作参照对比,设计这类材料需要进行如下工作。

(1) 分析产品的工作环境、工作情况、性能要求、制造加工工艺过程、主要失效形式、使用寿命、使用数量和价格。

(2) 了解原料(基本元素和添加合金元素)的资源情况、价格、产地和其他经济、政治、军事因素,确保原料供应渠道畅通、价格稳定。

(3) 研究制品的使用条件与使用性能之间的关系和制造加工过程与工艺性能之间的关系。

(4) 根据工程性能指标的数据(性能技术要求)确定合金应该具备的显微组织类型和形态以及获得这些显微组织形态的工艺条件。

(5) 根据各组元对合金要求的热处理(或锻、轧、铸、余热处理)条件、显微组织对性能和工艺成本的影响,设计(计算)合金的基本组成及含量。在确保技术要求的前提下,力求资源消耗最少,产品成本最低。

(6) 对设计的合金在实验室进行冶炼、铸造、锻造(或热轧)、加工处理并制成标准试样进行显微组织和性能测定,使其达到制件技术要求的水平。

(7) 模拟制品(小尺寸制品用实际有效厚度尺寸、大尺寸制件用小尺寸试样模拟)制造过程进行实验室试验,使之达到制品使用性能和寿命的要求。

(8) 工业生产性试验,在批量生产的情况下检查制品的合格率,保证在正常工业生产要求之内。

总之工业生产用的合金设计,是根据制品的性能要求进行包括合金成分设计、显微组织设计和制造加工处理工艺设计的内容。

1.2 合金设计资料

工业合金设计不等同于新材料的科学研究,它需要迅速提供实用的合金成分、显微组织、加工工艺和技术要求的性能。因此,在合金设计之前,已经具有合金设计需要的相关资料。现代合金设计是在广泛利用信息网络和计算机技术开展合金制造信息挖掘和合金材料性能挖掘等,已获得大量合金设计需要的信息基础上进行的,设计出的新合金及加工处理工艺与现用材料相比应该具有明显的优势。合金设计需要的资料(信息)主要有如下几类。

1.2.1 工业用合金的状态图(相图)

这是表征合金系中合金状态与温度及成分之间关系的图解,在生产实践中合金状态图可作为按照性能要求进行成分设计和合金熔铸、锻轧、冷塑性成型、热处理工艺设计的重要依据

以 Al-Mg 二元合金为例,其状态图如图 1-1 所示,可以看出,从纯 Al 到化合物 Mg_5Al_8 , 图中有共晶特征,共晶体含 33% Mg, 熔点为 449℃。化合物 Mg_5Al_8 性质很脆,没有工业应用价值。一般只能将注意力放在含 Mg 量不大的合金上,这类合金有在 400℃ 左右时可形成单相固溶体的区域,这是由于当温度在 449℃ 时, Mg 在 Al 中的溶解度为 17.4%, 而在室温时仅为 1.4%, 因而对含 1.9% ~ 17.4% Mg 的 Al-Mg 合金可以通过固溶化和时效处理来改善性能。现在工业使用的多为含 4% ~ 10% Mg 的 Al-Mg 合金,可以推荐性能更好的含 10% ~ 18% Mg 的 Al-Mg 合金。这种合金在铝合金中有良好的抗腐蚀性、优良的力学性能和小的密度。但由于结晶温度间隔很大,因而具有形成分散的多孔性倾向,其铸件在收缩应力作用容易形成裂纹,即铸造性能较差。

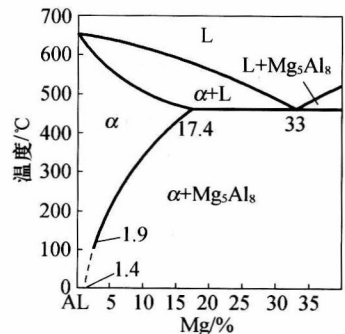


图 1-1 Al-Mg 系状态图

1.2.2 合金固态相变图

合金得到广泛应用的原因之一是这些合金都可以发生固态相变,可以形成不同的显微组织,而显微组织又是合金许多性能敏感的因素,因此控制合金的固态相变就可以使合金具有工业生产中和制品使用时需要的显微组织和性能。

合金固态相变图是表征某一合金发生固态相变的温度、时间或冷却速度,并常常示出转变产物(显微组织)室温下的力学性能(硬度)。可以从许多种相变图中提取合金成分(组元、含量)以及外界条件(温度、压力、磁场等)对固态相变条件的影响,其影响规律则是合金设计的重要依据。

常用的合金相变图主要有如下几种;

(1) 等温转变图(TTT图或IT图)这是某一合金在等温(I)条件下相变(T),即温度(T)、时间(T)与相变(T)之间关系综合图。当然等温转变图可以推算这种合金在连续冷却条件下的相变情况。

以45CrNi(wt% :0.44C,0.31Si,0.80Mn,0.96Cr,0.86Ni)钢为例,经850℃奥氏体化的过冷奥氏体等温转变图如图1-2所示。可以看出这种钢在310℃(M_s 点)以上会发生过冷奥氏体分解,在790℃(A_3 点)~500℃会发生A→F(奥氏体析出先共析铁素体),其后在750℃(A_1 点)~450℃之间会发生A→P(奥氏体分解为珠光体),在550℃与 M_s 点温度区间会发生A→B(奥氏体转变为贝氏体),在此相变的较高温区还发生了A→ \vec{F} (奥氏体析出先贝氏体针(条)状铁素体)。发生这些相变在不同温度下均有不尽相同的孕育期(为发生相变准备的时间),以及过冷奥氏体开始转变直到转变終了需要的时间。如在600℃等温,16s开始发生A→F,38s后A→F停止并开始发生A→P,900s后A→P完成,最终获得F+P显微组织,其室温硬度为30HRC。如果在350℃等温,10s即开始发生A→B,约6000s才能基本完成A→B转变,其室温硬度为43HRC。如果过冷奥氏体在 M_s 点以上没有分解,冷到 M_s 点以下时发生A→M(过冷奥氏体转变为马氏体)。而且随着温度的降低,形成马氏体的数量增多,室温下基本转变完成,硬度为60HRC。

根据各种钢的TTT图,可以获取钢的成分、奥氏体化状态(成分均匀性、晶粒大小)对不同温度下各种相变孕育期、开始转变时间、转变終了时间和转变产物、室温硬度的影响值,并建立计算公式,这对新的合金钢成分设计,显微组织设计至关重要。

(2) 连续冷却转变图(CCT图)。这是合金在连续(C)冷却(C)条件下的相变(T)综合图。它可以表示不同冷却速度(等速)下的相变,也可以表示不同变速(按实际冷却曲线冷却)的相变情况。

以30Cr2Ni2Mo(Wt% :0.30C,0.24Si,0.46Mn,1.44Cr,2.06Ni,0.37Mo)钢为例,经850℃奥氏体化后的过冷奥氏体连续冷却图如图1-3所示,可以看出,这种钢在不同冷却烈度冷却条件下过冷奥氏体发生相变的温度、时间、数量和冷至室温后的硬度。如冷却曲线1约在720℃~680℃之间,冷却时间从10000s~20000s发生A→F,转变量为50%,其余奥氏体在680℃~650℃之间,冷却时间从20000s~60000s发生A→P,转变产物为F+P(各50%),室温下的硬度为225HV;冷却曲线2形成的显微组织为F(45%)+P(30%)+B(25%),室温硬度为26HRC;冷却曲线3形成的显微组织为F(15%)+B(75%)+M*(10%),室温硬度为37HRC;冷却曲线4形成的显微组织为F(4%)+B(85%)+M*(11%),室温硬度为

40HRC;冷却曲线5形成的显微组织为F(1%) + B(50%) + M*(49%),室温硬度为45HRC;冷却曲线6形成的显微组织为B(40%) + M*(60%),室温硬度为46HRC;冷却曲线7形成的显微组织为B(20%) + M*(80%),室温硬度为48HRC;冷却曲线8形成的显微组织为B(2%) + M*(98%)室温硬度为50HRC;冷却曲线9形成的显微组织为M*(100%),室温硬度为51HRC。

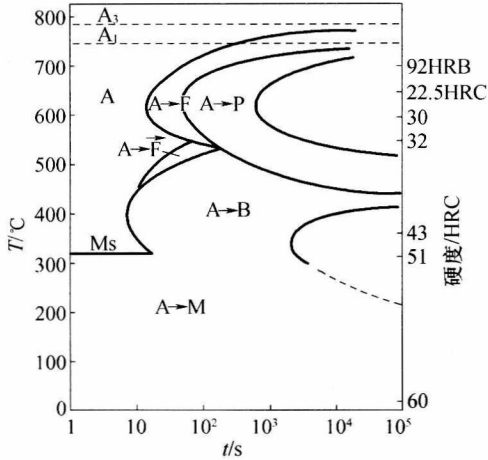


图 1-2 一种 45CrNi 钢的
过冷奥氏体等温转变图

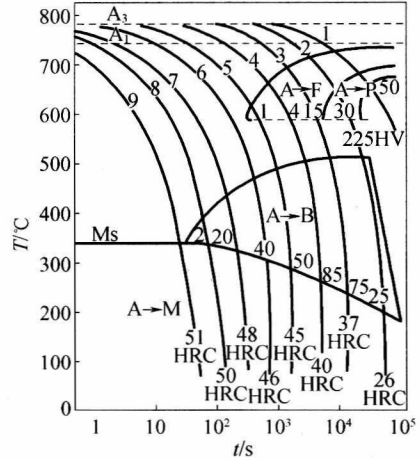


图 1-3 30Cr2Ni2Mo 钢过
冷奥氏体连续冷却转变图

根据各种钢的 CCT 图,可以获取钢的成分、奥氏体化状态(成分均匀性、晶粒大小)对各种不同冷却烈度、冷却曲线、冷却条件下的相变和相变产物、室温硬度影响值,并建立计算公式。可为技术要求尺寸制件在某种冷却介质冷却(有一定的冷却曲线),按照性能(转换成硬度)和显微组织要求提供新钢种的设计依据。

(3) 淬不透相变图。为了减轻制件重量和发挥材料的强度潜力,许多制件都需要强化处理,常用的方法就是淬火和其后的回火(为了降低脆性,增高韧性和稳定性)。淬火对工业广泛使用的合金(钢)就是使过冷奥氏体全部转变马氏体(允许有少量残留奥氏体),然而,在一些情况下(尤其是有效厚度很大的制件)淬火后常常不可能全部获得马氏体组织,即没有淬透,此时制件的各部位(从表层至心部)会获得什么样的显微组织和具有什么样的力学性能,这不仅对制造者十分重要,对新材料的设计者也非常重要,提供这方面情况的是合金淬不透相变图。

以 40CrMnMo(wt% :0.44C,0.29Si,1.04Mn,1.13Cr,0.15Mo)钢为例,该钢的 A_3 点为 790°C ,在 850°C 奥氏体化条件下,制件不同直径在油及水冷却介质中淬冷时,制件各部淬冷时间对相变转变产物、室温硬度影响图即淬不透相变图,如图 1-4 所示。图 1-4(a) 的横坐标表示合金制件的直径(从 0 ~ 175mm)在冷却烈度 $H=2$ (实线)的水中和 $H=0.5$ (虚线)的油中淬冷时表层(0.9R 处)、中部(0.5R 处)和心部(0R 处)与图 1-4(b) 的淬冷时间(横坐标)和发生的过冷奥氏体相变及其转变产物室温硬度(纵坐标)之间的关系。

例如,当制件为 100mm 时,奥氏体化后油淬时,从图 1-4(a) 中的垂直点划线 ABCD 可以看出,其交点 B、C、D 点分别表示制件 0.9R、0.5R 和心部的情况,由这些交点作水平

* M 实为 $M + A_R$,只是 A_R 较少

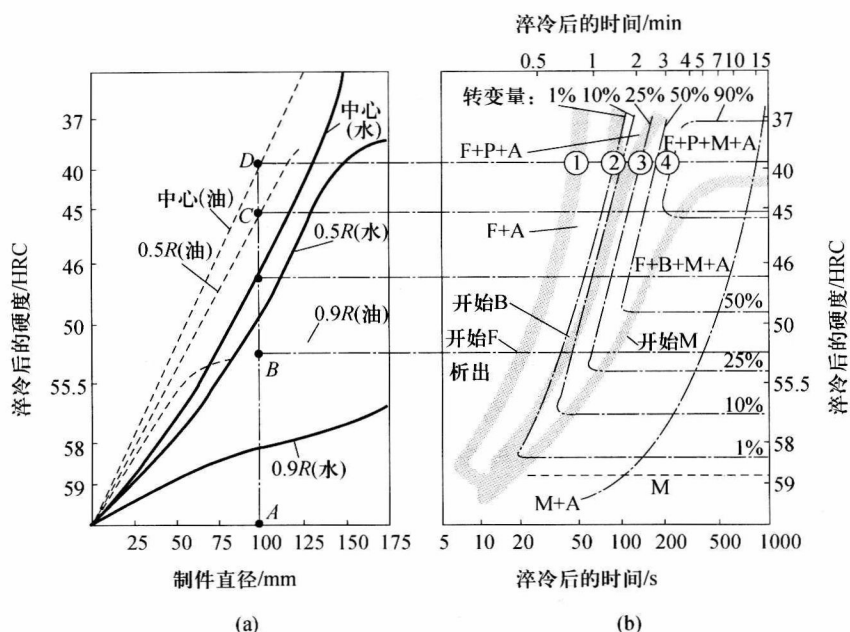


图 1-4 40CrMnMo 钢奥氏体化后制件各部位在水或油中冷却与淬冷时对相变的影响

线至图 1-4(b),以心部的 D 点为例,冷却 40s 时,与 A→F 线相交①,表示 F 形成;冷却时间到 80s 时,A 分解量约 1%,并开始 A→P②;当冷却时间为 120s 时③,A→P 停歇,A 分解量约为 25%,并开始发生 A→B;冷却时间为 200s 时④,奥氏体分解已达 90%,其产物为 F + P + B (其余 10% 为奥氏体)室温硬度约为 39HRC,制件各部位的相变情况如表 1-1 所列。

表 1-1 40CrMnMo 钢直径为 100mm 制件油淬时相变情况

制件轴心		中间 0.5R 处		表层 0.9R 处	
淬冷时间/s	相变情况	淬冷时间/s	相变情况	淬冷时间/s	相变情况
40	A→F 开始	35	A→F 开始	15	A→F 开始
80	形成 1% F	70	形成 1% F	35	形成 1% F
90 ~ 100	形成 25% F A→P 开始	85	形成 10% F		A→B 开始
		95	A→B 开始	45	A 分解 10% (B + F)
120	形成 25% (F + P) + 25% B	120	A→40% B	60	A 分解 25% (B + F)
		210	A→90% (B + F)		
200	形成 90% (F + P + B)	220	未转变 A→M	90	A→M 开始
900	冷却完了 90% (B + F + P) + 10% A 硬度:39HRC	600	冷却完了 90% (B + F + P) + 10% M 硬度:45HRC	420	冷却完了 40% B + 1% F + 59% (M + A _R) 硬度:52HRC

又如 40CrMnMo 钢直径为 100mm 水淬时心部的相变情况和淬冷完成后的硬度如表 1-2 所列。

表 1-2 40CrMnMo 钢直径为 100mm 制件水淬时心部的相变情况

在水中冷却时间 /s	制件心部相变情况
25	A→F 开始
50	形成 1% F
60	A→B 开始
100	A→49% B + 1% F
150	A→M 开始
600	淬水冷却完了,显微组织为 60% (B + F) + 40% (M + A _R), 硬度 47HRC

因此,这种相变图不仅可以预测生产中不同有效厚度(或直径)油或水淬后各部位获得的显微组织和硬度,指导现实生产。而且,从许多这种图中可以提取成分(碳及合金元素)及奥氏体化条件(温度、时间)对各种相变动力学的影响数据,可以根据具体尺寸(有效厚度)制件和性能要求进行合金成分设计,是显微组织设计和工艺设计的重要参数资料。

1.2.3 钢(Fe - C - M 合金)的淬透性数据

众所周知,工业企业检验合金力学性能指标,通常都不是采用静拉伸、弯曲、扭转、冲击或疲劳、磨损试验,而是测定硬度(既简便又不破坏试件),如果硬度合格,即认为制品力学性能合格,其根据为何?近几十年来许多合金材料工作者认为,结构钢淬火回火后获得的显微组织对完全淬透(全部获得马氏体和少量残留奥氏体)钢的力学性能具有决定性意义,而钢的合金成分实际上不起作用或作用很小,这意味着如果细晶粒结构钢具有相同的碳含量,淬火成完全马氏体后,回火到相同硬度水平,那么不管用什么样的元素合金化,也不管合金元素含量多少,它们将具有相同的强度、塑性、韧性特征,并将它称为回火结构钢力学性能的相似性。虽然,这种相似性在学术界还有争论,但对小尺寸(有效厚度在 100mm 以下的制件)相似性是存在的,而且已在汽车、拖拉机零件生产中广泛的应用,因为有了这种相似性,不仅可以用现在已有的材料代替传统材料,而且可设计新材料进行替代。所以,掌握钢的化学成分、工艺因素,对淬透性的影响规律是重要的。淬透性预测和计算方法,主要有如下两种。

1. 根据化学成分计算理想直径(D_i)

所谓理想直径是指当钢淬入冷却烈度 $H = \alpha$ (钢的表面温度立即降至介质温度),能够完全淬透(心部能形成 50% M)的最大直径。其大小仅取决于钢的化学成分,是反映钢淬透性的基本判据,该数值在实际工程应用时,可用它作为淬透性的基本换算量。

首先规定钢中所含元素均能全部固溶入奥氏体中,用碳钢的理想直径 D_{ic} 作为基本淬透性,然后根据钢中含有的合金元素对淬透性贡献的大小,用淬透系数 F_M 来表示,再用连乘累计的方法计算钢的理想直径:

$$D_i = D_{ic} \cdot F_{Si} \cdot F_{Mn} \cdot F_{Cr} \cdot F_{Ni} \cdots \cdots$$

式中, F_{Si} 、 F_{Mn} ……分别代表 Si、Mn……的淬透系数。

钢的基本淬透性可从图 1-5 中查出。对于中低碳钢合金元素的淬透性系数可以从图 1-6 中查出。

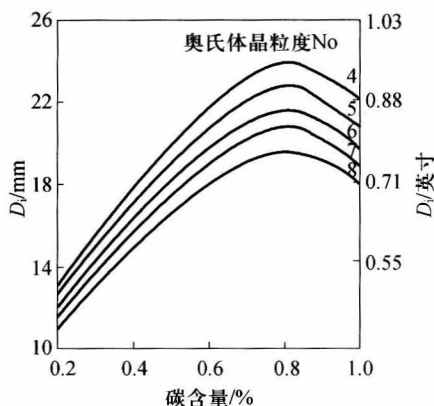


图 1-5 钢中的碳含量和奥氏体晶粒度与 D_{ic} 的关系

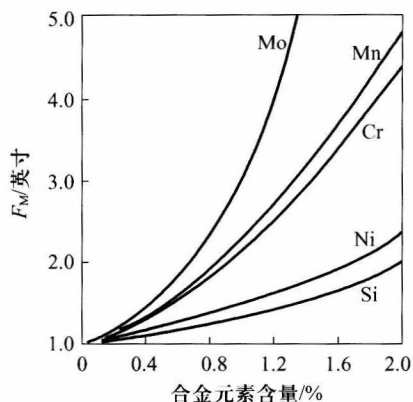


图 1-6 低中碳钢合金元素含量与 F_M 的关系

以 25CrMnMo (wt% :0.25C,0.3Si,0.7Mn,1.1Cr,0.2Mo) 钢为例,当奥氏体晶粒度为 7 级时:

$$D_i = 0.46 \times 1.2 \times 1.8 \times 2.2 \times 1.3 = 2.84 \text{ 英寸} = 72\text{mm}$$

与其他方法测得的 $D_i = 70\text{mm}$ 相比,相当接近。

2. 根据化学成分计算端淬曲线

端淬曲线是测定淬透性最简便试验方法——端淬试验测得的结果,因为这种方法是美国福特汽车公司材料工程师 Jominy W. E 等首先提出的,所以也称为 Jominy 曲线。它表示端淬试样 ($\phi 25\text{mm} \times 100\text{mm}$) 末端喷水淬冷(喷水管内径为 12.5mm、距淬冷端面 12.5mm,喷出水管自由高度稳定在 $(65 \pm 5)\text{mm}$) 后,试样沿轴线方向相对 180° ,两边各磨去 0.2mm ~ 0.5mm,然后从距顶端 1.5mm 处,沿轴线自下而上测定硬度值 (HRC),制成距淬端距离与硬度之间的关系图,以 22CrMnNiMo 钢为例,如图 1-7 所示,其化学成分如表 1-3 所列。可以看出,虽然都属一个钢号,但由于化学成分的波动(技术允许的),其端淬曲线(淬透性)是颇有差异的,高值和低值曲线构成了这个钢号的端淬曲线带。由于用钢企业保证生产工艺稳定,要求钢厂供应端淬曲线带窄的钢,即 H 钢,其端淬曲线特性,亦示于图 1-7 之中。

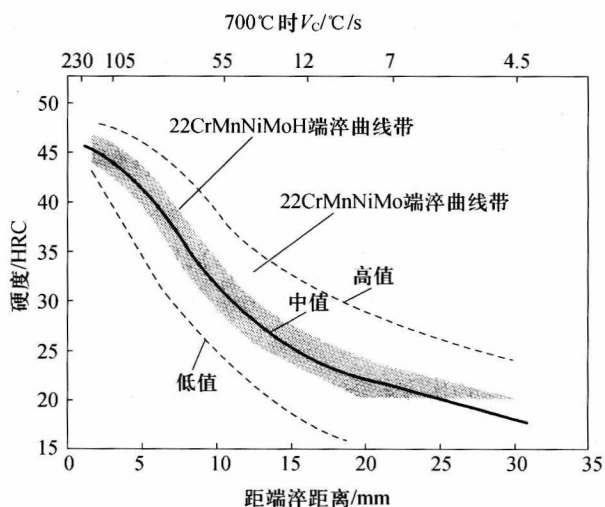


图 1-7 22CrMnNiMo 钢的 3 种不同化学成分的端淬曲线

表 1-3 图 1-7 中 3 种 2CrMnNiMo 钢的不同化学成分

	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo
中值	0.22	0.27	0.87	0.55	0.55	0.11
高值	0.26	0.31	0.95	0.62	0.60	0.08
低值	0.18	0.23	0.79	0.48	0.50	0.14

对于大多数结构件用钢通常都有淬透性要求。因此,设计这类材料需要收集大量的端淬曲线(带),并从中总结出,化学成分和工艺因素对端淬曲线的影响数据。这对为需要某一淬透性要求的制件设计出既能满足技术要求,价格又最低,且重要和紧缺合金资源用量最少的新钢种是非常重要的。

许多合金制件,根据使用性能和工艺性能要求,并不是对端淬曲线每个位置(距淬端距离)的硬度值感兴趣,只是需要某一距淬端距离处的硬度值。提出 $J_x = y\text{HRC}$ (x 为距淬端距离, x 可为 2mm ~ 80mm; y 为该距端淬距离处的 HRC 硬度值) 技术要求,中小型汽车发动机变速箱齿轮用渗碳钢,要求 $J_{10} = 36\text{HRC} \sim 42\text{HRC}$ 或 $J_{9-11} = 40\text{HRC}$ (距淬端距离 9mm ~ 11mm 处硬度值为 40HRC)。因此需要建立各种因素在 $J_x = y\text{HRC}$ 中的影响数值,如

$$J_{1.6} = 37.5 (\% \text{C}) + 39.5$$

$$J_{3.2} = 37.9 (\% \text{C}) + 38.6$$

$$J_{4.8} = 37.8 (\% \text{C}) + 38.1$$

$$J_{6.3} = 41.1 (\% \text{C}) + 36.3$$

$$J_{7.9} = 44.6 (\% \text{C}) + 8.0 (\% \text{Mn}) + 10.2 (\% \text{Cr}) + 23.6$$

$$J_{9.5} = 58.0 (\% \text{C}) + 16.2 (\% \text{Mn}) + 30.4 (\% \text{Cr}) + 5.3$$

$$J_{11} = 65.5 (\% \text{C}) + 35.1 (\% \text{Mn}) + 66.0 (\% \text{Cr}) + 27.6$$

$$J_{13} = 54.4 (\% \text{C}) + 42.0 (\% \text{Mn}) + 93.6 (\% \text{Cr}) - 40.7$$

$$J_{16} = 39.2 (\% \text{C}) + 37.3 (\% \text{Mn}) + 73.9 (\% \text{Cr}) - 37.5$$

$$J_{19} = 37.5 (\% \text{C}) + 29.9 (\% \text{Mn}) + 54.8 (\% \text{Cr}) - 31.2$$

上述诸式计算获得的 HRC 硬度值,只适合 0.25% C ~ 0.35% C, 1.20% Mn ~ 1.38% Mn, 0.23% Si ~ 0.35% Si, 0.02% Ni ~ 0.04% Ni, 0.03% Cr ~ 0.12% Cr, 0.01% Mo ~ 0.02% Mo 和 0.0005% B 化学成分的钢种。

$$J_{6-80} = 95 \sqrt{C} - 0.0028x^2 \sqrt{C} + 20\text{Cr} + 38\text{Mo} + 14\text{Mn} + 6\text{Ni} + 6\text{Si} + 39\text{V} + 15\text{B}^* \\ 96\text{P} - 0.8\text{K} - 12 \sqrt{x} + 0.9x - 13 (\text{HRC})$$

式中, x 为距端淬距离 (mm); K 为奥氏体晶粒度 (No); B^* 为 $\text{B} = 0.003\% \sim 0.005\%$ 时的定值。此公式适合如下成分范围的钢种: $\text{C} < 0.6\%$, $\text{Cr} < 2\%$, $\text{Mn} < 2\%$, $\text{Ni} < 4\%$, $\text{Mo} < 0.5\%$, $\text{V} < 0.2\%$ 。

J_{6-40} (渗碳钢) = $74 \sqrt{C} + 14\text{Cr} + 5.4\text{Ni} + 29\text{Mo} + 16\text{Mn} - 18.6 \sqrt{x} + 1.38x + 7$ (HRC), 适用化学成分范围同上式。

J_{6-40} (调质钢) = $102 \sqrt{C} + 22\text{Cr} + 27\text{Mn} + 7\text{Ni} + 33\text{Mo} - 15.47 \sqrt{x} + 1.102x - 16$ (HRC), 适用化学成分范围同上式。

1.2.4 建立临界冷却速度、化学成分、工艺因素之间的定量关系式

从钢的过冷奥氏体连续冷却转变图中可以得出有几个临界冷却速度对合金设计和制件热处理工艺是很有用的。以 42CrMo 钢为例说明之,如图 1-8 所示。

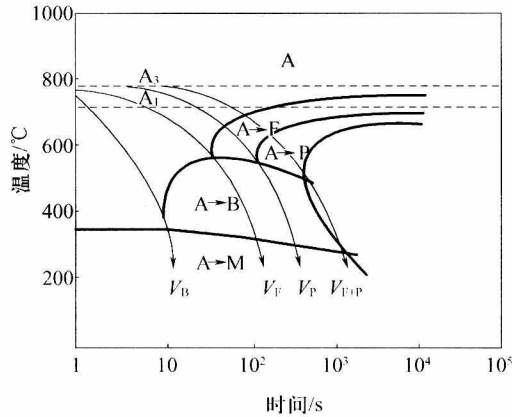


图 1-8 42CrMo 钢 CCT 图及其临界冷却速度

从图中可能看出, V_B 是抑止过冷奥氏体发生贝氏体转变的最小冷却速度。 V_F 是抑止过奥氏体析出先共析铁素体的最小冷却速度。 V_P 是抑止过奥氏体发生珠光体转变的最小冷却速度。 V_{F+P} 是过冷奥氏体全部转变为先共析铁素体 + 珠光体的最大冷却速度。还有 V_M 是过冷奥氏体不发生分解全部转变为马氏体(包括未转变的残留奥氏体)的最小冷却速度,也称为钢的临界淬火速度。对于图 1-8 所示的 42CrMo 钢 $V_M = V_B$, 在其他成分的钢中 V_M 也有可能等 V_F 或 V_P 。对于 V_{F+P} 也称为退(正)火临界冷却速度。此外,对于过共析钢还有 V_C 是抑止过冷奥氏体析出渗碳体或碳化物的最小冷却速度,在这类钢中 V_M 也可能等于 V_C 。

经过对大量试验数据分析整理,采用回归法对结构钢的各种临界冷却速度(在 700°C 附近的冷却速度),可用如下公式表达。

$$\lg V_M(V_C) (\text{°C/h}) = 9.81 - (4.62C + 1.05Mn + 0.5Cr + 0.66Mo + 0.54Ni + 0.0018P_A)$$

$$\lg V_{M(90)} (\text{°C/h}) = 8.76 - (4.04C + 0.96Mn + 0.58Cr + 0.97Mo + 0.49Ni + 0.001P_A)$$

$$\lg V_{M(50)} (\text{°C/h}) = 8.5 - (4.13C + 0.86Mn + 0.41Cr + 0.94Mo + 0.57Ni + 0.0012P_A)$$

$$\lg V_B (\text{°C/h}) = 10.17 - (0.38C + 1.07Mn + 0.57Cr + 1.58Mo + 0.70Ni + 0.0032P_A)$$

$$\lg V_{B(90)} (\text{°C/h}) = 10.55 - (3.65C + 1.08Mn + 0.61Cr + 1.49Mo + 0.77Ni + 0.0032P_A)$$

$$\lg V_{B(50)} (\text{°C/h}) = 8.74 - (2.23C + 0.86Mn + 0.59Cr + 1.60Mo + 0.56Ni + 0.0032P_A)$$

$$\lg V_{B+F(90)} (\text{°C/h}) = 7.51 - (1.38C + 0.35Mn + 0.11Cr + 2.31Mo + 0.93Ni + 0.0033P_A)$$

$$\lg V_{M(F+P)} (\text{°C/h}) = 8.58 - (0.43C + 0.49Mn + 0.26Cr + 0.78(V + Nb) + 0.38Mo + 2\sqrt{Mo} + 0.78Ni + 0.0023P_A)$$