

现代工程合金

吴云书 许昌淦 钱友荣 王世洪 编著

国防工业出版社

现代工程合金

吴云书 许昌淦 钱友荣 王世洪 编著

国防工业出版社

内 容 简 介

本书集中论述国内外工程合金,其中包括结构钢、不锈钢、高温合金、铝合金、镁合金、钛合金和金属基复合材料等。主要讨论合金的化学成分、组织结构、加工工艺和使用性能之间的关系。现代工程要求结构材料的比强度与比刚度高,综合机械性能好,特别要求在动载、高温、腐蚀介质等条件下,有良好的断裂、疲劳、蠕变和持久性能。这些工程合金的基本性能,明显地影响现代工程的效能和寿命,是设计现代工程所必须考虑的。为了说明工程合金的强化规律,书中介绍了工程合金的强化机制和设计原则。本书用相当篇幅讨论正在发展中的各类工程合金,以适应现代技术飞速发展的现状。

本书可供高等院校材料科学与工程、物理冶金、金属材料及热处理专业师生和选择、使用、研制、生产工程合金的研究人员、工程技术人员使用。

现 代 工 程 合 金

吴云书 许昌澄 钱友荣 王世洪 编著

*

国防工业出版社 出版

新华书店北京发行所发行 各地新华书店经售

国防工业出版社印刷厂印装

*

787×1092¹/₁₆ 印张 29¹/₂ 692千字

1983年8月第一版 1983年8月第一次印刷 印数: 0,001—5,700册

统一书号: 15034·2508 定价: 3.00元

前 言

材料科学是应用学科，是现代工程的基础。科学技术的发展离不开材料科学和工程的进步。航空工程是对工程合金要求最高的部门之一。为了适应航空事业的发展，满足制造各种高速、高空、远程飞行器的要求，需要提供各种高比强度、比刚度，能在高空、低温、腐蚀、磨损、辐照等不同条件下工作，具有优异的机械性能、物理性能、化学性能和工艺性能的结构材料。当前，工程合金仍然是构成航空和宇宙飞行器的主要结构材料。

本书主要论述各种工程合金的金属学问题，即研究合金的成份、组织、工艺和性能之间的关系；反映合金成份设计的基本规律，论述航空飞行器各部件选用工程合金的基本要求；概述各种工程合金在航空构件上使用时的主要问题和解决的途径；介绍国内外工程合金的现状和发展趋势。

本书共分为七章：第一章结构钢，第二章不锈钢，第三章高温合金，第四章铝合金，第五章镁合金，第六章钛合金，第七章金属基复合材料。由于篇幅的限制，只能讨论这些金属材料中的基本理论和主要的实际问题。每章末所列的参考文献，供要求进一步深入研究问题的读者参考。对于高熔点金属及其合金、金属陶瓷、钎合金等正待发展的新材料，未列入本书编写计划之内。

本书采用国际单位制；书中引用的参考文献的插图，则仍沿用原著中采用的单位。考虑到国际单位制目前在我国还处于开始使用的阶段，读者对它有一个熟悉过程；因此，附录中列出国际单位制与常用单位制的换算表。

本书是由北京航空学院材料科学和工程系吴云书（第四章）、钱友荣（第二、三章）、王世洪（第五、六章）、许昌淦（第一、七章）等同志共同编写的。书中采用了其他单位发表的技术总结和科研报告的数据、图表，在此表示衷心感谢。对本书存在的问题，欢迎读者批评、指正。

目 录

第一章 结构钢	1
§ 1 高强度钢与超高强度钢	1
§ 2 渗碳钢	77
§ 3 氮化钢	95
第二章 不锈钢	110
§ 1 合金元素的作用	110
§ 2 马氏体不锈钢	112
§ 3 控制相变不锈钢	122
§ 4 铁素体不锈钢	131
§ 5 奥氏体不锈钢	132
第三章 高温合金	155
§ 1 各类高温合金的基本特性	155
§ 2 γ 基体的固溶强化	165
§ 3 金属间化合物相析出强化	167
§ 4 强化晶界及热处理	182
§ 5 铸造镍基高温合金的显微组织	195
§ 6 拓扑密堆相及相计算	210
§ 7 高温合金的发展	222
第四章 铝合金	232
§ 1 工业纯铝的性质	232
§ 2 铝合金时效理论基础	234
§ 3 变形铝合金	260
§ 4 铸造铝合金	284
§ 5 铝合金的发展现况	297
第五章 镁合金	310
§ 1 镁合金的基本特性	310
§ 2 镁的合金化及热处理原理	312
§ 3 工业镁合金	326
§ 4 镁合金中的常见缺陷	347
第六章 钛合金	352
§ 1 钛的基本性质	353
§ 2 钛的合金化原理	358
§ 3 钛合金的热处理原理	369
§ 4 工业钛合金	404
第七章 金属基复合材料	441
§ 1 金属基复合材料的概况	441
§ 2 纤维增强的金属基复合材料	443
§ 3 定向共晶复合材料	453
§ 4 金属基复合材料的发展	464

第一章 结 构 钢

结构钢通常按处理方法、机械性能和用途分为调质钢、渗碳钢、氮化钢、高强度钢、超高强度钢、弹簧钢、轴承钢、易削钢等等。按化学成份的不同分为碳钢、铬钢、硼钢等。考虑到航空上实际使用结构钢的情况，将其区分为：高强度钢与超高强度钢、渗碳钢和氮化钢等三类来进行讨论。

§ 1 高强度钢与超高强度钢

高强度钢用来制造各种承力构件，如建筑用的大型桁架、桥梁、高层建筑物的构架、船舶、汽车和机车等。一般工业中常用低合金高强度钢。航空和宇航工业使用的高强度钢是指抗拉强度在 $1000 \sim 1500 \text{兆牛/米}^2$ （或 $100 \sim 150 \text{公斤/毫米}^2$ ）范围的机械制造用钢。为了获得良好的综合机械性能，早期多采用调质处理作为最终热处理，称这类钢为调质钢。随着科学技术的发展，生产上逐渐推广等温处理工艺。为了提高焊接性能、避免淬火变形，贝氏体钢也获得推广使用。这里讨论的高强度钢包括用调质、等温或正火等各种热处理方式获得抗拉强度为 $1000 \sim 1500 \text{兆牛/米}^2$ 的各种结构钢。

超高强度钢是屈服强度（ $\sigma_{0.2}$ ）大于 1400兆牛/米^2 的钢，用来制造飞机起落架，高强度螺栓和螺帽，不同型式的压力容器，火箭发动机及导弹壳体，弹簧，高速转子，轴和轴承以及其他重负荷承力构件，是航空和宇航技术上使用的重要材料。

一、结构钢的强化机制

高强度钢及超高强度钢要求在强度和韧性适当配合的条件下，具有必要的工艺性能。合金化的作用首先是强化。目前大多使用以 α -铁为基的低、中碳合金钢，综合运用固溶强化、沉淀强化和晶粒细化的作用。

1. 固溶强化

固溶强化是在体心立方点阵的 α -Fe基体中，加入碳和合金元素形成置换式或间隙式固溶体强化。置换式固溶体中溶质与溶剂原子的电子结构不同，切变弹性模量有差别，一般形成对称的点阵扭曲。置换式固溶体的强化应符合^[1]：

$$\frac{d\tau}{dc} \sim \left(\frac{1}{a} - \frac{da}{dc} \right)^n \quad (1-1)$$

式中 τ —— 切应力；

a —— 固溶体的点阵常数；

c —— 溶质浓度；

n —— 材料指数。

在稀固溶体（即合金元素加入量很少）内，固溶强化的效果与固溶体点阵常数的变化

呈线性关系, 即 $n = 1$ 。低碳低合金的铁素体-珠光体钢固溶强化的结果见图1-1。

间隙式固溶体中碳、氮、磷等元素引起点阵不对称扭曲, 溶质原子偏聚于部分位错处, 与位错有强烈地交互作用。间隙固溶体的强度与固溶度的平方成正比, 强化作用较置换式固溶体大 10~100 倍以上。

不同合金元素溶于 α -铁中引起屈服强度的变化见表1-1^[2]。

相对于沉淀强化和弥散强化而言, 固溶强化的作用较小。但是, 合金元素固溶于基体后, 还可起其他的强化作用。其固溶作用可归结为:

(1) 改变了 α -铁 $\rightarrow$ γ -铁的相变温度 (即临界点)。加入降低临界点的合金元素时, 促使加热时晶粒粗化和沉淀相溶解。

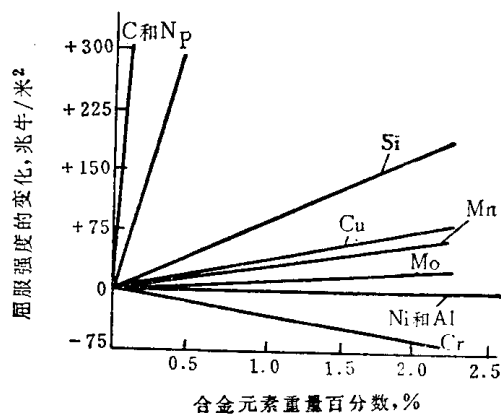


图1-1 低碳铁素体-珠光体钢的固溶强化

表1-1 合金元素溶于 α -铁中对屈服强度的影响

合 金 元 素	C、N	P	Sn	Si、Cu	Mn	Mo	Ni	Cr
1%合金元素引起屈服强度的变化, $\Delta\sigma_s$, 兆牛/米 ²	434	87.5	13.2	8.7	3.2	1.3	0	-3.1

(2) 改变了碳化物、氮化物或氰化物在钢中的溶解度, 从而影响沉淀强化的效果。

(3) 改变了基体点阵的层错能, 影响到位错的结构和运动, 改变了钢的强度和韧性。

在表 1-1 中, 各种合金元素的作用是:

(1) **碳和氮** 是强化效果最大的合金元素。但在低合金钢中利用碳、氮固溶强化的作用是很有限的。碳、氮在 α -铁中溶解度很低, 少量固溶碳提高屈服强度的数值不大, 却显著降低了钢的韧性和焊接性能。氮降低缺口韧性, 也不适宜用于固溶强化。碳、氮在钢中主要用于相变强化、沉淀强化和细化晶粒。

(2) **锰** 降低 α -铁 $\rightarrow$ γ -铁的相变温度。锰固溶强化的作用不大。含锰较高时, 推迟珠光体转变, 从而获得贝氏体组织强化。

(3) **硅** 有较好的固溶强化效果。硅提高 α -铁 $\rightarrow$ γ -铁的相变温度, 同时起粗化铁素体和降低冲击韧性的作用。

(4) **镍** 固溶强化的作用很小。镍降低点阵的层错能, 增加塑性变形时的滑移平面, 避免应力集中, 减小形成裂纹的倾向, 提高了钢的塑性和韧性。

(5) **铬** 提高钢的淬透性。含量低于 0.25% 时, 可提高韧性。

(6) **钼** 在低合金的铁素体-珠光体钢中起固溶强化的作用。钼推迟珠光体相变, 但对贝氏体转变的影响不大。因此, 钼是贝氏体钢中主要的合金元素, 促使钢中贝氏体形成, 提高强度和韧性。

(7) **磷** 是钢中不可避免的杂质元素, 能增加应变硬化速率, 起强化作用。含磷钢抗大气腐蚀能力强, 同时切削性能好。但是, 磷降低钢的强度和韧性, 在航空用优质结构钢中, 磷和硫的含量都要限制在 0.0035% 以下。

(8) 铜 起固溶强化作用。但在铁中的溶解度很小, 固溶强化的作用有限。铜提高钢的抗蚀性, 有时效强化的效果。铜在钢中引起热脆性。在不经热处理使用的钢中, 铜会降低韧性。

2. 晶粒细化

细化晶粒是强化金属最有效的方式。Hall和Petch在五十年代初得到晶粒度与屈服强度的关系为:

$$\sigma_y = \sigma_i + k_y d^{-1/2} \quad (1-2)$$

式中 d —— 晶粒直径;

σ_y —— 流变应力;

σ_i —— 晶粒内部阻滞位错移动的应力;

k_y —— 比例常数。

(1-2) 式在奥氏体钢和晶粒直径为0.3~400微米范围的铁素体钢内都得到证实。测出奥氏体钢中 k_y 值 仅为铁素体钢的 1/2, 即奥氏体晶界对位错滑移的钉锚作用较铁素体晶界小。

晶粒细化还提高了韧性, 使塑性-脆性转变温度明显地降低。Pickering 等^[1]测得低碳钢中铁素体的脆性转变温度与晶粒度的关系为:

$$\beta T_c = \ln \beta - \ln C - \ln d^{-1/2} \quad (1-3)$$

式中 β 、 C —— 比例常数。 β 与点阵的扭曲阻力有关; C 与裂纹扩展阻力有关, 即反映晶界对位错移动的障碍。晶界处应力集中, 位错移动至晶界处逐渐塞积, 产生裂纹。

T_c —— 用V型缺口的夏氏 (Charpy) 试样测得的塑性-脆性转变温度。

d —— 晶粒直径。

晶粒细化使塑性变形的流变应力、加工硬化速率、断裂应力和应变等指标都增加了^[3,4], 见图1-2, 细化晶粒对应变硬化率 ($d\sigma/d\varepsilon$) 没有影响。

铁素体晶粒大小取决于原奥氏体晶粒大小和铁素体的生核、长大速度。锻压过程中奥氏体在高温下恢复、再结晶和晶粒长大, 决定了原奥氏体晶粒的大小。奥氏体晶粒的平均直径 d 和奥氏体化时间 t 的关系符合于:

$$d = kt^n \quad (1-4)$$

式中 k 、 n —— 常数。 k 随奥氏体化温度而改变, 符合 Arrhenius 关系。

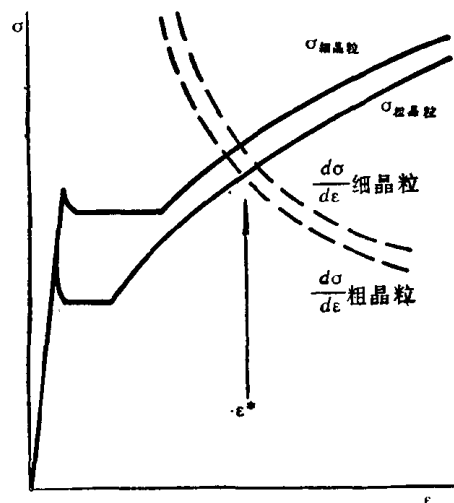


图1-2 钢的晶粒度与应力-应变曲线

关于晶粒细化的机制, Cahn^[1] 认为是溶质原子在晶界偏聚时增加晶界迁移的摩擦阻力所致。而 Zener 则认为当晶粒边界存在第二相质点时, 减小晶界面积, 增加晶界能量, 在晶界起钉锚作用而阻碍晶粒长大。第二相质点细化晶粒时, 晶粒半径 R 和钉锚质点半径 r 之间符合以下关系:

$$R = 4r/3f \quad (1-5)$$

式中 f —— 第二相质点的体积百分数。

(1-5) 式为从钉锚阻力计算晶体内部受力平衡而得到的关系式。Hillert 从晶粒长大过程中能量平衡出发，得到晶粒长大的临界半径 R_0 为：

$$R_0 = \frac{kR}{(k - ER)} \quad (1-6)$$

式中 R —— 晶粒半径；

E —— 晶粒长大时能量的变化；

k —— 常数。

Gladman^[1] 考虑第二相质点大小和分布状态对晶粒细化的影响，得到第二相临界质点半径 r_0 和有效钉锚的晶粒半径 r_0 之间应符合：

$$r_0 = \frac{6r_0 f}{\pi} \left(\frac{3}{2} - \frac{2}{Z} \right)^{-1} \quad (1-7)$$

式中 f —— 第二相质点的体积百分比；

Z —— 考虑晶粒形状的几何尺寸系数。

实验证实，锰钢中钒、铌、钛、铝的碳化物和氮化物在钢中以直径为 50~100 埃的弥散相存在即可制止再结晶和晶粒长大。

当 γ -铁 $\rightarrow$ α -铁转变时，铁素体可以在原奥氏体晶界或晶内形核。而奥氏体内的碳化物、氮化物或氟化物则构成铁素体的非自发核心，起细化铁素体晶粒的作用。

增加冷却速度即增加 γ -铁 $\rightarrow$ α -铁相变的过冷度，也增加铁素体形核速度，即细化铁素体晶粒。

钢中细化晶粒的合金元素有：

(1) **铌** 制止奥氏体再结晶的作用最强，细化结构钢晶粒最有效。加入 0.02% 铌即足以在奥氏体内形成 NbC 或 Nb(CN)。不同温度下形成质点的颗粒大小不同，达到直径为 50 埃的质点即可起制止变形后亚结构的恢复和奥氏体再结晶的作用。加入更大量的铌不会进一步细化晶粒，相反，在较高温度下易形成较粗的质点，反而不利于阻止再结晶。

(2) **钒** 钒处于固溶状态下对奥氏体再结晶的影响甚小。钢中加入 0.05% 钒即可细化晶粒。含钒量增加则细化晶粒作用加强。若钢中同时含有氮，冷却至 A_3 点与 A_1 点之间，有氮化钒沉淀析出，则明显地增加铁素体的形核速度，阻止铁素体晶粒长大。

(3) **铝** 钢中同时加入铝与氮，两者共同作用可细化晶粒。含 0.03% 铝即起作用，过量铝反而不利于细化晶粒。铝与氧的亲合力很强，沸腾钢冶炼时很难加入铝作细化剂。铝的夹杂物在连续铸锭时很难排除，容易形成冶金缺陷。

(4) **钛** 锰钢中加入 0.05% 钛，能有效地细化晶粒。钛形成碳化物或氮化物时质点较粗，降低钢的机械性能。低碳钢中用钛细化晶粒最有效。但钛与铝相同，与氧的亲合力很强，需采用真空除气将钢中夹杂物降至最低限时，才能获得冶金质量合格的含钛钢。

3. 沉淀强化

沉淀强化是结构钢中主要的强化方式；影响沉淀强化效果的因素有：

(1) 沉淀相的各种热力学参数 包括钢中碳化物或氮化物在奥氏体及铁素体内的溶解度, 形成碳化物或氮化物的生成热等。

(2) 沉淀的温度和形成沉淀时的动力学参数 包括沉淀相的形成量、形成速度及其与温度的关系。

(3) 钢中 γ -铁 $\rightarrow\alpha$ -铁的相变温度。

(4) 时效对沉淀的影响。

可变形质点的沉淀相与不可变形质点沉淀相对位错运动的影响是不同的。可变形质点沉淀相强化决定于位错运动时切割沉淀相质点的阻力。沉淀相时效强化达到最大硬度值以前, 对基体有共格应变强化和化学硬化两种作用。Brown^[5]提出共格沉淀小切变强化模型, 认为共格应变强化作用与沉淀相的体积百分数(f)和基体与沉淀相之间的错配度(ϵ_m)成正比, 其强化的关系式为:

$$\tau = G\epsilon_m^{3/2}f^{1/2}\left(\frac{r_0}{b}\right)^{1/2} \quad (1-8)$$

式中 τ ——切应力;

G ——切变弹性模量;

ϵ_m ——基体与沉淀相之间的错配度;

f ——沉淀相所占的体积百分数;

r_0 ——沉淀相的半径;

b ——位错的柏氏矢量。

(1-8) 式也可推广至共格大应变的沉淀相强化。

Orowan 在1947~1948年对不可变形沉淀相质点的强化提出移动位错在沉淀相之间弯曲通过的模型。计算弯曲位错的应力为:

$$\tau = \tau_0 + \frac{2\alpha Gb}{L} \quad (1-9)$$

式中 τ ——合金的流变应力;

τ_0 ——未强化基体的流变应力;

α ——几何系数, 在 0.5 左右;

G ——切变弹性模量;

b ——位错的柏氏矢量;

L ——质点间距。

切变应力与质点间距成反比。Ashby^[1]修正了 Orowan 模型, 提出:

$$\tau = \frac{Gb}{L} \ln\left(\frac{r_0}{b}\right) \quad (1-10)$$

式中 r_0 ——滑移面上质点的平均半径。

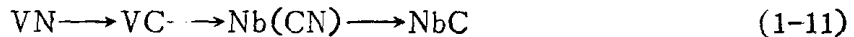
这个关系式以后被 Gladman^[6]用 NbC 和 V_4C_3 在锰钢中沉淀强化的试验结果所证实。

可变形弥散相质点与位错交互作用时, 不产生复杂位错, 因而不增加应变硬化速率。流变应力在一定应变硬化速率下随应变量的增加而增加。合金沉淀强化作用增加, 达到塑性失稳(即出现缩颈)前的最大均匀塑性变形量减小。同时, 可变形弥散质点提高了钢的

塑性-脆性转变温度, 在较高温度下就转变为脆性断裂。

不可变形的弥散相质点在塑性变形时使应变硬化速率提高; 环绕质点产生大量位错环, 使钢的韧性降低, 减小最大均匀变形塑性和总塑性, 提高塑性-脆性转变温度。不可变形质点在基体中成为裂纹、空穴积聚和断裂的起源。

考虑到沉淀强化有提高强度和增加塑性-脆性转变温度两方面的作用, 通常以碳化物、氮化物或氰化物作为沉淀相时, 要求在提高屈服强度和抗拉强度的同时, 尽量使塑性-脆性转变温度增加得少一些。通常用塑性-脆性转变温度和强度提高的比值来衡量综合效果。其比值愈小则沉淀强化的效果愈好。按比值从小至大排列, 几种沉淀相的次序为:



即 VN 的综合强化效果最好, NbC 最差。

合金元素形成沉淀相的自由能和溶解度决定了沉淀相在钢中的状态和稳定性。钢中常共同加入几种元素, 互相配合, 补充, 发挥作用。例如常加入与氮亲和力较强的铝作为控制剂, 防止氮化钒 (VN) 过量析出。当钢中存在 0.02~0.04% 铝时, 控制作用最好。含铝量低于 0.02% 时, 钢中氮化钒沉淀量过多, 塑性-脆性转变温度过高; 含铝量高于 0.04% 时, 钢中氮化钒沉淀量过少, 沉淀强化后屈服强度较差。又如铌在奥氏体内以 Nb(CN) 沉淀后, 使在奥氏体中溶解度较大的 V(CN) 保持固溶强化的效果, 在钢材的轧制过程中, 已沉淀析出的 Nb(CN) 能起控制晶粒长大的作用, 使冷却后铁素体晶粒细化。

沉淀相的大小、形状和分布位置可以通过调整 γ -铁 $\rightarrow$ α -铁的相变温度和时效过程来控制。最好是使沉淀相均匀分布在铁素体的晶内和晶界上。

4. 相变强化

相变强化与相变温度有很大的关系。低温下相变强化的作用增加。相变温度低则相变产物 (包括铁素体、贝氏体和马氏体) 的晶粒细, 位错密度增加, 沉淀相质点亦细。低温下固溶体过饱和度增大, 即碳在铁素体基体中溶解量较大, 固溶强化的效果也增加。

晶体中位错与晶界、沉淀相之间有交互作用而强化, 位错之间也有交互作用。位错密度与流变应力之间的定量关系可表示为^[1]:

$$\sigma_y = \sigma_i + k \sqrt{\rho} \quad (1-12)$$

式中 σ_y —— 流变应力;

σ_i —— 不考虑位错相互作用强化时的流变应力;

k —— 与切变弹性模量和位错柏氏矢量有关的常数;

ρ —— 位错密度。

(1-12) 式表明位错密度增加时流变应力提高。位错可由加工硬化、低温相变时的应变、沉淀过程中体积变化、辐照效应等各种过程产生。

二、高强度钢和超高强度钢的设计

我国航空用结构钢的品种繁多, 最常用的是铬锰硅钢, 铬镍钨及铬镍钼钢次之。较次要的构件也使用铬钢、铬钼钢和铬镍钢。常用高强度钢的化学成份见表1-2。

航空用结构钢要求纯度高。航材标准中要求磷、硫等杂质含量在 0.025% 以下, 个别钢

表1-2 常用高强度钢的化学成份

钢 号	化 学 成 份, %							杂 质		
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	B	S	P	Cu
	不大于, %									
18CrMn2MoBA (GC11)	0.15~0.22	≤0.37	1.60~1.90	1.00~1.30	≤0.30	0.45~0.60	0.001~0.004	0.030	0.035	0.25
30CrMnSiA	0.28~0.35	0.90~1.20	0.80~1.10	0.80~1.10	≤0.30	—	—	0.030	0.035	0.25
37CrNi3A	0.33~0.41	0.17~0.37	0.25~0.55	1.20~1.60	3.00~3.50	—	—	0.025	0.025	0.25
40CrNiMoA	0.37~0.44	0.17~0.37	0.50~0.80	0.60~0.90	1.25~1.65	0.15~0.25	—	0.025	0.025	0.25
50CrV	0.46~0.54	0.17~0.37	0.50~0.80	0.80~1.10	≤0.25	V 0.1~0.2	—	0.025	0.025	0.25
38Cr	0.35~0.42	0.17~0.37	0.50~0.80	0.80~1.10	≤0.40	—	—	0.025	0.025	0.25
45	0.42~0.50	0.17~0.37	0.50~0.80	≤0.25	≤0.25	—	—	0.035	0.035	0.25
12Cr2Ni4A	0.10~0.15	0.17~0.37	0.30~0.60	1.23~1.65	3.25~3.65	—	—	0.025	0.025	0.25
18Cr2Ni4WA	0.14~0.20	0.17~0.37	0.25~0.55	1.35~1.65	4.00~4.40	0.80~1.20	W —	0.025	0.025	0.25
38CrMoAlA	0.35~0.42	0.17~0.37	0.30~0.60	1.35~1.65	≤0.25	Mo 0.15~0.25	Al 0.70~1.10	0.035	0.035	—

种可放宽至0.030~0.035%。而一般钢的冶金标准中磷、硫等杂质限量各为0.040%。

表 1-2 中45钢和38CrA钢热处理后抗拉强度低于高强度钢所要求的1000兆牛/米², 仅用作航空部件的小零件、标准件。12Cr 2Ni 4A 钢和 18Cr 2Ni 4WA 等低碳钢还可作为渗碳钢用, 38CrMoAlA 钢则主要作为氮化钢用, 这几种钢也可直接作为高强度钢使用。

超高强度钢与高强度钢之间没有明显的界限。同样化学成份的钢, 改变处理状态, 就可以得到不同的使用性能(强度)。例如 40CrNiMoA、30CrMnSiA 等钢在淬火高温回火状态下使用时, 抗拉强度在1100~1300兆牛/米²范围, 属高强度钢。若在淬火低温回火状态下使用, 则抗拉强度提高至 1500兆牛/米²以上, 已属于超高强度钢的范围了。

为了使超高强度钢在高强度状态下有良好的塑性、韧性和工艺性能, 不仅使用低、中合金的结构钢, 有时还要选用高合金钢以保证获得必要的使用性能。

各类典型超高强度钢的化学成份见表 1-3。

表1-3 超高强度钢的化学成份

类别	合金系	牌 号	化 学 成 份, %							杂 质, %		
			C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	其 他	S	P	Cu
低合金系	Ni-Cr-Mo	40CrNiMoA	0.37~0.44	0.17~0.37	0.50~0.80	1.25~1.65	0.60~0.90	0.15~0.25	—	0.025	0.025	0.25
	Ni-Cr-Mo	AISI4340, SNCM8	0.40	0.30	0.70	1.85	0.80	0.25	—	—	—	—
	Ni-Cr-Mo	D6AC	0.45	0.23	0.75	0.55	1.05	1.0	V 0.08	—	—	—
	Cr-Mo-Si	SAE4137 + Co	0.40	1.00	—	—	1.00	0.25	V 0.15 Co 1.0	—	—	—
	Cr-Mn-Si-Mo	40CrMnSiMoA	0.37~0.42	1.20~1.60	0.80~1.20	≤0.25	1.20~1.50	0.45~0.60	V 0.07~0.12	Ti 0.04~0.12	0.025	0.25
	Cr-Mn-Si-Ni	30CrMnSiNi2A	0.27~0.34	1.00~1.30	0.80~1.10	1.40~1.80	0.90~1.20	(0.2)①	—	0.025	0.025	0.25
中合金系	Cr-Mn-Si-Ni	300-M	0.43	1.60	0.80	1.85	0.80	0.40	V > 0.05	—	—	—
	Ni-Cr-W	18Cr2Ni4WA	0.14~0.20	0.17~0.37	0.25~0.55	4.00~4.40	1.35~1.65	—	W 0.8~1.20	0.025	0.025	0.25
	5Cr-Mo-V	H-11	0.35②(0.37~0.43)	1.0	0.30	—	5.0	1.5	V 0.4	—	—	—
高合金系	5Cr-Mo-V	H-13	0.35	1.0	0.30	—	5.0	1.5	V 1.0	—	—	—
	9Ni-4Co	HP-9-4-20	0.20	<0.10	0.30	9.0	0.75	0.75	Co 4.50 V 0.10	—	—	—
	9Ni-4Co	HP-9-4-25	0.25	<0.10	0.25	8.5	0.45	0.45	Co 4.00 V 0.10	—	—	—
	9Ni-4Co	HP-9-4-30	0.30	<0.10	0.20	7.5	1.00	1.00	Co 4.50 V 0.10	—	—	—
	9Ni-4Co	HP-9-4-45	0.45	<0.10	0.35	8.0	0.30	0.50	Co 4.00 V 0.10	—	—	—
	高镍马氏体时效钢	12-5-3	<0.03	<0.10	<0.10	12.0	5.0	3.0	Ti 0.25	Al 0.35	—	—
		18Ni200	<0.03	<0.10	<0.10	18.0	—	3.25	Co 8.5 Ti 0.20	Al 0.10	—	—
		18Ni250	<0.03	<0.10	<0.10	18.0	—	4.90	Co 8.0 Ti 0.80	Al 0.10	Zr	B
		18Ni300	<0.03	<0.10	<0.10	18.5	—	4.90	Co 9.0 Ti 0.65	Al 0.10	Zr	Ca
		18Ni350	<0.01	<0.10	<0.10	17.5	—	3.75	Co 12.0 Ti 1.85	Al 0.15	Zr	Ca
		20Ni	<0.03	<0.10	<0.10	20.0	—	—	Ti 1.50	Al 0.25	Nb 0.5	—
		25Ni	<0.03	<0.10	<0.10	25.0	—	—	Ti 1.50	Al 0.25	Nb 0.5	—

① 为含钼的铬锰硅镍钢，是为改善 30CrMnSiNi2A 钢的热加工性能而加入 0.2% 钼的改型钢。

② 括弧内为改型 H-11 钢中的含碳量。

1. 中碳低合金超高强度钢

早期使用的超高强度钢是 AISI4340。此钢经淬火，200~300℃回火后，获得板条状马氏体上弥散分布 ϵ -碳化物的组织。超高强度钢的含碳量限于 0.4% 以下。碳是引起马氏体相变和碳化物沉淀强化的主要元素。铁镍合金经淬火后室温放置 3 小时，随其中含碳量增加，屈服强度不断提高。含碳量增至 0.4% 以上，则强化效果降低。碳钢及合金钢中含碳量对马氏体硬度和 M_s 点的影响见图 1-3。

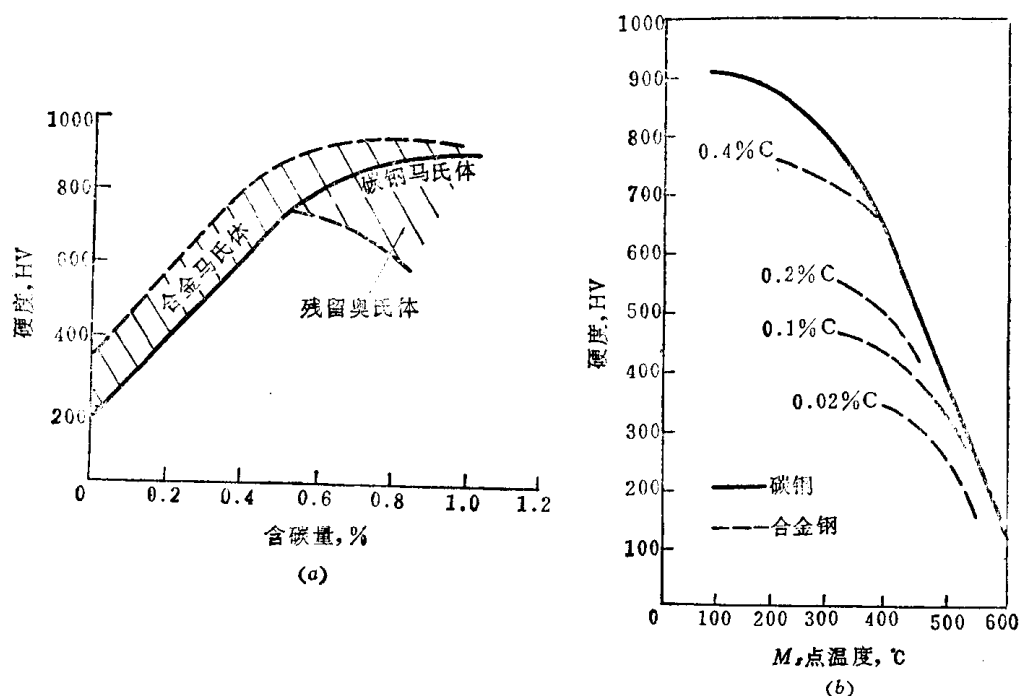


图1-3 碳和合金元素对马氏体硬度(a)和马氏体开始转变点(M_s)(b)的影响

图 1-3 表明合金元素在马氏体内固溶强化的作用微弱，而碳的强化作用却很大。高碳钢加入合金元素使残留奥氏体量增加，淬火后硬度反而降低。合金元素使钢的马氏体点下降，减小淬火马氏体的自回火倾向，可以维持较高的硬度，钢中含碳量增加，马氏体自回火作用减小。但钢中含碳量提高使焊接性、冷变形成型性和冲击性能恶化；降低马氏体点也使钢更容易形成淬火裂纹。因此，从淬透性、塑性、韧性、抗回火软化能力及工艺成型性多方面考虑，实用的低合金超高强度钢中，含碳量都限制在 0.4% 以下。

AISI4340 钢中铬、钼提高钢的淬透性和回火抗力，镍提高塑性。经 1033K(760℃)油淬，503K(230℃)回火后，抗拉强度达 2000 $\text{兆牛}/\text{米}^2$ 以上。523~573K(250~300℃)回火时出现低温回火脆性区^[1]，回火后冲击韧性显著下降。高于 623K(350℃)回火，冲击韧性提高，但抗拉强度和屈服强度则急剧降低。40CrNiMoA 钢在调质状态下已能作高强度钢使用，经油淬，753K(480℃)回火后，抗拉强度为 1350 $\text{兆牛}/\text{米}^2$ 。有较大可能在更高强度的范围内应用。

加入合金元素是避免低温回火脆性的方法。要求在提高淬透性和回火抗力的同时，使钢的 M_s 点降低不多，防止淬火开裂。不同合金元素对钢的马氏体点 (M_s) 和回火抗力的

影响见表 1-4^[1]。

表 1-4 中以回火后硬度值的变化表示回火抗力, 钴和硅是提高回火抗力最有效的合金元素; 钼、钨、钒等强碳化物形成元素也都可以提高回火抗力, 但必须用较低的奥氏体化温度, 以避免高温加热时晶粒粗化而变脆。

表1-4 合金元素对钢的回火抗力和马氏体点(M_s)的影响

合 金 元 素	C	Mn	Si	Cr	Ni	W	Mo	V	Co
每加入1%合金元素提高钢回火后硬度值, HV	-40	8	20	0	8	10	17	30	8
每加入1%合金元素降低钢的 M_s 点数值, °C	474	33	11	17	17	11	21	—	微量增加
比值, HV/°C	-12	0.24	1.8	0	0.48	0.9	0.8	>1	>8

300-M钢利用硅提高回火抗力, 推迟低温回火脆性的发生^[8]。含硅量由 1.6% 提高至 2.5%, 使综合机械性能和断裂性能都提高了; 使回火软化曲线向高温区移动。300-M 和 SuperHy-Tuf 等高硅钢 (含 1~2% 硅) 在较高温度下回火仍能保持高强度, 同时内应力消除得较完全, 塑性提高。但硅、钼量高时, 增加脱碳倾向, 在加热时要防止氧化、脱碳。300-M 钢淬火及 553~573 K (280~300°C) 回火后抗拉强度达 2200 兆牛/米²。SAE4137+Co 钢中同时加入 1% 钴和 1% 硅时, 在提高回火抗力的同时, M_s 点降低不多。

超高强度钢中普遍加入少量钒, 形成在奥氏体内不易溶解的弥散沉淀相 V_4C_3 以细化晶粒。

铬锰硅镍系超高强度钢是铬锰硅高强度钢的进一步发展。由于 30CrMnSiA 钢的淬透性差, 综合机械性能也不能满足超高强度钢的要求, КИШКИН 等提出加入 1.4~1.8% 镍到 30XГCA 钢中以获得高韧性、高塑性和应力集中敏感性较小的 30XГCHA 钢^[6]。镍提高钢在低温下的塑性和韧性, 增加淬透性。30CrMnSiNi2A 钢在 1173 K (900°C) 油淬后, 473 K (200°C) 回火, 抗拉强度达到 1700~1800 兆牛/米², 冲击值为 0.4~0.6 兆焦/米²。30CrMnSiNi2A 钢也可以在等温淬火状态下使用。1173 K (900°C) 奥氏体化, 453~503 K (180~230°C) 等温后, 抗拉强度为 1700±100 兆牛/米², 而在 553~593 K (280~320°C) 等温后, 抗拉强度为 1600±100 兆牛/米²。更高温度下等温则强度降低, 一般很少采用。

2. 中合金超高强度钢

合金元素总量超过 5% 的 5% 铬二次硬化钢和 5~7% 镍控制冷却下贝氏体钢均属于中合金超高强度钢的范围。

结构钢中加入不同数量的铬时, 其回火抗力有较大的变化。含铬量对 0.3% 碳, 1% 锰钢回火抗力的影响见图 1-4^[1]。

钢中含铬量提高至 10% 以上时才有微弱的二次强化; 较低含铬量时仅提高钢的回火抗力。含 0.3~0.4% 碳, 5% 铬的模具钢可用作超高强度钢。钢中沉淀的碳化物是 Cr_7C_3 , 723 K (450°C) 以上回火即聚集长大, 不能二次强化。只有同时加入钼、钒等强碳化物形成元素才能二次强化。最少加入 1% 钼, 最适当加入量为 2~2.5% 钼^[1]。钼在 5% 铬钢内形成 Mo_2C 沉淀相以取代 Cr_7C_3 。更高的含钼量作用不大。H-11 钢中含钼量为 1.5%。

钢中加入 0.5% 钒起二次强化作用。若同时含有钼, 则 0.5% 以下的钒溶解在 Mo_2C

中，使 Mo_2C 稳定，防止高温下 Mo_2C 过时效而聚集长大。加入 0.5% 以上的钒则形成 V_4C_3 沉淀强化，其稳定性和强化效果都是最好的。H-13 钢中则加入 1% 钒。

铬、钼、钒等碳化物形成元素对合金超高强度钢组织和回火抗力的影响见表 1-5。

中合金超高强度钢利用二次强化提高回火抗力，在较高回火温度下保持高强度。此时，不宜用增碳来提高二次强化效果。因为含碳量在 0.4% 以上时对强化的贡献很小，相反，钢的塑性、韧性和工艺性能急剧下降。高碳钢中碳化物容易聚集长大，过时效倾向大，不利于保持二次强化的效果。增强二次强化效果常用增加碳化物与基体之间的错配度，即增加沉淀碳化物的点阵常数，降低基体的点阵常数来达到。例如 Mo_2C 中能溶解铬和钒，铬原子比钼小，溶入 Mo_2C 中可减小其点阵常数，

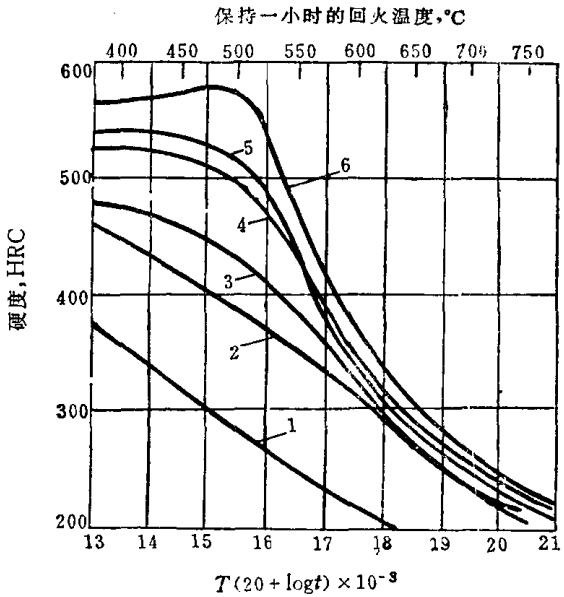


图1-4 0.3%碳, 1%锰钢中含铬量与回火抗力
图中数字表示含铬量:

数 字	1	2	3	4	5	6
含铬量, %	—	2	4	6	8	10

表1-5 中合金超高强度钢中的铬、钼、钒

合金元素	形成碳化物的倾向	碳化物类型	碳化物聚集长大能力	抑止回火软化或二次硬化温度, °C	马氏体回火时铁自扩散阻力
铬	较小	Cr_7C_3	较小	500	较小
钼	较大	Mo_2C	较大	575	较大
钒	最大	V_4C_3	最大	600~625	最大

降低 Mo_2C 的稳定性和强化作用，而钒原子比钼大，溶入 Mo_2C 中所起的作用恰好与铬相反。含钒的碳化物溶入基体时需更高的温度，奥氏体化处理时晶粒容易长大，所以钒加入量限制在 0.5% 左右。此外，大多数合金元素都提高 α -铁点阵常数，只有硅是降低 α -铁点阵常数的少数元素之一，硅溶入基体内增加二次强化效果。硅加入量在 0.75~1% 之间，经 823~923K (550~650°C) 回火后使用。更高含硅量时，过时效倾向增加。

Vasco 钢中加入强碳化物形成元素铬、钼、钨、钒的总量达到 12~20%^[7]，形成 M_6C 型复杂碳化物二次强化，其回火稳定性和强化能力更好。Pickering 等^[1]设计的最佳二次强化钢的成分为：0.4% C，0.75% Si，1.5% Cr，2% Mo，0.5% V，余为铁。经淬火，873~923K (600~700°C) 回火后，抗拉强度达到 1560~1800兆牛/米²，适于在 773~823K (500~550°C) 中温范围内使用。这类钢含铬量较 H-11 型钢低，铬起提高淬透性和抗氧化的作用，钢的二次强化主要依靠钼、钒等强碳化物形成元素。

Harvey^[8]发现经介稳奥氏体区域形变后淬火，钢的强度比直接淬火后高，即形变热处理提高钢的强度。以 H-11 钢为例：H-11 钢过冷奥氏体的等温转变曲线见图 1-5。

图 1-5 中 H-11 钢在 673~873K (400~600°C) 等温时, 过冷奥氏体的稳定性很高, 适于进行形变热处理。在等温转变曲线的“河口区”进行形变, 称其为温加工 (Ausforming)^[9], 也有称为低温形变热处理的。在低于 A_1 点过冷奥氏体形变, 奥氏体在再结晶前即淬火回火。二次强化钢介稳奥氏体存在的河口区很宽, 相变孕育期很长, 进行塑性变形时不会因形变而促成相变。

(1) 温加工 (低温形变热处理) Phillips 等^[9]认为在较低温度形变时只有局部恢复作用, 形变时过冷奥氏体中形成的缺陷将继续保存到相变后的马氏体中, 提高位错密度。同时, 过冷奥氏体形变后, 使沉淀的碳化物以更细的质点分布在位错周围, 钉扎位错网络。

这两种作用构成温加工的强化。钢中含碳量增加, 温加工强化效果提高, 见表 1-6^[1]。

表1-6 钢的温加工强化与含碳量

含 碳 量, %	0.30	0.40	0.50	0.60
屈服强度增加, $\frac{\Delta\sigma_{0.2}}{\sigma_{0.2}}\%$	22	22	26	27

Thomas 等^[10]提出温加工形变的硬化率符合于:

$$\sigma = K\varepsilon^n \quad (1-13)$$

式中 σ ——流变应力;

ε ——应变量;

n, K ——常数。

而

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = Kne^{n-1} \quad (1-14)$$

测定了几种超高强度钢在 808K (535°C) 温加工后经液氮淬火, 478K (205°C) 2 小时回火后的机械性能, 见表 1-7。

表 1-7 中二次强化钢 H-11 的形变硬化效果最好, $K \cdot n$ 值最大, 抗拉强度高达 2350 兆牛/米²。比较这几类结构钢, 当其保持一定的塑性降低值时, 二次强化钢经温加工提高的强度最大; 形变造成的空位和缺陷有利于合金碳化物形核沉淀。含碳量较高的钢, 温加工强化效果更显著。

Schaller 等^[9]提出温加工时在奥氏体基体内形成的位错密度与奥氏体的堆垛层错能有关。当堆垛层错能小时, 位错密度增加, 强化效果加大。钢中合金元素通过对奥氏体层错

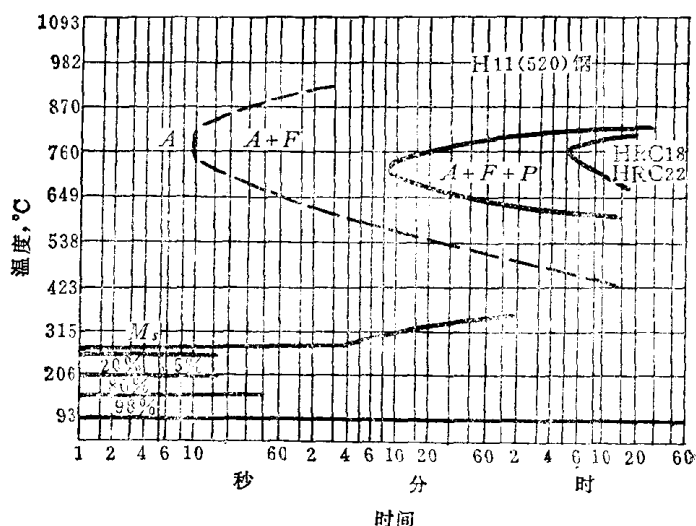


图1-5 H-11(520) 钢的等温转变曲线

钢的成分为: 0.38% C, 0.50% Mn, 1.08% Si, 0.30% Ni,

5.00% Cr, 1.35% Mo, 0.40% V, 余为铁。

奥氏体化温度-1255K (982°C)。临界点-Ac₁ = 1093K (820°C)。