

目 录

一般问题

新型高合金超高强度钢	1
今日的超高强度钢	9
超高强度钢的研究与发展	11
马氏体时效钢的进展与设想的趋向	15

钢 种

沉淀硬化型 Cr-Mo-Co 不锈超高强度钢的发展	24
一种高韧性的可焊接合金钢 HP 9-4-20	34
屈服强度达 350 千磅/吋 ² 的 18% 镍马氏体时效钢	36
合金钢(基体钢)	47
强而韧的基体钢	51
美国 4340 钢的工艺及性能	53

热处理和性能

超高强度钢的热处理	65
超高强度钢的机械性能	70
超高强度钢紧固件的热处理	76
4340 钢的回火马氏体脆化与断裂韧性	80
9Ni-4Co 超高强度钢的显微结构和性能	92
金属材料的断裂韧性	103

形变热处理

应变回火与奥氏体成形对 9Ni-4Co 钢的变形强度与断裂韧性的影响	109
用控制残余奥氏体含量、奥氏体成形和应变时效的方法增加马氏体不锈钢 AFC 77 的韧性	118

熔炼焊接

空气与真空熔炼的 AISI 4340 钢的冲击特性129

超高强度钢的焊接性137

应 用

对 F-111 战斗机结构起重要作用的超高强度钢142

镍马氏体时效钢在火箭发动机中的应用143

附 表

美国在 1968 年生产的超高强度钢及成分 (%).....144

一般问题

新型高合金超高强度钢

摘要: 在研究高速钢等合金含量很高的材料中, 已发现一系列以它们的基体显微结构为基础的、不含脆性碳化物的新组成。这些基体的硬度能达到洛氏 C66, 强度超过 400 千磅/吋², 在某些结构中应用时有足够的延性。和中合金钢 H11 或其他淬透性高的钢一样, 这类基体钢的强度经形变热处理后, 可提高 100 千磅/吋² (使总强度达到 500 千磅/吋²), 而延性却不受损失, 有时甚至可以提高。缺口韧性高的无碳马氏体时效钢, 根据增高合金强化剂含量的办法, 在延性损失不多的条件下, 也具有提高强度的可能性。

图 1^[1] 为各种金属系统目前能达到的强度水平和理论强度的对比关系。人们曾作了广泛的探索以缩小“强度差距”，来达到增加载重能力、效率和减小设备体积的目的。在设计大型火箭发动机外壳、舰艇及其他厚壁的焊接构件时，提高材料强度既能减薄壁厚又时常能够降低对断裂韧性的要求，因此，可用薄壁高强度材料制造零件，虽然材料的断裂韧性差些，但其可靠性并不亚于采用低强

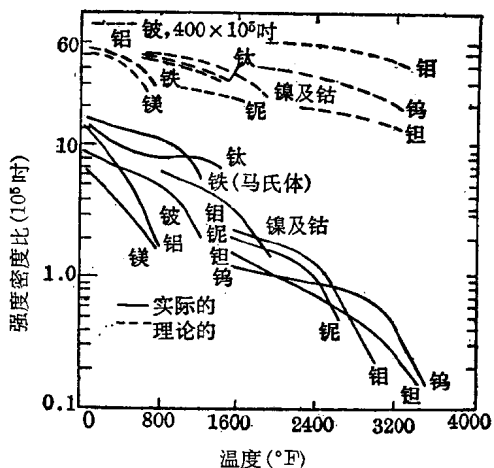


图1 结构设计中常用的金属系统的理论和实际强度密度比

(原文为强度重量比,应为强度密度比较妥)

度高断裂韧性的材料，因为后者必须增加壁的截面厚度，所以在设计时需要较大的断裂韧性。

一般来讲，当金属系统用合金化或热处

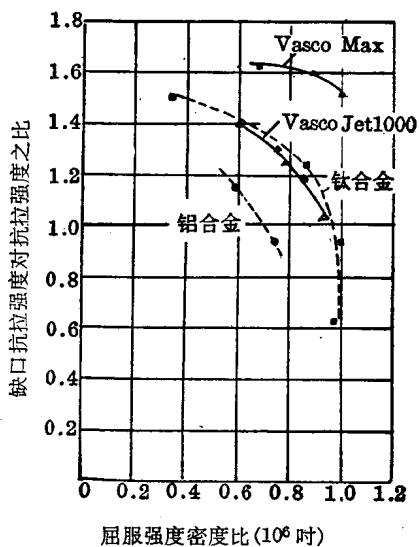


图2 钢、钛合金及铝合金的相对缺口韧性与合金元素及热处理的各种组合所达到的强度密度比的关系, 缺口韧性是用缺口抗拉强度($K_t=6.25$)与非缺口抗拉强度的比来度量

本图横坐标原文遗漏了比值单位 10^6 吋——译注

表1 热处理强度对两种钢的缺口韧性和其他性能的影响

强度水平 (千磅/时 ²)	屈服强度 (千磅/时 ²)	缺口抗拉强度 (千磅/时 ²)	缺口抗拉强度 抗拉强度	疲劳强度 (千磅/时 ²)
18% 镍的马氏体时效钢				
200	200	325	1.62	105
250	245	400	1.60	115
300	275	425	1.52	125
H11 (5% 铬-钼-钒) 钢				
200	170	280	1.40	100
240	210	310	1.30	120
260	220	320	1.25	130
280	235	330	1.15	125

理来提高其强度时, 断裂韧性或其他延性就会相应地减少。图2表示在钢、钛合金、铝合金的缺口韧性中的这种趋向, 图中的强度密度比是用合金元素与热处理的各种组合来增高的。表1可更清楚地说明热处理强度水平对两个钢的缺口韧性的这种效果。钛合金、铝合金及其他合金也有同样的趋向。为了有效地利用更高的强度水平, 并在精加工的金属器具中获得必要的可靠性, 必须做到: 提高

材料的延性; 用最正确的设计与加工方法以减少必需的断裂韧性水平。

下面简要地叙述在稍微降低断裂韧性和延性的情况下获得超高强度 300 千磅/时² 以上的某些方法。这些方法是: (1) 用含碳马氏体及传统热处理方法强化新钢种; (2) 在现有的和新的钢种热处理时进行形变热处理; (3) 不用含碳马氏体机理强化新合金钢系统。

传统热处理的含碳马氏体合金钢

对工具钢及其他高强度材料的性能研究表明, 某些工具钢可用压力加工成品的热处理达到最高硬度 (洛氏 C70), 因此, 可期望提供发展超高强度钢的线索。

图3表示低合金工具钢 S1*、中合金工具钢 O7** (1.2C-0.75Cr-1.75W-0.25Mo)、以及高合金工具钢 T1 (0.7C-18W-4Cr-1V) 及 M2 (0.85C-5Mo-4Cr-6.25W-2V) 热处理成马氏体, 再回火到各种硬度后的弯曲试验的结果和低合金钢一样, 总的趋向是热处理后的硬度越高, 强度也愈高。但必须注意: 低合金与中合金工具钢在中等硬度水平时, 均会出现一个强度峰值, 尔后硬度再升高时, 强度反而下降, 这是因为回火不足对残余奥氏体及断裂韧性等的影响。在另一方面, 高

合金工具钢的强度却一直增加到它们的热处理后的最大硬度时为止。因此, 可见高强度的获得不只是简单地增加碳含量或热处理到最高硬度的问题, 而有赖于合金元素的数量和彼此间的适当组合。在其他一些材料中也有这种趋向。据报道^[3, 4], 在研究时曾得到两个线索: 1) 为了得到较高的强度, 合金元素含量必须随着碳含量及热处理硬度而增加; 2) 高度合金化的高速钢 T1 及 M2 是很强的, 虽对结构设计来说还缺乏足够的延性和断裂韧性。

高速钢的显微结构是: 硬而相当脆的碳

* 0.5C-1.5Cr-2.5W——译注

** 原文为 O3, 恐系 O7 之误, 因本文其他地方均为 O7——译注

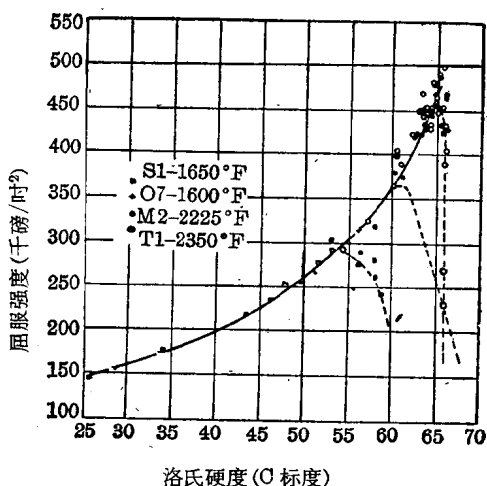


图3 热处理后的硬度水平对低合金工具钢(S1)、中合金工具钢(O7)、及高合金工具钢(M2及T1)的抗弯屈服强度的影响。虚线表示每种钢回火不足的情况,图中的峰值随合金含量而逐渐增高

化物被一种非常强而有相当延性的基体粘在一起(图4A)。经测定碳化物的成分、性质及数量后,就可计算出这个基体材料的组成,也就可冶炼出基体成分的钢种,找出适当的热处理方法并研究它们的性能。图4B表示由图4A中所示的高速钢所派生的基体钢的结构,图中两种钢的热处理均达到最佳性能,其基体钢中基本上没有过剩的碳化物,其细晶粒类似于4340、H11或D6AC超高强度钢的一种细晶粒结构。

新的基体钢的性能甚为优越,强度比其

他传统硬化的超高强度钢高得多,但仍保持能满足若干结构应用对延性和缺口韧性的要求。表2汇总了两种基体钢的性能,这些性能是用传统方法热处理到回火马氏体时而得到的。和H11及其他中合金及高合金钢一样,这些材料也是二次硬化的,在950°F以上回火以达到它们的最大强度。因此,它们具有高温回火材料的优点,这包括:1)在900~1,000°F之间还有稳定的高强度;2)可在很高的温度(800~950°F)下烘焙耐热的电镀层(即Ni-Cd或Ni-Zn),以便得到完全去氢;3)残余奥氏体基本上都转化为马氏体,可消除残余应力,因此能在复杂结构中有最大的疲劳强度、稳定性及韧性。根据强度密度比来看,新的基体钢优于最高强度的钛合金及其他类似的材料(图5)。

表2 经过一般硬化及回火后的新的基体钢的典型性能

基 体 钢 牌 号	M-A	Matrix II
抗拉强度(千磅/时 ²)	361	404
0.2%的屈服强度(千磅/时 ²)	292	363
断面收缩率(%)	20	18
伸长率(%)	6	6
夏氏V形缺口冲击值(呎-磅)	9	5
疲劳强度(千磅/时 ²)	130	—
1,000°F时的抗拉强度(千磅/时 ²)	260	—

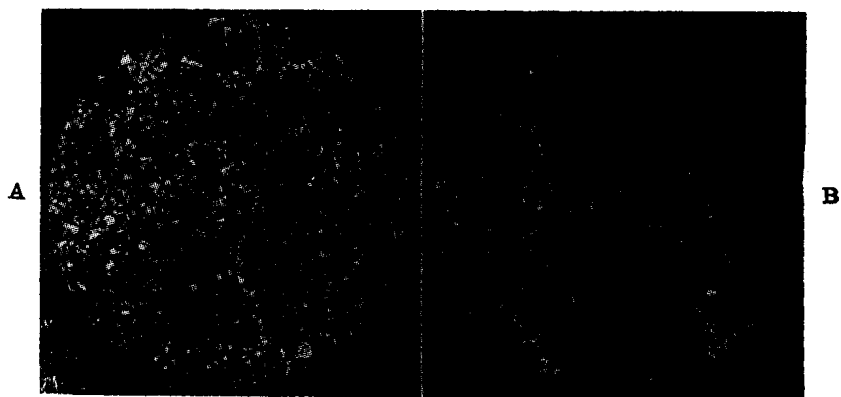


图4 原高速钢(A)与基体钢(B)显微结构的比较,基体钢主要是无碳化物而与H11、4340、及其他超高强度钢相类似。淬火后回火,×500

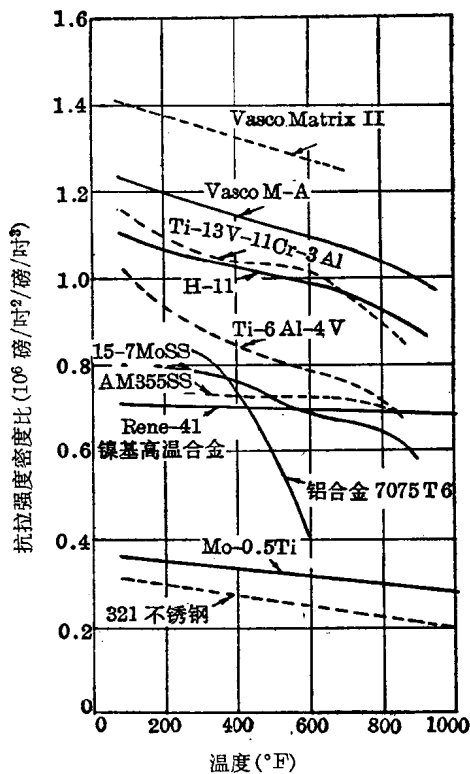


图5 基体钢的强度密度比与其他宇宙航空材料从室温到 900°F 的比较

真空熔炼

真空自耗电弧炉熔炼已成为中合金到高合金钢向超高强度发展所不可少的一个条件,例如如图6曲线所示,空气中熔炼所制得的基体钢在强度超过 300 千磅/时²时就没有显著的延性了,而真空熔炼的材料则在更高的强度范围内仍有足够的延性。在其他的中合金及高合金钢中效果也是一样,特别在制造厚的截面尺寸时,真空自耗电弧炉熔炼能保证得到横向延性及强度性能。通常在压力为 0.5 微米以下时(表3),除能脱气和消除夹杂物之外,真空自耗熔炼出的钢锭,其结构和空气熔炼、脱气或真空感应熔炼的完全不同,后者是静态铸锭,横向的中心性能往往低,而真空自耗熔炼的钢锭则是在熔炼过程中逐步凝固的,经热加工后,中部性能和半中心以及表面性能均极为接近。

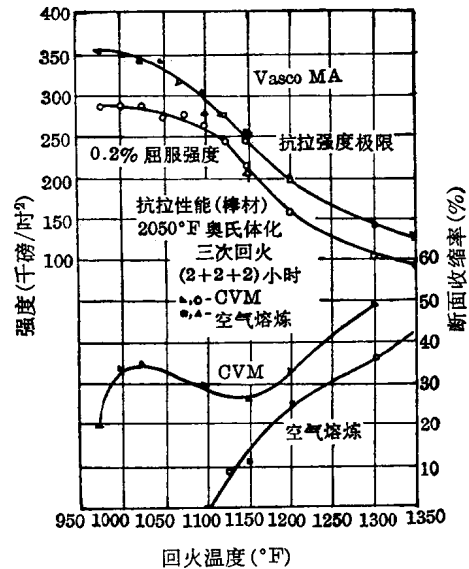


图6 真空熔炼对基体钢强度及延性的影响,注意真空熔炼主要是在 300 千磅/时² 强度水平以上也是有延性的

表3 真空熔炼对超高强度钢质量的影响

	真空自耗熔炼	真空脱气	空气熔炼
压力(微米汞柱)	1	300	760,000
气体分析			
氢(百万分之一)	0.8	1.5	4.5
氧(百万分之一)	17.0	28.0	48
氮(百万分之一)	28.0	125.0	175.0
J-K 夹杂物数值			
A型	1 薄	1 ¹ / ₂ 薄	1 ¹ / ₂ 薄
B型	-1 薄	1 ¹ / ₂ 薄	1 ¹ / ₂ 薄
C型	0	1 ¹ / ₂ 薄	1 ¹ / ₂ 薄
D型	1 薄	1 ¹ / ₄ 厚	1 ¹ / ₄ 厚

现已能在真空自耗熔炼炉中生产出超高强度钢钢锭,其尺寸及重量数倍于以前的空气熔炼的钢锭。若不将真空自耗熔炼很快地发展为主要生产方法,超高强度钢的强度可能会在相当长的时间内停留在 260~280 千磅/时²的峰值附近。

虽然没有达到那些基体钢相等的强度水平,强化含碳马氏体钢的其他方法,包括加入硅或钴到传统的 AISI 型号的钢中去以避免 500°F 回火的脆化作用,从而使强度增加。表4中第一类列出几种这类钢及它们的强度

水平, 这些钢的某几种和 H11 及马氏体时效 钢一样已广泛用于航空工业中。

表 4 典型的超高强度钢(成分为%)

钢号	C	Si	Cr	Ni	Mo	V	抗拉强度(千磅/吋²)
在 400~600°F 之间回火							
4130	0.3		1		0.2		220
Hy-Tuf	0.25	1.5		1.8	0.4		230
4340	0.4		0.8	1.8	0.3		280
300M (Tricent)	0.43	1.6	0.8	1.8	0.4		290
Air Steel X200	0.43	1.4	2		0.5		290
D6AC	0.46		1	0.5	1		290
MX-2 (4137-Co)	0.39	1	1.1	(1Co)	0.2	0.2	280
在 1,000~1,100 °F 之间回火							
Vasco Jet 1000 (H11)	0.4	0.9	5		1.3	0.5	300
Vasco M-A	0.53 (W, Mo, Cr, V=12%)						350
马 氏 体 时 效 钢							
Vasco Max 300	0.02	(9Co)		18	5	(0.6Ti)	300
Vasco Max 250	0.02	(7Co)		18	5	(0.4Ti)	250

含碳马氏体钢的形变热处理

另一个提高强度水平的重要方法是形变热处理, 图 7 是用于奥氏体变形及应变时效的加工与热处理工艺的综合示意图。这两种工艺均不能制造复杂的零件, 但可用于制造简单的零件。在这些零件中热处理及加工可能联合起来, 然后用电化学或电火花加工或研磨进行最后成形。奥氏体变形特别重要, 因为它能提高含碳马氏体强度约 100 千磅/吋², 有时还能略为提高材料的延性及缺口韧性; 另一方面, 应变时效在强化效应之后, 一般地总是会减少延性。

图 8 表示三个经由奥氏体变形后的钢的回火硬度曲线, 它们能反映出这个工艺的优点^[5]。一般来讲, 只有中合金及高合金钢才能有效地进行奥氏体变形, 因为在转变成马氏体或下贝氏体之前需要有足够的时间将奥氏体变形, 在 S 曲线上便要求有一个深弯区。不用含碳马氏体强化的材料, 如马氏体时效钢, 便不能用这个工艺来提高强度。图 8 表明二次硬化特性, 硬度曲线变得较平直, 而且

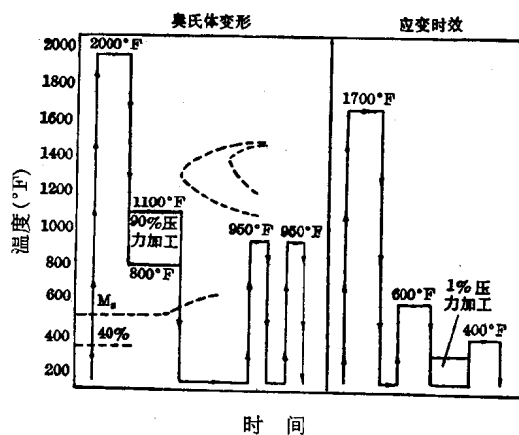


图 7 形变热处理中的奥氏体变形与应变时效工艺示意图

硬度峰值在较低的回火温度时出现。奥氏体变形使 M-A 钢达到了切削工具的洛氏硬度 (C 标度 66~67), 初步的切削试验已证明刀具寿命接近于标准的高速钢。这对含碳只有 0.5~0.55% 的钢来说是非常突出的, 因为它除回火马氏体中弥散的碳化物质点外没有耐磨的碳化物。因此, 除在工具制造上有前

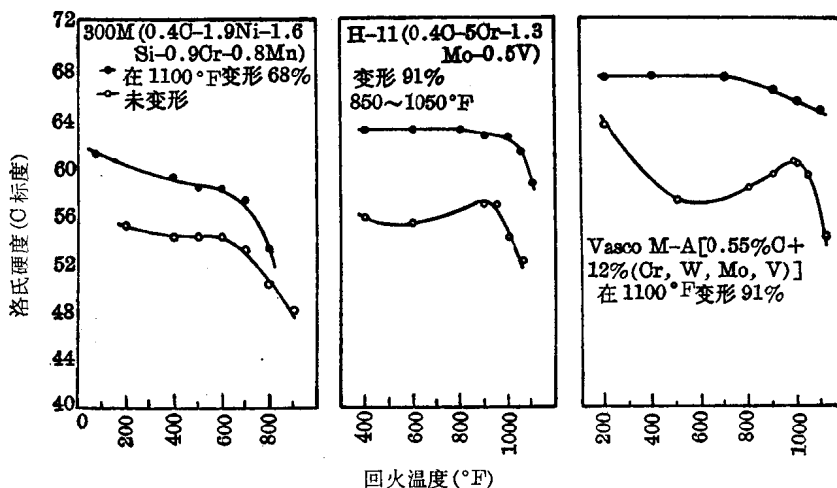


图8 奥氏体变形对低合金钢 300M、中合金钢 H-11、及高合金的 M-A 基体钢的影响,后两种钢达到的硬度足以用作工具材料

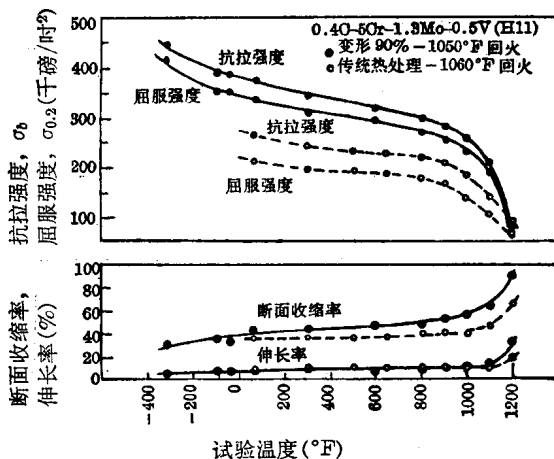


图9 从 $-320\sim 1,200^{\circ}\text{F}$ 的试验温度对奥氏体变形的及传统热处理的钢的性能的影响。在大部分温度范围内奥氏体变形增加强度约 100 千磅/吋²,延性则略为增加

他低合金钢的疲劳强度只有 95~100 千磅/吋² [5]。对弹簧及其他易疲劳部件来说,奥氏体变形后的钢则有很大吸引力。

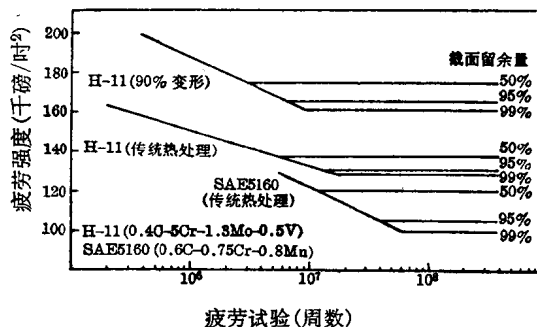


图10 奥氏体变形的 H11 钢和传统热处理的 H11 钢及一种低合金钢 (5160) 的疲劳强度的比较,奥氏体变形首次显著突破 130 千磅/吋² 的疲劳强度

途外,也可以制造超高强度钢的零件。用奥氏体变形试制出来的冲头、轴承与螺栓都有良好的性能 [6]。

图9表明,经奥氏体变形后所提高的强度和延性能够保持在一个相当宽的温度范围内(自 -320°F 到它们通常可用的最高温度) [5],奥氏体变形的另一个优点是目前测试中所观察到的很高的疲劳强度。图10示出了奥氏体变形后的 H11 钢的疲劳强度约为 160 千磅/吋²,而传统热处理的 H11 钢的疲劳强度约为 130 千磅/吋²; 6150、4340 及其

其他重要的形变热处理工艺应变时效所取得的强度及延性水平可用表5的数据为代表 [7]。用这个工艺所得到的屈服强度和抗拉强度比接近于 1,但用应变时效制出的容器具有良好的机械性能。在若干情况下,钢经奥氏体变形后再应变时效,其强度可达 500~560 千磅/吋²,并具有可测量得出的延性。稍微改变这个工艺后,半奥氏体不锈钢和 301 型不锈钢中的介稳奥氏体也同样可用冷加工将它们转变为马氏体,使强度和延性达到优异的水平。

表5 应变时效对两个低合金钢性能的影响

钢 种	300M	D6AC
热处理	1,650°F, 油淬, 600°F 回火	1,650°F, 油淬, 1,550°F 盐中淬火, 400°F 回火
应变时效	1% 应变, 400°F 时效	0.8% 应变, 350°F 时效
抗拉强度(千磅/吋 ²)	316	336
0.2% 屈服强度(千磅/吋 ²)	314	334
断面收缩率(%)	34	24
伸长率(%)	3	3.5

不用含碳马氏体强化的新合金钢系统

最近, 在其他硬化方法的进展, 例如沉淀硬化或有序无序硬化, 已得到接近于超高强度钢的强度性能。从纯强度观点来看, 值得注意的是18% 镍的马氏体时效钢。因为它有良好的延性与缺口韧性, 可望获得更高的强度水平。例如实验中的马氏体时效钢号的强度及延性已达到如表6 所列的水平。这些钢的强度延性比基体钢(表2)的好。因为马氏体时效钢中没有碳, 可以期望得到优越的断裂韧性。目前新的合金元素的应用和高纯度熔炼方法正在研究中。

表6 实验中的更高强度的马氏体时效钢
(1,500°F 空冷, 900°F 时效3 小时)

钢 种	350 钢	375 钢
抗拉强度(千磅/吋 ²)	349	378
0.2% 屈服强度(千磅/吋 ²)	343	375
断面收缩率(%)	40	18
伸长率(%)	8	5
洛氏硬度(C 标度)	58	60

总 结

图11 为过去数十年内所达到钢的强度的增长率, 这包括目前的半生产的钢及实验室规模的数据^[8], 表7 比较了某些超高强度钢与相对应的钛合金及铝合金, 列表时在相等重量的基础上比较屈服强度、缺口(抗拉)强度或疲劳强度。当钢的强度更接近于图1 中所示的理论值时, 改进的速度将会放慢, 但在工业生产上, 所用的钢的强度的极限显然尚未达到。真空熔炼对新合金钢系统来说可

以达到更高的强度水平, 同时保持足够的结构设计的延性。

强度超过300 千磅/吋²的基体钢、奥氏体变形的钢或新型马氏体时效钢的用途有: 火箭外壳、高压容器、紧固件、飞机降落架、枪管、装甲板和水翼船等, 其中紧固件、装甲板、弹簧、冲头和模具目前已投产, 有的尚在研究阶段。

表7 最高强度的钢、钛合金及铝合金根据某些设计规范的比较值

材 料	合 金 牌 号	屈服强度 密度	缺口抗拉强度 抗拉强度	疲劳强度 抗拉强度
钢	Vasco M-A 奥氏体变形	1.49	—	—
钢	VJ1000 奥氏体变形	1.43	—	0.57
钢	Vasco M-A	1.03	—	0.45
钢	Vasco Max 300	1.00	1.46	0.43
钛	B120VCA	0.97	0.68	0.37
钢	VJ1000	0.94	1.18	0.46
钛	Ti-6Al-4V	0.93	1.00	0.4
钢	Vasco Max 250	0.89	1.38	0.43
铝	7075-T6	0.86	0.79	0.39

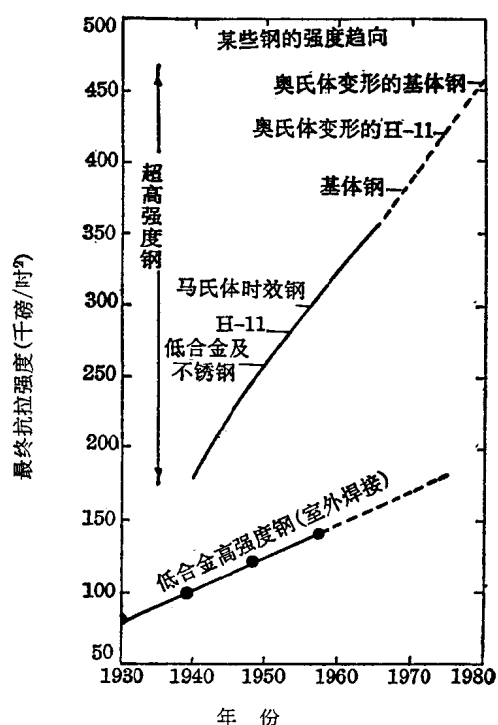


图11 工业生产钢的强度水平的最近趋势，包括形变热处理后的超高强度钢，及不热处理的低碳室外焊接类型的钢，虚线上数据得自半生产钢或诸如形变热处理等特殊工艺的钢。其工业生产的年代不能确定

参 考 资 料

- [1] ASME Preprint 64-WA/Met-13, Dec. 1964.
- [2] ASM Trans. 49 (1957) 550.
- [3] ASM Trans. 47 (1955) 380.
- [4] ASM Trans. 48 (1956) 86.
- [5] Met. Progress, Dec. 1962 (奥氏体变形钢的工程性能).
- [6] Materials in Design Eng., May 1964, 92.
- [7] Air Force Report No. ASD-TDR-62-230, August, 1962.
- [8] Materials Advisory Board, National Academy of Science, National Research Council, Washington, D. C., MAB-168-M, 1959-60.
- [9] ASTM Proceeding, 60 (1960) 691.

译自《Met. Eng. Quarterly》1965年
5卷2号16~21页

今日的超高强度钢

超高强度钢的强度密度比很高, 在使用时可以减轻一大批零件和结构的重量。减轻了重量, 就有可能增加载重、缩小体积、减小运动部件和结构的惯性、降低装货组件及建造大型结构的成本。这些钢的耐磨性很

好, 抗压强度极高, 可用作工具和其他特殊用途。

在要求一定的性能的用途方面, 超高强度钢与其他材料相比是占优势的, 因为前者比较便宜。

五 种 新 牌 号

近几年中, 有两种钢加入了共和钢公司的 9Ni-4Co 钢的系统, 使总数达到四个。新型钢 HP9-4-30 和 HP9-4-20 的规格成分见表 1。设计 HP9-4-30 是为了取得 220~240 千磅/时²的抗拉强度, 这个范围处在 HP9-4-25 的 180~210 千磅/时²和 HP9-4-45 的 260~280 千磅/时²之间。这种钢长时间暴露在 800°F 下也能保持强度和韧性。为达到最高强度和韧性, 采用 1,700°F 正火, 1,550°F 油淬, -100°F 冷处理, 1,000°F 二次回火。

第二种钢 HP9-4-20 设计用于要求较高强度、良好的韧性和焊接性。此钢屈服强度为 180 千磅/时², 室温夏氏 V 形缺口冲击值为 50 呎-磅(试样为 4 吋以下的板材)。实际

上, 此钢能用于与 HP9-4-25 同样的强度水平而增加了焊接性和韧性。建议采用的热处理为: 1,650°F 正火, 1,500°F 水淬, 1,025°F 回火至少 4 小时。

表 1 还给出了三个新的马氏体时效钢的成分, 其能达到 350 千磅/时²的屈服强度, 叫做 18Ni350。其产品有棒、板、和丝, 用于高的强度和硬度的要求。如用作紧固件、齿轮、转子、弯曲件、扭力杆、锻模和插销、冲头、销钉和挤压工具等。与其他的马氏体时效钢一样, 它在 1,400°F 退火, 900°F 时效。

另外两个是 Allegheny Ludlum 钢公司和国际镍公司发展的不锈类型的钢, 商业名称分别称为 Almar 362 (Allegheny) 和 Marvac 736 (Latrobe 钢公司), 都含有相

表 1 新超高强度钢的标称成分(%)

牌 号	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	Co	其 他
HP9-4-30	0.30	0.20	0.10*	0.010*	0.010*	7.5	1.00	1.00	4.50	0.10V
HP9-4-20	0.20	0.30	0.10*	0.010*	0.010*	9.0	0.75	1.00	4.50	0.10V
18Ni350	0.01*	0.10*	0.10*	0.005*	0.005*	17.5	—	3.70	12.5	1.8Ti, 0.15Al
Almar 362	0.03	0.30	0.20	0.015	0.015	6.5	14.50	—	—	0.8Ti
Marvac 736	0.02*	0.15*	0.15*	0.010*	0.010*	9.5	10.25	2.00	—	0.25Ti, 0.3Al

注: 有 * 的为最大值

当数量的铬以获得抗氧化性和不锈钢性。Allegheny 的钢于 1,550°F 退火, 900 ~ 1,000°F 时效得到的屈服强度为 140~170 千磅/吋², 制成钢坯、条材、特殊形状和钢丝

等, 此钢用途广泛, 特别是作锻件和机械加工件之用。国际镍公司的钢于 1,700°F 退火 1 小时, 空冷, 1,400°F 退火 1 小时, 900°F 时效 3 小时。

要 求 可 靠 性

在研究和发展中, 仍然要强调决定超高强度钢使用可靠性的那些因素, 最突出的因素是断裂韧性。提高断裂韧性的一个重要途径是使用合金元素要得当, 以及相应于强化机理和所要求的强度级别选用最低的含碳量。另一方法是通过真空感应重熔或真空自耗重熔来大大地减少或消除有害元素(包括硫、磷、氢、氧和氮)。当然装入的料要求极高的纯度。实际上, 经常是采用两次真空感应熔炼的。

另一影响可靠性的因素是给定的钢种这一批同那一批, 这次炉号和那次炉号的机械性能的重现性。目标是缩小各批钢的特定性能的差异, 就是使构成差异下限的那条曲线升高。为了做到这一点, 当然要避免生产出特定性能较差的材料, 一条途径是使冶炼的成分范围极狭, 而不会造成不合规格成分的炉号和性能。

另一方法是改善材料的化学均一性。这

样将不易发生促使造成低延性和差的断裂韧性的现象(如产生斑点和不均匀带)。同样, 不同钢锭之间以及同一钢锭头尾之间的性能差别能降到最小。化学成分均一性受到铸锭操作、钢锭开坯操作、均匀化热处理和从钢锭到成品所采用的步骤的影响。

最后, 在制造时应采取一些步骤以便减少引起表面和内部应力升高的因素, 因为应力升高, 会使材料承载能力受到损害。在这方面: 包括非金属夹杂物、气孔率、分层、裂缝、划痕、疤痕、结瘤和凹坑。

非金属夹杂物的成分、大小、形状和数量受原料质量、冶炼和脱氧操作、出钢和铸锭操作以及钢锭开坯工序的影响。表面缺陷的存在受钢锭和中间产品如大钢坯、板坯、方坯等所采用的加工工序的影响极大。过程检查与最后检查的措施和设备也同样是重要的。

译自《Met. Prog.》1969 年 8 月 96 卷 2 号

103~105 页

超高强度钢的研究与发展

高强度钢的研究

强韧钢, 表面硬化钢

为在常温时提高钢的强度, 发展性能较优良的钢铁材料, 采用下述三种主要方法:

1) 添加合金元素; 2) 提高钢的纯度和均匀性; 3) 施以热处理, 以改变组织。

初期的合金强韧钢是靠“经验法则”, 在金相学的基础上发展起来的。采用不同的热处理方法来改变其组织和强度。从其发展情况可以看出, 添加 Mn、Ni、Cr、Mo、Si 等合金元素, 选择原料和用电弧炉精炼、改进铸锭、加工和热处理的技术等可以提高强韧钢的性能。

如果根据 JIS 标准, 这些代表性的钢种, 作机械结构用的合金钢是以 SCr、SCM、SNM 等为主。它们大量应用在以汽车工业为主的机械部件上, 一部分则作为高强度螺栓材料也正用于土木建筑方面。

这些钢种是均一的回火马氏体金相组织, 既有高强度, 又具有韧性, 故能用作不易损坏的部件。这些钢种在淬火不完全的情况下, 成为上贝氏体和初次析出的铁素体的混合组织, 使其屈服点和断面收缩率等机械性能显著降低。因而, 了解所使用材料的淬火是否完全, 控制淬透性和质量效应, 就成为热处理技术上的研究课题。

对表面硬化钢和施用高频淬火等表面淬火的钢种, 为了提高制品的机械性能, 特别是耐磨性和疲劳强度, 已化了不少力量从事研究, 故在实际应用方面也有所成功。

在汽车方面用的作为强韧钢、表面硬化

钢使用的低合金钢, 由于二十世纪前半叶的发展, 似乎大体已到达了极限。然而, 因为这种钢的利用范围将更加扩大, 所以, 为了使其在生产和成本方面合理化, 还有下面许多课题亟待解决。

例如, 纯氧顶吹转炉作为一种新的大量生产的炼钢方法为生产更高级的钢种开拓道路, 为了提高切削性能、塑性等加工特性, 以及进一步为了节约和代替合金元素等都是重要课题。过去, 采用高频淬火法取得了较大的进展, 现正在考虑一些可以与高频淬火法相比的新的热处理技术。

为了提高切削和加工性能, 正致力于真空脱气技术和特殊脱氧剂等在经济性方面的提高, 因而有希望炼成具有新性能的合金钢。

强度级别进一步提高, 就进入了“超高强度钢”的范畴, 因而, 伴随高强度而来的“延迟破坏”等特有的问题, 就将成为实际应用上的一种障碍。因此, 这些问题有待研究解决。

超高强度钢

屈服强度在 130 公斤/毫米², 抗拉强度在 140 公斤/毫米²左右的钢叫做超高强度钢。由于航空、宇宙等技术的不断发展, 对材料方面也有了更高的要求, 而由于真空冶金和检验测试技术的提高, 已不断出现具有各种性能的品种。

首先, 就其成分看, 超高强度钢大致可分为: 低合金钢、中合金钢和高合金钢。

低合金超高强度钢 低合金钢的主体是前述改进了的强韧钢, 利用中碳低温回火马

表1 有代表性的低合金钢的组成(%)

	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V	Co	屈服强度0.2% (公斤/毫米 ²)	抗拉强度 (公斤/毫米 ²)	伸长率 (%)
4340 (JIS-SNCMB)	0.40	0.30	0.70	0.80	0.25	1.85			150	180	8
300 M (Tricent)	0.43	1.60	0.80	0.80	0.4	1.8	≥0.05		170	200	10
Hy-Tuf (AMS6418)	0.25	1.50	1.30		0.40	1.80			135	165	14
Super Hy-Tuf	0.40	2.3	1.3	1.4	0.35		0.20		169	202	10
4137 Co	0.39	1.00	0.70	1.10	0.25		0.15	1.0	160	190	7
HP 9-4-45	0.45	0.1	0.25	0.3	0.3	8.0	0.1	4.0	150	180	
D6A	0.46	0.22	0.75	1.0	1.0	0.55			176	200	7.5

氏体组织(表1)。其中4340钢与汽车用的强韧钢成分相同。

这类钢的金相组织,就是碳化物弥散析出的高位错密度马氏体。对4340钢添加Si、V、Co、Ni等元素,无论是母相的强化、淬火组织的均匀化、耐回火稳定性以及低温韧性等方面均能得到提高,并能改进其质量。这类钢采用真空脱气和真空冶炼来减少如磷、硫等非金属杂质,并尽可能降低到0.010%以下。冶炼时要加强检查管理,以使材料内部微小缺陷降至最低限度。这些要求,都与汽车工业用的强韧钢不同。

超高强度钢的使用设计,不仅要有通常的抗拉、屈服和疲劳强度数值,而且还须保证对内部微小缺陷或缺口所引起的不稳定破坏现象有一定的抵抗力。作为断裂韧性值的 K_{IC} 、 G_{IC} 等值是材料研究上的重要评价值,这些值是用有尖锐缺口的抗拉试样测定的。此外,与材料和环境相互作用有关的“延迟破坏”敏感性等因素也必须细加考虑。

作为在成分上提高断裂韧性值的一个途径,制成了加Co的4137Co钢,以及高合金系的HP9-4钢。HP9-4系钢是一种偏重于韧性的钢,其韧性可与时效马氏体钢相比。根据不同用途,在冶炼时控制并调整这类钢的含碳量,此外,改变淬火处理方法等都有可能改善这类钢。

在实际应用方面,以4340为起点的低合

金系钢种用得最多,它可作喷气式客机的起落架(占机体全重的5%)。虽然飞机对重量要求严格,但因轻合金材料的强度和韧性都不太好,所以是不能代替钢的,否则体积就太大了。例如,所用的190公斤/毫米²级的4340钢,其 σ/ρ 在 2.5×10^7 毫米(译注:10⁷毫米原文遗漏了)以上,超过了轻合金。

另一大用途是用作固体火箭发动机的外壳,但在适用性上还存在着问题。这是因为大多要对板及锻造切削件等进行焊接,因此可焊性必须好,而通常是采取退火后进行焊接,然后再热处理。因此,焊接用的高强度钢的强度上限方面困难虽然较少,但在大型热处理设备和校正变形设备方面问题却相当大。合金元素较多的钢种中,低碳系可能具有符合要求的特性。淬火热处理后焊接使用的钢种有希望向实用化方面发展。

中合金超高强度钢 以5%Cr, 1.5%Mo的热作工具钢为主的钢种作为超高强度钢使用时,其耐热性特别受到重视,作为马赫数超过2.3的超音速喷气机机体材料是非常有用的。在中等碳含量条件下,由于马氏体的复杂碳化物析出反应,造成了二次硬化区域(表2),因而要进行较高温度的回火。

在金属组织方面,在500°C以上回火后,马氏体中开始析出聚合在一起的 Mo_2C 、 V_4C_3 等特殊碳化物微细颗粒,其强度能达到200公斤/毫米²级,但为确保其韧性,应注意包括

表2 中合金超高强度钢的组成(%)

	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V	Co	屈服强度 0.2% (公斤/毫米 ²)	抗拉强度 (公斤/毫米 ²)	伸长率 (%)
H11 (SKD6)	0.35	1.0		5.0	1.5		0.5				
H13 (SKD61)	0.35	1.0		5.0	1.5		1.0		155	200	10
Vasco jet 1000	0.40	0.90	0.30	5.0	1.30		0.50		165	200	8
Poromac M	0.40	1.0	0.30	5.0	1.0		1.0		160	205	12
Vasco MA	0.55	(Cr、W、Mo、V) 12%								(245)	(7)

译注: H11的V原为4.0, 系错误, 应为0.5, 见附表。

表3 高合金超高强度钢的组成(%)

		Ni	Co	Cr	Mo	Ti	Nb	Al	C	Cu	$\sigma_{0.2}$ (公斤/毫米 ²)	σ_B (公斤/毫米 ²)	δ (%)	φ (%)
标 准	18 Ni marage	18	8	—	5	0.5	—	0.1	≤ 0.03		~170	180	11	50
	20 Ni marage	20	—	—	—	1.5	0.5	0.25	≤ 0.03		~170	180	11	50
	25 Ni marage	25	—	—	—	1.5	0.5	0.25	≤ 0.03		~170	180	11	50
	15 Ni marage	15	9	—	5	0.7			≤ 0.03			~200		50
P H 钢	MA-164	4	12	12	5	—	—		≤ 0.03	3		~170		
	17-4PH	7		17			0.35		0.04	4	125	140	12	48
	AM 350	4		17	2.75				0.10		123	145	12	—
	FV 520	5.5		16	2	0.3			0.07	2	129	146	19	52
	AM 367	3.5	15.5	14	2	0.5			0.03		172	179	14	—

译注: FV520的抗拉强度 σ_B 原误为116, 暂改为146。

真空冶炼等在内的炼钢过程和热处理技术。这种钢的一个特征是在形变热处理后, 强度很易上升, 能不降低伸长率, 而抗拉强度可达到270公斤/毫米²左右。表2中的MA钢, 其成分与高速钢相近, 含有大量形成碳化物的元素, 而其碳含量则与高速工具钢淬火后之基体相近。在强度上, 它是这类钢中最高的, 经形变热处理后, 强度超过300公斤/毫米²。

热作工具钢型的超高强度钢如能廉价供应, 做超音速机体材料还较经济, 但在耐蚀性和被加工性方面却还不能满足要求, 价格也较高。为了与高合金系竞争, 还须进一步提高这类钢的强度性能。

高合金超高强度钢 以前, 17-4PH、AM355等(沉淀硬化型)PH不锈钢在140公斤/毫米²左右的级别时就被用作喷气机材料, 构成了初始的高合金超高强度钢, 但真正达到高合金超高强度则始于马氏体时效钢。

马氏体时效钢含有大量的Ni等置换式合金元素, 在几乎不含碳的立方晶格马氏体的强韧组织里配合着金属间化合物等在析出预备阶段所显现的时效强化机构。现把标准的马氏体时效钢及其各种类型与PH不锈钢一起在表3中列出。

在超高强度钢中, 采用高合金马氏体的

马氏体时效钢不是以碳、氮等间隙型固溶元素的强化，而是仅以置换式固溶元素的强化为主体。通过时效处理以达到最高强度的组织，其屈服比高，断面收缩率大，断裂能也就大。在超高强度级上，具有良好的断裂韧性 K_{IC} 等值及以缺口抗张强度评价的一些特性，故对较厚的板，它比低合金钢有利。但是，为了保证在高强度下具有韧性，必须注意降低 S, O, P, As 等杂质，消除钢锭偏析，控制压延热处理条件等事项。

这类钢种价格贵昂，因而限制了它的用

途。但是在升温时(直至 500°C 左右)强度并不怎么降低，又可在淬火状态未硬化时进行加工和焊接等操作，之后，再在 450~500°C 进行时效处理以获得硬化。这些，是低合金钢所没有的。除标准的马氏体时效钢外，在时效硬化元素方面也不断进行新的研究，或降低 Ni 含量，或以 Mn、Cr 代作母相，这对降低成本有利。含 Cr 约 12% 以上的马氏体时效型不锈钢，如能在热处理特性和断裂韧性值方面得到稳定，则由于它能经受氧化性腐蚀环境，在今后的用途将更广泛。

与创制新钢种有关的基础研究

在强度钢的创制应用研究工作方面，得到一些有关基础原理知识，这对推动研究是很重要的。为此而进行的基础研究，过去就有金相学、材料力学等部门。近年来，则以物性论为基础，形成所谓物理冶金学-材料科学体系，更多地从微观的角度对现象进行说明。关于钢的“强化机理”与微观组织构造之间的关系，由于积累了大量的基础研究，现已开辟了探索的途径。但是，作为与实用强度钢的创制直接有联系的研究来说，需要说明的高次因素混入的很多现象，同时，如何根据低次的模型实验和假定计算得来的原理方面的知识用于新钢种的创制和加工过程的发展，在这些方面也有很多困难。为了不单纯依靠“试行与误差”方法，为了推进高效率的研究，必须经常注意阐明基础理论。

例如，关于热处理方面，各种合金元素的机能已经根据经验法则总结出一套以“淬透性”和“回火特性”为主的技术知识的体系。但是，从微观构造方面来对这套知识体系加以确实的说明，现在还嫌不够。就现象而言，也希望进一步能够利用电子显微镜、X 射线衍射、电阻、内耗及其他物性测定方法和对机械方面的特性的观测发表多一些实验研究成

果，以填补这方面的空白。

对于强度钢来说，确保其韧性同提高其强度一样重要。要提高韧性，首先要研究提高断裂能以及关于阻止断裂核(龟裂)的发生和传播的机理。解决这个问题所采取的方向应该是根据宏观力学方面的现象以及微观现象和进一步的亚微观构造之间的关系，从原理、动力学方面去探索，而为了阐明高强度钢的延性-脆性断裂，就必须将这些途径充分地相互联系起来。从这个意义上说，将各种不同的科学技术研究方法综合起来，以解决“钢的强度和韧性”的问题是当务之急。

钢的塑性加工所引起的微观组织的变化，使热处理的因素受到种种变化。形变热处理技术的产生是基于实验的事实。但从原理的探索出发，今后会由于新的加工和变态的组合，由于体心立方相和面心立方相的复合组织，由于状态改变所引起的塑性等等，有可能产生出新的强度和韧性的结合。处于基础研究和应用研究的中间带的、用实用钢作试样进行的基础研究(就其探索性方面来说)，虽然是一件困难的工作，但在将来可能成为产生出新品种的原动力。

摘译自《金属材料》1969年9卷9号9~14页

马氏体时效钢的进展与设想的趋向

摘要: 回顾了马氏体时效钢的最初发展情况, 特别强调有关的基本创制设想。把这些设想付诸实施, 形成了马氏体时效钢的种种优点, 除了强度和韧性的组合外, 马氏体时效钢还具有良好的抗脆化能力(包括氢脆、中子辐照脆性和回火脆性), 而且加工制作也很简便。列举了从最初发展以来逐渐展现出来的一些重要因素。严加控制在处理过程中的某些因素, 包括纯洁度和钢锭加工, 就提高了马氏体时效钢所达到的性能水平。采用更好的热处理方法, 对铸态或压力加工态的马氏体时效钢也有所改善。描述当前所取得的进展, 同时, 根据目前实验室的结果对未来的性能水准作出预测, 估计在大截面中有更高的强度韧性组合, 焊接件和薄板方面将有重大进步, 也可创制更多的不锈钢种的牌号, 开辟其它的应用领域等。

马氏体时效钢在 1960~1961 年间在市场上出现以来, 已经有了多年的历史。在这方面发表的著述可以部分地说明这些年来研究工作发展的情况。

表 1 列举了这类钢日益增长的用途, 其中不仅有空间工业也涉及到机械工业、化学工业、工具和模具方面的应用。

下面回顾一下这类钢种的基本创制设想, 创制中所依据的原理以及这些设想在实际中的应用; 评论一下过去几年中发展的各种钢的牌号和生产过程以及热处理上的改进。最后展望了将来。

表 1 马氏体时效钢的用途

空间飞船壳体	扭力传递轴
飞机起落架部件	挤压机压力柱塞
可弯曲通水软管	可弯曲连接件
常平架平衡环轴承	飞机停机钩
聚乙烯生产高压系统部件	螺栓
冷锻模	指数板
挤压模	镗床牵引螺栓
压铸模	弹簧
水翼船支柱	

创制时的基本因素

最早是在 Bieber^[1] 的研究中, 稍后, 在 Decker、Eash 和 Goldman^[2] 的发现中就已有了些基本想法。这些想法具体表现在 1960~1961 年间出现的一系列时效马氏体钢中。参照表 2 可对它们一一加以评述。从那时以来, 由于进行了广泛的基础研究, 就构成这些想法的基础, 有关机理的知识也就日益增多。

低碳马氏体

研制中最先考虑的因素是用加钛低碳马氏体。图 1 是其显微结构, 其中含有大量易于运动的位错。固溶体中实际上不含碳, 这就避免了碳的位错钉扎效应, 从而改善了韧性^[3, 4]。

由表 3 可以看到, 这种类型的马氏体大