



国外 低合金钢、合金钢

1

(总第3集)

1987

冶金部钢铁研究总院

前 言

为配合《七五》国家重点科技攻关课题，大力发展我国的低合金钢和合金钢，冶金部科技司和钢铁司委托钢铁研究总院在今后几年内，将有针对性地、不定期编辑出版《国外低合金钢、合金钢》情报资料，供有关单位和人员参考。

1986年已出版两个文集，每集各约30万字。这两集的主要内容为：工程机械用钢、汽车双相钢、齿轮钢、模具钢和不锈钢。1987年仍计划出版两集，将分别在今年6月和11月出版。内容分综述、低合金钢、合金钢、工艺性能和使用性能四部分。文章的选取力求密切结合《七五》攻关的实际需要，又考虑到未来发展的新动向。本资料对从事低合金钢和合金钢生产、使用、科研和教学人员很有参考价值。欢迎订购，每集定价3.00元（个人订购1.50元）。

由于编译者水平有限，错误和不当之处，欢迎读者提出意见和批评，以便在随后的文集中加以改进，也欢迎向本刊投稿。

编 者

1987年6月

KAP 71 10/

目 录

一、综 述

材料发展的前景.....	(1)
21世纪的模具和模具材料.....	(10)
模具材料的现状和最近的动向——冷作模具、热(温)作模具、塑料模具.....	(15)
海洋结构用材料.....	(23)
高强度调质钢的生产、性能及应用.....	(29)
从P18钢到无钨低合金高速钢.....	(35)
耐硝酸低碳、超低碳奥氏体不锈钢新钢种.....	(44)
铁素体不锈钢的焊接行为.....	(52)
经互会成员国控制轧制技术的发展.....	(57)

二、低合金钢

像低碳钢一样成形的高强度钢板.....	(63)
同时添加Nb、Ti的超低碳钢板的开发.....	(66)
显微组织对铁素体-贝氏体-马氏体三相钢力学性能的影响.....	(72)
重要焊接结构用高塑性低合金钢.....	(79)
08ΓCЮΦ低合金钢的热变形抗力.....	(82)
双相钢线材显微组织与机械性能的关系.....	(85)
耐大气腐蚀性能优良的低碳高磷钢板的开发.....	(92)
高强度钢用焊接材料.....	(97)
海洋用微合金钢的HAZ韧性.....	(101)
热锻用非调质强韧钢棒材.....	(108)
合金化对钢管用钢性能的影响及其焊接性问题.....	(112)

三、合金钢

低碳高锰渗碳钢.....	(117)
高温用渗碳齿轮钢.....	(121)
硼合金化奥氏体Fe-Mn-C钢的耐磨性.....	(123)
水泥厂对耐磨材料的选择.....	(127)
耐延迟断裂的耐磨钢板.....	(129)
可焊耐磨钢的开发——NK-Everhard系列.....	(133)
无钴含钨马氏体时效钢的显微组织与机械性能.....	(136)
高质量轴承钢及其生产方法.....	(140)

不锈钢用氮合金化对其耐蚀性的影响.....	(144)
高塑性铁素体耐蚀钢08X18T.....	(152)
氯化物介质中使用的双相不锈钢.....	(155)
焊接性、耐蚀性好的结构用RIVER LITE 434LN-2铁素体不锈钢.....	(159)
用于核工业的不锈钢.....	(166)
耐大气腐蚀的奥氏体不锈钢.....	(171)

四、使用性能和工艺性能

一种计算应变硬化指数的简便方法.....	(175)
Cr-Mn-Si-V钢在临界间温度形变热处理强化.....	(176)
Cr-Mo-V钢在不同组织状态下的使用性能.....	(179)
钢轨钢用含锰合金脱氧工艺的改进.....	(183)
川崎钢铁公司不锈钢生产工艺及产品特性.....	(187)
无镍钢07X13AГ20、01X18T、01X 25T在热饱和氯化盐溶液中的耐腐蚀破断性.....	(195)
用电极电位现场监测钢的大气腐蚀.....	(198)
在模拟侵蚀性海洋环境中的腐蚀疲劳.....	(204)
一种钢板深冲性能试验机.....	(205)

材料发展的前景

H. J. Engell 等

钢铁材料的重要性

在所有金属材料中，钢铁占据着主导地位。钢铁生产的能源消耗比轻金属的低，与有色金属相比，其生产的原料及辅助材料世界各地都可找到，并且价格便宜。目前全世界钢的年产量（吨）为铝的四十四倍、为有色金属的二十多倍。用矿石炼铁的能源消耗为炼铝所需能源的四分之一左右。由于其使用性能非常适合于各种工业用途，所以钢铁材料具有最大的竞争力。

组织及使用性能

形变热处理组织细化

现利用以下四个参数来描述组织并讨论组织结构与使用性能之间的关系：有关相的种类及化学成分、组织中各相所占的分数、各个相在组织里的分布以及晶体或晶粒大小。晶体或晶粒大小对于在正常温度范围内作为结构材料的钢具有重要意义。根据 Hall-Petch 公式它们与弹性极限相联系，而且对钢的韧性也有显著影响（见图 1，略）。因此，获取细晶组织的方法长期以来一直是钢铁工业的一个重要的研究和开发课题。

大约二十年以来，在合金化技术和热处理这些传统的晶粒细化方法中又增添了形变热处理方法。马克斯-普朗克钢铁研究所建成的热变形模拟机特别适用于在较大范围内独立地改变温度、时间和变形度等参数的组合状况，并测定其对组织和使用性能的影响。图 2（略）示出一种调质钢的这一试验系列的试验结果。这种调质钢未添加目前用合金化技术来细化晶粒时所普遍采用的微合金元素。钢于 1150℃ 奥氏体化，并于奥氏体

区变形，而且第一次变形是在高于奥氏体再结晶温度以上进行的，第二次变形在这一温度以下进行。可以看出：由于变形、再结晶以及低于再结晶温度以下的二次变形使冷却时形成的马氏体板条宽度减小，奥氏体晶粒度变细。

用快速凝固法细化凝固组织

将钢液浇注到目前模铸和连铸通用尺寸的结晶器中时，会形成枝晶和球状晶体的粗大组织（图 3，略）。原则上讲，这种粗大组织是形成细小组织的不利起点。鉴于凝固过程是与初生晶和剩余熔体之间的离析过程同时进行的，因此具有较大间距的偏析也会造成粗大的铸造组织。所以，在凝固过程中获得精细组织是钢厂铸造和凝固工艺技术的进一步研究的课题之一。

只有熔体快速凝固，才会得到细小的铸造组织。因为熔体和凝固金属的冷却以及熔体热量的导出主要是通过热传导进行的，所以，在熔体量较大的情况下必须采取辅助措施才能做到这一点。本身的热流通过凝固壳传出，并取决于壳的厚度、导热性和温差。因此，为了得到细小的组织，铸造产品的厚度或凝固中的熔体体积必须受到限制。

要获得比普通连铸和模铸更薄的产品，只有采取接近最终尺寸的铸造方法。这种方法对低熔点有色金属和轻金属早已得到工业应用，完全可以适应钢铁工业的需要。在此通过采用同时旋转的结晶器就可达到高速凝固，从而很容易把浇铸和变形装置直接联接起来，也就是可利用最初的热度进行轧制了。

无论是用浇铸机浇铸带（图 4），还是



图4 用于铜和钢“连铸连轧”的双带连铸方法

用浇铸轮浇铸方坯时(图5)，都要竭力使产品厚度达到1~10厘米。浇铸带时同时旋转的结晶器是由两条旋转的水冷钢带构成

的，在浇铸轮的情况下，结晶器壁则是由浇铸轮上的一个近似矩形的槽构成，槽的第四侧边由旋转的钢带封闭。

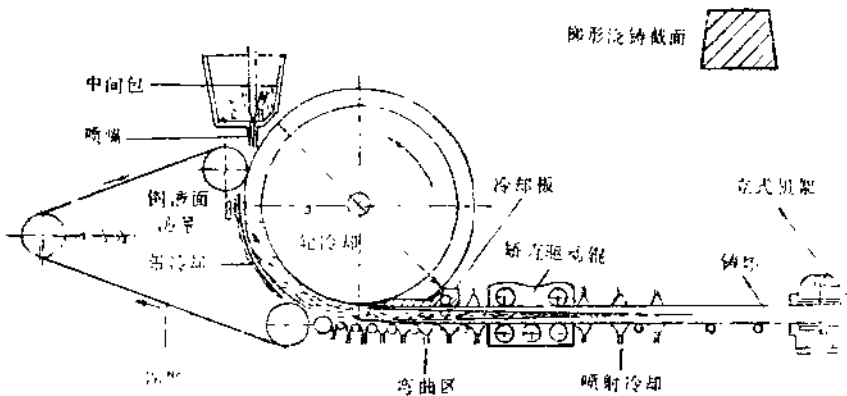


图5 (日立) Korf 工程公司的轮式浇铸

根据用各带有两个水冷铜壁的结晶器所获得的薄扁锭所作试验，结果与其他试验完全相同，对于50mm厚的锭，其冷却速度比相同钢用连铸结晶器浇铸225mm厚坯时的冷却速度大二十倍，枝晶臂间距则缩短三分之二(图6)。这种铸板的力学性能，尤其是韧性值还比较低，但是通过仅0.45变形度的最佳形变热处理就可以将韧性值提高到相同成分的连铸钢经高得多的热变形之后所达到的水平(图7)。研究接近最终尺寸的铸造方法的目的在于降低热轧工厂的基建投资和能耗。因此在少量热变形下将铸造组织转变成合乎标准的使用组织是很重要的。另外，铸造产品的尺寸较小还会使整个截面

的温度较快地达到均匀，从而有利于利用最初的热度来进行轧制。

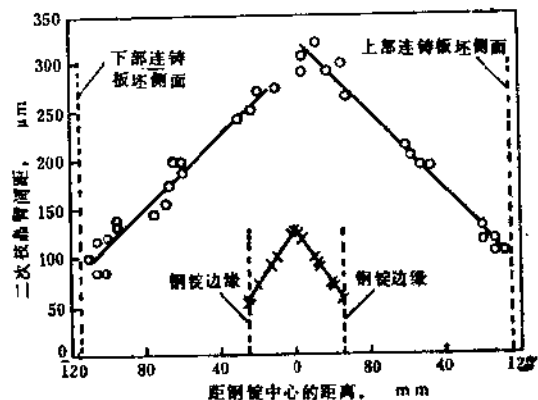
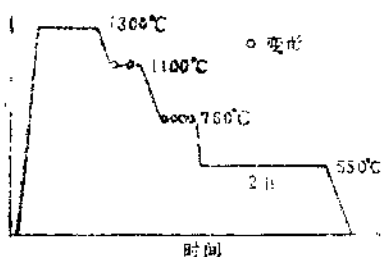


图6 一种微合金钢管钢普通连铸坯和减小铸造截面的铸坯的二次枝晶臂间距



状态	屈服 极限 N/mm ²	抗张 强度 N/mm ²	断裂 延伸率 %	断面 收缩率 %
铸态	450	650	1.0	4.0
热机械处理状态	660	715	25	74

图7 微合金钢管钢薄板 ($d = 50\text{mm}$)
的形变热处理: 时间-温度-变形曲线及
力学性能

对于壁厚很大的重型工件, 一种可广泛用来获得细小凝固组织的原理是在浇铸时连续分批地喂入最少量的钢水, 并凝固成厚度范围为 10^{-2} 至 100mm , 且接近所希望的最终形状。由于凝固速度快和偏析最小, 因而可获得无偏析和细晶组织。喷铸异型件、管坯或带时, 是将液滴或部分凝固的液滴喷射到载体上 (图8)。每滴液滴都以高的冷却速度凝固在衬底上, 同时不断形成具有极细晶粒组织的较大的材料截面。铸造带时, 为改善各液滴的连接并使组织均匀化, 浇铸过程结束之后立即利用最初的热量进行热变形。

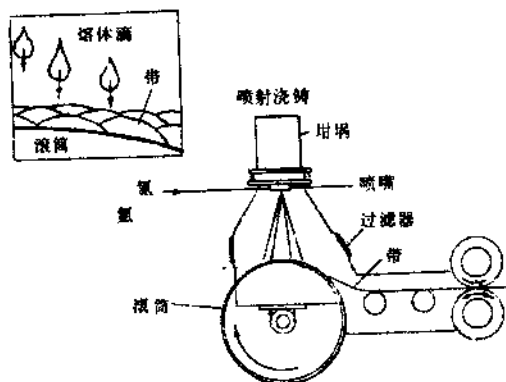


图8 用喷射铸造的方法生产异型件或带的装置

制造具有精细组织并且在整个截面上都均匀的重型结构件, 尤其是大型高压容器的结构件时, 采用了成形熔接法。这时是在一个预先制好的外壳上一层一层地将焊缝堆积起来 (图9), 并由此而制成容器壁。每一焊道对其下面的那部分容器壁都起着回火过程的作用。无需后道热变形就可以形成具有细小晶粒 (图10, 略), 而且使用性能非常好的组织。

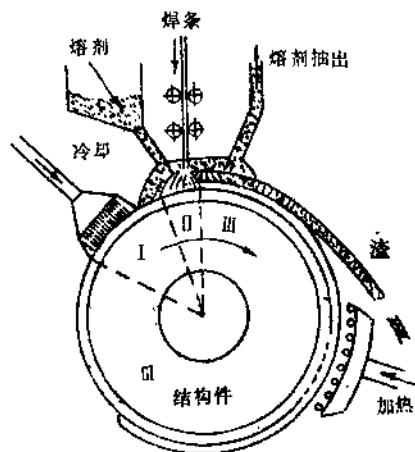


图9 大型结构件的成形焊接 (蒂森重型组件公司)

非晶和微晶金属

当熔体以 $10^4 \sim 10^6$ 度/秒的速度冷却时, 就可形成具有特殊性能的极精细组织。这种快冷工艺的前提条件是铸造产品的厚度要在 0.1mm 以下。这种尺寸范围的带、丝和粉末的生产工艺已经得到工业应用。

金属带可采用图11示出的熔体自旋工艺生产。在可能达到的最高凝固速度下, 对于一定成分的熔体可能不再形成晶体, 金属凝固成玻璃状。金属玻璃具有优异的磁特性, 因而可作为软磁材料使用。表1对比了以下几种材料的磁特性: 软磁铁镍合金、用普通工艺生产的含 $3.5\%\text{Si}$ 的铁硅合金、含 $6\%\text{Si}$ 、 $3\%\text{B}$ 和 $91\%\text{Fe}$ 的金属玻璃、在熔体自旋装置中生产出的 40微米 厚、含 $6.5\%\text{Si}$ 的晶

体钢带。金属玻璃的力学性能也很好。例如含80%Fe和20%B的金属玻璃的抗拉强度为3700N/mm²，而弹性模量则大多比相同成分的晶体合金低30%左右。

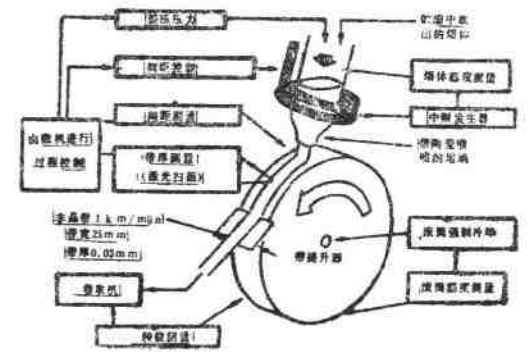


图11 生产金属带用的熔体自旋设备

表1 普通凝固材料及快冷材料的磁特性

	FeSi3.5 晶粒取向	FeSi6.5 微晶	8%Si3%B91%Fe 金属玻璃	FeNi50
最大磁导率	<55000	<280000	300000	80000
磁滞损耗 P _h , 0.01 W/kg	0.45	0.25 (1100℃, 30分)	0.07	0.25

上面所提到的用熔体自旋的方法生产的晶体硅钢带，与连铸方法生产的同类产品不同，在室温下可塑性变形。图13（略）示出了这种钢带的组织。晶体呈柱状穿过带，内部呈现网状组织的迹象。如图14所示，在相同

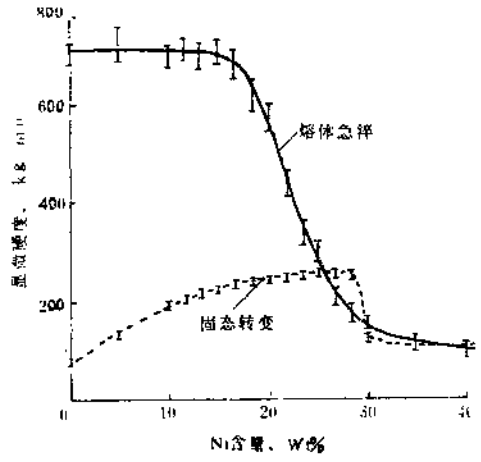


图14 Fe-Ni合金的显微硬度

熔体自旋温度下采取同样冷却速度制取的Fe-Ni合金则具有间距为1~5μm的树枝晶组织。

这类熔体自旋带的力学性能迄今只在少数几种合金上进行过研究。图14示出了马氏体转变的熔体自旋带的硬度值和压制形成的Fe-Ni合金的硬度值。只要上述带能达到所预期的高的弹性极限的组织参数，就可作为复合材料中的组分。

用在惰性气体下使熔体雾化的方法制取的超细金属粉末也具有熔体自旋带那样细小的组织。图15（略）示出了用这种方法制取的Fe-C合金颗粒的组织。由这种粉末用热等静压制的方法制成的工件，尽管碳化物含量高，但由于组织细，仍然具有超塑性。熔体雾化法制取的金属粉末，今天已经在工业上用来生产粉末冶金高负荷结构件。

通过快速凝固所获得的组织精细度和均匀性可得到非常良好而且各向同性的使用性能。然而，特别值得注意的是还没有充分利用粉末冶金和快速凝固的各种方法来研制新的合金系和发展各种高效率的加工方法。表2列举了上述各种铸造方法的过程参数。图17列出了本文所讨论的三种铸造方法所出现的枝晶间距的范围以及消除偏析所需的加热时间。

表2 各种铸造方法及其产品的特性值

	板坯连铸	近终形铸造	熔体自旋
原始产品厚度 mm	300	50	0.1
铸造速度 m/sec	0.02	0.2	20
冷却速度 K/sec	0.1	2	10 ⁴
枝晶臂间距 μm	300	100	1

复合材料

轻型结构的材料要求

材料用作轻型结构的适用性取决于比模量和断裂系数。比模量即E模量与比重之比，断裂系数即抗张强度与比重之比。祇按

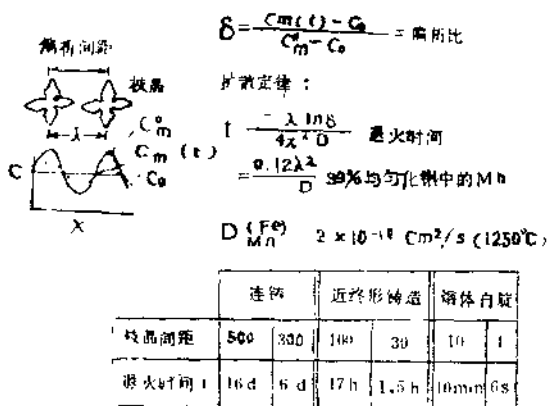


图17 消除1%Mn和0.1%C钢中Mn偏析的均匀化加热时间(1250℃)

照高的刚度和轻的重量设计时，比模量才有意义。如果构件的强度和重量之比具有决定性作用，那么就必须按照断裂系数来评价材料。

在上述应用领域比钢优越的材料的特点是比模量和断裂系数的值高，尤其是由碳、硼和碳化硅以及其他共价化合物制成的纤维。它们的比模量为钢的五倍，断裂系数超过超高强度钢丝五倍以上。表3列举了当前已生产并在工业上得到应用的几种纤维的力学性能。

表3 复合材料纤维的力学特性

	高强度 钢丝	玻璃纤维	碳纤维	Aramid 纤维
E 模量 N/mm ²	20.6 × 10 ⁴	7 × 10 ⁴	25 × 10 ⁴	13 × 10 ⁴
抗张强度 N/mm ²	2500	2.00	2600	2700
密度 g/cm ³	7.8	2.5	1.8	1.5
比模量 m	2.6 × 10 ⁸	2.8 × 10 ⁸	13.7 × 10 ⁸	8.5 × 10 ⁸
断裂系数 m	3.2 × 10 ⁶	10 × 10 ⁶	10 × 10 ⁶	19 × 10 ⁶

但是共价材料只有制成很细的纤维，才能获得上述良好的特性。原因是这种材料的断裂系数低，因而对压制工件时所造成的不可避免的材料内在缺陷非常敏感，然而对于大部分直径小于10μm的纤维却可以完全排除这类缺陷。值得注意的是，即使是钢，也

能获得很高的强度，尤其是细钢丝，例如传统的钢琴钢丝。

复合材料的制造

钢丝及细的纤维可以和基体材料复合，用来制造结构件。基体材料要能使纤维呈一定形状排列，并且防止其受机械损伤和化学侵蚀。由于纤维的缺口敏感及表面大，这种机械损伤和化学侵蚀是不可避免的。

当纤维百分含量高时，这种复合材料在负荷作用下纤维方向的力学性能，主要取决于纤维的性能。因此这种材料基本上具有各向异性的性能。各向异性程度取决于纤维的几何排列。作为这种方法制造的复合材料的基体及纤维排列的组分，必须具有与承受负荷的纤维进行化学及机械复合的一定条件。也就是说，不允许纤维表面出现反应，从而形成缺口或使纤维脆断。就力学性能而言，必须保证纤维占复合材料的大部分，并且与基体相适应。

对于在高温下使用并且可能出现固体反应的复合材料，基体和强化组分彼此应保持热力学平衡。例如对于由碳化物纤维定向凝固的共晶，只有固溶体基体才会出现这种情况。图19(略)所示为嵌入TaC纤维的一种钴基合金的复合材料的深腐蚀剖面图。如果纤维和基体之间没有出现平衡，在较高使用温度下就会在相界面形成反应层，从而可能损害复合材料的强度和韧性。

基体在复合材料中必须承担把应力转移到承受负荷的纤维上的作用。为此就需要基体也具备足够的强度，并且要求纤维和基体之间连接牢固。尤其当个别纤维在超负荷情况下断裂时，这种牢固的连接更起作用，否则局部升高的应力就必然会转移到相邻的纤维上。鉴于在这种情况下基体可能出现裂纹，因而还需要有良好的断裂韧性。

除了纤维复合材料之外，还应提到层压复合材料。对于这种复合材料，往往是把机

机械负荷和化学稳定性方面的任务分给各组分来承担。粉末复合材料只能看成是一种特殊情况的多相合金。

钢和复合材料的现状及可能的发展

在复合材料的应用和发展中目前大都把轻结构的要求作为重点。然而以1984年全世界年产量大约为四百万吨来看，这种材料远远落后于最重要的纤维复合材料——预应力混凝土。目前的增长速度则完全不是这样：预应力混凝土的年增长率仅为百分之几，而最近三年来纤维增强的化学材料的年产量则成十倍地增加。这种增长只能部分地满足由于技术发展和对材料的总需求而新出现的那些应用领域的要求。相当一部分材料，尤其是在技术和经济上具有吸引力的应用领域，仍然要使用其他材料。图20所示为未来发展的小轿车所用材料的预测。这个趋势是否会继续下去，还要看材料的取代是否值得，也就是要看费用和效益的比例而定。

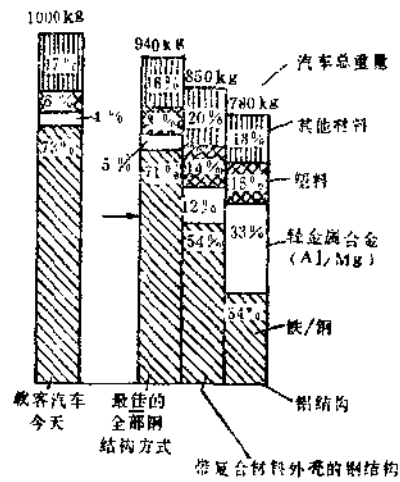


图20 未来小轿车设计中各种材料所占比例

高强度玻璃纤维、碳纤维和聚酰胺纤维的价格，近几年来随着产量的提高而有很大下降，中期来看将下降为目前价格的一半。纤维增强的化学材料的加工费用也是这样。

因而价格比例对钢越来越不利。

纤维增强的化学材料和钢的特定应用范围的比较如表 4 所列。在那些结构重量很重

表4 结构件制造材料的适用性	
纤维增强化学材料	钢
大都用在热和化学负荷不大的轻结构中	抗热和化学作用
直接制成近终形状	各向同性
	高的导电性和导热性
	能进行塑性变形

要的应用领域，如果热负荷和化学负荷或对表面的机械作用并不排除它们的应用，那么新的复合材料就具有优点。如果承受的这类负荷较高，那么金属，尤其是钢，就会继续占据统治地位。如果材料的各向同性很重要，并且需要有良好的导热性，那么钢也比复合材料优越。在热震敏感性方面，钢也比纤维增强的化学材料优越。在允许塑性变形或者能够进行塑性变形的用途中，金属也具有优点。

在处于与纤维增强化学材料相竞争的领域，钢是否就不能更好地保住它的地位以及在复合材料原理应用得比迄今更为广泛的其他应用领域，钢是否就不能扩大其地位，这些都是值得探讨的。在轮胎制造中钢制轮胎带和其他结构原理相比，在任何情况下都处于无可争议的领先地位，这就证明上述情况是有可能出现的。在汽车、化学和建筑技术的应用领域内涂层和复合钢板的高效率水平也是有目共睹的。

如果钢要继续战胜其他轻型结构材料，那么就必須照迄今所做的那样，进一步改善它的力学性能、化学性能和加工性能。还应当以竞争材料为榜样，在结构方式和构件设计领域，在连接技术和充分满足应用要求方面，进一步寻求创新，而且也可与其他材料组合。对于这样的发展也需要材料生产者的

判断能力、想象力和能动性。

金属高温材料

镍基合金的合金化和组织

高温材料在各自的工作温度下应具有高的抗蠕变性能和高的持久强度以及耐周围环境的腐蚀性。根据使用条件的不同，它们在恒定和交变负荷下还应具有足够的断裂韧性。此外，对于热震应当最不敏感。

这类金属材料的发展，特别是在整个钢铁工业中的发展，近四十年来取得了很大的成就。这种发展的驱动力是需要的工作温度越来越高，也就是说单位燃料消耗低的不断改进的涡轮材料。在拉伸应力为 140N/mm^2 时100小时寿命的有效工作温度在这段时间里由大约 850°C 提高到大约 1100°C 。按照Esslinger和Huff的说法，军用飞机发动机的叶片温度，通过1955至1970年间的合金化发展，提高了约 70°C ，推力重量比提高40%。

面心立方镍证明是最适合合金化发展的基本元素。由于晶格结构的缘故，镍在室温下可以很好塑性变形，对于许多合金元素，它的溶解度范围都很宽，而且由于它具有立方密排的原子排列，因而扩散系数低。因此在高温变形时受扩散控制的过程及由于在高温下的反复溶解造成组织的粗大化就会进行得缓慢。

镍基高温合金组织形成的原理见表5所列。通过镍固溶体晶格中的位错运动进行变形的可能性，只限于在较高温度下应用。这

表5 镍基高温合金的强化原理

(面心立方)Y镍的组织形成原理	
+W, Mo, Nb, Ta	→固溶强化
+Al, Ti, Nb	→共格 $\gamma'-\text{Ni}_3\text{X}$ ($\text{X}=\text{Al}, \text{Ti}, \text{Nb}\dots$)的析出强化
+C	→ M_{23}C_6 (MC)碳化物($\text{M}=\text{Mo}, \text{W}, \text{Nb}, \text{Ti}\dots$)晶界析出强化
+Cr, Al	→形成防腐蚀的氧化物保护层

是通过加入具有很大固溶强化作用的钨、

钼、铌和钽合金元素以及通过以铝、钛、铌或其他合金元素作为X组分的 Ni_3X 成分的 γ' 相的析出强化而实现的。在 γ' 相中镍可部分地用钴取代。 γ' 相中的镍原子和X原子是排列在两个不同的点阵上， γ' 是金属间相。

γ 镍固溶体的固溶强化和 γ' 相的析出强化大大阻止了位错的运动，致使高温下的蠕变过程只能通过晶界的滑移过程继续进行。为了阻止这种晶界滑移，就要通过适当的热处理获取尽可能粗大的晶粒，并在晶界上析出 M_{23}C_6 或MC类型的碳化物质点。

要达到必要的耐蚀性，就须往固溶体中加入8~15%Cr。铬和分散到 γ 和 γ' 相中的铝一起，会形成一种氧化物保护层。

镍基高温合金的进一步发展是按表6所列分阶段进行的，表中还列出了限制蠕变强

表6 镍基高温合金的合金化和组织形成

温度, $^\circ\text{C}$	限制蠕变强度最大的组织特征
1050	单晶 (100) $\parallel \sigma$ 晶粒中的 γ' 占65~80% 没有碳化物 C 30~60ppm
1000	(定向凝固)柱状晶体 晶粒中的 $\gamma' \sim 65\%$ 晶界析出 M_{23}C_6 (MC) C $\sim 0.07\%$ O, S, N $< 10\text{ppm}$
950	(真空铸造)铸造合金 晶粒中的 $\gamma' \leq 60\%$ 晶界析出 M_{23}C_6 (MC) C $\sim 0.15\%$
900	锻造合金 晶粒中的 $\gamma' 30\sim 40\%$
850	晶界析出 M_{23}C_6 (MC)

度最大的组织特征。首先通过提高Al、Ti和Nb的含量将 γ' 相的分数由30~40%提高到大约60%。这类合金不再能锻造变形，并且由于合金中与氧具有亲合力的合金元素含量提高，因而必须在真空下进行熔炼和浇铸。

为了减少晶界蠕变，引入了铸件定向凝

固的方法。在这种情况下所形成的柱状晶体的边界便会沿着对构件产生影响的主应力方向伸展,并且变成基本上无应力。因此,即使在与这条主轴呈一定角度的应力作用下也不会出现晶界滑移,晶界的碳化物数量也就必然要减少。为了提高断裂韧性,同时也要将一些不希望的伴生元素O、S和N的含量限制到几个ppm。

定向凝固已很快用在涡轮叶片制造上。估计目前已有1000000个以上这样的叶片在应用中。这种方法及由此而取得的合金化进展,使得叶片寿命提高一倍,断裂延伸率提高三倍,抗热震强度提高七倍。

然而即使在上述组织的情况下晶界无疑也仍然是薄弱部位。此外,固溶退火时碳进入到溶体中,使固相线温度降低,因此时效处理前所有析出物的有效溶解温度范围缩小。

所以,此项研究工作的下一个合乎逻辑而且也是最终的一个步骤,是制造出没有晶界,也就是构成单晶的結構件。对于这类单晶結構件——大部分是涡轮叶片,可以将合金的碳含量降低到30至60ppm,而组织的 γ' 百分数却仍可提高。利用这类結構件,工作温度可以达到大约1080℃。

进一步发展的可能性

难熔金属、陶瓷、金属间相

利用镍基合金制成的单晶結構件,有效工作温度可达到该合金绝对固相线温度85%的温度及纯镍绝对熔点77%的温度。此工作温度只稍微低于 γ' 相的溶解温度。对以具有 γ' 共格相的镍固溶体组织为基础的这种合金系统从原理上作出进一步的改进还看不出来。而且也还没有见到把这种原理运用到其他金属基上。

另一种发展路线可以从熔点比镍高得多的金属开始。已有不少用钨、钼和钽作为所研制的这类合金基的试验,因为这些金属的熔点均在2500℃以上,此外,E-模量高,强

度值也大。迄今所有这类试验均未取得成功,大都是因为这些金属及其有关合金的耐蚀性低。

目前最大的希望集中在陶瓷材料上,尤其是集中在碳化物和氮化硅以及 ZrO_2 和 Al_2O_3 之类的某些氧化物上。所有这些材料均具有良好的抗热气腐蚀性,并且它们的耐热强度均比镍基合金高得多(图21)。

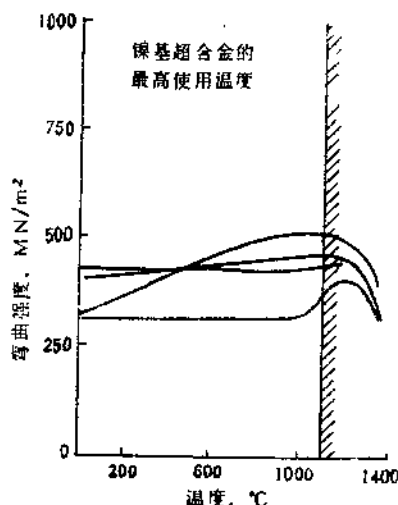


图21 在四点弯曲试验中不同SiC材料的断裂强度与温度的关系

陶瓷材料的发展潜力,尤其是在涡轮和发动机制造方面,普遍认为是很大的。然而要克服这类材料本身所存在的问题,如脆性、結構件制造中的再现性不良、接合技术和动力输入问题等,尚需作出巨大的努力,并耗费金钱和时间。

实现超过镍基合金使用温度的一种新的和有希望的办法是来自把金属和陶瓷各自有利的性能结合起来的想法。对于这类“处在金属和陶瓷之间的材料”,首先要形成金属间相。这类金属间相要和陶瓷一样,能把不同种类的原子有序地分布到点阵位置上,并且在不同种类的原子之间具有共价的化学键。它又要象金属一样,具有起金属键作用的自由电子。许多金属间相是可以母相分解而溶

化的，并可以通过浇铸而构成结构件。

金属间相的有序点阵的变形抗力比无序固溶体的变形抗力要高，因为固溶体主要是通过无取向的金属键而稳定的。然而在金属间相中则是如同在陶瓷中一样，起作用的是有取向的共价化学键。金属间相中的位错运动还会受到与此相关的晶格畸变的阻碍。图22示意地示出了一种金属固溶体和一种金属间相的自由电子和相关的电子对的键合、点阵排列及由于滑移过程引起的晶格畸变。

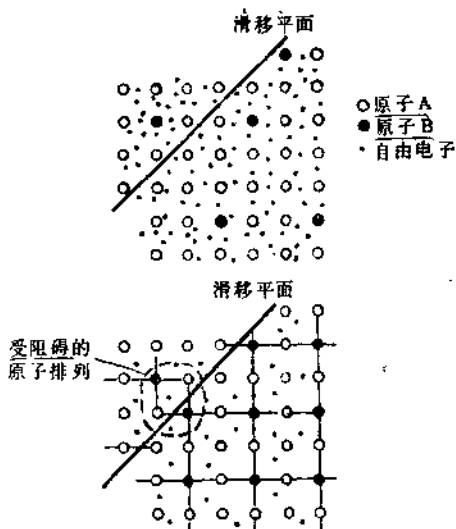


图22 塑性变形后的金属固溶体（上）和金属间相（下）的点阵

金属间相是 γ' 相 Ni_3X ，其中X为在镍基合金中起析出强化作用的Al、Ti、Nb……。由于在上述合金中 γ' 相所占分数已经达到了80%，因此很明显就是要试验和生产出一种完全由 γ' 构成的材料。

这种材料最近几年已经在美国研制出来，被称为长程序先进铝化物。首先阻碍它们的那种对晶间裂纹的敏感性得以消除，致使这种铝化物目前的室温断裂延伸率达到50%以上。从图23可以看出，在原子部分失去有序排列并且形成完全无序（因而也就是软的）固溶体的温度附近，这种铝化物的抗

张强度随着温度的升高而明显地增加，直到最大值。

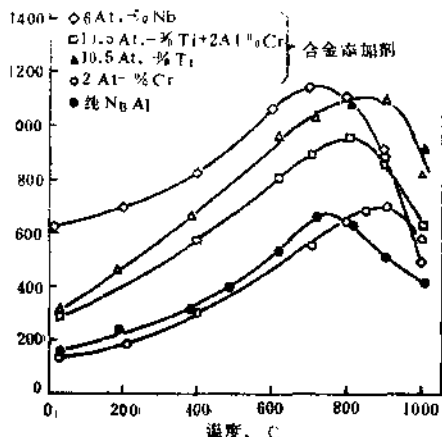


图23 纯 γ' - Ni_3Al 及合金化 γ' - Ni_3Al 的屈服强度

可以找出大量的金属间相，它们都含有熔点很高并可保证耐蚀性的足够含量的保护层形成元素铬，尤其是含有铝和硅。此外，还可以通过选择相应的相以及通过合金化技术分别提高所制材料的金属或陶瓷性质。如果选择含金属键并且点阵对称性较高的相，那么就有希望得到比陶瓷更好的断裂韧性；如果接近陶瓷的性能，就可获得较高的耐热强度。

上面所提到的那种由 γ' 相组成的有序氮化物主要属于金属方面，因而在较低的温度下可以把点阵中的原子排列由有序变为无序。对于有序共价键分数较高的金属间相，在固体状态下就不会出现这种转变。

可以期望，通过引入金属间相，金属高温材料的研究和工艺会得到新的冲击。

展望

人们任何时候都是有了材料，才能有工艺技术。回顾一下钢铁材料的发展就可看出，钢是多么令人印象深刻地满足了不同时期技术发展的需要，而技术的发展又是多么广泛地通过钢的发展才成为可能的。

本报告就是要展望和指出今天已经取得和行将取得的进展。有一些领域行将持久地脱离时代的列车，因而不值得去研究它。用波纹板做蒙皮的飞机已不再生产了（今天空中汽车的控制装置是用碳纤维增强的化学材料制造的）。然而有一些领域人们正在或者已经开始作出进一步的根本改进。

例如已经找出或者行将找到一些新的方法来沿着原来用组织细化方法改善机械性能的道路继续大步前进。从中大量生产的最重要的钢铁工业产品也是能得到好处的。

在其他发展中钢是和其他材料联系在一起的，或者必须和其他材料联系在一起，例如预应力钢筋混凝土，制造化学设备用的复合钢板以及钢制轮胎带就是这样。

在其他领域中铁元素作为新材料的一部分也许就不很重要了。就是在钢铁工业部门这也不是新鲜的一一钛和镍基高温合金今天已经在许多钢铁联合企业顺利地得到了发展并投入生产。

对于这类新近获得进展的材料，尽管大批量生产的水平还从未赶上结构钢，但是在大工厂它们创造的价值是很大的。

毫无疑问，钢铁材料和由钢铁工业部门生产的其他材料的发展，仍然有漫长而充满成功的道路要走。

参考文献（略）

黄桂煌、赵淑萍译自《Stahl und Eisen》，1986，106，№6，269~277

21 世纪的模具和模具材料

山根邦生 等

1. 前言

模具工业是生产坯料的工业。日本的模具产业不但得到了迅速发展，而且规模和技术水平都属世界一流。

图1（略）表示模具生产金额的变化情况。生产金额约为15年前的14倍，是5年前的2.2倍。如果把工厂自己生产的模具也包括在内，总金额达1兆日元。根据粗略的估计，全世界为5兆日元，其中，美国接近2兆日元，西欧1兆日元。日本国内的模具生产约占全世界的五分之一。如果按模具的类型分类（如图2所示），冲压模具和塑料模具的生产金额较多，约占全部金额的80%。近年来发展最快的是适应轻薄短小需要的塑料模具和压铸模具。

预计21世纪的增长趋势如虚线所示。估计上述倾向的需要仍会增加。今后，随着电子化的普及，轻薄短小化也越来越发展。另

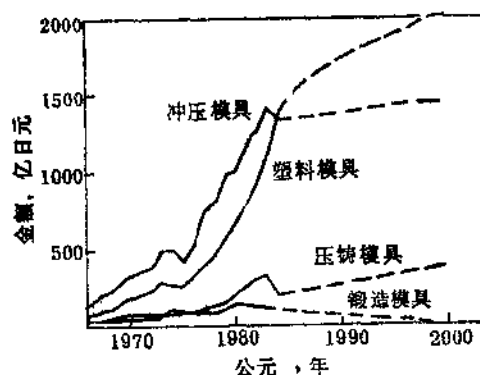


图2 模具生产金额

一方面，由于各领域中竞争的激化，为适应消费者的需要，刺激购买欲望，产品的更新换代也会变得频繁起来。

随之而来的当然是生产效率的提高，节省劳力和FA化。降低模具成本和缩短生产周期在生产成本中占了很大比例，这将成为一个大的课题。模具制作中的CAD/CAM化

的普及率大幅度提高,在增加简易模具,研制新的模具材料、加工技术、表面处理、复合技术等方面也将会发生大的变革。

本文将从高级特殊钢生产厂的立场,叙述21世纪的模具和模具材料。

2. 降低成本, 缩短生产周期

2.1 模具材料

2.1.1 NNS (Near Net Shape)

铸造制模 压力铸造法和精密铸造法生产的铸造模具不需要切削,故适合于不能用机械加工的复杂形状,还由于复制精度高,适合于有表面花纹(木纹等自然花纹)的模具。而且,在材质方面可针对使用目的选择耐热钢、超耐热钢等难以切削的材料,也可适应于模具应有的寿命(如与生产数量相适应的寿命,适合于工厂的自动化、无人化,不需维修模具应有的模具寿命),自由地选择模具材料。

铸造模具和用冶炼-锻造法生产的模具 相比,优点是在组织上没有方向性,但强度和韧性较差,在实用化方面受到限制。今后,随着测试仪器和控制仪器等外围技术的发展,以及在合金设计上采用复合技术,使机械性能得到改善。相信这种方法今后会成为制造模具的一个主流。

粉末制模 这是一种接近于NNS的方法。粉末法比铸造法更能自由地选择材料,适合于用冶炼方法不能生产的材料,但缺点是韧性差。目前还没有找到显著提高韧性的方法,但可通过金属、陶瓷的组合或粘结技术来解决。

挤压制模 另一种是用变形法得到NNS的挤压制模。例如,用硬质材料制作模具,可用超塑性材料在超塑性区通过中温挤压制成模具。这种方法虽然对形状限制较多,但制造模具的成本降低,生产工时也缩短,具有很大的效益。随着挤压法的发展和改进,使其能适合于较复杂的形状,则不论其他技

术如何发展,挤压模具也是理想的材料。

2.1.2 模具材料的易切削钢化

目前,在模具加工工时中切削加工约占一半。由于电火花加工和磨削加工的扩大应用,这一比例逐渐下降,21世纪可能下降到20%以下。但是,为了减少模具加工的工时,更需提高模具材料的切削性能。目前,在塑料模具、压铸模具、冲压模具(模具垫板、脱模板等)中使用的易切削钢已有增加。另一方面,对淬火的HRC60模具钢切削性能的讨论也很活跃。21世纪将会实现对淬火模具坯料的直接刻模。为此,不但要大幅度改善模具钢的切削性,还要有高性能的切削工具。改善切削性能主要使用S、Pb、Ca等易切削成分,进而还要开发复合的易切削成分。如果冷作模具钢具有与结构钢相同的切削性,就可使模具加工工时大幅度降低,并且由于使用高硬材料,使模具寿命和精度得到提高。

在切削工具方面,必须从目前的以高速钢或超硬合金为主转向在表面进行硬化处理,或使用高韧性化的陶瓷及金刚石等材料。表1中列出了表面硬化处理的种类和在21世纪适用程度的预测。估计在低温处理且性能良好的离子渗镀和离子注入的应用方面将会扩大。

2.1.3 叠层模具

最新的加工技术之一有激光加工。预计在21世纪,激光加工会发展很快,是一种有效的加工方法。

根据能量的大小和集中程度,激光可用于切断、焊接、热处理等各种加工。因此,可把用激光切断的薄板作为叠层结构,制成模具,不仅可制成平面形状的落料模,还可制成三维形状的压铸模和塑料模。

例如,如图3(略)所示,把切断轮廓逐渐变化的钢板叠合起来,可得到任意的三维立体形状。而且将NC(数控)化的CAD

表1 表面硬化处理方法

分 类	表面硬化处理方法	21世纪的 适用程度
化学 方法	渗 碳 固体渗碳、气体渗碳、离子渗碳、盐浴渗碳、真空渗碳	
	氮 化 气体氮化、气体软氮化、盐浴氮化、离子氮化	
	渗硫氮化	スルスルフ
	水汽汽处理	
	渗 硼 渗 硅 渗 铝 渗 铬	粉末法、熔剂法 熔融盐浸涂、熔融盐电解
	熔融盐法	(ハイコート)、(TD工艺)
	化学渗碳 CVD	
	电 镀	电镀、无电解电镀
	渗 镀	
	电火花硬化	
物理 方法	真空渗碳	活化反应渗碳
	阴极溅射	反应性溅射 高频溅射
	离子渗碳 PVD	RF离子渗碳 HCD离子渗碳
	电火花硬化	介子处理
	喷 镀	气体喷镀、电弧喷镀、熔丝喷镀、等离子喷镀
法	熔 敷	
	离子注入	
理	表面热处理	高频淬火、火焰淬火、激光

和CAM连动起来,可在更短时间内用很少工时完成模具制造。图4(略)表示用NC激光切断机生产冲压落料模工艺概况。用这种方法只需一天就能制造出模具。在21世纪,如果结合方法得到发展,使板与板之间有足够强度,则这种方法一定可用于相当数量的模具制造中。

2.1.4 补贴喷镀

一般用切断、磨削、电火花等加工方法得到模具的形状。和这种用大块材料加工的方法相反,还有一种在坯块上形成一定形状

的方法。

例如,若能用NC控制三维形状的补贴喷镀方法成形,则模具的制作就变得很容易。也可以用自熔性合金粉末制成三维形状,然后加热硬化,得到一定形状的模具。目前,合适的补贴及喷镀工艺和材料还研究得不充分,有必要对在21世纪能得到实用化的方法和材料作进一步探讨。

2.1.5 模具的筒略化

其中一例即是塑料模具,可以用形状记忆合金杆代替过去的钢制推杆。推杆和加热器连动使用。推杆和返回杆的驱动机构图示于图5(略)。

2.2 热处理技术

2.2.1 调质钢的发展

一般都是用正火状态下的模具材料供给用户。从模具加工工序的观点考虑,有一部分使用了旨在减少加工工时的预硬化钢。但是,目前的预硬化钢的硬度水平只用于HRC40左右的塑料模具和热作模具。大量使用的冷作模具、热冲压、压铸模具等领域内几乎没有使用。在预硬化钢的模具加工中,关于切削工具和切削技术的研究是相当重要的。预硬化钢之所以没有用于HRC60的冷作模具也是由于这些高硬材料难以切削的缘故。可是由于前述的NNS化的发展,以及在模具加工中发展了电火花加工,将电加工组合在一起的非切削加工的技术进步,采用金刚石工具和CBN工具等,今后HRC60的模具材料也一定能够很好地加工。这样,模具材料生产厂将会逐渐扩大预硬化状态交货的数量。

2.3 模具加工方法

由于自动换刀数控机床或NC技术的发展,复合曲面的形状加工得到显著改善。但是,随着模具材料硬度的提高和多样化,同时,加工面的精度要求越来越高,必须采用电火花、激光、电解等加工技术。在21世纪将会普遍采用这些方法。当然,作为被加工

材料的工具钢或陶瓷也要发展，以适应这些加工方法。

作为改进电火花加工技术的一个例子是利用钢丝框架 (Wire frame) 电极工具加工的方法 (图 6, 略)。这是单纯形状的工具, 用一个钢丝框架电极, 在 NC 的驱动下只去掉需要加工的部分, 就加工出复杂的形状。这种方法对于带底腔体的加工也是有效的。

3. 适应模具材料高性能化的需要

目前, 使用的模具材料主要是 JIS 中规定的工具钢, 一部分使用超硬合金。而且, 大部分向着少量多品种的小批量生产用模具变化。在这一演变中, 有一部分是要求有耐磨、耐热、耐蚀等性能的高性能模具。今后这种趋势估计不会变化。工具材料的发展方向如图 7 所示。估计金属陶瓷、陶瓷、CBN、金刚石等材料更能适用于工具。

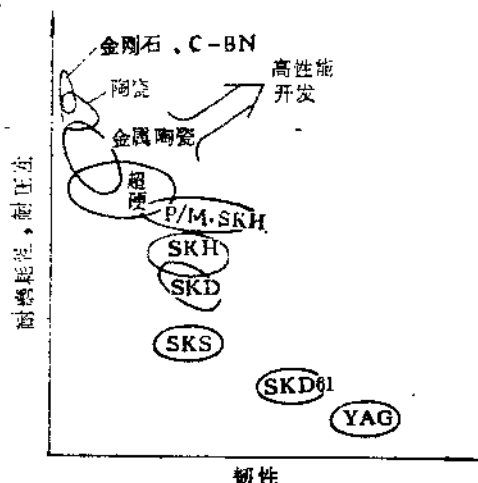


图 7 工具材料性能的概念图

大量使用的板金冲压模具可采用工具钢+表面处理, 以延长寿命。在冲模刀口部分和拉深部分的滑动面, 进行 TiN 涂层是有效的方法。为了防止压铸模的热裂, 可以用高温强度好的材料在模具表面堆焊, 或用导热好的铜合金制作压铸模具。

对于冷锻, 现在使用超硬的型芯和冲头的端部, 可以用陶瓷、金刚石、CBN 组合的结构。但无论如何, 更高硬度材料的开发和部分地适合于这些材料的模具的发展, 都不会使原来使用的模具的性能发生很大的变化, 只是提高了可靠性。所以, 当要求越来越细时与之相应, 也必须供应更多品种的模具材料。

4. 噪音公害和模具材料

在锻造和厚板冲压等作业中产生的噪音是一个严重的问题。今后, 由于自动化和无人化机器的采用, 实现 24 小时运转。这样, 冲孔作业产生的 250~2000Hz 的噪音将是夜间作业的主要公害。现在采取的措施是将工厂以外的居住区用围墙隔音或是在工厂内部采取吸音处理、加隔音罩等方法, 改善操作环境。但是有效的方法是从根本上减少噪音的来源, 亦即减少冲压机械工作时模具之间相互碰撞所发出的噪音。

防震合金是发音很少的金属材料。如图 8 所示, 其中有许多金属和合金。但是, 目前还没有符合模具性能要求的材料 (热作工

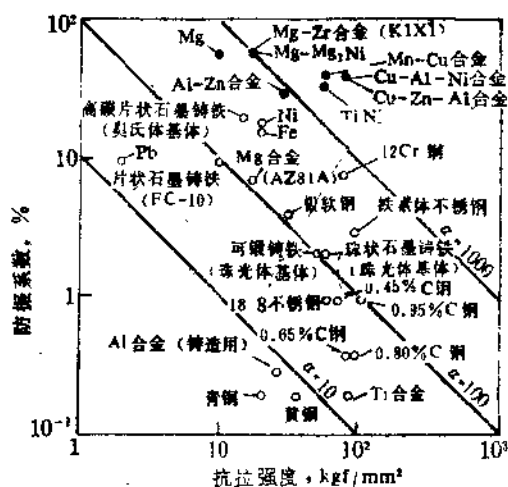


图 8 金属材料的强度和防震系数

具钢 HRC40 以上, 冷作工具钢 HRC55 以上)。把这些防震合金用于模具, 在技术上还有许