

# 国外低合金钢、合金钢

1986—1987

(1—4集)

冶金部钢铁研究总院

国外



低合金钢、合金钢

1

1986-1987

1-4



1986

冶金部钢铁研究总院

226065

## 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、钢铁司组织钢铁研究总院拟在今后几年内，有针对性地、不定期编辑、出版《国外低合金钢和合金钢》情报资料，供有关单位和人员参考。

《国外低合金钢和合金钢》第一集主要介绍工程机械用低合金钢、汽车双相钢、齿轮钢、模具钢和不锈钢。本集内容以品种开发为主，也涉及一些工艺和使用性能。选题时既注意到国外发展的新动向，又力求密切结合我国当前的实际需要。其中汽车用钢中较多地介绍了新近发展的铁素体-贝氏体双相钢，模具钢侧重于塑料模具钢的选择和应用，不锈钢着重报道低碳、超低碳节镍经济型钢种及其在轻工、生活等领域的应用。

第一集共选择文章50篇，约30万字。第二集也将在今年内出版。对从事低合金钢和合金钢生产、使用、科研和教学的人员很有参考价值。

由于编译者水平有限，时间仓促，错误和不当之处，请读者提出意见和批评，以便在随后的文集中加以改进。

编 者

1986.8.30

KAD 75/010

# 目 录

## 一、工程机械用低合金钢

|                                 |      |
|---------------------------------|------|
| 微合金化高强度低合金钢的发展 (综述) .....       | (1)  |
| 建筑机械用钢 .....                    | (10) |
| 应用细晶粒高强度结构钢制造低温工作的汽车起重机 .....   | (15) |
| 轻型结构用微合金细晶粒钢 .....              | (18) |
| 建筑和车辆制造用高强度和耐蚀性能良好的无镍钢的研制 ..... | (22) |
| 多层高压容器用钢 08Г2СФБ 的性能 .....      | (26) |
| 隔音-防振用减振钢板 .....                | (29) |
| 用加速冷却法开发海洋结构件用高强度钢 .....        | (31) |
| 可焊接的高强度钢的生产 .....               | (37) |
| 磷对耐大气腐蚀钢焊接性能的影响 .....           | (39) |
| 锰对低碳合金钢显微组织和性能的影响 .....         | (42) |
| 利用微合金化和变性处理提高低合金钢的冲击韧性 .....    | (45) |

## 二、汽车双相钢

|   |      |
|---|------|
| 80年代汽车用薄钢板 .....                          | (47) |
| 汽车用高强度钢的基本特性 .....                        | (53) |
| 汽车高强度钢应用评述 .....                          | (58) |
| 高强度薄钢板在道路车轮上的应用 .....                     | (60) |
| 含镍铁素体-贝氏体钢的研制和在车轮制造中的应用 .....             | (66) |
| 铁素体-贝氏体系车轮用热轧高强度钢板 .....                  | (72) |
| 铁素体马氏体双相钢 .....                           | (77) |
| 汽车用55kgf/mm <sup>2</sup> 级热轧高强度钢的开发 ..... | (80) |
| 汽车制造用节约合金带钢生产工艺的开发 .....                  | (86) |

## 三、齿 轮 钢

|                             |       |
|-----------------------------|-------|
| 齿轮钢的发展动向 .....              | (91)  |
| 齿轮技术动向和齿轮材料 .....           | (94)  |
| 齿轮用钢 .....                  | (97)  |
| 节约合金元素的拖拉机齿轮用钢 .....        | (101) |
| 热处理变形小的表面渗碳硼钢 .....         | (102) |
| 新型高硬度齿轮钢在商船发动机减速器上的应用 ..... | (107) |
| Cr-Mo系硼处理钢的性质 .....         | (110) |
| 材料质量对齿轮可靠性和耐久性的影响 .....     | (111) |

## 四、模 具 钢

|                                   |       |
|-----------------------------------|-------|
| 模具材料的现代化.....                     | (115) |
| 塑料模具钢的特性和选材.....                  | (118) |
| 选择塑料模具材料的要点.....                  | (123) |
| 易切削塑料模具钢.....                     | (128) |
| 高硬度高镜面塑料模具钢“PD613”.....           | (130) |
| 冷作工具钢.....                        | (132) |
| 生产和热处理对热作钢X40CrMoV51组织和韧性的影响..... | (139) |
| 表层组织对热锻模具耐磨性的影响.....              | (145) |

## 五、不 锈 钢

|                           |       |
|---------------------------|-------|
| 车辆用低碳不锈钢的机械性能和可焊性.....    | (147) |
| 热加工性优良的高氮奥氏体不锈钢.....      | (153) |
| 具有良好成形性的铁素体不锈钢.....       | (155) |
| 高强度不锈钢.....               | (160) |
| 耐大气腐蚀铁素体不锈钢.....          | (161) |
| 耐缝隙和晶界腐蚀的铁素体不锈钢.....      | (166) |
| 铁素体耐蚀钢.....               | (169) |
| 可加工性和耐蚀性优良的铁素体不锈钢.....    | (170) |
| 表面性状和耐蚀性优良的不锈钢.....       | (172) |
| 节约合金元素的机器制造用不锈钢.....      | (173) |
| 高强度双相不锈钢与316型不锈钢激烈竞争..... | (178) |
| 马氏体不锈钢.....               | (181) |
| 耐磨性和耐锈性优良的泵转子用马氏体不锈钢..... | (184) |

# 微合金化高强度低合金钢的发展(综述)

G. K. Platts 等

20世纪早期的高强度低合金钢主要用于结构和建筑方面。而且主要是根据抗拉强度进行设计,很少注意韧性、可成形性和可焊接性,其中主要是铆接件。廉价的碳(约0.3%)是主要的合金化元素,在某些情况下使用直到1.5%的Mn。

到50年代,铁素体晶粒的细化对屈服应力和韧性的有利以及锰在降低奥氏体-铁素体转变温度方面的重要性得到了普遍的承认。加速了生产Al细化晶粒的0.15% C-1.5% Mn钢的进程,这种钢不仅具有很高的屈服强度而且还有零下度以下的FATT值。

以后使用了微合金化元素,例如Nb、V和Ti,在合适的工艺条件下借助于它们的碳化物(氮化物)可以得到晶粒细化和沉淀强化。得到的屈服强度高达450~500MPa, FATT值低至-80℃。

还研制出了屈服应力在400~900MPa范围的贝氏体型高强度低合金钢,而且,这样的性能是在宽范围的截面尺寸时得到的。在可以得到这类钢的前几年里,这种钢具有低韧性的缺点,最近出现了很低碳的针状铁素体钢,该类钢具有500~700MPa的屈服应力和非常低的FATT值。还有另一种方法是使用淬火和回火状态的高强度低合金钢,由于低的淬透性而产生各种非马氏体组织(尤其是在截面尺寸较大的情况下),其屈服应力值高达800MPa, FATT值低至-80℃。用水或加速冷却代替昂贵的、稀少的、且在战略上高度重要的合金化元素的这种经济上的优越性很有吸引力。厚板借助空气或水的加速冷却,以及特别是在卷取前热轧带钢在输出辊道上用水进行加速冷却,已导致采用或不采

用控制轧制的控制冷却工艺技术的出现。

除要求韧性外,许多高强度低合金钢还需要成形性。这两方面的要求已导致碳含量的降低,而且,一些针状铁素体或贝氏体钢的碳含量低至0.03%。在控制轧制时使用较低的终轧温度会引起夹杂呈伸长的纵条形分布,使轧制的板材和扁钢在厚度方向显示出低的韧性和延性,在焊接过程中产生层状撕裂,而在弯曲过程中会产生纵向裂纹。近几年,由于广泛使用了控制夹杂形状的技术(使用了完全新的一批微合金化添加元素)而解决了这个问题。这些添加元素有Ca、Zr、Ti和稀土金属。这类元素的使用可以使厚度方向的韧性和延性得到显著改善,而且钙或稀土元素等还有脱硫带来的附加优点。还报道了钛能够在下列三方面起作用:即晶粒细化、沉淀强化和控制夹杂形状,即使为此而必须进行非常仔细的控制以便有效地、同时在这三方面都起作用。

近十年来,高强度低合金(HSLA)钢在组合使用常规的微合金化元素和新的一批这类元素方面,也有革新。对于这种多个微合金元素与铝和氮之间相互作用的了解还远未完全弄清楚,尤其是在其对工艺变量的依赖关系方面。微合金元素也已经用于其他钢种,例如冷加工和退火材料、淬火和回火的工程用钢以及甚至全珠光体钢。另外,为了改善较薄的轧制扁钢的成形性,采用了热处理以得到双相钢。除了改善成形性外,这种双相钢还可能是新型廉价的韧性材料的先驱。最近已转移到设计HSLA钢的成分,从而这种钢不必使用相当复杂的控制轧制技术。而是在不是专门为控制轧制所设计的



轧机上，可以使用更为通用的轧制工艺。以下简要讨论每个方面的新进展。

### 普通HSLA钢

大部分的普通HSLA钢（用于管线、打井机、牵引装置、桥梁、造船、一般的海上应用、建筑和容器、压力容器等）主要是铁素体-珠光体组织，对此，组织-性能关系已了解得十分清楚，如众所熟知的矢量图（图1，略）所表明的那样。在这些钢中，最重要的影响是奥氏体的调节，使在以后的转变过程中铁素体的成核速率比较高。普遍认为，细的再结晶的或者‘饼状’的未再结晶的奥氏体晶粒是必要的，因为这些将产生最大数目的铁素体核。现在已判明，大部分铁素体成核位置是奥氏体晶粒和孪晶边界、回复的亚晶界和未溶解的碳化物（氮化物）。热轧过程中的再结晶服从经典的规律，因此，一般来说，轧制前细的奥氏体晶粒尺寸产生细的再结晶的晶粒尺寸（图2），即使在高温下发生再结晶以及由于合适的微合金碳化物（氮化物）的弥散而再结晶晶粒无抑制地长大，这时该规律的普遍有效性还有一些问题。

虽然早期的一批HSLA钢使用单一的微

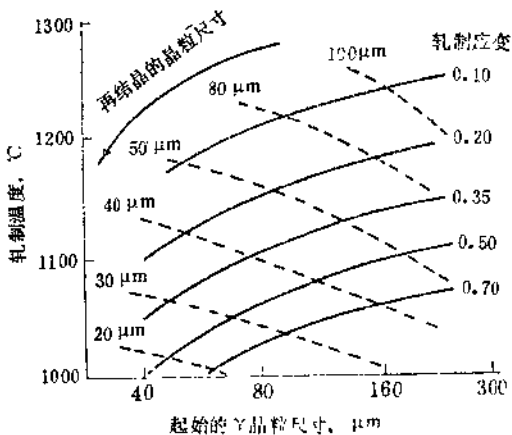


图2 Nb处理的钢中的起始奥氏体晶粒尺寸、轧制应变和轧制温度对再结晶的奥氏体晶粒尺寸的影响

合金元素，现在广泛采用组合的添加元素，例如Nb-V和Ti-V。更稳定的、不怎么溶解的相将限制再结晶前后的晶粒长大并且可以阻碍再结晶本身，而更多溶解相引起沉淀强化。

最近，已经证明少量添加钛有可能作为非常有效的晶粒长大的抑制剂。添加很少量的钛（0.01~0.02%）通常要防止形成粗大的不起作用的TiN弥散质点，现代的炼钢技术能够有效地加以控制。但是，抑制晶粒粗化的程度基本上取决于TiN的尺寸（应当为50nm左右）。因此，应当注意铸造条件（连铸是很有效的）以及控制轧制前后的工艺条件。除抑制奥氏体晶粒长大外，通过在较高温度下的溶质曳力效应或者通过在回复的亚晶界上形成的并阻止其迁移的细的碳化物（氮化物）来产生再结晶核，微合金元素可以阻碍控制轧制过程中的再结晶（图3）。溶质曳力效应似乎与奥氏体晶格中的诱发应变有关，可根据溶质尺寸进行预测，但是，不太容易预测应变诱发的沉淀的影响，它取决于碳化物（氮化物）的溶解度、应变速率和温度以及相对于化学计量的成分。

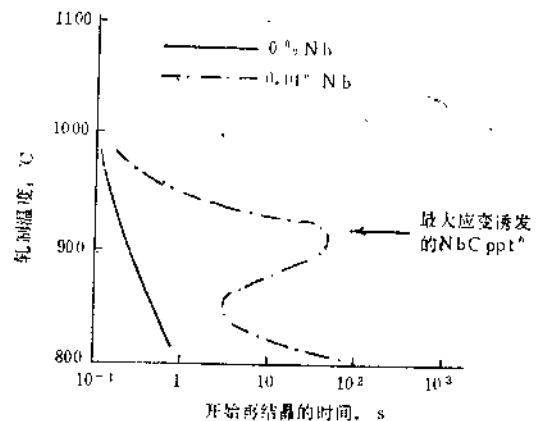


图3 热轧过程中应变诱发的NbC沉淀阻碍奥氏体的再结晶

总合金含量也可以改变反应元素的活性

系数，从而改变碳化物（氮化物）的溶解度。众所周知，Mn和Mo提高VN和NbC在奥氏体中的溶解度。阻碍再结晶的重要性在于能够在控制轧制过程中产生‘饼状’未再结晶奥氏体晶粒，从而产生小的铁素体晶粒。不同的微合金元素要求不同的热加工最终状态，因为它们的碳化物（氮化物）是在不同的温度范围内由于应变而诱发的。可以使用低于 $A_{r3}$ 的终轧温度来提高强度，它是由于在变形过程时形成的铁素体中出现细的亚晶粒尺寸引起的，这时借助细的微合金碳化物（氮化物）来阻止再结晶。但是，对韧性可以有不同的影响；在某些情况下，产生分离和分层的织构效应可以降低FATT值，但是，往往由于不太明显的织构（较小的变形所致）或者由于存在未再结晶铁素体而增高。该过程的控制往往是困难的，使用这种方法似乎不再有利，另外还有‘连续轧制’，很低的终轧温度法，情况也是这样。

微合金氮化物通常比相应的碳化物更稳定和更不能溶解。氮长时间来一直用于钒钢，并且，如果利用TiN的稳定性和缓慢的粗化速率等优点，那么，氮对于所有的HSLA钢可能变得越来越重要。由于其较低的溶解度和较高的总过饱和，氮化物的体积分数可以比碳化物的大，而颗粒尺寸比碳化物的小，并得到更明显的沉淀强化。但是，必须注意氮化物之间的相互作用，尤其在AlN的情况下。

使用多种微合金元素需要对不同的沉淀物进行鉴别和分析。详细的热力学分析表明，例如VN在VC以前以及在较高温下发生沉淀。虽然在一些微合金碳化物（氮化物）之间已确认有互溶性，但这似乎还不完全，像平衡数据所示的那样。为了预测复合微合金化钢中的沉淀顺序，已提出了不同的模型，但是，这些都使用‘平衡’溶解度数据而未考虑最重要的动力学效应。该课题值得

进行更深入的研究，尤其是如果未来一代HSLA钢要用复杂的微合金组合，每个相都具有自身的沉淀‘C曲线’特性。了解相成分对沉淀特性的影响可以最佳地利用各种相。

虽然奥氏体中的沉淀对于奥氏体的调节是重要的，但是，这并不产生或有损于铁素体的整个沉淀强化。另外，溶质和沉淀也将提高奥氏体的屈服应力以及显著地提高轧制负荷，尤其是在低温下。未溶解的微合金碳化物（氮化物）通常不钉扎奥氏体晶界，除非是在大体积分数情况下（图4，略）。因此，在再加热温度明显低于固溶线的情况下，没有什么重要意义。但是很清楚：钢的成分愈接近化学计量值，沉淀愈有可能。然而，在某些情况下利用沉淀颗粒促进再结晶来产生极细的再结晶奥氏体晶粒尺寸可能是有效的。

已经使用了许多控制轧制方法，但是为了适当地调节奥氏体，往往在轧制过程后期采用大压下量。对于大型材，很难办到这一点。目前正努力不靠大的低温变形来得到细的再结晶奥氏体，从而得到细且均匀的铁素体。

一种方法是采用细的TiN的稳定弥散质点，该质点粗化缓慢，它允许使用高的再加热温度来溶解VC或NbC，于是可以产生沉淀强化，即使在轧制前还保留细的奥氏体晶粒尺寸。通过轧制，虽然在高温下进行大变形，仍可以形成细的再结晶晶粒，这种晶粒借助TiN或合适的应变诱发沉淀阻止晶粒长大而变得稳定。这种‘再结晶轧制’能够克服目前控制轧制操作中所遇到的许多经济上和生产上的困难。

借助感应法或电阻法进行快速加热以防止轧制前的晶粒长大也是未来的发展方向。已设法预测在轧制过程中奥氏体组织的演变以及随之形成的铁素体晶粒尺寸。需要精确的轧制数据，最近也指出了在工业轧制操作



范围内应变、应变速率和温度如何变化。用装有电子计算机的反馈技术连续监测轧制参数，准确地使不超出可能范围，以便不仅控制外观尺寸和形状，而且也控制显微组织的演变。

为了得到需要的细的铁素体晶粒尺寸，以及由于铁素体主要在奥氏体晶界处成核，所以，需要奥氏体晶界具有大的表面积。从而需要细的奥氏体晶粒尺寸，但是未再结晶晶粒的伸长也很重要。现在已经证明，由未再结晶奥氏体得到的铁素体晶粒尺寸比由再结晶奥氏体形成的细（图5，略），因为铁素体在晶粒边界的锯齿或弯曲处以及也在晶粒内的形变带、亚晶界、碳化物等处成核。

然而，贝氏体中包辛格效应的消除在制造管线钢时是有用的，像在针状铁素体钢中所表现的那样。在轧制带材时，转变温度是通过在输出辊道上的水冷却来控制的，它也决定钢带的卷取温度。卷取温度愈低，在转变过程中或在转变之后所形成的沉淀物尺寸以及铁素体的晶粒尺寸愈细。为了得到最佳的铁素体晶粒尺寸，往往最终轧制温度要与卷取温度相匹配（图6，略）。厚板进行控制轧制有困难，经常采用正火。为了降低转变温度和细化铁素体，可以加速正火后的冷却速率。新近的研究已经能够把铁素体晶粒尺寸与再结晶的奥氏体晶粒尺寸和给定钢种成分的冷却速率联系起来。控轧钢的主要问题是混合的铁素体晶粒尺寸，它是由于混合的奥氏体晶粒尺寸或铁素体成核位置的饱和引起的，往往与粗大的奥氏体晶粒有关。

控制轧制过程中在奥氏体里的微合金碳化物（氮化物）沉淀是调节奥氏体的一些方法的重要特点。如果不是应变诱发的，则沉淀是缓慢的。应变诱发的沉淀程度是由残余应变或位错密度以及趋近化学计量值所要求的过饱和度控制的。但是很清楚，通过奥氏体中沉淀的粗化速率，还有奥氏体正常晶粒

的粗化温度，也可以确定再结晶的进行。非常需要研究奥氏体中各种微合金碳化物（氮化物）的粗化；事实上，这一课题的研究工作正在着手进行。在转变过程或转变之后，在铁素体中也出现粒状平面界面聚集或纤维形式的碳化物（氮化物）沉淀。这些沉淀都会引起沉淀强化，并且可以用 Ashby-Orowan 强化模型描述，而且它们也提高FATT值。像预计的那样，在钢的合适的化学计量成分时，这种沉淀强化作用最大（图7）。

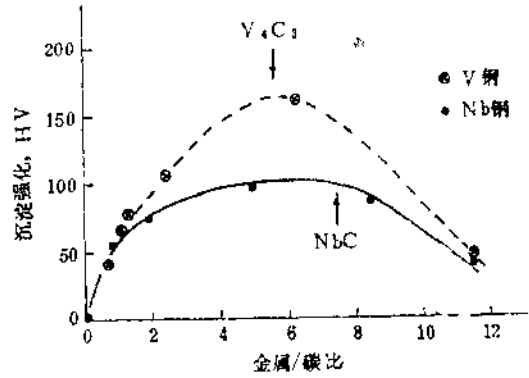


图7 金属/碳的比值对轧制钢的沉淀强化的影响（在化学计量比时出现最大的影响）

然而，要确定不同的沉淀形态是否和如何对FATT值产生不同的影响，仍需进行研究。这些沉淀也抑制铁素体的晶粒长大，这在卷取钢带冷却的过程中或焊接过程中很重要。显然它们的尺寸是重要的，并且受转变或卷取温度的控制（图8，略）。快速冷却或低的卷取温度抑制沉淀，在冷却速率为  $1 \sim 3 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  时，似乎得到最大的强化作用。尽管铁素体晶粒随转变或卷取温度的下降而不断地细化，在较低的卷取温度下不存在沉淀导致较低的强度（图9，略），但韧性得到改善。如果钢带在卷取或焊接的缓慢冷却过程中抗过时效和铁素体晶粒的粗化，则碳化物的长大（Ostwald 熟化）是重要的。不同的微合金碳化物（氮化物）的长大速率相差很

大,即使数据还相当少。众所周知, VN 的粗化比 VC 的慢。似乎随着相稳定性的提高和溶解度的降低, 颗粒尺寸更小且粗化更缓慢。看来, TiN 和 TiC 可能是铁素体中的有效沉淀, 并且对于 TiC, 已证明了这种情况, 因为它们具有高的稳定性和低的溶解度。

### 淬火和回火 HSLA 钢

许多年来, 这些钢种在结构应用方面较普遍, 但全面应用还是很有限的。由于这类钢具有低的淬透性以及比较厚的淬火截面, 所形成的组织主要是贝氏体和不同比率的铁素体。微合金元素的作用主要是细化奥氏体晶粒。为了获得所要求的淬透性, 往往使用较高的碳和合金含量。利用控制轧制后的直接淬火可以得到好处, 但往往碰到设备和操作的问题, 以及对焊缝的组织 and 性能的影响。最近, 通过成形管材的感应加热, 然后淬火, 已获得一定的成功, 克服了管材的挠曲和扭曲。感应法、电阻法或红外法等快速加热在限制奥氏体晶粒长大而可以溶解碳化物(氮化物)起重要作用。在进行这种快速热处理时, 为了得到最佳的特性曲线而控制原先的碳化物(氮化物)尺寸和弥散是必要的。

### 冷加工和退火钢

长时间来已经认识到, Ti 和 V 等元素可以抑制冷加工和退火钢的应变时效。并且认为, 如果超过化学计量比, 则钢实际上无间隙物。这通常要求非常低的碳含量。在空气中熔炼的钢, 由于增加了氧化物的体积分数而有降低延性的危险。真空脱气可以显著地改善延性(由于碳的脱氧作用而去除了氧化物)。

冷加工和退火钢一般分为两大类:

1. 高屈服应力(直到 600MPa)的冷轧和退火钢带, 具有较好的但不是很好的成形性。较高的热轧强度意味着较小的冷轧压下量。由于这个原因, 微合金元素阻碍再结

晶的作用变得更为明显(再结晶的驱动力较小)。因而, 这种钢可以只是回复退火, 这便导致要严格控制退火温度, 因为再结晶一旦开始, 便迅速地发生。据报道, 组织和 r 值稍优于热轧钢带, 另外报道的低的均匀延性限制了伸展成形性。

2. 为最佳深冲性和伸展成形设计的较低强度的冷轧和退火钢。这些钢可以是‘无间隙物’钢, 也没有应变时效; 添加 Ti 和 Nb 由于具有较低的碳化物(氮化物)溶解度而往往认为比添加 V 有利。此外, 这种钢是超化学计量的, 由于 NbC 和 TiC 的较低的绝对溶解度而显示出很弱的沉淀强化。再结晶也被阻碍, 这可以说明报道的直到 2.2 的高 r 值。的确, 已经证明 Ti 处理的钢能够比 Al 处理的超深冲钢有较大的 r 值。

### 针状铁素体钢

关于针状铁素体和贝氏体之间的差异, 仍有争议, 但是最重要的差异是针状铁素体钢的碳含量( $\approx 0.03 \sim 0.06\%$ )非常低, 消除板条间的碳化物之后, 这种钢的韧性得到很大改善。某些类型的针状铁素体钢可以具有含马氏体岛的双相组织。这种组织形成了一类重要的用于管线和工程结构的 HSLA 钢, 而且在许多焊接金属中也出现这种组织。由于组织的复杂性, 以及由于很少观察到扩散控制的切变转变的平面粒状相间沉淀(通常在高位错密度处出现的沉淀), 还不完全了解组织-性能之间的关系。关于韧性, 存在一些不一致的意见, 有时认为完全针状铁素体组织的韧性比含有一些很细晶粒的多边形铁素体的组织的韧性要差。然而, 有些研究人员认为针状铁素体本来就富有韧性, 尤其是在碳含量较低的情况下。

控制轧制的一般原理也适用于这类钢, 但是, 像可以预计到的那样, 变形愈大、终轧温度愈低, 则形成的多边形铁素体愈多。FATT 值与破断面尺寸(图 10, 略)有关,

依次也与板条束或先奥氏体晶粒尺寸有关。因而，细的奥氏体晶粒对于韧性很重要，控制轧制的好处是明显的。淬透性（把转变温度降至针状铁素体-贝氏体区之内）是重要的。因此，这类钢比普通的铁素体-珠光体 HSLA 钢更为高合金化，一些钢含有高达 4% Mn、4% Cr 或 0.4% Mo，还有 Nb 或其他微合金元素。这种组织有时含有少量的板条间奥氏体（它改善韧性），可以认为：研制显微分布的双相钢在低温领域以及在改善成形性方面会得到应用。

目前容易得到低碳含量的潜力可能意味着，对于贝氏体钢的淬透性来说长时间得不到肯定的添加元素硼可能重新受到重视。由于需要淬透性，可以使用添加元素 Cr 和 Cu，并得到少许的耐蚀性，以及在较高 Cu 含量时得到一定的时效硬化。

### 双相钢

一般来说，现在的 HSLA 钢的性能良好，但是，它们对汽车零件要求的压制成形性是不足的。双相钢将占领这个重要位置。铁素体-珠光体组织变为带有硬的不可变形的马氏体-奥氏体岛(M/A组分)的铁素体组织。正常的不连续屈服被在更低的屈服极限应力下的连续屈服所取代，但是，在塑性变形开始之后马上出现的高的加工硬化速率导致高的均匀应变、良好的伸展成形性和类似于普通 HSLA 钢的抗拉强度。成形极限图上移，显示出有利的影响。双相组织通常利用临界间的退火和冷却（在这样的速率下奥氏体主要转变为马氏体）得到。必须具有某种钢成分和临界间退火温度才能使显微分布的奥氏体在所用的冷却速率下转变成马氏体而不是珠光体。批量退火材料要求比在冷却较快的连续退火法的有更高的合金含量，后者是更有效的和可取的方法。通过从热轧直接控制冷却也可以得到双相组织，但是用这种方法，必须极仔细地控制钢的转变特性，

还必须仔细控制冷却制度。

为了定量地表示组织-性能之间的关系，已做出很大的努力，但是直到最近还没有考虑 M/A 组分颗粒尺寸的极端重要性。利用在软的可变形基体中含有硬的不可变形的颗粒的组织的情况下强化和加工硬化的众所熟知的理论以后，最近证明可以极其精确地表述在给定的塑性应变下的流变应力和加工硬化速率（图 11 和 12，略）。流变应力和加工硬化速率随 M/A 组分的体积分数的增加和颗粒尺寸的减小而增大。随着 M/A 组分颗粒尺寸的减小，加工硬化速率比流变应力增加得更快，细的颗粒尺寸对于提高均匀应变和伸展成形性是有利的。更为新近的研究表明，断裂时的总应变随 M/A 组分颗粒尺寸的减小而增加，但是在这种情况下提高体积分数的作用是有害的，然而，只要 M/A 组分颗粒尺寸减小，则有害作用不显著（图 13，略）。从而，为了得到最佳的综合成形性，则要求极细颗粒尺寸的 M/A 组分具有较小的体积分数。这种组织需要在临界间退火过程中形成奥氏体的成核速率要高。一些结果表明，在 V 钢中含有较高的氮是有利的。非常快的加热速率可能是合适的，像用细的贝氏体、针状铁素体或者马氏体作为起始组织那样。最近的研究已证实了由这种临界退火前的细化起始组织所得到的益处。

### 条钢和棒钢

钢筋可焊接性的要求已导致碳含量低至 0.15%，但是同时要求提高屈服应力则需要微合金化，往往用 V 和提高氮含量，采用或不采用冷加工。也已经使用了 Nb 钢。降低再加热温度和终轧温度可以得到必要的性能。任凭一些 V 钢中氮含量较高，它们还是耐应变时效脆化，这对抗地震的混凝土结构是有用的。在控制轧制之后也可以采用控制冷却，像 Tempcore 法那样，钢棒在离开最后轧机时用高压水冷却。控制冷却能够使可

焊接钢得到某个范围的性能，较细的条钢利用斯太尔摩法 (Stelmor) 空冷也可能得到类似的控制冷却。如果条钢或棒钢随后要进行热处理，特别是少量添加Ti的情况下，快速感应或电阻加热对于限制奥氏体晶粒长大可能是有用的。最近的研究还表明，贝氏体组织可以有效地用于钢筋，比较小的截面尺寸可以使用不太高的合金钢以提供合适的贝氏体淬透性。

### 型钢和管材

控制轧制可以用于较简单和轻型钢材。较复杂的大型材，由于在截面的不同位置具有不同的终轧温度和冷却速率，而多半总是要出问题。在这种情况下，对于性能的均匀性来说，可能针状铁素体组织要比铁素体-珠光体组织为好。另外，快速奥氏体化以及添加Ti对于任何热处理型材可能都是有用的。

通常使用高的终轧温度加工无缝钢管，这对于常规的控制轧制技术是没有促进的。因此，用于压力装置的管材通常是正火的。然而，如果能够开发一种再结晶热加工工艺（类似于再结晶轧制）以得到非常细的轧制状态晶粒尺寸，则可以不用花钱多的正火。高氮-钒添加元素（或钛）或许是有利的，有可能在制造无缝钢管时使用较低的终轧温度。然而，目前微合金化和控制工艺的一些原理似乎还没有广泛地用于这类材料。

### 珠光体锻造钢

最近微合金化已用于珠光体型锻造钢。晶粒细化有助于抵消较差的韧性，同时可以得到沉淀强化，和直接空冷或加速冷却一起它可以使锻件的性能与淬火和回火钢的相当，但具有经济的优点。为了在先共析铁素体中得到极细晶粒尺寸以及细的珠光体群尺寸，采用微合金化的方法和采用控制锻造温度和加速空冷也是有利的。对于该类钢来说，转变特性极为重要，它受成分、奥氏体

晶粒尺寸和冷却速率的影响。随着转变温度的降低，任何铁素体的晶粒尺寸和总量都下降，珠光体的总量增加而珠光体间距和碳化物片厚度增大。

如果形成多于平衡量的珠光体（经常是这种情况），则珠光体被稀释以及在片间距恒定的情况下具有较薄的碳化物片。因粗大晶粒的奥氏体引起的薄的晶界铁素体网对韧性有害。重要的特点是，在V钢的先共析铁素体和珠光体中存在VC沉淀。后一种沉淀的机制目前还不完全清楚。在奥氏体转变过程中发现在不同相处显示出复杂的而且还不完全了解的偏析效应。明显的证据是，VC沉淀提高强度，但可能降低韧性。

组织-性能之间的关系了解得十分清楚，但是很复杂。应力随珠光体含量呈非线性的变化（图14，略），并且可以用非线性的混合律来描述。珠光体铁素体中VC引起的沉淀强化用Ashby-Orowan方程表述。虽然珠光体含量对FATT值的影响是线性的，但是，珠光体的形态具有复杂的作用。小的珠光体群尺寸、大的片间距和薄的碳化物片都引起FATT值的下降。

所有这些影响都与转变温度有关，所以，为了得到强度和韧性的最佳配合，必须精确控制转变温度。在恒定的片间距和片厚的情况下用细的珠光体群尺寸代替粗大的铁素体晶粒是有利的，另外希望转变温度降到刚好得到最佳片间距。转变温度的任何进一步下降（当提高强度时）都将提高FATT值，尽管珠光体稀度有所提高。像众所周知的那样，延性平台能随珠光体含量的增加而成指数地减小（图15，略）。

直到最近，关于形变热处理或控制轧制对主要为珠光体的组织和性能影响很少或者没有开展系统的研究，而且现有的数据也不广泛。从有限的信息看来，提高氮含量对含钒珠光体钢似乎是有利的，微合金添加元

素的组合也可能是有益的。最近的研究表明，能够用钒微合金化共析钢来得到较高的强度、重载预应力混凝土钢筋用的较粗的钢丝，在采用加速空冷的盘条轧机上可以高效地加工，另外，这种方法可能比普通的铅淬火工艺更为经济。

### 淬火和回火的工程用钢

在广泛用作工程部件、紧固件等淬火和回火的工程用钢方面，淬透性和抗回火性是两个重要的性能。还不明确知道微合金化元素对淬透性的定量影响，因为碳化物（氮化物）首先溶解，然后奥氏体晶粒尺寸粗化，奥氏体化温度的影响往往显示出复杂的影响。提高微合金含量（当处于固溶状态时）看来可提高淬透性，但是含量较高时未溶解的碳化物（氮化物）的存在可以细化奥氏体晶粒尺寸，降低淬透性（图16）。现已证明：微合金化元素偏析到奥氏体晶界可以引起淬透性的提高，并且这种偏析可以在高的奥氏体化温度下弥散分布。

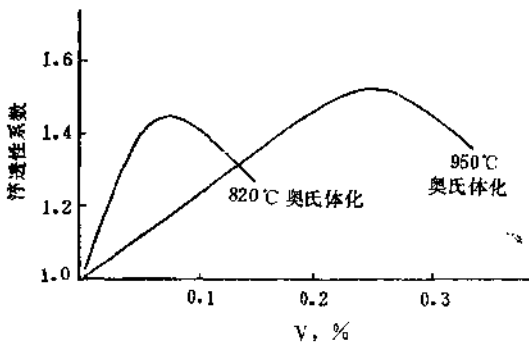


图16 钒含量和奥氏体化温度对可淬硬性系数的影响

现在很清楚，微合金元素的一定组合明显地提高淬透性，Mo-V-Ti是最早的实例。关于这种协同作用已提出了许多解释。但是，新近的数据暂时证明，这些影响可能通过互溶性相互作用与溶解在奥氏体内的总溶质浓度有关，只要适当地考虑奥氏体晶粒尺寸。像早已揭示的那样，由于奥氏体化温度

本身和偏析的热弥散所引起的影响也可能是非常重要的。

为了得到微合金元素对淬透性具有最大、又最能重现的影响，碳化物（氮化物）应当迅速地溶于奥氏体。因此，它们的颗粒尺寸应当比较小，另外，能够在淬火和回火前得到这种细碳化物的形变热处理是值得进行研究的，尤其是在不允许发生过度的奥氏体晶粒长大的情况下。

除钒外，还没有广泛研究利用微合金元素来提高抗回火性。已经详细研究了钒的影响，并且清楚地表明：像预料的那样，在化学计量比时出现最大的二次硬化（图17）。其他微合金元素的行为应当相似。借助微合金元素也有可能提高抗回火性（特别是在高的回火温度下）。这些元素依靠其作为溶质或者分得很细的碳化物的作用而在阻碍铁素体基体的回复和再结晶方面是非常有效的。

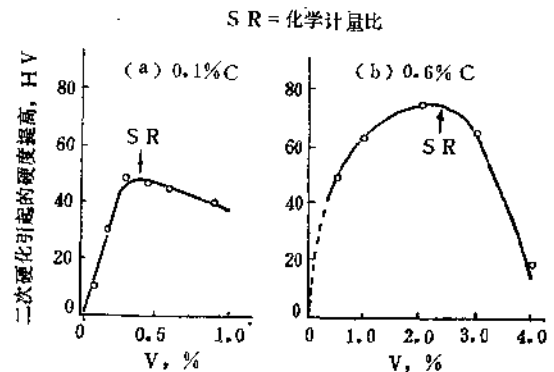


图17 在含有0.1%C和0.6%C的V钢的化学计量比时二次硬化的最大强度

### 炼钢的发展

在对微合金化高强度低合金钢进行综合评述时，必然注意到最近几年在炼钢技术、特别是在控制非金属夹杂方面已经取得的相当可观的进展。

目前，在不提高氧化物夹杂含量的情况下得到超低含量的碳在工业上是经济的，而

且，现代炼钢技术可以更有效地回收和控制当前正在研究的很少量的微合金添加元素。涡流理论用于钢包搅拌、氩气净化和浇铸系统能够在常规和连铸过程中使夹杂更快地聚结和消除。在连续铸钢时，采用结晶器内和结晶器底搅拌导致较少的偏析、较小的枝晶间孔隙率以及较少的皮下夹杂，同时在模铸时，浇铸助熔剂、冒口剂料等许多技术发展都已正常应用。但是，在应用时需要注意，因为有时它们可引起不希望有的粗大夹杂。

夹杂形状的控制已是消除夏比平台能和延性的各向异性的标准方法，而且，特别是利用现代喷射技术已使采用含钙添加剂可以实现和再现。钙具有能够脱硫的附加优点。因此，如果能够得到非常价廉和有效的脱硫，则采用硫化物形状的控制可能是暂时的。但是，钙并不总是使所有硫化物形状都得到控制，其塑性是变化的。最近的研究证明了MnS的Ca/Mn比如何影响其可塑性（图18），并且常常观察到含有可变Ca的MnS。对于高延性和一定程度的韧性以及对于像在酸气环境中氢诱发的起泡裂纹，脱硫无疑是

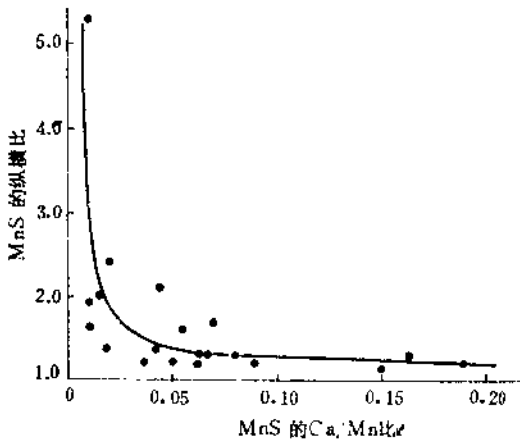


图18 MnS夹杂的Ca/Mn比对其在热加工过程中的可变形性的影响

有利的。但是，超低含量的硫可以明显地降低机械加工性，并且还使钢对氢裂更为敏感，尤其是在焊接热影响区内。

在炼钢过程中也需要使用钙以便消除在浇铸Al处理钢的浇口结瘤，因为它把氧化铝变成铝酸钙。然而，现在知道由于铝酸钙-CaS的增大也可以出现浇口结瘤，显然，要了解钙处理的细节还有更多的工作要做。同样，通过Ti、Zr和稀土元素控制硫化物形状的精确机制还非常不清楚，关于含有溶于其中的Ti或Zr的MnS、稀土硫化物和氧硫化物以及Ti和Zr硫化物本身的高温可塑性也是非常不清楚。

### 结束语

这篇关于高强度低合金钢以及微合金元素对其发展的作用的综合评述文章是很不详尽的。该课题非常广泛并且一直以惊人的速度发展。不可避免地，仅涉及到一些当前的和可能的未来发展，但是，对于不是本行业专家的读者为了对各类钢种的基本冶金学及其设计和加工的复杂化有个印象，或许是合适的。

有很多方面目前还不完全了解，因而需要开展进一步的研究，但是很清楚：目前正在出现仅10年前都梦想不到的进展。无疑，这种趋势将继续下去，因为愈来愈采用高效能的轧制工艺、微合金添加元素和加速冷却来代替和节省稀缺合金资源，以便得到更为经济的高效钢材。

### 参考文献（略）

魏行译自《The Metallurgist and Materials Technologist》，1984，№9，447~454

# 建筑机械用钢

池田宏

## 绪言

说到结构用合金钢(以下简称钢材)在建筑机械方面的动向,与在汽车或其它机械方面使用的情况或动向没有特殊的差别。但是,正如英文名称Earth Moving Equipment所述,建筑机械是直接作用于地球的机械,它使用与其它机械有某些差异的钢材。所以,在众多的建筑机械之中以推土机、动力铲为例,介绍一下建筑机械用钢材的动向。

## 建筑机械的动向与合金结构钢

最近的建筑机械动向与钢材对它的影响有:

(1) 日本的动力铲行业,除了有一、两个例外,大多数制造厂是60年代通过引进欧美厂家的技术开始建筑机械生产的,所以,使用的钢材和热处理的选择也大多依据欧美制造厂考虑的方法。从2~3年前起,技术协作合同相继解除,利用自己的技术开发了新式样的动力铲。而且,钢材和热处理的选择也由自己决定,今后改变材质和热处理时,就易于自由且积极地实施。

(2) 建筑机械行业所处环境日趋严峻,尤其是动力铲,国内11家公司伴随着销售价格的下落而激烈的竞争愈演愈烈,为确保利益纷纷降低制造成本。就铁块来说也是很好的建筑机械,钢板、钢材等原材料的购入费在总制造成本中所占的比例大幅度增加,据说接近4~5成。这样一来势必把注意力集中在寻求单价便宜的材料方面。最近又进了一步:为降低总成本,正致力于获得加工工艺合理化的钢材和热处理以及设计能实现小型化的钢材和热处理。

(3) 推土机在日本、欧洲地区是建筑机械的主角,动力铲等均要让步。在全世界范围内尚属名牌品种,还正在进行新型推土机的开发。推土机高质量、高价格的时代已经过去,提高功率的竞争仍在继续,致力于为承受增大的作业量而提高行走部件和工作机刀刃类等的耐磨性,提高动力传送索部件的可靠性。在这方面,正在进行钢材的变更和热处理的改善。

(4) 以石油冲击为转机,用于资源开发的建筑机械的大型化是一个动向。动力铲和翻斗车、推土机等,其车身重量超过100吨的已经出现。而且,以开发300吨级的超大型动力铲为目标,通商产业省的大型计划已开始实施。建筑机械的大型化使得钢材中使用优质钢的比例大幅度增加。

(5) 另一方面,以提高铲斗的操作效率和节省劳力为目的而开发的小型建筑机械,在机种和性能方面都日益充实起来。小型建筑机械所用钢材以碳钢为主。至于部件要求的性能使用什么样的碳钢,在热处理的选择和钢材的使用方面要加以研究。

在建筑机械的动向中,还有机电化等多种多样的发展趋势,由于对钢材无直接的影响,故省略。

## 建筑机械用合金结构钢的特征

建筑机械与汽车等的明显差异在于行走装置和工作机的刀刃等有受到土、石磨损的钢部件。通常选择部件的材质时,要综合考虑:该部件不致于因承受载荷或冲击而引起破损所需要的强度和韧性,必要的硬度或硬化深度,以及使这些成为可能的热处理方法、材料费用、制造费用。至于建筑机械的



砂土磨损件，除了要考虑上述条件外，还必须顾及到耐磨性和焊接修补性。例如，推土机使用某一段时间（大多数为3000~5000小时）后，作为磨损件的履带和下转轮等经过砂土磨损分别达到规定的容许磨损尺寸为止就要进行检修。磨损的地方进行堆焊或焊接垫板等修补。此时要注意防止焊接造成的裂纹。作为焊接裂纹的指数有  $P_{CM}$ （焊接裂纹敏感性指数），用下式来表达：

$$P_{CM} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn + Cu + Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B$$

合金元素表示添加量（%）。根据这一公式判断：欲防止焊接裂纹，最有效的方法是减少含碳量。但是，含碳量是决定硬度（影响耐磨性的最主要因素）的元素，有要在防止焊接裂纹方面与耐磨性方面同时考虑。

建筑机械大多使用硼处理钢，可视为主要的结构材料。本公司规格化的硼处理钢如表1所示有13个钢种。

说到为什么使用硼处理钢，是因为耐磨性好的硬度范围处于HRC50~60，硼处理钢韧性好而且合金元素比较便宜。欲得到相同淬透性的钢，硼处理钢是最便宜的钢种。至于其它方面，从上述的焊接裂纹敏感性的角度来看，可以说是有利的。

现在，要得到相同的淬透性时，试用Mo、Cr、Mn和B。添加0.0010%B，淬透系数变为2左右（ $C\% = 0.35$ ）。 $P_{CM}$ 上升为0.005。淬透系数变为2的Mo、Cr、Mn的添加量分别为0.34%、0.46%、0.32%， $P_{CM}$ 成为0.021、0.023、0.016。这样一来，硼处理钢在焊接修补性方面也是有利的，在建筑机械上广泛采用，尤其是行走部件和刀刃部件用的更多。

本公司在热处理工艺方面有称为水淬率

的指标。它表示建筑机械部件的热处理产品中进行水淬的比例。这一指标有减少淬火介质用油消耗量、并节省资源的一面，从上述的耐磨性与焊接裂纹敏感性指数的平衡的角度来看也是必要的。要想用最低的含碳量得到耐磨性所必需的硬度，就应该采用快速冷却的方法，称作水冷。用挤压或旋转等各种各样的方法来抑制产生变形的热处理工艺是必要的。此外，若采取水冷的方法，因容易淬透，所以，即使减少合金元素也可以，从而使材料费用下降。

这样一来，由于利用水冷可以获得耐磨性所必需的硬化深度，车身重量从2吨到100吨以上的建筑机械，仅仅是尺寸不同，其部件要求的功能、质量可说是相同的。因此，不论是热处理还是材质都没有很大的差异。不过，因为热处理存在尺寸效应，同一种钢材不能满足所有的要求，故而要精确地划分成分范围，得到与机种相适应的硬化深度。已经能用计算机精确地控制成分和淬透性，最近，钢材制造厂在这方面作了很多努力。

鉴于成分和淬透性能精确地控制，因而就非常容易改用低级钢了。只要能购入成分和淬透性为下限的低级钢，就有可能进行水淬而不致于淬裂（参照表1、表2）。

其次，每台建筑机械使用的螺栓的个数远比汽车上的多（在推土机上约为4500个、在动力铲上约为3500个、在小轿车上约为1500个），建筑机械的螺栓强度主要是110kg/mm<sup>2</sup>级的。履带上的螺栓使用的是130~150kg/mm<sup>2</sup>级的。作为材质，选用耐延迟破坏性能高的钢材。

建筑机械的工作机上，销钉接合的部位很多。这些销钉，历来大多对原材料进行调质、表面高频淬火回火。这些销钉是用S53C、SMnB-2H、SCM435H材料制成的。最近，完全改用非调质型强韧钢（直接切削

表1 小 松 制 作 的 非

| 钢 种                          | 材 质                    | 化 学          |           |           |           |         |
|------------------------------|------------------------|--------------|-----------|-----------|-----------|---------|
|                              |                        | C            | Si        | Mn        | P         |         |
| 硼<br>处<br>理<br>钢             | S-C 硼 钢                | S21BC-H      | 0.18~0.23 | 0.15~0.30 | 0.80~1.10 | 0.030以下 |
|                              |                        | S30BC-H      | 0.28~0.33 | 0.15~0.30 | 0.70~1.00 | 0.030以下 |
|                              |                        | S35BC-H      | 0.32~0.37 | 0.15~0.30 | 0.70~1.00 | 0.030以下 |
|                              |                        | S45BC-H      | 0.43~0.48 | 0.15~0.30 | 0.60~0.90 | 0.030以下 |
|                              |                        | S53BC-H      | 0.50~0.56 | 0.15~0.30 | 0.60~0.90 | 0.030以下 |
|                              | 锰 硼 钢                  | SMnB-1H      | 0.25~0.30 | 0.15~0.35 | 1.35~1.65 | 0.030以下 |
|                              |                        | SMnB-2H      | 0.27~0.33 | 0.15~0.35 | 1.20~1.50 | 0.030以下 |
|                              |                        | SMnB-3H      | 0.32~0.37 | 0.15~0.35 | 1.20~1.50 | 0.030以下 |
|                              | 铬 硼 钢                  | SCrB-430H    | 0.28~0.33 | 0.15~0.35 | 0.80~1.10 | 0.030以下 |
|                              |                        | SCrB435H     | 0.32~0.39 | 0.25~0.35 | 0.85~1.05 | 0.030以下 |
|                              | 锰 铬 铜 硼 钢              | SMnCrMoB430H | 0.28~0.33 | 0.25~0.35 | 1.00~1.30 | 0.030以下 |
|                              | 硼 表 面 硬 化 钢            | SMnB430      | 0.30~0.33 | 0.15~0.35 | 1.20~1.50 | 0.030以下 |
|                              |                        | SCrMoB420    | 0.18~0.23 | 0.15~0.35 | 0.95~1.10 | 0.030以下 |
| 非 调 质 型 强 韧 钢<br>(直 接 切 削 用) | SBMA65                 | 0.45以下       | 0.40以下    | 1.10以下    | 0.030以下   |         |
|                              | SBMA75                 | 0.50以下       | 0.40以下    | 1.30以下    | 0.030以下   |         |
|                              | SBMA90                 | 0.50以下       | 0.80以下    | 1.80以下    | 0.030以下   |         |
| 耐 砂 土 磨 损 用<br>强 韧 钢         | SH5C-2H                | 0.28~0.34    | 1.60~1.90 | 0.30~0.70 | 0.030以下   |         |
|                              | SH5C-3H                | 0.28~0.34    | 1.60~1.90 | 0.50以下    | 0.030以下   |         |
| 精<br>确<br>控<br>制<br>钢        | 碳 钢                    | S45CM        | 0.43~0.47 | 0.15~0.35 | 0.72~0.82 | 0.030以下 |
|                              | 低 硫 钢                  | SMn443-1H    | 0.38~0.44 | 0.15~0.35 | 1.35~1.75 | 0.030以下 |
|                              | 窄 淬 透 性<br>带 钢         | SMnC443      | 0.39~0.46 | 0.15~0.35 | 1.30~1.70 | 0.030以下 |
|                              |                        | SMnC443-1H   | 0.39~0.46 | 0.15~0.35 | 1.30~1.70 | 0.030以下 |
|                              | 精 确 控 制 十 窄<br>淬 透 性 钢 | SUP9AH       | 0.60~0.65 | 0.15~0.35 | 0.88~1.00 | 0.035以下 |
|                              |                        | SUP11AH      | 0.60~0.65 | 0.15~0.35 | 0.88~1.00 | 0.035以下 |