

# 国外 低合金钢、合金钢

(总第13集)

1993

冶金部钢铁研究总院

---

**国外低合金钢、合金钢**

(内部发行)

1993年(总第13集)

主办: 冶金工业部 科学技术司  
钢铁研究总院

编辑者: 冶金部钢铁研究总院

出版者: 《国外低合金钢、合金钢》编辑部

地址: 北京学院南路76号(100081)

印刷者: 北京百善印刷厂

发行者: 本刊编辑部

---

## 前 言

为配合《八五》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，冶金部科技司委托钢铁研究总院在《八五》期间仍继续编译出版《国外低合金钢、合金钢》情报资料，供有关单位和人员参考。

1993年出版一集，约23万字，内容包括综述、能源用钢、交通运输用钢、化工化肥用钢和工程机械用钢五部分。文章的选取力求密切结合《八五》攻关的实际需要，又考虑到未来发展动向。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。《七五》期间出版的十集尚有少量剩余，仍可订购。

本文集由冶金部钢铁研究总院赵先存、王玉砚技术审校，吴曼先主编，张玉凤插图。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。

编 者

1993年10月

# 目 录

## 一、综 述

微合金非调质钢的最新进展	( 1 )
近10年国外低合金高强度钢的新进展	( 6 )
感应加热处理的高强度弹簧钢丝	( 15 )
冲击式粉碎机用现代耐磨合金	( 20 )
日本FB用模具材料的开发	( 25 )
汽车车轮用高强度钢	( 30 )
硫化物夹杂对增硫HY-80钢延性和断裂行为的影响	( 34 )

## 二、能源用钢

含硼奥氏体不锈钢焊件的热裂纹敏感性	( 38 )
高韧性非Ni系HT780钢板的开发	( 43 )
热核反应堆用钢的开发	( 47 )
USC涡轮转子用耐热钢的研制	( 53 )
耐硝酸双相不锈钢	( 57 )
高低压一体型蒸气涡轮转子用耐热钢的开发	( 59 )
超高温汽轮机用12%Cr钢转子的制造及其特性	( 63 )
整体冷冲压用硼钢的韧性	( 66 )
石油联接管的热机械处理	( 69 )

## 三、交通运输用钢

热锻用非调质钢的生产工艺	( 72 )
铁素体-珠光体型热锻用非调质钢的强韧化	( 76 )
新型飞机用合金的特性：强度与韧性的结合	( 79 )
980~1180N/mm <sup>2</sup> 级高延性冷轧钢板	( 82 )
排气歧管用不锈钢的开发	( 85 )
涂层钢板延长汽车寿命	( 88 )
奥钢联钢轨公司的钢轨生产新工艺	( 91 )
钢轨钢未来的脱氧和微合金化工艺方法的开发与应用	( 94 )
现代高强度结构钢的焊接	( 96 )

## 四、化工化肥用钢

耐腐蚀性和易切削性好的奥氏体不锈钢	( 100 )
-------------------	---------

无镍耐蚀薄钢板04X19AΦT.....	( 102 )
超镜面用耐蚀模具材料STAVAX.....	( 104 )
硝酸生产用高铬双相不锈钢.....	( 108 )
10X13Г18Д耐蚀钢成分的改进.....	( 111 )
含磷和砷的09Г2C和Cr3пc钢的回火脆性.....	( 113 )
CrMnN18-12钢和CrNi-18-10钢在硝酸中的电化学行为的比较.....	( 116 )
在摩擦节点上采用耐磨碳化物涂层.....	( 118 )

## 五、工程机械用钢

温锻用非调质强韧钢.....	( 121 )
广泛用途的低碳钢的微合金化和形变热处理.....	( 124 )
结构钢的亚结构强化提高钢的使用性能.....	( 128 )
高载荷构件用加压氮化钢.....	( 129 )
在压力下电渣重熔高氮奥氏体不锈钢Cr18NMn12时硫的性能.....	( 133 )
在Cr18NMn12型铬锰钢液中氮溶解度的研究.....	( 135 )
合金化对中碳钢控轧后性能的影响.....	( 136 )
结构钢热轧时的组织和力学性能计算.....	( 138 )

## 微合金非调质钢的最新进展

章洪涛

(冶金部钢铁研究总院)

### 一、发展概况

70年代中期,德国蒂森(Thyssen)钢公司率先研究了中碳微合金非调质钢作为锻制结构件用钢。传统的中碳或中碳合金结构钢锻件都要进行淬火和回火处理,以得到回火马氏体的显微组织,从而保证钢的高强度和 高塑韧性。中碳微合金非调质钢则无需进行 淬火回火处理,锻后即可进行切削加工,直 接使用。这种非调质钢锻后得到的显微组织 为铁素体-珠光体。由于添加了钒、铌等微 合金元素,产生沉淀强化作用,从而使钢的 强度得到提高,达到原调质钢的水平。但非 调质钢的塑性和韧性水平相对较低,因此汽 车制造行业最早应用于发动机曲轴这样主 要经受疲劳载荷的部件。由于非调质钢具有 显著的节能、省工、降低成本和有利于环境 保护等优点,受到各国工程界的普遍欢迎。 据报道,德国大众汽车厂(VW)除大量采用 非调质钢曲轴用于轿车外,近年来正在推广 应用27MnSiVS6非调质钢,很快将达到年产 250万个这种非调质钢的连杆。瑞典Volvo 汽车公司80年代末每年消耗25000t微合金 非调质钢。英国Austin Rover公司由于采用 微合金钢代替原来热处理的Mn-Mo钢制造一 种系列的发动机曲轴,每年节省50万英镑<sup>[1]</sup>。 日本日产汽车公司有90%的曲轴都已采用 微合金非调质钢<sup>[2]</sup>。

由于非调质钢的不断开发应用,仅在汽 车工业中的应用已从曲轴、连杆发展到轴 梁、轮毂、凸轮轴、短轴、枢轴、转向齿条、

活塞杆、各种紧固件等。非调质钢零部件的 强度等级从750MPa到1100MPa都已得到一 定程度的应用。英国钢公司和联合工程用钢 公司在开发Vanard系列不同强度非调质钢 的基础上,应用试验室和现场生产的大量数 据,进行了多元回归计算分析,并得到了力学 性能和钢的化学成分、锻造温度和冷却速度 等参数之间的关系式。计算出的或预计的钢 的强度值和实测的产品强度值有很好的对应 性(见图1)<sup>[3,4]</sup>。这种计算对于钢厂和锻 造厂控制成分和热加工工艺很有帮助。由图 1看出英国汽车工业应用非调质钢的产品范 围。

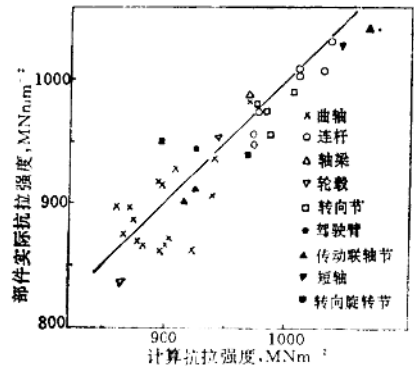


图1 英国汽车工业中应用非调质钢的产品范围

由于汽车制造行业面临降低油耗,提高 安全性和环境保护标准的越来越大的挑战, 对占汽车重量约10%的锻钢件的高强度化、 高韧性化、轻量化和降低成本的要求越来越 苛刻。日本在非调质钢的推广应用和新品种



新技术的开发方面被认为处于世界领先地位。新日本钢铁公司、神户钢铁公司、日本钢管公司等大型钢铁公司以及大同特殊制钢、爱知钢公司等都在微合金非调质钢的研究开发方面取得了新的进展[1,5~10]。

针对微合金非调质钢冲击韧性较低的缺点,近年来在细化奥氏体晶粒和铁素体晶粒,开发含碳量低的贝氏体和马氏体非调质钢方面取得了较为明显的成绩。近年来在细化晶粒、提高非调质钢韧性方面最为突出的新进展是促进晶内铁素体形成的技术(Int-ragranular Ferrite, 简略为IGF)。其主要原理在于首先控制氧化物夹杂,然后控制硫化物夹杂的碳氮化物的析出,以促进晶内铁素体的形核和长大。从而增加铁素体的体积百分数,并明显细化铁素体晶粒[5,10,11]。

汽车部件或其他机械部件要降低成本,除了取消热处理工序外,改善钢的切削性能是另一个关键问题。一般切削加工费用占成品部件成本的50%左右,有些复杂部件的切削加工费用可达到成本的70%。特别是随着切削机床的自动化进程,刀具磨损和生产效率问题日益突出。因此易切削非调质钢的开发应用越来越受到工程界的关注。近年来这方面的技术已有新的发展[10,12~16]。

本文就促进晶内铁素体形成技术、奥氏体晶粒细化技术、低碳贝氏体和低碳马氏体非调质钢和易切削非调质钢的开发分别加以叙述。

## 二、促进晶内铁素体(IGF)形成技术

最早开发的、当今用量最大的非调质钢是微合金中碳钢,其显微组织为铁素体和珠光体组织。当微合金中碳钢锻造时终锻温度较高,如大于1000℃,此时奥氏体晶粒尺寸较大。在锻件冷却过程中发生相变时,不整形铁素体(Allotriomorphic Ferrite)易于沿奥氏体晶界首先形核长大,随后奥氏体其余部分转变为珠光体。这样就得到沿晶分布成网状的铁素体,这种铁素体对钢的韧性

很不利。人们发现,如果工艺控制得当,则在相变时铁素体不单在晶界上形核,而且在奥氏体晶内形核,从而得到尺寸细小的均匀分布的铁素体。具有这种显微组织的钢的塑性较高。新日本钢铁公司的研究人员[5,10,11]发现,钢中的硫化物夹杂的颗粒细化和分散分布对于控制IGF的形成有直接影响。研究表明,硫化锰夹杂的颗粒大小、数量和分布状态又和钢的铝脱氧程度有密切关系。出钢前钢中自由氧含量调整在30~40ppm的水平,图2表示进行不同铝加入量的试验结果[5]。如图2所示,当酸溶铝在0.005~0.03%的范围内,由于 $Al_2O_3$ 和 $MnO$ ,  $FeO$ 形成复合氧化物有利于 $MnS$ 在其上析出。当酸溶铝少于0.005%时,没有形成复合氧化物。多于0.03%时,则形成单一的 $Al_2O_3$ ,不利于细小分散的 $MnS$ 的析出。

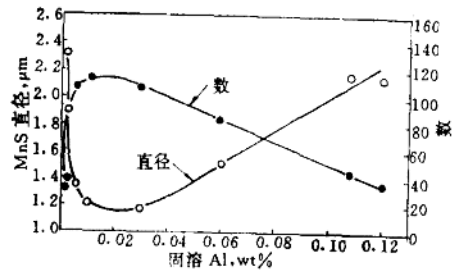


图2 钢中酸溶铝对 $MnS$ 颗粒尺寸和数量的影响

研究还发现,晶内铁素体以在 $MnS$ 夹杂上析出的碳氮化物为核心而形成。 $VN$ 和面心立方 $AlN$ 和铁素体晶格具有贝克-纳丁(Baker-Nutting)取向关系,因而IGF易于以 $VN$ 或面心立方 $AlN$ 细小颗粒形核。同时,由于 $MnS$ 周围的 $Mn$ 的贫乏区导致淬透性的降低,因而有利于铁素体的析出。采用上述IGF控制技术可以得到细晶粒的铁素体-珠光体组织,既可提高非调质钢的韧性,又可保持高的强度。

还有研究发现,氧化物夹杂 $(Ti, Mn)_2O_3$ 颗粒上也有 $MnS$ 和 $TiN$ 依附析出现象,并

有促进IGF析出的作用。这一点已在低碳微合金钢焊缝热影响区得到证明，其韧性水平由于IGF的形成而得到提高[11]。

鉴于上述关于铝、钛的氧化物在形成IGF方面的作用的研究动向，英国T. Gladman（研究碳氮化物固态析出的专家）已经开始对氧化物从液态析出和在凝固过程中的析出规律进行了研究[17]。由于真空二次精炼技术越来越普及，控制氧化物夹杂析出尺寸及其分布状态已成为可能。这方面的工作尚在进行之中。

### 三、非调质钢的晶粒细化技术

微合金非调质钢发展的初期阶段，对于微合金化的细化晶粒强韧化机制利用不够。这由于锻坯的加热温度较高（一般 $\geq 1200^\circ\text{C}$ ），而模锻的终锻温度不易降低（一般 $\geq 1000^\circ\text{C}$ ，甚至更高）。特别是曲轴部件，锻后晶粒粗大，这是导致非调质钢韧性较低的主要原因之一。

由于受到模锻模具损耗和生产效率的限制，锻坯加热温度和锻造温度降低的幅度受到限制。防止奥氏体晶粒在加热时粗化是解决问题的途径之一。新日本钢铁公司较早开始利用加入微量钛以阻止晶粒粗化的研究[18]，开发了0.32C-1.0Mn-0.12V-0.024Ti的非调质钢。其常温韧性达到了该钢调质态的韧性水平。分析结果说明，均匀分布的尺寸在 $0.1\mu\text{m}$ 以下的TiN颗粒起到了在高温下钉扎奥氏体晶界阻止其粗化的作用。当加热温度为 $1250^\circ\text{C}$ 时，该钢的奥氏体晶粒度还在5级以上。

英国钢公司对不同等级的中碳钒微合金化非调质钢进行了微钛处理的试验研究[12]。结果说明，微钛处理提高非调质钢的韧性水平的效果很明显。如图3所示，经微钛处理的各种强度水平的非调质钢的27J冲击韧性转折温度平均下降约 $40^\circ\text{C}$ ，改善的幅度还是很大的。由于连铸坯中TiN析出颗粒尺寸较钢锭中的TiN颗粒小，故连铸非调质钢采用

钛处理更为有效。

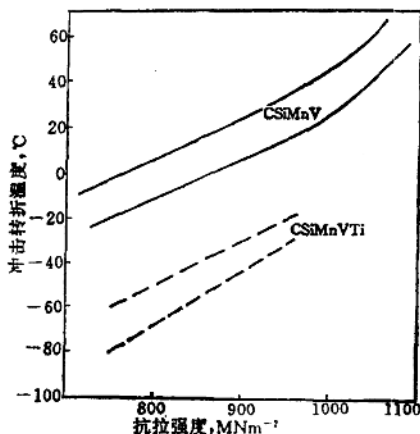


图3 钛处理微合金非调质钢韧性的改善

高田等人[5]对不同尺寸TiN，AlN，MnS和MnS-TiN复合析出物阻止高温奥氏体晶粒粗化的作用进行了研究。得到的结果示于图4，由图4可以看出，25nm的细小的

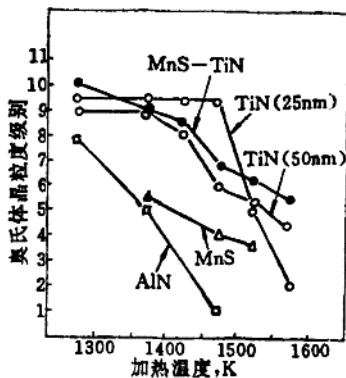


图4 钢中析出颗粒对奥氏体晶粒粗化的影响

TiN阻止再加热奥氏体晶粒粗化的效果最大。值得注意的是MnS析出颗粒也有阻止晶粒粗化的作用，特别是TiN和MnS有叠加的效果，当加热到 $1300^\circ\text{C}$ 高温时还能控制奥氏体晶粒度在5级以上。还考虑到前面提到的MnS析出物有促进IGF形成的作用，开发含钛且含硫量高的易切削非调质钢是当前的发展趋势。如德国蒂森钢公司开发的27MnSi-



VS6 和 38 MnSiVS5 两种钢经微钛处理后韧性有较大幅度的提高<sup>[19]</sup>。神户钢铁公司松岛等人<sup>[6]</sup>研究了不同硫含量对 23CrMnCrV 非调质钢韧性的影响。发现当 S 从 0.004% 提高到 0.05% 时, 钢的冲击韧性转折温度降低约 50℃。进一步研究发现, 这种韧性的改善原因是硫含量的增加导致冲击断口单位破断面尺寸变小, 而这又由于 MnS 阻止再加热奥氏体晶粒粗化和促进 IGF 形成, 引起铁素体晶粒和珠光体团尺寸细化的缘故。

#### 四、低碳贝氏体和低碳马氏体非调质钢

理论和实践都说明, 降低碳含量是提高非调质钢塑韧性的最有效的途径。碳含量的降低引起钢中珠光体体积分数的降低。珠光体量的减少引起钢的强度下降, 但改善钢的韧性的幅度很大。这里需要说明, 只有那些不要求高频淬火表面硬化的部件所用非调质钢才可采用降碳的技术措施。由于降碳而引起的钢的强度的下降, 要用提高 Si、Mn、Cr 含量甚至加入 Mo、B 等元素等方法来补偿。这样钢的组织就变成低碳贝氏体组织, 如采用锻后直接淬火就得到低碳马氏体或低碳马氏体和贝氏体的混合组织。

新日本钢铁公司<sup>[18]</sup>在 80 年代中期即开发出一种锻后空冷的低碳贝氏体钢, 其成分系统为: 0.12C-1.9Mn-0.9Cr-0.024Ti-0.0039B-0.055S。同时还开发出一种锻后热水冷却的低碳贝氏体钢, 其成分系统为: 0.11C-1.13Mn-1.51Cr-0.016Ti-0.0017B-0.023S。上述两种钢的强度分别达到 830MPa 和 880MPa, 而冲击韧性则达到 68J/cm<sup>2</sup> 和 118J/cm<sup>2</sup>。

锻后直接淬火(淬火、油或聚合物溶液)的低碳马氏体或马氏体加贝氏体钢也是当前高强度高韧性非调质钢的一个方向, 对于诸如盘簧、轧球等形状规则的部件尤为适宜。一般直接淬火后还要进行回火, 一定意义上说已不属于非调质钢, 但属于节能型钢材。有时采用间段淬火, 如水淬到 300℃, 然

后空冷, 其后可不再回火处理。

有关近年来开发的低碳贝氏体或低碳马氏体锻件钢的报道较多, 这里仅举例说明这类钢目前采用的微合金化系统的大致情况。如美国采用低碳 MnMoNb 钢作为直接淬火钢<sup>[20]</sup>, 钢的强度  $\sigma_b \geq 900\text{MPa}$ , 而夏比 V 型缺口冲击值达到 75J 的水平。神户钢铁公司<sup>[21]</sup>则采用 0.06~0.12C, 1.5~2.0Mn, 0.5~1.0Cr, 0.25Mo 并加 Nb、Ti、B 的非调质钢系统, 锻后水冷或油冷, 一般情况下得到马氏体和贝氏体混合组织, 空冷则得到贝氏体组织。爱知钢铁公司<sup>[9]</sup>研究 0.15C-2.0Mn 钢中 Cr、Mo、V 元素对直接淬火和空冷后的组织和性能的影响, 发现 Mo 和 V 有细化 M-A 小岛的作用, 并对贝氏体或马氏体组织 500~600℃ 回火都有二次硬化现象。新日本钢铁公司<sup>[10]</sup>新近开发了锻后直接淬火低碳马氏体钢, 0.04~0.13C, 1.6Mn, 1.0Cr, 并加 Ti 和 B。研究发现这种钢随碳含量的变化(0.04~0.13%), 强度变化也很大(750~1200MPa)。该钢的冲击韧性很好。当强度为 1200MPa 时, -50℃ 冲击值可达 60J/cm<sup>2</sup>, 常温则达 90J/cm<sup>2</sup>。日本钢管公司<sup>[7]</sup>开发的 0.25C-0.85Si-1.97Mn-0.32Cr-0.13V-0.02Ti-0.047S 的空冷锻件贝氏体钢已用于转向臂部件。该公司还研究了 0.05C-2.95Mn-2.03Cr-0.05V-0.015Ti-0.0013B 的空冷型低碳贝氏体钢和 0.05C-2.46Mn-1.51Cr-0.05V-0.015Ti-0.0014B 的直接淬火型低碳贝氏体钢。该公司对这类钢的切削性能研究得到一个有趣的结论: 硬度相等的低碳贝氏体钢的切削性能不受碳含量变化(0.04~0.20%)的影响, 这大概与贝氏体钢中碳化物细小或因残余奥氏体较多而碳化物数量较少的情况有关。现将国外一些钢公司研究开发的直接淬火或空冷的低碳马氏体和低碳贝氏体非调质钢种的化学成分列于表 1。

#### 五、易切削非调质钢的开发

钢的切削性能对于汽车等机器部件至关

表1

国外低碳贝氏体和低碳马氏体非调质钢的化学成分

钢类	锻后冷却	厂家	化 学 成 分, wt%										文献	
			C	Mn	Si	S	Cr	V	Ti	B	Nb	其他		
低碳贝氏体	空冷	新日本钢铁公司	0.12	1.39	0.29	0.055	0.93			0.024	0.0039			(18)
低碳贝氏体	热水水淬	新日本钢铁公司	0.11	1.13	0.27	0.023	1.51			0.016	0.0017			(18)
贝氏体	空冷	新日本钢铁公司	0.24~ 0.32	1.5~ 2.3	0.25~ 1.25		0.2~ 0.8		0.15					(10)
低碳马氏体	水淬	新日本钢铁公司	0.04~ 0.13	1.60	0.25		1.0			微量	微量			(10)
低碳马氏体 +贝氏体	水淬、油冷	神户钢铁公司	0.06~ 0.12	1.5~ 2.0			0.5~ 1.0			0.02	0.0015	0.04~ 0.12	Mo 0.25	(21)
低碳贝氏体 或低碳马氏体	空冷、油淬	爱知钢铁公司	0.15~ 0.17	2.0~ 2.96	0.25	0.004	0~1.0	0~0.15						(9)
低碳马氏体	淬火	日本钢管公司	0.048	2.5	0.32	0.017	1.51	0.05	0.015	0.0014				(7)
低碳贝氏体	空冷	日本钢管公司	0.049	2.95	0.32	0.017	2.03	0.05	0.015	0.0013				(7)
贝氏体	空冷	日本钢管公司	0.25	1.97	0.85	0.047	0.32	0.13	0.02					(7)

重要。一方面切削加工成本占部件总成本的比例很高(50%以上);另一方面由于自动高速机床的应用,生产效率受到钢的切削性能影响很大,因此对易切削钢的需求不断增长。对于节能、经济型非调质钢,其切削性能的改善更受到工程界的重视。最早开发的非调质钢49MnVS3就是一种较易切削的材料。钢中含0.05%左右的硫有改善切削性能的作用,但硫对机器部件的横向和厚度方向的塑韧性有损害。考虑到非调质钢的塑韧性本来就较低,故对较重要的受载部件用非调质钢大都采取了限制其硫含量的办法。在提高非调质钢的韧性和强度从而扩大其用途的同时,提高非调质钢的切削性能,开发易切削非调质钢就产生一定的矛盾。近10年来,钢冶炼的炉后处理工艺,即钙脱氧和硫化物形态控制技术还有加入微量铋的技术为易切削钢的开发创造了有利条件。在这方面英国工程用钢公司和英国钢公司(22,12)进行了较系统的工作,研究结果表明,当钢中含硫量增加至0.10%,同时采用特殊脱氧工艺和硫化物球化技术,钢的切削性能得到大幅度改善,当刀具寿命不变时,切削速度可加快100%,同时钢的横向性能不改变,甚至有

所提高。图5示出了特殊脱氧工艺和硫化物球化技术对钢的切削性能的影响。由图5可知,当钢中硫含量低于0.04%时,特殊脱氧工艺(钙脱氧)可以同时改善高速钢刀具和硬质合金刀具的切削性能。钙除硫化物外,还能改变氧化铝夹杂的成分,形成硬度较低的钙铝酸盐夹杂,而且外包以较软的钙锰硫化物。因此特殊脱氧处理不仅球化硫化物夹杂,改善钢的塑韧性,而且因改变氧化物夹杂性质而使切削性能提高。采用这种技术还带来一系列好处:切削性能的稳定性提高有利于加工车间效率的提高,提高切削速度和表面光洁度,从而使硬度高的钢也可以得到满意的切削效果。英国的经验证明,在采用新型易切削非调质钢或其他易切削钢以后,汽车部件生产厂的生产成本大幅度降低,生产效率明显提高。许多跨国汽车制造公司都修改了原来厂内的技术条件,允许使用含硫高的材料,其前提是这些钢必须经过特殊脱氧和夹杂物形态控制。至于一些含铅的易切削钢,目前只是一些传统的老钢种还在生产。由于铅引起的环境污染以及成本高等问题,含铅易切削钢已不认为是今后的发展方向。

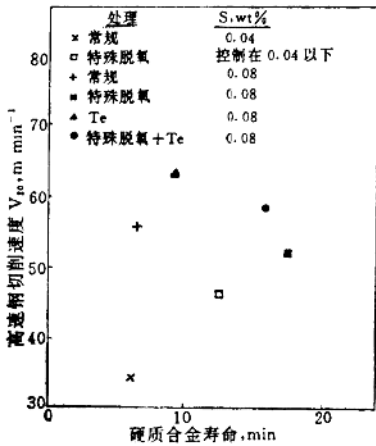


图5 特殊脱氧和硫化物形态控制对钢的切削性能的影响

综上所述,含硫易切削钢由于采用上述特殊脱氧和夹杂物控制工艺,在切削性能得到提高的同时仍保持原来硫含量低时的强韧性;此外硫含量的提高还有助于促进晶内铁素体的形成,细化晶粒并提高韧性水平。可以预期,开发综合性能好的含硫易切削非调质钢是今后低合金、合金钢材料领域发展方向之一。

### 参 考 文 献

[1] D. J. Naylor, *Ironmaking and Steelmaking*, 16(4) 1989, 246  
 [2] 小泉久义, *CAMP-ISIJ*, 5, 1992, 772  
 [3] A. L. Vickers, *Ironmaking and Steelmaking*, 19(4) 1992, 277

[4] A. Reeder et al., *Fundamentals of Microalloyed Forging Steels*, Ed. by G Krauss and S. K. Banerji, TMS, 1987, 217  
 [5] 高田启督等, *CAMP-ISIJ*, 5, 1992, 777  
 [6] 松岛义武等, *CAMP-ISIJ*, 5, 1992, 781  
 [7] 石崎哲行等, *CAMP-ISIJ*, 5, 1992, 793  
 [8] 中村贞行等, *CAMP-ISIJ*, 5, 1992, 785  
 [9] 岩间直树等, *CAMP-ISIJ*, 5, 1992, 801  
 [10] 子安善郎等, *新日铁技报*, 343, 1992, 30  
 [11] H. Takechi, *HSLA Steels; Proc. Prop. and Appl.*, Ed. by G. Tither & S, TMS, 1992, 33  
 [12] D. J. Naylor, *Ironmaking and Steelmaking*, 17(1) (1990), 17  
 [13] K. S. Atwal et al., *Ironmaking and Steelmaking*, 16(6) 1989, 419  
 [14] I. D. Davies et al., 同 [4], 435  
 [15] V. Ollilainen et al., 同 [4], 461  
 [16] D. Bhattacharya, 同 [4], 475  
 [17] T. Gladman, 同 [11], 3  
 [18] 子安善郎等, *制铁研究*, 320, 1986, 20  
 [19] J. A. M. Hertogs et al., *Thyssen Edelst. Techn. Ber.*, 16(1) 1990, 12  
 [20] A. J. DeArdo, 同 [11], 21  
 [21] 胜亦正昭等, *CAMP-ISIJ*, 5, (1992), 805  
 [22] I. G. Davies et al., *Ironmaking and Steelmaking*, 17(5) 1990, 343

## 近10年国外低合金高强度钢的新进展

东 涛

(冶金部钢铁研究总院)

### 前言

低合金高强度钢是钢铁产品中最富有特色的钢类之一,它经历了几个极为重要的时

期;30年代用于铆接结构向适应焊接结构的过渡;50年代大力开发镇静钢和细晶粒化的新材料;70年代以控制轧制技术和钢的微合

金化的冶金学为基础，形成了“现代低合金高强度钢”的新概念；80年代初以来，一个涉及广泛工业领域和专用材料门类的品种开发借助于工艺技术方面的成就显得更加出色。在钢的化学成分-工艺-组织-性能的关系中，第一次强调了钢的组织的主导地位，表明低合金高强度钢的基础研究已趋于成熟，以全新的观点进行合金设计，达到了以微观精细结构为参量的数学表达式来表征钢的性能的高水平。至今，低合金高强度钢已不仅仅属于合金钢范畴，而且以其生产手段的高要求、性能的高水平、广泛的适用性被确认为特殊钢的一部分。

### 1. 低合金高强度钢的基础研究

自80年代以来，国外冶金工作者由常规

热轧、正火或淬火回火钢的研究转向工艺简单、性能优异和成本较低的低合金化钢的开发，致力于控制钢中的硫、磷、碳含量、钢中偏析和钢的组织及微观精细结构等相关的基础研究，主要研究成果如下：

#### 1.1 钢中微合金元素的溶解-析出规律

对微合金元素，尤其是Nb、V、Ti、Al的加热溶解、冷却析出的研究已取得显著的成果，如图1所示，Nb、V、Ti、Al的碳化物和氮化物的形成温度很大程度上取决于冷却过程的形变温度，而加热过程中碳氮化物的存在及其特性表现在回火二次硬化、正火晶粒的重结晶细化、以及焊接热循环作用下晶粒尺寸的控制等三个方面。图2概括了微合金元素通过析出行为对钢的组织 and 性能的影响

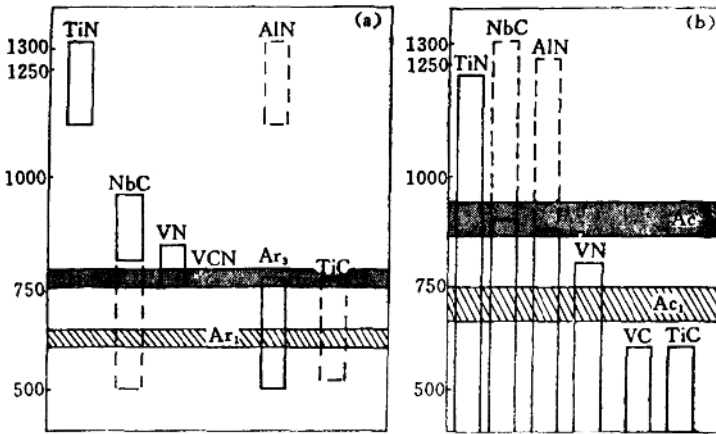


图1 在冷却过程(a)和加热过程(b)中碳氮化物形成温度与相变温度的关系

	对析出的影响										
	微合金元素	对连续再热加工影响	提高机械负荷	抑制再结晶	对γ/α相变速率影响	晶粒细化	析出强化	织构	抗回火(回火稳定性)	碳化物形态控制	可能IF
Nb	-	+	++	-+	++	++	+	+	+	+	+
Ti	+	+	++	-+	++	++	+	+	+	+	+
V			(+)	-	(+)	+			+		
Zr	+							+	+		
B	+			--				(+)			

+ 有利影响      - 相反影响      空白为没有任何影响

\* 取决于热履历

图2 微合金元素对钢的组织 and 性能的影响

影响。

### 1.2 Ti的微合金化

在钢中添加Ti可改变硫化物的形态、生成TiN夹杂,其微细析出有利于细化 $\gamma$ -Fe晶

粒、在轧制及冷却过程中以TiC形式析出。传统的低合金高强度钢的微Ti处理( $<0.02\%$ )和添加Ti的复合微合金化使钢的细晶化和焊接HAZ的韧性得到极大的改善(图3)。

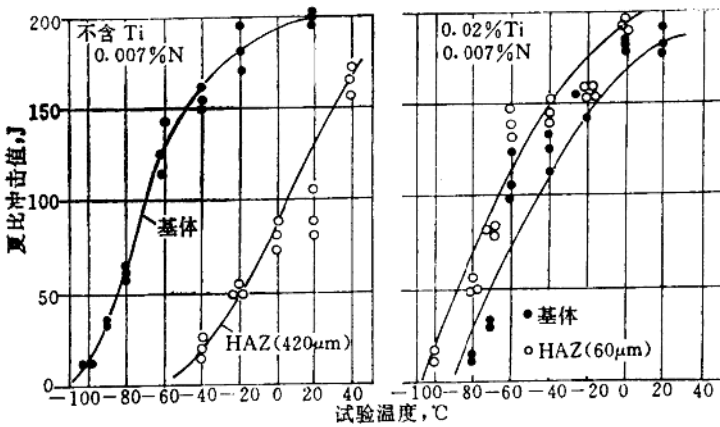


图3 添加Ti对0.1C4-1.4Mn钢HAZ韧性的影响

80年代末开发的Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub>为富化生核质点的Ti微合金化钢,建立在对Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub>形成及其对 $\gamma$ -Fe细化和 $\gamma/\alpha$ 相变影响的冶金过程研究的基础上,同时发现钢中铝含量对Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub>在全部氧化物中百分比的明显影响(图4)。

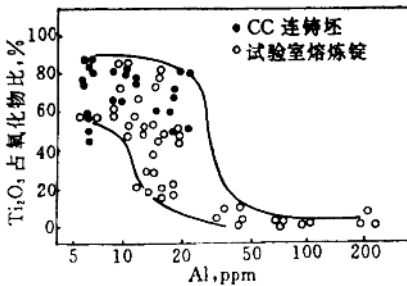


图4 铝含量对Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub>百分比的影响

### 1.3 不同强度级别钢的强化机制及其应用研究

自采用Hall-Petch关系式来表达细晶粒钢的强化效果以来,对低合金高强度钢的四种强化机制作了大量的研究。近10年中对其作了系统的总结,如表1所示。在屈服强度为350~700MPa范围内,主要应用晶粒细化(包括亚晶界)、位错强化和弥散强化作

用,其表达式如下:

$$\sigma = \sigma_0 + K_y \cdot d^{-1/2}$$

$$\sigma = \sigma_0 + \alpha \mu \beta \cdot \rho^{0.5}$$

$$\sigma = \sigma_0 + 2\alpha' \cdot \mu b \cdot \lambda^{-1}$$

固溶强化的效果较小:

$$\sigma = \sigma_s \cdot K (C_s, i)^n$$

总的强化结果用下式表达:

$$\sigma = \sigma_0 + K_i (C_c + C_n)^n + \Sigma K_s (C_s) + \alpha' \cdot \beta^{0.5} + K_y \cdot d^{-1/2} + K \cdot d \cdot \lambda^{-1}$$

### 1.4 轧后处理及加速冷却

轧制变形量,特别是轧后冷却速度对 $\gamma/\alpha$ 生核、析出物数量、尺寸及其分布产生有效作用,从而影响到钢的强度和韧性。近年来对起始加速冷却温度、加速冷却温度范围的影响作了大量研究。前期加速冷却用于抑制铁素体转变,后期加速冷却则控制中低温相变产物的晶粒尺寸及其分布,从而达到在较宽范围内调整钢的强度和韧性关系的目的。

## 2. 低合金高强度钢生产工艺技术的进步

低合金高强度钢的严格的成分控制决定

表1

强化机制的应用

强度级别 $\sigma_y$ (MPa)	钢、铁及其合金(组织性状)	强化机制的应用	
10000	理论强度, 无位错材料		
8000	铁胡须( $d: \sim \mu\text{m}$ )		
	多晶复相材料( $d: \sim 10^{-1}\text{mm}$ )		
3000	细冷拔钢琴丝		
	形变奥氏体钢	热机械处理 (晶界强化、析出强化、位错强化)	
2000	马氏体时效钢	金属间化合物, 真空处理 (晶界强化、析出强化、位错强化、固溶强化)	
1500	超高强度钢	依靠特殊的碳化物 (位错强化、晶界强化、析出强化)	
1700	高强度结构钢		
HSLA	700	高强度钢	淬火回火型(析出强化)
	500	细晶粒钢	细铁素体+贝氏体·马氏体 (晶界强化、亚晶界强化、位错强化)
	350	高抗张应力钢	微合金化、热机械处理 (晶界强化、析出强化)
200	软钢(通用钢材)	仅以Mn、Si、P固溶强化	
100	可锻铁( $d: \sim 10^{-2} \sim 10^{-8}\text{mm}$ )	碳含量0.001~0.005%	
20~30	铁单晶	各向同性(固溶强化)	

了其性能较小离差。表2列出了几种典型进口钢材品种的化学成分(%)和力学性能的控制水平。低合金高强度钢生产不着眼于强度等级和单一的性能指标。

表2 典型钢材品种的实测值的极差(%)

	管线钢	压力容器钢	碳素船板钢	工程机械用钢	汽车结构用钢
C	0.01	0.02	0.05	0.02	0.01
P	0.004	0.002	0.01	0.003	0.009
S	0.002	0.007	0.009	0.002	0.001
YS	51	82	61	40	49
TS	22	73	39	50	29
E1	3	3	6	6	4
	69		114	38	
Cv	(-10℃)		(RT)	(-40℃)	

### 2.1 冶炼

现代低合金高强度钢的冶炼流程, 要求进行严格的成分控制。一次处理可以使铁水中硫含量降至0.015%左右, 二次脱硫则再降至0.003%, 以往只用于超深冲钢的三脱

(P, S, Si)处理亦已应用于生产低合金高强度钢。

除特殊用途外, 多数低合金高强度钢均可采用顶底复吹转炉冶炼。转炉冶炼的碳含量一般可控制在0.02~0.03%, 在我国转炉已冶炼出碳含量为0.002~0.003%的钢水, 而渣中的铁含量处于较低的水平。

根据不同的用途, 钢水可采取吹氩、喷粉、真空脱气等炉外精炼工艺, 以实现脱气、成分均匀化、合金微调和夹杂物形态控制。钢包精炼的水平可以达到<0.001% S、<0.003% P、<0.003% N、2~3ppm [O]和<1ppm [H]。

### 2.2 连铸

低合金高强度钢采用连续浇注工艺可以达到高产量与短出钢周期兼顾并提高收得率的目的。连铸坯的一次冷却导致凝固奥氏体中裂纹的形成, 而二次冷却易引起钢坯心部C、S、P和其它元素的偏析。成功的经验是连铸时低的过热、缓流浇注和适宜的二次冷却, 就可得到均匀的凝固组织。如果采用低



频率、高质量的电磁搅拌,则有利于扩大等轴凝固区。连铸工艺为微Ti处理钢和V-Ti-N钢的生产开拓了广阔的前景。

### 2.3 控轧和控冷技术

70~80年代控制轧制的基础研究取得了重大成果,在再结晶轧制的基础上,开拓了应变诱导相变和析出的非再结晶区轧制,以及在 $(\gamma+\alpha)$ 两相区形变促进分离型相变的三阶段控轧,许多低合金高强度钢的生产已广泛推广这种NIC法,并成为目前控轧厚钢板生产的主要方向。

为了充分利用微合金元素抑制 $\gamma$ 再结晶的细化铁素体晶粒尺寸和析出强化效应,在70年代中期已开发了快速冷却通过相变区的工艺,用于热轧带钢的生产。过高的卷取温度将导致铁素体晶粒长大和析出物的粗化。所谓分级加速冷却(IAC),是用于热轧中厚板生产的一种控冷工艺,这种方式比通常的控轧钢强度增量在50~100MPa范围内,并可使韧性得到改善, $<-100^{\circ}\text{C}$ 的冲击断口上很少出现“分离”(Separation),珠光体带状结构消失,形成极细小的铁素体和贝氏体双相组织。而在中止冷却后的自然冷却过程中,在具有高密度位错的铁素体和贝氏体基体相中析出数量更多的弥散颗粒。

### 2.4 热处理

船板、锅炉及压力容器用高强度钢以及工程机械用厚板钢的生产仍然采用传统的各类热处理工艺。近年来,在热轧双相钢开发后,两相区退火方法生产双相钢仍为简易可行的工艺流程。对于正火型低合金高强度船板钢,为在不改变组织类型的条件下提高强度和改善韧性,采取了正火空冷后期(约在 $600\pm 10^{\circ}\text{C}$ 区间)快速冷却的方法,有效地细化了贝氏体,得到低碳当量、减少了合金元素的添加量。调质钢采用两相区淬火工艺有效提高了韧性,对于铁素体-贝氏体型的正火钢或正火+回火钢采用 $(\gamma+\alpha)$ 两相区正火,同样可取得良好的韧化效果,其机制是原铁素体晶粒间形成微细的二次铁素体网。

国外低合金高强度钢热处理设备的不断更新、微机控制在热处理工艺上的广泛应用等为实现组织结构的定量控制创造了良好的条件。

## 3. 低合金高强度钢合金设计的新观点

### 3.1 钢的低碳化及超低碳钢的设计

在70年代初,人们已不采用以提高钢中碳含量、牺牲塑性以得到更高强度的传统设计方案。多数现代焊接结构,要求低合金

表3 Nb 微合金化管线钢的设计

类型	C	Mn	Nb	S	P	其它	注
传统的(60年代前)	0.24	0.80	无	0.035	0.030	无	半镇静钢
1959(GLX)	0.19	1.00	0.02	0.030	0.030	无	半镇静钢
1970(X 60)	0.12	1.00	0.03	0.020	0.025	—	镇静钢
1972(X 60 Tough)	0.12	1.20	0.03	0.008	0.020	RE或Ca	镇静钢
1973(X 60 Sour)	0.10	1.00	0.04	0.004	0.015	RE或Ca	镇静钢
1974(X 70)	0.06	1.60	0.05	0.003	0.015	V, Mo, RE或Ca	连铸
1982(X 65 Sour)	0.05	1.10	0.03	0.001	0.010	Cu, Ni, Ca	连铸, 控轧
1985(X 70)	0.04	1.50	0.03	0.001	0.010	Ti, V, B, Mo	控轧, 连铸, 真空处理
1988(X 80)	0.03	1.80	0.05	0.001	0.008	Ti, Mo, B	控轧, 连铸, 真空处理

高强度钢有较低的碳当量，能适应现场的焊接条件，对焊缝金属和焊接热影响区的最低缺口韧性和最高硬度有了新的要求。首先在油气长输管线钢和工程机械用钢方面，后又扩展到造船、海洋设施、汽车结构等方面。先后开发了微珠光体钢（ $<0.08\%C$ ）、无珠光体钢（ $<0.05\%C$ ）、针状铁素体钢（ $<0.05\%C$ ）、超低碳贝氏体钢（ $<0.03\%C$ ）和热轧双相钢（ $<0.02\%C$ ）等，以管线钢的成分设计为例，其碳含量逐年下降（表3）。

从下方方框图的低合金高强度钢的组织类型及其变化可见，钢的低碳化十分明显。

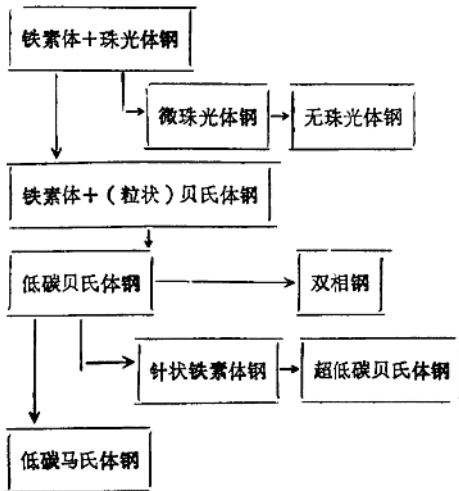


表4 X65~X80管线钢的成分设计及性能

钢	成分, %					MPa		J
	C	Mn	Nb	Ti	B	YS	TS	$Cv_{-20^{\circ}C}$
X65	0.02	1.10	0.042	0.017	0.0010	494	569	462
X70	0.03	1.31	0.038	0.016	0.0011	529	603	335
X80	0.05	1.85	0.050	0.020	0.0015	601	708	167

是低合金高强度钢合金设计的又一个重大突破。美国的ASTM A710A和A736钢已成功用于船舶和压力容器。其典型成分(%)为 $<0.07C, 0.4\sim 0.7Mn, 0.6Cr, 0.7Ni, 1.0\sim 1.3Cu, 0.15Mo, >0.02Nb$ 及微量Ti、B。钢

### 3.2 复合微合金化的应用

近10年来，微合金钢的设计特点是多元素的复合微合金化。

日本住友X65~X80管线钢的设计采取低碳Nb-Ti-B复合微合金化（表4）。

70年代德国曼内斯曼钢铁公司的X70管线钢采用Nb-V复合微合金化钢，热机械处理代替正火。80年代则采用Mo-Nb-Ti-N和Nb-V-N复合微合金化，并采用专门的曼内斯曼冷却系统（MACOS）。

复合微合金化还广泛用于民用船舶和海军舰艇用钢和矿山机械用钢等。以含Nb和V两个系列为主。

### 3.3 $Ti_2O_3$ 夹杂富化 $\gamma$ 生核的合金化设计

如1.2节中所述，在严格控制钢中夹杂量及其分布的同时，开展了称为“有效”夹杂的研究，80年代日本已将 $Ti_2O_3$ 用以细化凝固奥氏体和晶内促进针状铁素体生核的机制推向实用化，开发了“ $Ti_2O_3$ ”合金化的管线钢。

### 3.4 低碳含铜沉淀硬化型微合金钢的设计

80年代初低碳钢、尤其是超低碳钢中碳氮化物溶解-析出过程的控制转向了以Ni-Cu金属间化合物沉淀实现强韧化的过渡，这

种合金设计分热轧、正火、淬火三个档次，分别经时效处理后，其屈服强度可以分别达540、390和420MPa，其韧性分别为 $-45^{\circ}C$  27J和69J、 $-62^{\circ}C$  69J。合金设计的关键是Ni-Cu比，钢中添加Cr、Mo主要是阻止在轧制

欧洲近10年低合金高强度钢的品种举例\*

表5

品种	牌号	主要化学成分, %											性能				
		C	Mn	S	Nb	V	Ti	Cr	Ni	Mo	Cu	Al	B	YS MPa	CVN 冲击性能 (L/T)		
板材 (正火)	Usiten 460L	0.20	1.70	0.03	0.045	0.07 ~0.13	—	—	—	≤0.20	—	—	—	—	—	≥460 (≤16mm)	0℃ 48/36
	FG 47 CT	0.15	1.50	0.03	—	0.08 ~0.18	—	—	0.5 ~0.7	—	—	—	—	—	—	≥460 (≤16mm)	-20℃ 27/27
	BS 4360:55E	0.22	1.60	0.04	0.10	0.20	—	—	0	—	—	—	—	—	—	≥450 (≤16mm)	-50℃ -/27
板材 (调质)	ASA 68T	0.20	1.50	0.035	—	0.10	—	—	0.50	0.15	—	—	—	—	—	540 (≤30mm)	-40℃ —
	RQT 501T	0.16	1.50	0.005	0.06	0.08	—	0.6	0.70	0.25	—	—	—	—	—	430 (50~80mm)	-40℃ -/70
	RQT60L	0.20	1.50	0.015	0.06	—	0.04	—	—	—	—	—	0.003	—	—	620 (≤40mm)	-40℃ 27/-
	Shoralism450	0.10	1.60	0.005	0.03	—	—	—	—	0.50	—	—	—	—	—	450 (≤30mm)	40℃ -/35
板材 (控轧)	CR-550	0.18	1.60	0.008	0.06	0.12	—	0.15	—	—	—	—	—	—	—	550 (≤19mm)	-40℃ 140/110
	Nb	0.11	1.33	0.002	0.027	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	400 (≤23.5mm)	194/125
	Nb-V	0.11	1.55	0.007	0.07	0.10	—	—	—	—	—	—	—	—	—	550 (≤23.5mm)	—
管线钢带	API 5L X52	0.08	0.94	0.001	0.028	—	0.014	—	0.18	—	—	—	—	—	—	Ceq 0.28	Pcm 0.155
	X65	0.05	1.30	0.001	0.031	—	0.015	—	0.15	—	—	—	—	—	—	0.32	0.147
	X80	0.05	1.74	0.001	0.038	—	—	—	0.45	—	—	—	—	—	—	0.40	0.172
	X100	0.02	1.88	0.003	0.042	—	—	—	0.47	—	—	—	—	—	—	0.39	0.146
高强度 螺栓	BHP-A	0.12	1.46	0.003	0.024	—	0.019	—	—	—	—	—	—	—	—	≥360	-40℃130/-
	BSC	0.10	1.26	0.005	0.05	0.11	—	0.22	0.18	0.17	—	—	—	—	—	≥400	-50℃ 240/-
	BSC	0.12	1.45	0.035	0.10	—	—	—	—	0.21	0.50	—	—	—	—	≥465	-80℃ 56/-