



国外 低合金钢、合金钢

2

(总第6集)

1988

冶金部钢铁研究所编

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、1987年已出版了四个文集，每集各约30万字。1988年仍计划出版两集，第1集已于今年6月出版，内容分综述、低合金钢、合金钢、使用性能和工艺性能四部分。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10.00元（个人订购5.00元）。1986、1987年出版的文集，尚有少量余额，仍可订购，每集5.00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

1988年12月

目 录

一、综 述

非调质结构钢的近期发展.....	(1)
某些新结构材料及其生产和加工方法.....	(10)
用氧化物料对钢直接合金化.....	(15)
不锈钢粗钢钢水的脱磷方法.....	(19)
合金结构钢的最近发展.....	(26)
高易切削不锈钢的合金化及其实例.....	(36)
钢中杂质对力学性能和腐蚀行为的影响.....	(45)

二、低合金钢

高强度汽车钢板生产工艺的开发.....	(51)
气候对耐候结构钢疲劳强度的影响.....	(54)
用热处理方法提高车辆用低合金钢的耐寒性.....	(60)
钛和硼微合金化对船用钢耐寒性的影响机理.....	(62)
用最低屈服强度690N/mm ² 的形变热处理热轧宽带钢制备冷加工细晶粒钢.....	(65)
含钛HSLA钢中大块析出相的特性.....	(70)
新型热锻用非调质钢及其生产方法.....	(76)
耐蚀钢材.....	(81)
抗表面疲劳破坏性能优异的高强度钢轨的制造方法.....	(83)
钢轨钢微合金化的新工艺.....	(86)
钛氧化物的弥散分布对改善HSLA钢韧性的作用.....	(88)
具有良好焊接性能的低屈服比高强度钢的制造方法.....	(91)
焊接热影响区韧性优异的高屈服点低温用钢的制造方法.....	(95)
控轧钢中Ti的冶金效果及其对机械性能的影响.....	(99)
渗氮易切削钢“SFC 3FT-N”.....	(104)
钒和奥氏体化温度对(0.2~0.3)C-1.6Mn钢淬透性的影响.....	(105)

三、合金钢

硼调质钢的生产方法.....	(109)
抗氢致裂纹的压力容器用钢板.....	(112)
SKD 6系热作模具钢的热处理.....	(115)
蒂森公司轴承钢生产概况.....	(118)
高速工具钢的制造.....	(123)
利用在线快速冷却技术(OLAC)生产不锈钢和不锈钢复合钢板.....	(126)

耐蚀冷轧钢带生产工艺的开发.....	(135)
氮化钒强化对马氏体不锈钢组织的影响.....	(137)
新发展的双相钢X3CrMnNiMoN2564与普通铁素体-奥氏体钢XCrNiMoN225腐蚀疲 劳裂纹试验和裂纹形成的研究.....	(140)
高强韧性马氏体时效钢及其制造方法.....	(146)
锰和硅对大锻件钢种的贝氏体淬透性和性能的影响.....	(151)
3CR12钢中的非金属夹杂物及其对冲击韧性的影响.....	(158)
不锈钢在大气中的外观及腐蚀.....	(162)
低温设备用0H9钢的性能.....	(170)
轧制和冷却条件对1% C-Cr轴承钢渗碳体球化的影响.....	(173)
本州-四国架桥用桥梁钢材	(174)

四、使用性能和工艺性能

低合金钢炉外脱硫最佳参数的选择.....	(177)
转炉生产耐蚀钢.....	(178)
快速凝固板坯制造的低碳冷轧钢板的深冲性能.....	(181)
快速凝固高速钢和碳素工具钢的显微组织.....	(186)
无铬、无镍奥氏体焊缝金属的特性.....	(187)
双相不锈钢及高纯度铁素体不锈钢的焊接.....	(190)
大压下率轧制技术的开发及其在制造50kgf/mm ² 级冰海用高强度厚板的应用.....	(196)
奥氏体低温区轧制对钢轨钢的强度、延性及韧性的影响.....	(199)
温轧对超低碳钢板拉伸性能的影响.....	(204)
直接轧制含钛低碳钢的冶金参数.....	(205)
化学成分对奥氏体高合金焊缝金属的显微组织与腐蚀性能的影响.....	(206)
含碳量对分批退火钢板的深冲性能的影响.....	(207)
不用重熔法生产的纯洁钢.....	(208)

非调质结构钢的近期发展

赵 量

(冶金部钢铁研究总院)

非调质结构钢(铁素体-珠光体钢)自1972年问世以来,由于节省能源、简化生产工艺等,在汽车和机械制造部门已得到广泛应用^[1,2]。西德格拉赫(Gerlach)工厂自1972到1985年用这类钢制造的小汽车曲轴达700多万件,制造的载重汽车曲轴达19万多件^[3]。美国Volvo公司50%的锻件已用这种钢生产^[2]。目前日本大同公司每月生产的非调质钢锻件超过5000吨^[4]。这种热锻用钢除巴西用钕合金化外,通常用钒合金化。钒微合金化钢虽有大的析出强化作用,但在锻造加热时易引起晶粒粗化,因而韧性较差。为扩大非调质钢的应用,各国都在致力于提高韧性的研究,并已取得很大进展,有些已可代替使用状态硬度为HRC30左右的调质合金钢。如蒂森公司开发的44MnVS6钢室温时的抗拉强度达到1000N/mm²,夏比冲击值约25J, -20℃时的冲击值也达到15~20J。此钢在工程机械中已代替SAE4142Cr-Mo钢制作活塞杆^[3]。苏联一开始就旨在研究直接代替40X、30XFC和40XHM等调质合金钢。非调质钢产品尺寸过去一般为 $\phi 20 \sim 120\text{mm}$,最近已扩大到 $\phi 200$ 以至230mm^{[5][6]}。以下就最近几年热锻用非调质结构钢的研究、使用和发展情况作一概述。

1. 钢种和成分

表1列出了近年来新开发的非调质结构钢的钢种和成分。作为对比也列入了一些过去报道过的钢种和成分^{[25][26]}。概括起来,新开发的钢有以下类型和特点。

1.1 加硅

1981年蒂森公司首先报道了添加硅能有效地改善非调质钢的韧性^[7]。近来该公司和Gerlach厂已开发了一系列含硅钢种^{[3][8]}。瑞典金属研究所就含硅量对非调质钢性能的影响作了许多研究。指出,含硅量由0.3增至0.6%,强度基本不变或稍有增加,而韧性有较大提高。含硅量继续增加,强度继续升高,但韧性下降(图1)。据此开发了一些含硅钢种^[10]。日本钢管和山阳开发的NC33HFC、NC33HFD和SMA30TL系列都含有较高的硅。山阳的SMA30TL系列含硅量甚至高达0.8%以上。文献^[9]还指出,对典型的49MnVS3钢,即使降低含碳量而不提高硅量,也不能有效地改善韧性。一般认为,加硅后能增加组织中的铁素体含量,并使晶粒变细,因而有利于韧性。到底加入多少最佳,结果并不一致,有待进一步研究。

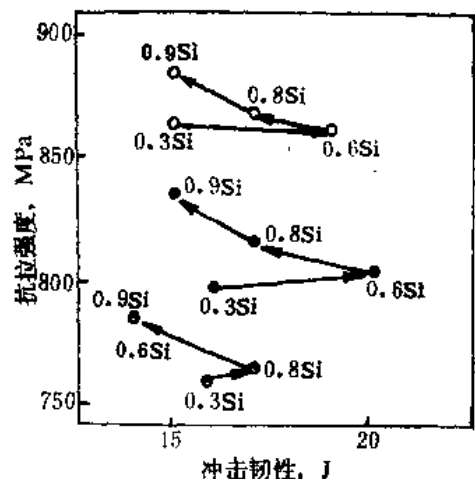


图1 含硅量对非调质钢韧性的影响

新开发的非调质结构钢的钢种和成分

表1

钢 号	开发单位	化 学 成 分 , %										文 献	
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	N	V	Nb		Ti
38MnSiVS6	西德蒂森	0.38	0.7	1.35		0.065							8
44MnVS6	"	0.44	0.7	1.45		0.030							
42MnSiVS33	"	0.42	0.7	0.70		0.025						0.02	
26MnSiVS7	"	0.25	0.6	1.50		0.040							
	西德Gerlach	0.18/0.22	0.50/0.65	1.30/1.50		0.030/0.045	0.10/0.20			0.08/0.12			3
	"	0.24/0.29	0.50/0.65	1.30/1.50		0.030/0.045	0.10/0.20			0.08/0.12			
	"	0.35/0.40	0.50/0.70	1.30/1.45		0.030/0.065	0.10/0.20			0.05/0.12	<0.05		
	瑞典金属所	0.33	0.61	0.80					192ppm	0.15			0.064Al
	"	0.33	0.61	1.38					175ppm	0.15			0.033Al
	"	0.33	0.61	1.38					188ppm	0.15			0.064Al
	"	0.40	0.61	0.81					189ppm	0.10			0.080Al
Metasafe 800	法国	0.15/0.25	0.10/0.40	1.30/2.00	<0.03	<0.015				V+Nb 0.10/0.20			11
Metasafe 900	"	0.25/0.30	0.10/0.40	1.30/2.00	<0.03	<0.015				V+Nb 0.10/0.20			
Metasafe 1000	"	0.35/0.50	0.10/0.40	1.30/2.00	<0.03	<0.015				V+Nb 0.10/0.20			
Derlitico De forja(2)	巴西	0.48/0.55	≤0.40	0.60/1.00		0.035/0.065					0.05/0.10		11
HVD 80SL	意大利	0.41/0.48	0.15/0.35	0.60/1.00	≤0.035	0.020/0.040				0.08/0.13	0.04/0.06		11
HVD 90SL	"	0.48/0.54	0.20/0.35	0.80/1.10	≤0.035	0.020/0.040				0.08/0.13	0.04/0.06		
30XΓΦБ	苏联	0.3	0.55	1.0		0.007	0.6			≤0.2	≤0.19		12 13
30XΓΦT	"	"	"	"		"	"			≤0.2	≤0.17	≤0.17	
30XΓBT	"	"	"	"		"	"			"	≤0.19	≤0.17	
AHF40B	日本特钢	0.30/0.35	0.15/0.35	1.00/1.30	<0.030	<0.030				0.05/0.15		微量	14
AHF50B	"	0.35/0.40	"	1.30/1.60	"	"				"		"	
AHF40C	"	0.37/0.42	"	0.80/1.00	"	"				"		"	
AHF50C	"	0.47/0.50	"	0.80/1.00	"	"				"		"	
KNF22M	日本神户	0.23	0.23	1.57	0.015	0.041	0.33			0.13			15

续表1

钢 号	开发单位	化 学 成 分 , %										文 献	
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	N	V	Nb		Ti
MA30(TL)	日本山阳	0.30	0.23	0.74		0.035				0.10			0.09 Pb
MA40(TL)	"	0.40	0.25	0.75		0.037				0.10			"
MA50(TL)	"	0.49	0.23	0.74		0.037				0.10			"
SMA30TL	"	0.31	0.82	1.32		0.037				0.09			"
SMA40TL	"	0.39	0.82	1.30		0.034				0.09			"
SMA50TL	"	0.49	0.81	1.29		0.038				0.09			"
(贝氏体型钢)	日本新日铁	0.32	0.29	0.99	0.014	0.005				0.12		0.024	17
	"	0.07/0.13	0.20/0.35	1.00/2.60		0.04/0.05	0.80/1.50						
NC33HF A	日本钢管	<0.35	<0.35	<1.50	<0.03	<0.035				V+Ti			
NC33HF B	"	"	"	<1.60	"	"				"			
NC33HF C	"	<0.40	<0.70	<1.70	"	"				"			18
NC33HF D	"	"	"	<1.80	"	"				"			
NC33HF S1	"	0.40/0.45	0.15/0.35	1.40/1.60	"	0.040/0.070	Cr, V, B						Pb, Ca
B-HF(贝氏体型)	"	<0.05	0.33	2.66	0.002	0.008							
S45 VC-M	日本三菱	0.45	0.25	1.00			0.20			0.10			
VM40	"	0.40	"	1.60			0.20			0.10			
VMC15(贝氏体型)	"	0.15	"	1.85			0.35			0.10			6
VMC25	"	0.25	"	1.85			0.35			0.15			
S35 CV	日本住友	0.35	0.20	0.85			0.10			0.10			
S40 CV	"	0.40	0.20	0.85			0.10			0.10			
S45 CV	"	0.45	0.20	0.85			0.10			0.10			19
S50 CV	"	0.50	0.20	0.85			0.10			0.10			
LMIC 60F	"	0.23	0.25	0.85			0.15			0.07			
LMIC 70F	"	0.25	0.25	1.30			0.20			0.10			
LMIC 80F	"	0.28	0.30	1.55			0.25			0.12			
RK603(贝氏型钢)	日本大同	0.2		0.85			1.7				0.06		40
48MnVS3	西德蒂森	0.42/0.47	0.15/0.35	0.90/1.00		0.050/0.065	0.10/0.20			0.10/0.14			

1.2 复合添加微合金元素

单一元素微合金化钢的性能不能满足高冲击负荷下使用的要求。于是结合各微合金元素的特性,开发了强韧性好的V、Nb、Ti等复合添加的非调质钢。法国的Metasafe和意大利的HVD系列都含V+Nb;文献(26)曾介绍过含Nb+Ti的钢;日本新日铁、钢管、吾堀以及西德蒂森等都开发了含V+Ti的钢。以上都是在碳钢或者碳锰钢基础上复合添加微合金元素。苏联新近报道了在30XГ钢成分的基础上添加V+Nb、Nb+Ti和V+Ti的研究结果。认为以V+Nb复合添加的30XГΦБ钢的强韧性配合最佳。例如,成分(%)为0.3C、0.47Si、1.0Mn、0.66Cr、0.19V、0.046Nb的钢具有下述性能(12)(13): $\sigma_b=918\text{MPa}$; $\sigma_{0.2}=645\text{MPa}$; $KCU^{-20}=1.35\text{MJ/m}^2$ 。但最受重视和有发展前景的是V+Ti复合添加钢。它利用铌的析出强化作用和钛在高温下抑制奥氏体晶粒长大的作用,使钢即使在高达1300℃奥氏体化空冷后仍获得细小的铁素体-珠光体品粒,因而强度和韧性得到良好配合。图2是S43C、S43C+V和S43C+V+Ti(AHF45C)钢加热时奥氏体

晶粒长大的试验结果。

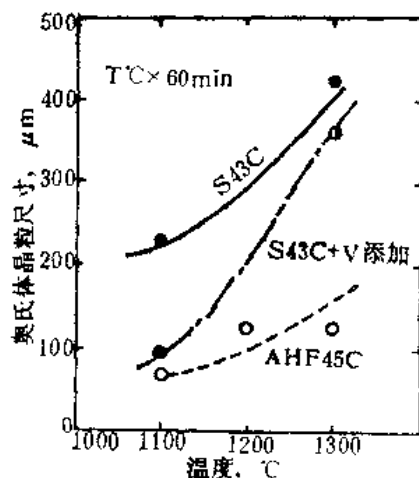


图2 奥氏体晶粒长大试验结果

蒂森公司研究了添加Nb、Nb+V和V+Ti对含0.25C、0.6Si、1.5Mn钢在不同奥氏体化温度下空冷后品粒尺寸和性能的影响。指出,复合添加V+Ti的钢具有非常好的综合性能。所开发的25MnVS7新钢种,既有高的强度,又有高的冲击韧性和断裂韧性,而且基本不受加热温度的影响。表2列出了49MnVS3和25MnVS7钢性能的对比结果(21)。此钢在旋转弯曲负荷下还比其它微合金钢有高的疲劳强度。

表2 25MnVS7 钢和49MnVS3 (BY处理状态) 钢性能对比

钢 种	$R_{p0.2}, \text{N/mm}^2$	A_r (DVM试样), J	$K_{Ic}(-100^\circ\text{C}), \text{Nm}^{-3/2}$
25MnVS7	530	50	1635
49MnVS3	549	16	600

除用V、Nb、Ti微合金化外,还有和Zr复合或多元添加的非调质钢(22)(23)。

1.3 降碳提锰并适量添加Cr、Mo、Ni等元素

已知降低含碳量,提高含锰量能改善韧性(24),但强度随之下降。为弥补强度损失,除提高锰量外,还适量添加Cr、Mo等元素。这些元素都有利于提高强度,但又有损于韧性。然而这些元素同时又使珠光体片间距减小,Fe₃C片减薄;还因降低Ar₃转变温度而

使铁素体晶粒变小,这些因素均有利于提高韧性。西德的Gerlach厂,日本的三菱、住友、神户等都据此开发了一批非调质钢(表1)。

最近美国Chaparral公司开发了一种含铌的钒微合金化钢1526MV(2)。此钢能稳定地得到由针状铁素体构成的显微组织,其韧性比仅用钒合金化的1526V钢好。

以上介绍的非调质钢,添加的铬和钼量一般较少,铬通常在0.2~0.3%左右,钼量

一般也不高于 $1.5 + (\text{Ni}, \text{Cr})$ ，为的是不使生成贝氏体和马氏体，否则又影响韧性并降低切削性。

1.4 高强度非调质钢

汽车、机械行业中有不少制品需用很高强韧性的调质合金结构钢。这些钢在使用状态下的硬度约为HRC30。为了代替这部分钢，开发了一些高强度非调质钢。这类钢含碳较

高，还加入较多量的合金元素。通过控制加工温度和冷却速度，使在铁素体-珠光体中析出微细和均一的碳氮化合物，达到和调质合金钢相匹敌的强韧性。为改善切削加工性，还可添加S、Pb、Ca等元素〔23〕〔33〕。表3成分的钢在加热到 1000°C 以上温度并进行热加工后，通过连续冷却或等温处理生成铁素体-珠光体组织，具有很高的强度和韧性。

表3 高强度非调质钢的成分和性能实例

试验材料号	化 学 成 分, %	力 学 性 能				
		T.S. kg/mm ²	Y.S. kg/mm ²	El, %	RA, %	夏比冲击值 kg·m/cm ²
1	0.45C, 0.30Si, 0.75Mn, 0.015N, 0.05Nb	94	71	20	45	7
2	0.44C, 0.28Si, 0.75Mn, 1.0Ni, 0.014N, 0.11Nb	103	84	21	46	9
3	0.46C, 0.32Si, 0.74Mn, 0.014N, 0.11Nb, 0.070S	95	70	23	49	9
4	0.43C, 0.35Si, 0.68Mn, 1.14Ni, 0.012N, 0.14Nb, 0.11S	105	85	22	47	10
5 (对比钢)	0.45C, 0.31Si, 0.75Mn, 0.010N (相当S45C钢)	87	70	20	50	8

苏联研究的含合金成分较高的30XГФБ、30ХБТ和30XГФТ钢，其强韧性比一般非调质钢高得多〔12〕〔13〕。由图3可以看出，所研究

钢的强韧性甚至接近40XГНМ调质钢的水平，其加工性能也不亚于38ХМ钢。

1.5 易切削热锻用非调质钢

一般说来，铁素体-珠光体组织的非调质钢的切削加工性应当比索氏体组织的调质钢好。为使非调质钢易切削，可添加易切削元素S（0.05~0.10%）或Pb（0.07~0.30%）以及Ca、Te、Se等，或者这些元素复合添加。表3中序号3和4就属这类钢种，它们的切削加工性比一般钢要好得多。

NC-HFSI钢是日本钢管公司开发的易切削热锻用非调质钢。该公司试验了含硫量对0.44C、1.50Mn钢钻孔加工性的影响，结果见图4。为了减小过高的硫对其它性能的不利作用，可采取和铅或钙复合添加，确定合适的硫含量为0.04~0.07%。

1.6 贝氏体型非调质钢

为了得到稳定的高强度、高韧性非调质

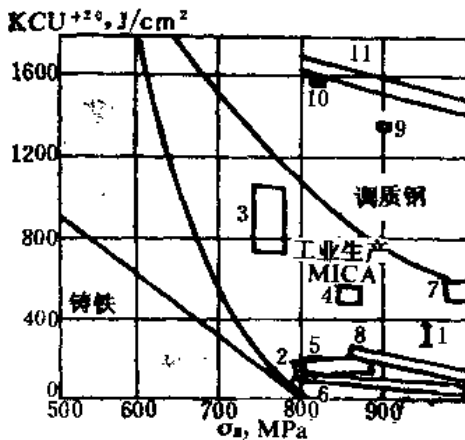


图3 各类钢的强韧性

1—50ГФ, 2—36ГФ, 3—MICA100, 4—MICA120, 5—49M_nVS3, 6—HV80~HV100, 7—Metasafe100, 8—Vanard 850~1000, 9—30XГФБ, 10—30XГБТ, 11—40XГНМ

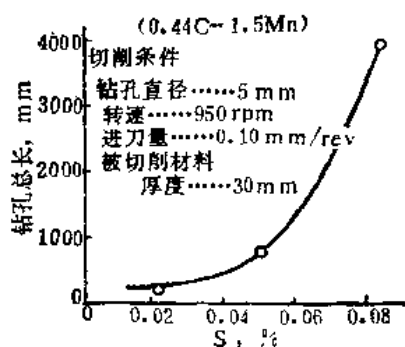


图4 含硫量对钻孔切削加工性的影响

钢,开发了一种低碳贝氏体型非调质钢[27]。这类钢既有高的强度,又有高的韧性,特别是好的低温韧性和焊接性。

贝氏体非调质钢还可分为低碳含钒(或铌)型和微碳含硼型两类。

低碳含钒型贝氏体钢以三菱公司的VMC25为代表[6],在抗拉强度为80~100kgf/mm²情况下,室温时夏比冲击值(2U缺口)≥5.0kgf·m/cm², -40℃时仍≥4.0kgf·m/cm²。此钢通过回火处理还能进一步提高韧性和屈服强度(图5)。即使在软氮化温度下,强度和韧性也不下降,因而有良好的软氮化特性。

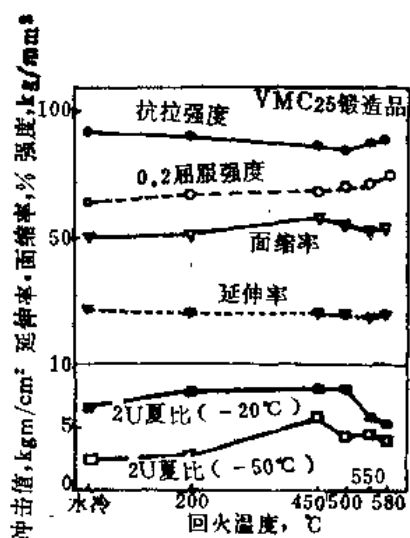


图5 VMC25钢的回火性能曲线

另一类贝氏体非调质钢含碳很低,因而韧性非常好,添加较高的锰和/或铬以及硼来提高强度[17][18]。如直径为30mm,成分为0.11C、1.13Mn、1.54Cr、0.023S、0.016Ti、0.017B的钢试样,经1250℃×30min加热后,在热水中冷却,得到如下性能:抗拉强度90.3kg/mm²;屈服强度63.1kg/mm²;延伸率22.9%;断面收缩率66.4%;25℃时的夏比冲击值为12.1kg·m/cm², -50℃时为7.1kg·m/cm²。在其它成分同情况下,降低含碳量可得到更好的强韧性[30]。据此,日本钢管公司开发了含C<0.05%的B-HF贝氏体非调质钢[18][41],其性能比一般高韧性非调质钢还高得多(图6)。

贝氏体钢适宜于用作高强度、并要求高韧性(特别是低温韧性)、而且形状复杂的重要制品。但因含碳低,不适于感应淬火作业。它的切削加工性也不如铁素体-珠光体型钢的好,有必要添加易切削元素。

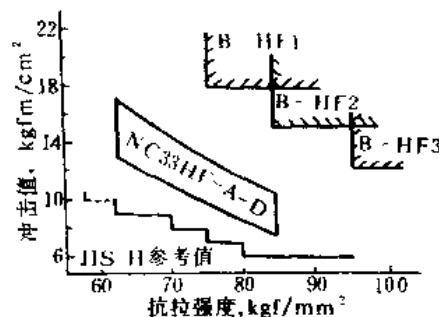


图6 B-HF贝氏体钢的性能

1.7 铈化物等细化晶粒的非调质钢[43]

一些较大的制品必须加热到1200℃以上,在这样高的温度下,Al、V、Nb、Ti等碳、氮化合物几乎都分解和固溶,也就失去了它们细化晶粒的作用。日本报道了使在钢中形成加热状态下不分解和固溶的化合物,如MnS、TiN、ZrN、Al₂O₃、SiO₂等。

试验指出,冶炼时使用含铈的原料,因铈的作用能使生成的硫化物和氧化物细小分散,使钢在锻造前即使很高的加热温度下也

能抑制奥氏体的粒长大,从而提高钢的韧性。

2. 工 艺

为获得高性能的非调质钢,除调整化学成分外,还要考虑工艺因素的影响。这方面近年来也有许多进展。

2.1 采用精炼工艺

日本大同、青森和山阳等都采用炉外精炼工艺来冶炼非调质钢。得到很低的含氧量和高的纯洁度,并使化学成分控制在窄的范围。大同采用的复合精炼法(ELVAC)工艺流程为:电炉冶炼→钢包炉精炼(LF)→真空脱气→连铸。按这一工艺流程生产的非调质钢,在相同成分下,性能比一般工艺生产的钢要好得多,疲劳性能更有较大的提高[42]。

为提高切削加工性而添加的硫,会使钢的纯洁度变差,并易产生偏析,加工时成为硫化物条形夹杂。西德Gerlach厂采用一种特殊的钢包处理技术,能改变夹杂物的形态,使之在钢中均匀分布,从而进一步改善切削加工性[3]。

2.2 连铸材质量

目前日本连铸比已超过90%,西德约85%。用连铸法生产非调质钢是当然的趋势。最近西德的研究发现[3],含碳量对铸坯的偏析有很大的影响。含约0.5%C的49MnVS3钢连铸坯截面有十分明显的心部偏析,在此因包晶反应,心部极小区域富集偏析元素C、P和S。这一偏析现象,连铸时即使采用电磁搅拌也不能防止。如果将含碳量降到0.35~0.40%,则连铸坯心部就得到无偏析的雏晶组织。通过电磁搅拌,这种雏晶组织几乎扩大一倍(图7)。

2.3 加工制度

较低的加热和加工温度能改善韧性,这方面已有许多报道。图8是新近报道的奥氏体化温度和冲击韧性关系的试验结果[8][9]。在800℃奥氏体化后,两种微合金钢30J时的转

变温度为-25~-40℃。而在1200℃奥氏体化后,过渡温度升高到100℃以上。

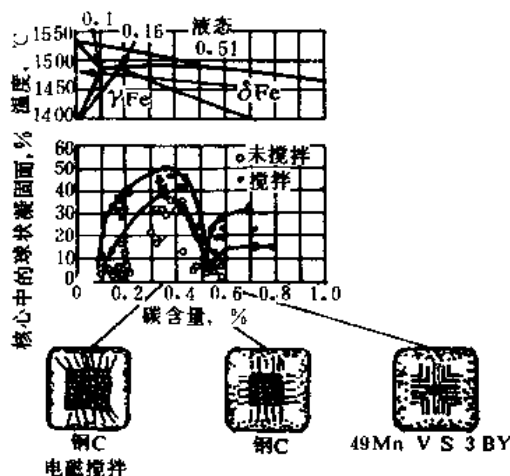


图7 含碳量对连铸坯心部凝固组织的影响

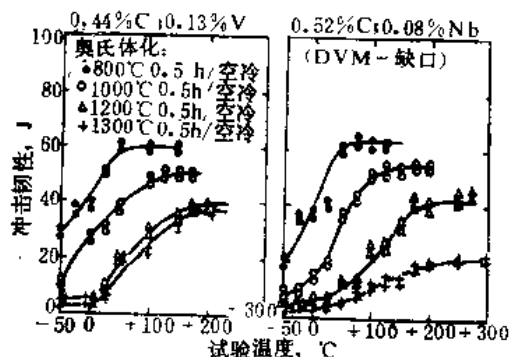


图8 奥氏体化温度和冲击韧性的关系

过低的加热和加工温度是用户所不欢迎的。已知加工后快速冷却,特别是800→500℃间的快速冷却,能细化晶粒,抑制析出物长大,能同时提高强度和韧性。采用的冷却速度必须达到足以阻止析出物长大到强化失效的尺寸。一般要求锻件在堆放前各自快冷到500~600℃[2],随着快速锻造机的采用,日本日产汽车公司增设了能处理7.5吨/小时的冷却装备。在处理前轮轮毂时,800℃→500℃的平均冷却速度约50℃/分钟,取得好的效果[28]。

应当指出,过快的冷却,能将相变温度抑制到形成贝氏体的温度,这样会使碳的钒氮化物不能充分析出,导致低的强度。

文献[31]介绍了终加工温度对韧性的影

响,指出终加工温度在600~800℃获得最好的结果。表4列出成分(%)为0.45C、0.51Si、1.04Mn、0.15V钢,1200℃加热,不同终加工温度下所得的性能。

表4 终加工温度对性能的影响

终加工温度 ℃	冷却速度 ℃/分	硬度, HRC	夏比冲击值 kg·m/cm ²
900	50	20	5.4
800	50	19	9.3
700	50	19	9.6
600	50	18	9.5

为降低终加工温度,可以采用中间穿水冷却的方法[32]。

3. 析出强化机制

尽管微合金非调质钢的应用已相当广泛,但有些基本原理尚不清楚。这方面的研究尚属薄弱环节。以下就近期有关报道作些介绍。

3.1 V和Nb的析出行为

电镜观察了0.52C+0.08Nb和0.52C+0.11V钢的析出行为[8][9]。钢在1250℃锻造冷却后,发现含V钢在先共析铁素体和珠光体铁素体中都有VC析出。而含Nb钢,NbC则仅在先共析铁素体中析出。文献[34]深入研究了含0.5C-0.3V非调质钢的析出行为。发现一个有意义的现象,在不同温度等温处理下,奥氏体/珠光体铁素体界面析出物呈现不同的形状。较高温度等温处理(b)时,界面呈凸形,较低温度等温处理(a)时则呈凹形(见图9)。这是因为较细的析出物对界面有更强的栓锁作用。

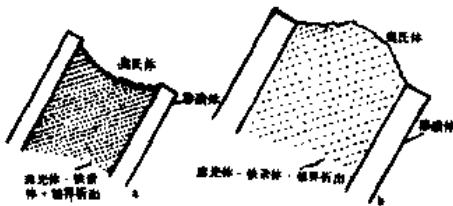


图9 不同温度等温处理时的析出行为

通过电化学分析,发现含V钢无论快冷或慢冷,0.2%屈服强度的增量(和碳钢屈服强度之差)与V的溶解量有对应关系。含Nb钢空冷(慢冷)后也有这种相关性,见图10。含Nb钢快冷时出现更大的增量,这与组织中生成贝氏体和马氏体有关。

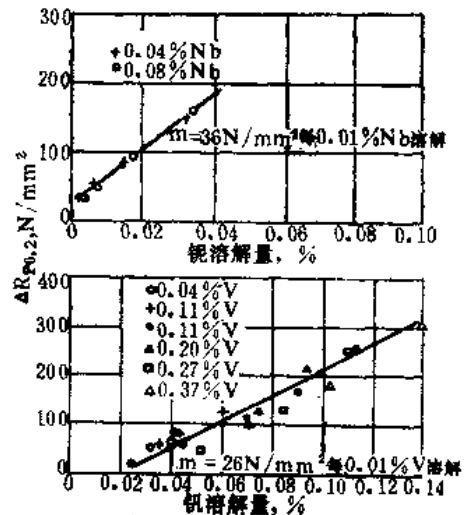


图10 V和Nb的析出硬化作用

奥氏体化, 800~1250℃、0.5h/空冷
*压缩空气冷却

图中Nb钢仅为空冷后的数据。图示的良好对应关系可以这样解释:真正有效起强化作用的析出物是极小的串列形式或与基体共格的微细析出物。这些析出物电化学法无法分离,只能从分析的溶解量间接表现出来。从图看出,Nb的强化作用比V强,但工业上很少单独应用,因为Nb钢在1150℃以上时,0.2%屈服强度急剧升高,性能很不稳定,工业上很难控制很窄的加热温度。

随着复合微合金化钢的应用,微合金化元素复合添加对性能影响的研究得到重视。图3所示即是一例。

苏联的研究指出[12][13],元素复合添加时,和少珠光体钢不一样,各个元素的影响无叠加作用。还发现,V、Nb复合添加时,还使强化程度减小,冲击韧性却有大的提高。这是因为部分V过渡到复合的(Nb,V)CN

中,使V(C,N)的析出强化作用比在V钢中小。析出的复合化合物(Nb,V)CN比Nb和V各自的碳氮化合物小,而且具有更宽的析出温度范围,从而更能有效地阻止奥氏体晶粒长大和再结晶过程,最终同时提高强度和韧性。图11是30XΓ钢中,V和Nb单独或复合添加时对珠光体晶粒尺寸分布频率的影响。

复合添加Nb、Ti的30XΓ钢中,易生成以Ti为基础的、粗大的($>1\mu\text{m}$)(Ti,Nb)CN,对提高强度和韧性都不利。V-Ti复合添加时,韧性提高强度下降,因为N优先与Ti结合,使V(C,N)中的N贫化,降低了它的强化作用。

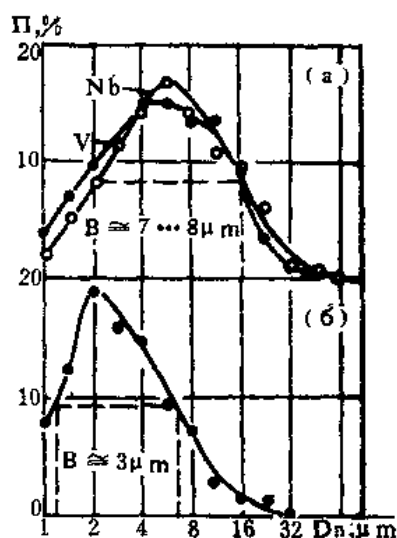


图11 中碳钢珠光体晶粒尺寸分布的频率曲线
a: 单独地含0.14%V或0.043%Nb
b: 含0.14%V和0.043%Nb
n: 条件频率

含N量对微合金元素的析出行为有很大影响,它影响碳氮化物相在钢中的化学组成和溶解度。所以一般非调质钢,尤其是含Ti钢对含氮量有一定要求。如有的钢就规定了 $\text{Ti} < 3 \times \text{N}$ 或 $0.4 < \frac{\text{Ti}}{3\text{S} + \text{N}} < 1.0$ (35)(36)。

V-Nb复合添加的30XΓ钢,当提高含N量时,能提高微合金元素的有效作用,并扩大析出温度范围。结果能使较少的微合金量

就能达到同等的力学性能。

新日铁同时研究了含N量(60~170ppm)和含S量(0.02~0.07%)对钢(0.23C、1.60Mn、0.13V)晶粒尺寸和韧性的影响(37)(38)。由图12看出,随着S、N量的增高,奥氏体晶粒变小,韧性变好。认为是N形成VN,S形成MnS,限制了奥氏体晶界的迁移,VN在 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变时起核心作用,更促进铁素体晶粒细化。

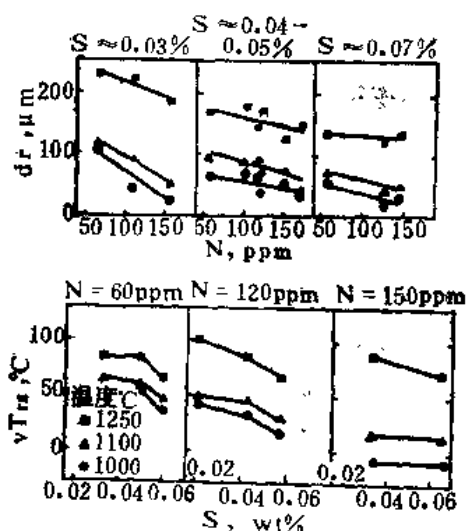


图12 N、S含量对晶粒尺寸和韧性的影响

一般认为非调质钢中添加S能改善切削性,对韧性会有不良影响,但从上图看出,S能细化晶粒,提高韧性。特别是因为MnS溶解度积小,因而在1250℃加热后仍能抑制晶粒长大。它的良好作用还抵消了产生各向异性的缺陷。

4. 结 语

以上概述了非调质结构钢近年来的发展情况。它的应用越来越受到各国重视。今后的开发目标是取代使用状态硬度约HRC30的合金调质钢,在保持相当高的强度下,如何提高韧性仍是研究的主要课题。在已有的研究中,还存在不少不一致的地方,例如,Si和S的作用和最佳取值,复合或多元微合金化的作用如何组配等都有待进一步研究。此外,随着非调质钢韧性的改善,原来

的夏比冲击试验不能确切评价实物的韧性，要求建立材料在变形速度下评价韧性的方法。还应重视提高钻孔加工性的研究，并充

分利用其良好的软氮化性，使其成为更高强度的软氮化用钢。

参考文献（略）

某些新结构材料及其生产和加工方法

Н. П. Лякишев

在可预见的未来，某些钢和合金仍然是工业、建筑、运输、燃气和石油开采等机器制造部门的主要结构材料。而且，工业金属需求部门的要求越来越复杂，往往要求一种材料同时兼有几种性能，例如，高强度和高耐蚀性，强度和延迟断裂抗力，强度和因瓦效应，抗辐射和耐腐蚀等。除去使用性能，往往也要求材料的工艺性能适合需求部门的条件，机器制造的根本任务之一是减轻机器和机组的重量，提高可靠性。这就对金属结构材料提出综合的相应要求。

镍、钼、钒、锰等合金元素的严重缺乏使得靠合金化来提高钢的性能的传统方法受到了限制。

所有这些都决定了必须在节约合金元素的条件下不断开发新的结构材料和探索提高其质量的方法。在某种程度上，这个问题可以从三个方面考虑：深入研究或改进钢的加工方法以改善钢的性能或使钢产生新的使用性能；研究合金的特殊组成或用一般短缺的合金元素取代严重短缺的合金元素。

金属和合金的加工方法

提高一般金属产品（Cr3）强度的方法

中央巴尔金黑色冶金科学研究所试验了钢的各种加工方法，详细地研究了钢的组织 and 检测了钢的力学性能。上述研究表明，在双相（ $\alpha + \gamma$ ）区进行热处理和形变处理是最可行的和最有前途的方法，现叙述如下：

1. 热处理是在临界间温度区保温，随后淬火。与热轧态或正火态比较，这种热处理

使钢形成铁素体-马氏体（或铁素体-贝氏体）组织而提高钢的强度。

在实验室和工业条件（亚速冶金工厂）下进行的试验表明，最佳热处理制度是加热到 $A_{c1} + (15 \sim 25^\circ\text{C})$ 温度，保温0.5小时后水淬。这样，与热轧态比较，强度极限提高 $7 \sim 12 \text{ N/mm}^2$ ，屈服极限提高 $5 \sim 8 \text{ N/mm}^2$ ，同时保持良好的塑性。

2. 轧制是从 $1100 \sim 950^\circ\text{C}$ 逐渐降至 $800 \sim 780^\circ\text{C}$ ，在低于临界点 A_{r3} 温度，总压下量 $40 \sim 45\%$ ，随后空冷或水冷。在降温过程中变形和空冷后，使铁素体晶粒和珠光体组织变细（图1a、б，略）。在铁素体晶粒内可以观察到发达的位错亚结构。在水冷后，铁素体组织大致也是如此，而在奥氏体部分则产生相变，形成板条马氏体束（图1в、г，略）。这些组织的变化使力学性能提高。对于低碳钢来说，经空冷和水冷后可分别得到如下性能（这已经达到低合金钢的性能水平）：

$\sigma_B, \text{N/mm}^2$	$\sigma_{0.2}, \text{N/mm}^2$	$\delta, \%$	$\psi, \%$
480	330	25	58
670	510	18	53

3. 两阶段轧制——开始在 $1150 \sim 1050^\circ\text{C}$ 一般温度范围内，压下量不规定，在最后2~3道次前，温度降至 $800 \sim 780^\circ\text{C}$ ，轧制的总压下量 $40 \sim 45\%$ 。在轧制以及空冷和水冷后相应的力学性能如下：

$\sigma_B, \text{N/mm}^2$	$\sigma_{0.2}, \text{N/mm}^2$	$\delta, \%$	$\psi, \%$
530	330	23	68
600	400	21	63

经这种处理后钢的组织与上述的相类似,但塑性优于第一种方案。

因此,按上述方法处理 Cr3 和 ГОСТ 370—71 比较,在有良好的塑性情况下保证显著提高强度性能。因此可以推荐工厂实际应用。方案的选择视企业设备的构成、采用的工艺、制品的类型以及对最终综合性能的要求而定。

控制轧制

作为整个工艺链的主要环节,控制轧制在确定金属强度、冲击韧性和脆性断裂抗力上起着关键性的作用。完善这种方法的主要方向就是进一步降低终轧温度。

如果塑性变形是在奥氏体区 ($\sim 800^{\circ}\text{C}$) 完成,那末钢的组织是由铁素体-珠光体混合物组成,且具有粗大的多面体铁素体晶粒和低的位错密度(图2a,略)。终轧温度降至 ($\alpha+\gamma$) 区的上部 (750°C) 将导致混合组织的形成,这种组织是由冷作硬化铁素体和多边形的未冷作硬化铁素体组成。冷作硬化铁素体具有高位错密度的发达的亚结构。在 ($\alpha+\gamma$) 两相区内的变形温度愈低,冷作硬化状态下的铁素体分数愈多,钢的强度也愈高。在 $700\sim 680^{\circ}\text{C}$ 终轧后,被拉长的亚晶粒实际上占据了全部体积(图2b,略)。

改变终轧温度可获得广泛的力学性能。降低奥氏体区的终轧温度(从 880 到 800°C),强度和塑性变化不大,可是实际上改善了钢的耐寒性(冲击韧性 KCV 提高,脆性断裂转变温度 $T_{\text{к.н}}$ 下降)。终轧温度下降到 $750\sim 730^{\circ}\text{C}$ ($\alpha+\gamma$ 区),由于晶粒显著细化和形成发达的亚结构而同时提高强度和耐寒性。

采用 KΠΥO, 不需补充合金化就能使 10Γ2ΦБ 钢强度水平从 600 提高到 650 N/mm^2 , 而且不致降低冲击韧性和抗脆性断裂性能(图3)。在现行的五年计划中,新利佩茨克冶金联合企业将首批 2500 轧机投入生产,以控轧+控冷方法生产厚带卷材。终轧温度为 650°C 。由于采用控轧方法生产 $1020\sim$

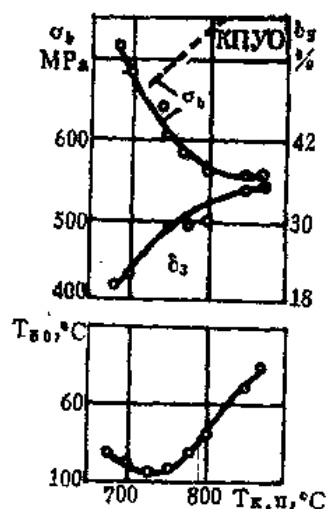


图3 控制轧制终轧温度对09Γ2ΦБ钢力学性能的影响

1220mm 直径的煤气管道,研制了 13ΓC 钢,其碳当量在 0.39 以下。

用在 $720\sim 710^{\circ}\text{C}$ 代替在 800°C 终止变形的这种轧制将使屈服极限提高 50MPa 。钢中加入 $0.015\sim 0.035\%$ Ti 的目的是抑制轧制前加热时的晶粒长大,阻止热变形奥氏体再结晶。由于 13ΓC 钢代替了碳当量为 0.46 的 17ΓCY 钢,在焊接时可以避免麻烦。

自 1986 以来研制了工业条件下生产的不加钒的 10Γ2T 板材取代直径为 1420mm 的煤气管管用的 09Γ2ΦБ 和 10Γ2ΦБ 钒铌钢板。创制新钢种的科学原则是利用钛取代钒和铌作为对少珠光体钢的组织 and 性能给予多方面影响的元素。当成品钢中氮含量不大于 $0.008\sim 0.009\%$ 时,这种取代看来是可能的,只要解决限制钢中氮量下降的许多技术问题。

开发贝氏体类钢,原则上要求在选择化学成分上有新的方法,并建立更加完善的冶炼和轧制工艺。尤其对于钢的洁净度(如硫、氮、氢、磷和非金属夹杂)的要求非常严格。要获得足够的强度和高的抗脆性断裂抗力这种综合性能,在轧制后要求对钢板进行加速冷却操作。

液体挤压法和气体挤压法

在液体挤压和反压力液体挤压两种工艺中,液体挤压法很可能得到实现。

在马氏体变形时效(ДСМ)过程中,使用液体挤压法可以保证钢在保持塑性或者甚至塑性有些增加的情况下有很高的强度(图4)。由于采取ДСМ配合轧制导致塑性严重下降。

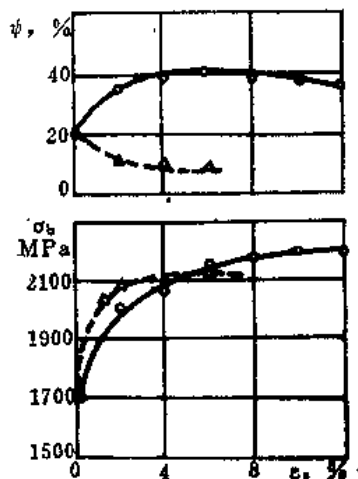


图4 45XH3MC钢的力学性能与在轧制(虚线)和液压(实线)下马氏体变形率的关系

奥穆特尼斯基冶金工厂开发了在工业试验条件下液体挤压马氏体变形时效过程。独创的立式水平装置安装在 10^6 N(1000吨)连续式水压机上,其液压(工业油)为 $\leq 15000\text{kg/cm}^2$ 。在轧制条件下连续使用高温热机械处理(ВТМО)和液压ДСМ可以使30XГЧ2A钢棒(直径30mm,长2.6m)获得如下力学性能: $\sigma_B=2200\sim 2400\text{N/mm}^2$, $\sigma_{0.2}=2000\sim 2100\text{N/mm}^2$, $\delta=10\sim 12\%$, $\psi=40\sim 45\%$, $KCH=0.7\sim 0.9\text{MJ/m}^2$ 。

保证具有马氏体组织的钢有较大的一次变形($\leq 20\%$)的反向压力液体挤压法现在还处于实验室阶段。在反压力液体挤压条件下把高温热机械处理和ДСМ法合起来就可以使40XHMC圆钢(直径10~12mm)在保持较好的塑性值($\delta=8\sim 10\%$, $\psi=35\sim 40\%$)和冲击韧性值($KCH=0.3\sim 0.4\text{MJ/m}^2$)的情况下仍具有“最高的”强度值(σ_B

$=2600\sim 3200\text{N/mm}^2$, $\sigma_{0.2}=2300\sim 2900\text{N/mm}^2$)。

热塑性处理

中央黑色冶金科学研究所原则上采用新的和极有前途的热塑性处理方法(ТПО)研究材料(尤其是大量应用的低碳钢和低合金钢)的强化特性。该方法包括零件在 A_{c3} 以上或在双相区加热,在该温度下多次反复弯曲变形、淬火和回火。这种方法在变形系统上不同于传统的热机械处理方法的地方是高速多次反复弯曲,不改变材料的几何形状和尺寸。由于多次反复弯曲,晶粒细化,在晶粒内形成高的位错密度,因而提高力学性能。

用这种方法生产的普钢(СТ20)带材(截面为 $2\times 45\text{mm}$)的强度达 1100N/mm^2 (为工业生产的热轧带材强度的3倍以上)。

反复塑性变形随后淬火这一工艺也可以成功地应用在钢管生产以及高强度型材和板材轧制的生产中。目前,已有的经验表明,热塑性处理碳钢和合金钢的焊接薄壁管可以使金属在保持相当好的塑性下获得很高的强度特性,而采用其他类型的热处理和热机械处理是不可能达到这种效果的。特别重要的是,由于独特的变形系统可使热塑性处理焊管的焊接接头能够进行深加工。显然,热塑性处理不仅在许多碳钢的强化方面,而且在与其它方法相结合对有特殊物理-力学性能的钢和合金的处理方面也获得应用。

新结构材料

耐硫化氢腐蚀钢

对这类钢的要求是:高的脆性断裂强度,这样,在氢的作用下产生的裂纹不致于发展;消除氢可能集中的位置,降低内应力,从而防止氢致裂纹产生;在钢的表面形成保护层,减少氢渗入钢中的数量。

形成固溶体的合金化元素(硅、锰等),主要是降低结构钢的抗脆性断裂和抗韧性断裂以及钢的抗氢脆性。

*原文KCH系KCU之误

在碳化物生成元素处于最佳含量的情况下,可以提高钢的抗脆性断裂性能,同时也能提高钢的抗氢脆性能。

杂质元素促进晶界弱化,严重降低钢的抗氢脆性,因此,在耐氢钢中杂质元素的含量应是很低的。钢中硫含量不应超过0.01%,为了使硫化物杂质球化,必须用稀土(或者钙)对钢进行变性处理。因为球状硫化物不是氢阱。

在低合金钢方面,进行了深入的研究,做了工业分析,并开发了20ЮЧ、09ХГ2НАБИ和09ХГ2НАБЧД等牌号钢的生产工艺。这些钢的生产工艺是,钢水在铸钢桶中经过合成渣、稀土、钙等的处理,以保证硫含量很低($\leq 0.004\%$)及硫化物球化(硫化锰的夹杂度不超过1~2.5级)。

在合金化调质钢方面,也做了深入的研究,开发了工业生产下列牌号钢的工艺:18Х1ГМФА、25ХМАФБЧ、28Х2МФБД(石油管用钢)和20Х2МФА(地下深孔设备零件用钢)。

对18Х1ГМФА钢制造的《Е》和《Л》级强度(屈服点不低于550和650N/mm²)钻管和压缩泵用管都进行了台架试验。28Х2МФБД钢的ТВБК型钻探管(尺寸:127×10mm,强度级别:《Л》)也进行了验收试验,认为该管具有良好的抗硫化氢断裂性能。随着奥斯科尔斯基电冶金公司开始生产合金就为改善20ЮЧ、18Х1ГМФА和其他钢的质量提供了很大的可能性。钢的洁净度将达到很高:硫含量 $\leq 0.005\%$,磷0.015%,有色金属夹杂0.1%。

铁素体-马氏体双相钢(ДФМС)

未来的冷冲压用材料之一是铁素体-马氏体双相钢,这是一种天然复合材料,其中硬质马氏体相在塑性铁素体基体中的数量和分布都是一定的(03ХГЮ和09Г2)。

ДФМС用于板冲压的其它优点是,变形强化非常地高(低屈强比 $\sigma_{0.2}/\sigma_B \sim 0.5$),

在与防腐涂层烘烤温度相一致的人工时效过程中产生强化(图5),这就有可能使这些钢成为特殊类型的高强度材料——主要是在冲压件制造工艺加工阶段产生高强度。

板冲压的ДФМС零件的综合力学性能可以使其厚度(重量)减小12~20%。ДФМС

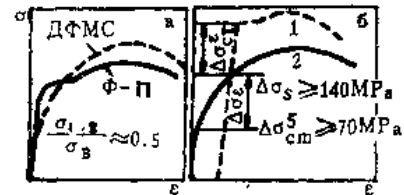


图5 在变形和人工时效(在文中已有说明)过程中ДФМС的力学性能

Б: 1——变形和时效后的ДФМС
2——热处理后的ДФМС

用于整体冷冲压时由于在变形过程中仅仅使材料强化,故可达到很高的强度(800~1000N/mm²)。因此可以取消零件的最后热处理,这就保证了能耗和劳力消耗的显著降低。

对于其它冷变形方法,如冷弯、拉丝,采用ДФМС也是有前途的,在后一种情况下,低碳低合金钢的强度可能达到~2500N/mm²,这是高碳钢所固有的强度水平。

进一步研究的主要方向是建立利用轧制加热(没有专门的热处理)获得热轧ДФМС的技术。

耐蚀钢和耐蚀合金

近年来,改进耐蚀钢的主要方向是提高金属在S、P杂质及气体方面的洁净度和降低碳含量。

因此,可以认为,硫从0.02降到0.002%,能改善03Х18Н10钢在盐酸中的耐蚀性,而磷从0.035降到0.01%,能使03Х20Н20钢在沸腾27%亚硝酸溶液中的耐蚀性提高一倍。

变形和微合金化是改善合金工艺性和耐蚀性的有效手段。作为变质处理的加入剂愈来愈广泛地使用Ca、Ce和其他稀土元