



国外 低合金钢、合金钢

(总第12集)

1992

冶金部钢铁研究总院

国外低合金钢、合金钢

(内部发行)

1992年(总第12期)

主办: 冶金工业部 科学技术司
钢铁研究总院

责任编辑: 吴曼先

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

目 录

一、综 述

国外高强度不锈钢的进展	(1)
国外高强度和超高强度钢轨	(9)
高强度螺栓钢的研究与应用	(15)
汽车排气管用耐热不锈钢的开发	(22)
新型低镍、无钴马氏体时效钢的发展	(26)
航天和航空用超高强度低合金钢断裂韧性的研究	(31)
锅炉管用高强度铁素体钢NF616的开发与应用	(36)
钢铁表面处理技术的新进展	(40)

二、能源用钢

高温用铁基合金材料	(45)
未来动力工业用材料及其焊接性	(49)
热锻件用高强度和高韧性低碳-低合金钢的开发	(54)
快中子反应堆结构用316MN钢的开发	(57)
耐应力腐蚀性和耐气蚀性优良的耐蚀钢	(59)
X80级大口径管线用钢的开发	(62)
油井管用新型15%Cr马氏体不锈钢	(67)
高级耐热钢和不锈钢汽轮机叶片的质量保障——成批生产的统计方法	(71)
汽轮机超高载荷转子钢断裂力学的评估	(74)
高压动力设备紧固件用高强度钢的脆性转折温度	(77)

三、交通运输用钢

含残余奥氏体超高延性980N/mm ² 级冷轧薄板的开发	(80)
通过高温烧结改善低合金钢性能	(84)
小轿车车身用薄钢板的开发	(86)
微合金化锅炉钢控轧后的性能	(89)
高功能化高性能不锈钢的发展	(92)
汽车工业用冷轧高强度钢板的加工性能和使用性能的改善	(96)
终轧温度对钒和钛微合金化钢的显微组织和强度的影响	(98)
耐蚀性和成形性优良的高强度薄钢板的生产方法	(101)
加工性优良的高强度热轧钢板的生产方法	(106)
微合金化细晶高强度结构钢焊接接头力学性能的研究	(108)
大线能量焊接HAZ韧性优良的非调质钢	(112)

四、化工化肥用钢

双相不锈钢的使用指导	(116)
海洋用耐蚀合金的新发展	(119)
低铬节镍高耐蚀性双相不锈钢	(121)
耐蚀金属模具用钢	(123)
韧性优良的渗铬用低铬耐热钢	(126)
通过加工热处理省略软化退火的高碳铬轴承钢的开发	(131)
用热机械处理方法提高07X16H6钢的机械性能	(134)
添加钛和硼的马氏体Cr-Ni-Mo钢的热脆性倾向	(135)
22Cr-5Ni铁素体-奥氏体不锈钢焊缝金属的耐点蚀性能	(138)
用传统方法生产的高氮奥氏体钢的发展、性能和应用	(145)

五、工程机械用钢

含氮工具钢	(149)
柴油机动力装置用渗碳钢16XГНАΦA	(153)
紧固件冷墩用06XГP钢	(155)
钼对碳化物-金属间化合物强化钢的组织 and 强度的影响	(158)
含9%Cr的X10CrMoVNb91铬钢基体材料和焊接接头的金属学研究	(161)
热处理对耐磨钢性能的影响	(165)
用热处理和化学热处理方法提高钢的结构强度	(167)
表面复合硬化处理(激光加热合金化及随后渗氮)对钢循环裂纹稳定性的影响	(171)
用渗氮方法提高H17MT2马氏体-奥氏体钢的使用性能	(174)

国外高强度不锈钢的进展

赵先存 宋为顺

(冶金部钢铁研究总院)

1. 前言

传统钢铁材料的固有弱点是比强度低、耐腐蚀性能差。尽管迄今为止还没有任何一种新型材料在资源、生产能力、综合性能以及经济性等方面能够完全取代钢铁材料,但是钢铁材料为了提高自己的竞争能力,必须尽快克服自己固有的弱点。现代钢铁工业正在向综合利用高技术、智力密集、充分利用当代基础科学成果的发展新材料的方向发展。

高强度不锈钢是40年代末出现的新材料,60年代初由于受到马氏体时效钢发展的推动,将高强度不锈钢,特别是马氏体时效不锈钢的开发推向一个新的阶段。

高强度不锈钢既具有较高的强度,优异的综合性能,还具有足够的耐腐蚀性,尽管目前因价格昂贵难以大量推广,但是它是一种能改进钢铁材料固有弱点并具有发展前途的钢种,因而受到世界材料工作者的高度重视。本文简要介绍高强度不锈钢的进展。

2. 新钢种的开发

目前世界上已有50多种高强度不锈钢,主要钢种的化学成分、热处理制度及力学性能汇于表1和表2。

下面介绍近年来发展的新钢种和改进的老钢种。

2.1 马氏体时效不锈钢

南朝鲜开发了一种含钨的马氏体时效不锈钢00Cr11Ni10W2Al_{0.4}Ti_{0.2},这是受马氏体时效钢用Ti代Co、用W和Ti代Mo和Co的启示。此钢在850℃/1h+500℃/3h热处理后的 $\sigma_s \geq 1280$ MPa,夏比冲击值为80J,强

韧性配合较好。时效相主要是 η -Ni₃Ti并与基体有一定位相关系。在W=1.8%时没有发现含W相,钨固溶在基体中起固溶强化作用^[1]。

05Cr13Ni7Cu2钢在1050℃/1h/水+500℃/10h热处理后的 $\sigma_{0.2}$ 达1000MPa、冲击值为73J。该钢在450℃的时效析出相为细小弥散的 ϵ -Cu相,在550℃已处于过时效状态,此时具有较高的抗腐蚀裂纹强度。300℃长时间时效处理不会导致钢的脆化,在-125℃温度下钢的断裂韧性 K_{Ic} 和裂纹尖端临界裂口 δ_c 都具有足够高的水平,此钢已用来制造原子动力工程的重要连接件^[2]。

发明了一种 $\sigma_b > 2300$ MPa的高强度不锈钢^[3],其成分为(%): 0.01~0.015C和/或N、1~4Cu、7~11Ni、12~17Cr、0.5~2.5Al或/和Ti、0.001~0.02B、0.02~0.2Be和1.4~4Mo中至少有一种。在添加Be的情况下,如果需要可添加V、Nb、Zr中的至少一种,总量为0.05~0.5%。在1050℃固溶,于30℃~-50℃下压下率大于80%+475~525℃/1h时效后, $\sigma_b \geq 2300$ MPa, $\delta = 6 \sim 13\%$ 。00Cr16Ni10Cu1.5Mo1.5AlBNbZr钢的 $\sigma_b = 2530$ MPa, $\delta = 13\%$ 。此钢用来制作办公机械、电气通讯设备、测试仪器、自动化部件的弹簧、天线、精密螺纹等高强度耐蚀部件。

研制出镜面加工性能好的马氏体时效不锈钢000Cr9~15Ni3~13Ti_{0.2}系列^[4],如果采用特殊冶炼工艺(电炉或转炉冶炼脱磷,用VOD降碳和氮,用VAR脱氧等),将C、S、

表1

高强度不锈钢的化学成分

类型	钢 种	主 要 成 分, %								
		C	Cr	Ni	Co	Mo	Ti	Al	Cu	其 他
马氏体	Stainless W	0.07	16.8	6.8			0.8	0.2		
	17-4 PH	≤0.07	17.0	4.0					4.0	
	Custom 630	0.05	14.0	5.5		1.8			1.5	Nb0.3
	FV520(B) PSL									
马氏体时效	Croloy 16-6 PH	0.035	15.8	7.5			0.6	0.4		
	FV 525	0.03	13.5	6.0						
	PH 15-5	0.04	15.0	4.6					3.3	Nb0.35 N 0.005
	PH 13-8Mo	0.03	12.75	8.2		2.2		1.1		
	12-6 PHX	0.04	12.0	6.0					3.0	
	Custom 450	0.035	14.9	6.5		0.8			1.5	Nb 0.75
	Custom 455	0.03	11.75	8.5			1.2		2.25	Nb 0.30
	Almar 362	≤0.03	14.5	6.5			0.8			
	AM 363	≤0.05	11.5	4.5			0.4			
	In 736	0.02	10.25	9.5		2.0	0.25	0.3		
	Vnimar CR-1	0.02	11.75	10.50			0.40	1.20		
	CR-2	0.01	11.50	10.25			0.70	0.7		
	DSP 1H	<0.03	13.0	7.0			1.0	0.8		
	VSSW 2	0.03	12.0	5.0			0.4	0.08		
	RS-110	<0.03	13.0	7.0			1.0	0.8		
	Pyromet X-12	0.12	10.5		6.0	4.8			1.3	N 0.08
	X-15	<0.03	15.0		20.0	2.9				
	X-23	<0.03	10.0	7.0	10.0	5.5				
	Ultrafort 401	<0.02	12.0	8.2	5.3	2.0	0.8			B, Zr
	402	<0.02	12.5	7.6	5.4	4.2	0.5			Al 0.05
	403	<0.02	11.0	7.7	9.0	4.5	0.4			Al 0.15
	MSS	<0.08	12.0	5.7	4.3	1.8			<3.5	
	10Cr-7Ni-10Co-5.5Mo	<0.03	10.0	7.0	10.0	5.5				
12Cr-8Ni-Be	0.004	11.7	8.0						Be 0.18	
8Ni-6Cr-Co-Mo										
13Cr-25Co-5Mo										
半奥氏体	17-7 PH	≤0.09	16/18	6.5/7.75				0.75/1.5		
	PH 15-7 Mo	≤0.09	14/16	6.5/7.75		2.0/3.0		0.75/1.5		
	AM 350	0.08/0.12	16/17	4.0/5.0		2.5/3.25				N 0.07/0.13
	AM 355	0.1/0.15	15/16	4.0/5.0		2.5/3.25				N 0.07/0.13
	AM 357	0.21/0.26	13.5/14.5	4.0/5.0		2.5/3.25				N 0.07/0.13
	AM 359	0.17/0.21	13.5/14.5	6.5/7.5		2.5/3.25		0.8/1.35		Mn 0.5/1.25
	FV 520(S)	0.06	15.6	5.6		1.7			2.0	
	AM 367	0.02	14.0	3.5	15.5	0.5			2.0	
	NASMA 164	0.025	12.5	4.5	12.5	5.0				
	ST 154 PH	0.07	15.0	4.39	4.27	2.53				Nb 0.44
	Udimet C stainless	0.1	15.0	5.0	11.0	2.5	1.2	0.3		
	D70	0.03	12.0	4.5	13.5	4.5				
	AFC 77	0.15	14.5		13.5	5.0				V 0.5
	AFC 260	0.08	15.5	2.0	13.0	4.3				Nb 0.14
Alloy B	0.16	14.0	1.0	13.5	5.0				Nb 0.22	
Alloy A	0.14	14.0		13.5	5.0				Nb 0.13	

表2

高强度不锈钢的力学性能

钢种	热 处 理	$\sigma_{0.2}$ kg/mm ²	σ_b kg/mm ²	δ %	ψ %	α_k ft·lbf	K_{1C} kg·mm ^{1/2}
Stainless W	A(1010~1050℃)	67	95	8			
	A+510℃ 1/2h	141	148	8			
	A+565℃ 1/2h	120	134	8			
17-4 PH	A	77	105.0	10	45		
	H 900	130	140	14	50		
	H 1075	105	116	16	58		
	H 1150	87.5	102	19	60		
PSL	A	76	103	13	48		
	H 900	140	144	15	51		
FV 520B	1050℃+750℃+550℃	101	105	23	65	75	
	1050℃+750℃+520℃	57.2	95	27	66	88	
Croloy16-6PH	815℃+482℃ 1h	130	134	15			
PH 15-5	482℃	137	119	11	30	7	
	608℃	116	112	12	42	27	
PH 13-8Mo	510℃·4h	148	158	12	50	30	
	598℃·4h	106	119	16	60	100	
12-6 PHX	480℃	130	134	13		35	
	593℃	90	96	19		108	
Custom 450	1040℃+482℃ 4h	129	137.2	14	60	35	
Custom 455	815℃+510℃	165	168	10		5~10	
Almar 362	A(816℃ 1h)	76	87.5	16	68		
	A+482℃ 8h	128	173	13	54	6	
	A+565℃ 8h	101	107	18	64	50	
AM 363	A(816℃ 1h)	73	86				
	A+482℃ 2h	82	86	11.5			
In 736	816℃ 1h+480℃ 3h	126	131	16	68	7.2	
Unimar CR-1		150.5	157.5	13	60		
Unimar CR-2		136.5	143.5	13	65		
DSP 1H		150.0	160.0	3.0			
MSS	550℃	64.0	98	19			
Pyrome TX-12	925℃ 1 h+480℃ 2~4h	147.0	165.0	13	38		
Pyrome TX-15	925℃ 1 h+595℃ 2~4h	105.0	127.0	15	50	11	
Pyrome TX-23	925℃ 1/2h+55℃ 4h	150.5	164.5	17	60	15	
	815~980℃ 1h+480~565℃ 2~6h	166.0	180.6	15	58	18	245
Ultrafort 401	850℃ 30h+475℃ 6h	159.0	169.4	13	60		329
Ultrafort 403	850℃ 1h+480℃ 6h	169.4	171.5	10	60		160
10Cr-7Ni-10Co -5.5Mo	430℃	151	157.0	14.6	63.5		
	540℃	154	177.5	15.0	57.4		
	565℃	142	172.0	16.5	59.0		
12Cr-8Ni-Be	455℃ 4h	157.5	168.7	13	50	27	

续表2

钢种	热 处 理	$\sigma_{0.2}$ kg/mm ²	σ_b kg/mm ²	δ %			
17-7 PH	A(1065°C)	28	91	35			
	T(A+760°C1~1.5h)	70	102	9			
	TH1050(T+565°C 1.5h)	137	145	9			
	A1750(A+955°C 10min)	29.4	93.1	19			
	R100(A1750+ -73°C 8h)	80.5	121.5	9			
	RH950(R100+510°C 1h)	146.3	157.5	6			
	RMH(R100+510°C \times 2h+480°C 3h+454°C 3h)	161.0	175	6			
	L(A+677°C \times 2h+ -73°C \times 8h)						
	LH950(L+510°C 1.5h)	146.3	157.5	6			
	LMH(L+510°C 2h+480°C 3h+ 454°C 3h)	161	175	6			
C(60%冷加工)	133	154	5				
CH900(C+430°C 1h)	182	188.5	2				
PH 15-7 Mo	A	39.5	91.0	32			
	T	63.0	101.5	7			
	TH1050	147.0	154.7	7			
	A1750	38.5	105	12			
	R100	87.5	126	7			
	RH950	151.2	163.8	5			
	RMH	164.5	180.0	5			
	LH950	151.2	163.8	5			
	LMH	164.5	180	5			
C	133.0	154.0	5				
CH900	182	188.5	2				
AM 350	H(1065°C)	44.1	104.3	39			
	L(H+932°C)	39.2	116.2	20			
	DA(L+745°C 3h+454°C 3h)	128.5	136.5	10			
	SCT850(H+932°C 2h+ -73°C 3h+454°C 3h)	119.0	140.0	13			
	CR30(H+30%冷加工)	140.0	159.6	15			
	CR50H+50%冷加工	175.0	192.0	13			
	CR70H+70%冷加工	225.4	237.3	11			
	CRT30(CR30+454°C 3h)	149.8	158.9	18			
	CRT50(CR50+454°C 3h)	181.3	190.4	12			
CRT70(CR70+454°C 3h)	225.4	234.5	11				
AM 355	A(1024°C)	39.2	130.0	29			
	L(A+932°C)	42.0	136.5	15			
	DA(L+745°C 3h+454°C 3h)	108.5	136.5	10			
	SCT(L+ -73°C 3h+454°C 3h)	126.0	140.5	11			
	CRT20	115.5	150.5	20			
	CRT30	140.0	168.0	16			
	CRT40	164.5	182.0	8.0			
	AH(1038~1065°C+50%以上冷 加工+398~454°C)	234.5	245	1.0			

N和O的含量分别降低到低于20ppm,而且当C+S+N+O \leq 50ppm时,该钢则具有良好的镜面加工性,如再添加5~16%Co,2~10%Mo,0.04~0.4%Al,效果会更好。

此外还研究成功了高强度、高弹性和高疲劳性的低碳马氏体时效钢00Cr15Ni7Si1.5Cu^[53]。

2.2 沉淀硬化不锈钢

新开发的沉淀硬化铁素体不锈钢^[63]的主要成分为(%)： \leq 0.08C、1.4~5.0Si、 \leq 1.0Mn、 \leq 0.010S、12~30Cr、 \leq 1.5Ni、 \leq 0.3N,根据需要还含下述成分中的一种或多种(%)：Ti=0.2~0.3, Zr、Al、Nb、V、Ta含量与Ti相同。此钢的冷轧板在1050℃固溶态时的 σ_b =560~910MPa, HV=184~284,这表明此钢具有良好加工性。时效态的 σ_b 达1300~1840MPa, HV=360~536,表明该钢具有良好的沉淀硬化性,可用作弹簧、钟表外壳等。

船用推进器原采用2W13和00Cr18Ni12Mo2钢,因强度低不能满足节能要求。新开发的00Cr12Ni6Mo2Cu2NbPH铸钢在1000~1150℃固溶后有很好的加工性,在500~750℃时效后, σ_b 达1225MPa, σ_s \geq 980MPa, δ =20%, a_k =59J且时效后不会引起热处理变形。该钢的特点是高强度、耐磨损、耐腐蚀,同时节省原材料,并节能,可用于水轮机叶片及泵的叶轮等高强度、高耐磨和高韧性部件^[71]。

17-7PH钢在冷加工或拉拔过程中易脆断,这是由于部分奥氏体转变成马氏体。新钢种9RU10^[81]的奥氏体不稳定,在拉拔时形成较高的马氏体而获得更高强度,但因 δ 铁素体含量比17-7PH钢少(新钢种仅为 $<$ 5%,而17-7PH为15~20%),从而消除了脆性。该钢的化学成分(%)为：C=0.070, Si=0.45, Mn=0.8, Cr=16.5, Ni=7.5, Al=1.0。

2.3 马氏体不锈钢

新钢种为0Cr16Ni5^[93], 淬火组织为马氏体+部分细小弥散的铁素体+残余奥氏体。该钢的特点是：(1)经济；(2)工艺性良好；(3)热处理后 σ_s 达784~980MPa,且在室温和-100℃时显示出高韧性；(4)耐蚀性良好。该钢广泛应用于空气压缩机、化工设备、低温装置及高强度螺栓等要求具有高强度、高韧性以及良好耐蚀性的焊接件。

AlSI410不锈钢不能满足自攻螺丝钉和自钻螺钉(高拧紧效率)的要求,因而开发了在冷成形及调质后具有高强度和耐蚀性的新钢种^[10]。退火态钢的 σ_b 约650MPa并易于冷加工,调质态的 σ_b 为1630~1850MPa,前者仅为1370MPa,且耐3%NaCl溶液腐蚀(35℃,96h,无锈点)。此钢的化学成分(%)为：0.2~0.5C,0.01~0.5Si,0.3~2.0Mn,1~3Cu, \leq 0.2Ni,13~17Cr,0.02~0.1N。根据要求还可含0.5~3.0Mo,0.01~0.1Ta、Nb、Ti及Zr中的至少一种,0.001~0.1%的稀土或合金及0.001~0.01%Ca^[10]。

2.4 高强度无磁不锈钢

随着核聚变堆、超导发电机、线性电动机驱动车轮的发展,对高强度无磁不锈钢的要求日益增加。日本原子能研究所研制了以下五类钢种：Cr12Ni12Mn10Mo5N0.35、Cr25Ni15Mn4N0.35、Cr20Ni4MnMoVN0.3、Mn22Cr13Ni5N0.2和Mn25Cr15Ni7N0.3。上述高Mn、高N奥氏体钢的组织非常稳定,其 σ_s \geq 1200MPa, K_{IC} \geq 200MPa \sqrt{m} ,具有优异的强韧性配合^[11]。奥氏体钢中添加氮可有效提高 σ_s 、耐疲劳性及耐蚀性。

还研究了 σ_s \geq 1765MPa的专利钢种^[12],成分(%)为： \leq 0.2C,0.2~2.0Si,4~15Mn,15~40Cr,5~15Ni,0.5~1.5N, \leq 0.01S,0.001~0.02Ca或/和0.001~0.02Mg。还可添加 $<$ 5Mo, $<$ 3Cu, $<$ 5W(至少一种以上),也可以添加V $<$ 2或/和Nb $<$ 2。钢中加Ca及Mg可改善热加工性,添加W、Mo可提高耐蚀性,添加V及Nb

是为了提高N的溶解度。此钢采用高压氮冶炼法生产,具有较高的氮化物固溶温度($<1200^{\circ}\text{C}$),且 $\mu \leq 1.01$ 。

日本成功地研究了磁带录相机导电辊用的高强度无磁不锈钢NAS M154M($\text{Cr}17\text{Mn}14\text{Ni}4\text{N}0.33\text{V}0.3$)^[13],经90%冷加工后, $\text{HV}=500$,其耐蚀性、耐磨性比AISI 305钢好,且 $\mu \leq 1.005$,此钢还可作显象管的电子枪及其他高温下使用的弹性材料。

$2\text{Cr}20\text{Mn}10\text{Ni}5\text{N}0.3$ ^[14]高强度无磁钢的冷加工大于70%时, $\text{HV}>500$; 90%冷加工性, $\mu < 1.005$,耐蚀性高于AISI304钢,适用于录音机声音记忆装置及精密电子仪器等。

2.5 深冷硬化型高强度不锈钢

日本金属工业公司开发一种深冷硬化型高强度不锈钢^[15],成分尚未公布(含Cr、Ni及其他合金元素),该钢在成型加工时软、成型后经 -73°C 低温处理后硬化。此钢冷处理前 $\sigma_b=1060\text{MPa}$, $\sigma_s=340\text{MPa}$, $\delta=31\%$, $\text{HV}=201$,冷处理后 $\sigma_b=1530\sim 1600\text{MPa}$, $\sigma_s=880\sim 950\text{MPa}$, $\delta=10\sim 12\%$, $\text{HV}=453\sim 475$ 。此钢鼓突成形性介于AISI430及304钢之间,深冲裂纹敏感性高,耐蚀性与AISI 410钢相当。此钢的应用范围是:(1)要求加工时软,加工后变硬;(2)需淬硬又不能(或省略)加热;(3)表面需硬质,耐蚀浸淬而又希望省略浸淬工序;(4)物件需轻量化以及形状复杂而强度又高的部件。

2.6 快速凝固型高强度高硫(0.54%) AISI304奥氏体钢^[16]

当钢水冷却速度高达 10^5K/s 时,并非所有硫都进入固溶体,其中部分硫生成 $0.02\sim 0.05\mu\text{m}$ 硫化物。经冷加工和 1175°C 热挤后, σ_b 优于采用任何其他工艺。在30%冷加工+ 500°C 退火后, $\sigma_s=730\text{MPa}$, $\sigma_b=766\text{MPa}$, $\delta=22\%$,断口形貌全部呈现韧性断裂特征。

2.7 经济型高强度不锈钢

节Ni型高强度不锈钢^[17]

此钢用来制造钟表发条,其成分(%)为: $0.02\sim 0.06\text{C}$, $18.4\sim 19.5\text{Cr}$, $11.0\sim 13.0\text{Mn}$, $1.7\sim 2.5\text{Si}$, $0.28\sim 0.38\text{N}$, $0.06\sim 0.12\text{Nb}$ 。Cr、Mn和Si等元素的选择应保证N在 γ' 固溶体中的固溶度 $<0.38\%$ 。进行70%冷拉后, $\sigma_b>1950\text{MPa}$, $\sigma_{0.2}>1600\text{MPa}$,弯曲次数大于6。

高强度高耐蚀弹簧不锈钢^[18]

由日本金属工业公司开发的Cr14Ni7Si4Mo1钢,退火后 $\text{HV}=230$,经50%冷轧, $\text{HV}=580$,时效态 $\text{HV}=680$ 。50%冷轧后弹性极限值达 1960MPa ,耐蚀性介于AISI304与316钢之间。在 $400^{\circ}\text{C}/30\text{min}$ 时效后几乎无回火色,可代替 σ_b 低、有锈蚀和有回火色的AISI301及304钢,用来制造不锈钢弹簧。

节约合金元素的高强度不锈钢^[19]

原苏联中央黑色冶金科学研究所研制成功 $14\text{Cr}6\text{Ni}4\text{Mn}4(\text{A})$ 及 $14\text{Cr}6\text{Ni}4\text{Mn}4\text{Cu}1\text{Mo}0.55\text{Ti}0.34\text{Nb}0.24\text{V}0.22(\text{B})$ 钢。在 $1050\sim 1070^{\circ}\text{C}$ 淬火后, $\sigma_b=700\sim 800\text{MPa}$, $\delta=40\sim 50\%$ 在 $350^{\circ}\text{C}/4\text{h}$ 时效(A钢, 80%冷变形)后, $\sigma_{0.005}=1400\text{MPa}$ 。在 $375^{\circ}\text{C}/4\text{h}$ 时效(B钢), $\sigma_{0.005}=1200\text{MPa}$,合金具有高塑性(线材反复弯曲9~11次),推荐用于制造带形平弹簧、发条盘簧、S形簧和卷簧。

可以预料,今后经济型高强度不锈钢必将有更好的发展前景,因为它预示着克服钢铁材料固有弱点的发展方向。

3. 新工艺和新技术的应用

单纯依靠合金化发展新钢种的观点正在逐渐过时,把新工艺、新技术和合金化,特别是微合金化结合起来是发展新钢种提高现有钢种质量、增加品种的行之有效的办法。高强度不锈钢也如此。

3.1 高纯度冶炼工艺的应用

经验表明,钢的纯度提高到一定限度,不但可提高钢的原有性能,还赋予钢新的性

能。所以高纯度、高均匀性、超细组织和高精度是特殊钢，也是高强度不锈钢的发展方向。

精选炉料并根据纯度要求，正确选择炉外精炼工艺，尤其是工艺参数的最优化是生产高纯度高强度不锈钢的前提条件。文献〔4〕所叙述的镜面加工性良好的马氏体时效不锈钢要求 $C+S+N+O \leq 50\text{ppm}$ ，且其中任何一种杂质含量 $\leq 20\text{ppm}$ ，这是高纯度高强度不锈钢的典型例子。

3.2 形变热处理技术的应用

形变热处理是细化组织的关键措施，而组织细化又是提高不锈钢强韧性的关键，因而引起广泛的重视。

0Cr16Ni6钢：该钢经1100℃淬火、850℃和800℃等温锻造，随后于-70℃处理、425℃回火后具有最好的强度和抗断裂性能的配合，这是由于形变处理后粗大的碳化物充分地溶解并使原始奥氏体晶粒细化，从而提高钢组织的均匀性，促使局部应力集中减小和裂纹扩展抗力的提高，因而有效地提高钢的抗断裂性能〔20〕。

00Cr11Ni10Mo2Ti钢：该钢在固溶和马氏体形变处理时由于产生更多的位错而使强度提高约200MPa。固溶前的马氏体形变能细化奥氏体晶粒尺寸，使强度有更大提高。此钢经马氏体形变处理（60~80%）使弹性极限 $\sigma_{0.002}$ 提高，可用作弹簧〔21〕。

对08Cr15Ni5Cu2Ti钢管在形变热处理条件下的相转变及组织转变也进行了研究〔22〕。

3.3 注射成型、烧结的17-4PH钢

将粒度 $9\mu\text{m}$ 的91.5% 17-4PH钢粉和8.5%粘结剂混合，用注射成型和烧结方法制成近终形的烧结不锈钢，然后热处理。产品的 σ_b 达1200MPa，其气孔直径比烧结18-8钢小，且更接近圆形。最佳固溶温度比冶炼钢低150K，而时效硬化特性相当。此工艺用于制造形状复杂的部件时，组织均匀，无偏析，

产品尺寸精度比精密铸造高一个数量级，可大幅度减少机加工量，降低成本约50%〔23〕。已绘制出最佳材料性能的压缩气氛和温度分布图。测定了材料的强度、冲击值和疲劳性能，制造了五个导弹原型直尾翼基座，确定了热等静压的影响，其力学性能可与熔模精密铸造及变形材料相比较〔24〕。

3.4 超声波处理〔25〕

超声波处理是一种比扩散处理更新、更有效的加速固体（析出物）反应的方法。其优点是不需要附加外部变形。处理的基础是形成了大量支撑析出过程的点状空穴和位错。通过在调整奥氏体态、150℃/5min的超声处理并时效可以提高17-7PH钢的延性，同时减少在过时效处理时硬度的下降。

4. 重视应用基础理论研究

4.1 合金化原理

研究了不同钴含量对03Cr9N:9Mo3钢在不同状态下临界点及残余奥氏体数量的影响，获得钴含量与力学性能关系的结论〔26〕。

研究了Mo、Ti、W、Al等元素对Fe-Ni-Cr、Fe-Cr-Co及Fe-Ni-Co高强度耐热马氏体时效不锈钢和马氏体时效钢工艺性能和使用性能的影响〔27〕。

在所研究钢中（ $C=0.03\%$ ， $Cr=12.5\%$ ， $Ti=0\sim 1\%$ ， $Ni=0\sim 12\%$ ， $Co=0\sim 20\%$ ），Mo的最佳含量为3%，当钢中 $Ni>3\%$ 时，合金元素Ti和（或）Al不能超过0.8~1%。

文献〔28〕研究了Ti及Si对000Cr14Ni7马氏体时效不锈钢时效硬化的影响。单独加Ti时，其硬化程度与Ti成对数关系，单独添加0~3%Si，则时效硬化程度小。Ti和 $>2\%$ Si复合添加，则时效硬化明显，且与G相（Ni16Ti6Si7）饱和度有关，此时强韧性配合好。这是由于Ti单独加入易在晶界析出 η 相，而复合添加Ti/Si使G相不在晶界析出，Ti的最佳含量为0.3~1.4%。

4.2 热处理研究

研究了 $\leq 0.2\%$ Ti对08Cr15Ni5Cu2钢时

效后 a_{K1} 的影响及其与晶粒度和残余奥氏体数量之间的关系,绘出了在1000℃淬火+450℃时效后的 a_{K1} 值及晶粒度和奥氏体数量与Ti含量的关系曲线^[29]。

研究了热处理参数对03Cr11Ni8Co9-Mo5Ti组织和性能的影响。钢加热到980℃,以10℃/min速度冷却,二次淬火可获得细晶组织。为确保低温时 a_{K1} 值,应在稍高于 A_{c3} 淬火和稍低于 A_{c1} 时效^[30]。

4.3 显微组织研究

08Cr15Ni5Cu2Ti钢冷变形钢管的结构主要取向为(110)马氏体和(111)奥氏体。在650℃中间退火35h,仅在开始时出现再结晶^[31]。

03Cr12Ni5Co5Mo5Ti钢在淬火后,除马氏体外尚有 χ 相,于 ≥ 1050 ℃淬火, χ 相溶解,形成 δ 铁素体。在 ≥ 1300 ℃淬火完全成为 δ 铁素体。在500~700℃时效,则 δ 铁素体析出 λ 相($\delta \rightarrow \delta' + \chi$),而在马氏体中析出Ni3Ti及R相^[32]。

此外对03Cr10Ni11Mo2Ti1.2及03Cr10Ni8Co11Mo5Ti0.4等钢的枝晶不均匀性^[33]和PH13-8Mo钢的显微组织也进行了研究^[34]。

4.4 使用性能研究

文献[35]报道了17-4PH钢局部腐蚀性,其结论是:(1)退火态在酸性氯化物介质中呈现钝性和点蚀,而在时效和过时效态腐蚀均匀且无点蚀;(2)于硫酸介质中,在退火态的夹杂处发生局部腐蚀。

PH13-8Mo钢的氢脆试验结果表明,对氢脆敏感性随时效温度升高而减少,并与强度无关,但与显微组织变化有关^[36]。

文献[37]叙述了0Cr16Ni6钢在各种非破坏几率条件下和多次拉压交变制度下控制与随机载荷时疲劳强度的关系,得到200~2000Hz四个频带宽度区该钢在控制与随机载荷时的持久强度极限。

对A-286钢在超低温时的性能进行了

研究^[38],得到结论是:(1)在4K及77K时的裂纹扩展速度比室温慢;(2)在4K时此钢的裂纹扩展速度比12Cr-12Ni-10Mn-5Mo或304L钢低;(3)材料在4K下裂纹扩展速率与应变强度因子 $\Delta K/E$ 有关;(4)对于此钢和12Cr-12Ni-10Mn-5Mo钢,不论试验温度高低,在 $10^{-4} \sim 10^{-3}$ (mm/循环)时的裂纹扩展速率区域观察到条纹间距与裂纹扩展速率之间有良好的相关性。

5. 展望

为了高效生产并降低成本,不锈钢生产技术的发展趋势将是设备集团化、新颖化、高速化和省力化。

不锈钢钢种的发展方向是高耐蚀、高强度、易加工和多功能化。

高强度不锈钢发展的方向是高强度和高耐蚀化,易加工和经济化。21世纪有发展前途的钢种是耐氯离子腐蚀的高强度不锈钢,耐气蚀、耐磨蚀的高强度不锈钢,高耐磨性及高抗疲劳性的马氏体时效不锈钢,低温、无磁高强度不锈钢,高焊接性高强度不锈钢,高韧性超高强度不锈钢以及易切削高强度不锈钢等。高新技术在不锈钢中的应用以及高新技术用高强度不锈钢是当今开发研究的重点。

参 考 文 献

- [1] 《Mater.Sci.Eng.》,1991,A138,267~273
- [2] 《МитОМ》,1989, No.11, 18~20
- [3] 《European Patent Application》,1987, No.0210035
- [4] 《公开特许公报》,1988, No.149355
- [5] 《国外产品与技术》,1991, No.5, 27
- [6] 《日本专利》, No.1545949
- [7] 日本《特许公报》,1990, No.25979
- [8] 《Materials and Design》,1988,9, No.3
- [9] 日本专利, No.1545949
- [10] 美国专利,1984, No.4450006

- [11] 《国外金属材料》，1991, No.3, 1~3
- [12] 日本《公开特许公报》，1991, No.90536
- [13] 日本《金属学会会报》，1990, 29, No.6, 478~483
- [14] 日本《制铁研究》，1989, No.333, 35
- [15] 《国际冶金动态》，1990, No.1, 18~19
- [16] 《国外金属材料》，1986, No.1, 52~57
- [17] 苏联专利，1985, No.1122741A
- [18] 日本《材料とプロセス》，1991, 4, No.6, 2062
- [19] 《Сталь》，1983, No.4, 70~71
- [20] 《МнТОМ》，1991, No.10, 13~14
- [21] 《Advanced Materials and Processes》，1988, No.6, 45~50
- [22] 《МнТОМ》，1990, No.8, 7~11
- [23] 日本《材料》，1991, 40, No.454, 856~861
- [24] 《Advanced Materials and Processes》，1984, 47~73
- [25] 德国《HTM》，1989, 44, No.2, 95~98
- [26] 《МнТОМ》，1990, No.8, 86~89
- [27] 《МнТОМ》，1989, No.4, 2~8
- [28] 《铁と钢》，1986, 72, No.3, 489~496
- [29] 《МнТОМ》，1990, No.8, 40~43
- [30] 《Изв. ВУЗ, Черн. мет.》，1990, No.12, 50~52
- [31] 《Изв. ВУЗ, Черн. мет.》，1989, No.2, 84~88
- [32] 《ФММ》，1984, No.6, 1206~1211
- [33] 《МнТОМ》，1985, No.10, 55~59
- [34] 《Met. Trans.》，1990, 21A, 2465~2475
- [35] 《Mater. Sci. and Technology》，1990, 6, No.5, 475~481
- [36] 《Corrosion》，1990, 46, No.4, 286~295
- [37] 《Тр. МВТУ》，1988, No.514, 15~31
- [38] 日本《材料》，1989, 38, No.432, 1047~1052

国外高强度和超高强度钢轨

赵 坚

(冶金部钢铁研究院总院)

到目前为止，各国铁路所采用的钢轨大部分仍为普通热轧钢（普通钢轨），只在一部分条件差的线路上采用特级钢轨（高强度钢轨），其强度级别分别为700~1000MPa和1000~1200MPa。普通钢轨一般为碳素钢轨和中锰钢轨，而高强度钢轨是在普通钢轨的基础上添加约1%Cr及少量V和/或Mo，或通过对普通钢轨进行热处理生产的。

但从80年代开始，随着铁路运输向高速和重载发展，在一些重载线路上，由于轴重增加，轨头损伤变得日趋严重，主要是上腹侧磨，下腹压溃，以及波浪磨耗和剥离。普通碳素钢轨使用寿命在这种线路上一般只有1~2年，因此，为延长钢轨使用寿命，许多国家已全部改用热处理钢轨或合金钢轨。但对某些条件特别严酷的重载线路，普通碳素

钢全长淬火钢轨也已不能完全满足要求，因此，已经开始研制抗拉强度在1400MPa以上，屈服强度在1000MPa以上，表面硬度为450HB的超高强度耐磨钢轨。

本文介绍了目前国外高强度和超高强度钢轨的研制和试验情况。

提高钢的强度有三种办法：合金化，热处理和加工硬化，对于钢轨也不例外。

一、合金化

钢轨钢的合金化是从最便宜的元素碳开始的，现在普碳钢轨的含碳量已达0.8%左右。一般轨钢中还加有铁素体固溶强化元素硅（0.3%左右）和锰（0.8~1.5%）。为进一步提高钢轨强度还需要加一些其它合金元素，主要是Cr、Mo、V和Nb等。加Cr、Mo的主要作用是推迟珠光体转变，细化珠光体，

同时提高钢的淬透性，而加V和Nb的作用是细化晶粒和沉淀硬化。

70年代至80年代各国开发的典型高强度合金钢轨钢种列入表1。

表1中所列钢种均为珠光体钢，具有良好的使用性能。例如，西德蒂森公司生产的高耐磨Cr-V钢轨，用于重载线路，使用寿命大约为90级钢轨的3倍^[1]。

表1 各国高强度合金钢轨的化学成分和性能

制造厂	钢种	化学成分, wt%							σ_b MPa	$\sigma_{0.2}$ MPa	δ_5 %	ψ %	HB
		C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Nb					
C·F & I	Cr-Mo	0.78	0.21	0.84	0.74	0.18	—	—	1228	807	9	17	352
Algoma	Cr	0.75	0.25	0.65	1.15	—	—	—	1100	650	9	17	320
British Steel	Cr	0.75	0.35	1.25	1.15	—	—	—	1130	690	11	17	325
Krupp	Cr-Si	0.70	0.75	1.05	1.00	—	—	—	1140	675	12	20	315
Thyssen	Cr-V	0.75	1.00	1.05	1.00	—	0.20	—	1200	—	8	—	360
Klockner	Cr-Mo-V	0.65	0.30	0.80	1.00	0.10	0.10	—	1145	705	12	20	325
Sydney	Mn-Cr-V	0.70	0.20	1.65	0.30	—	0.10	—	1035	705	12	18	325
	Cr-Si-Nb	0.70	0.55	1.10	0.80	—	—	0.06	1040	705	10	16	340
Brazil Steel	Si-Nb	0.74	0.80	1.30	—	—	—	0.03	1070	645	10	15	320
Sasilor	Si-Cr	0.69	0.77	0.96	0.85	—	—	—	>1100	—	—	—	—
Climax	Cr-Mo	0.73	0.16	0.83	0.75	0.21	—	—	1117	689	—	—	—
	Cr-Mo-V	0.75	—	0.60	0.60	0.29	0.10	—	1250	830	—	—	375

从70年代中期起美国Climax钼公司和澳大利亚BHP公司研究开发的Cr-Mo-V钢轨，其强度达到珠光体钢的最高值，即 $\sigma_b = 1250\text{MPa}$ ， $\sigma_{0.2} = 830\text{MPa}$ ，热轧态时的布氏硬度为350~400HB^[2]。钒在这里起重要作用，加0.1%V可使 $\sigma_{0.2}$ 提高120~170MPa， σ_b 提高120~180MPa，布氏硬度提高36HB。钢的组织为细片层状珠光体。

除珠光体钢轨外，蒂森公司和澳大利亚BHP公司还开发了含0.3%C、1%Si、2.7%Cr和0.2%Mo的贝氏体钢轨钢，其 $\sigma_b > 1400\text{MPa}$ ， $\sigma_s > 1100\text{MPa}$ ，硬度在390~460HB之间^[2,3]。对贝氏体钢轨的使用性能有不同的报道，在挪威奥特重载铁路上运行6年后，钢轨既无疲劳裂纹，也无轨头裂纹，踏面上也没有剥离现象^[2]。但在德国莱茵褐煤工业区铁路上试铺结果表明，磨损严重，因此，认为从抗磨损角度考虑，不值得使用这种高合金钢轨^[4]。

合金钢轨的优点是整体强化，屈服比高，生产工艺简单。缺点是要损失大量宝贵的合

金元素，而且焊接性不好，因此，发展受到限制。

二、热处理强化

与合金强化相比，钢轨的热处理强化起步较晚，是从本世纪30年代开始的，到50年代才开始大规模生产。现在世界各主要钢轨生产国都在生产热处理钢轨。表2给出世界上一些主要生产厂家采用的热处理工艺和钢轨性能。

由表2可见，钢轨热处理工艺可分为离线热处理(重新加热和冷却)和在线全长淬火热处理(在生产线上利用轧制余热)两大类。

1. 离线热处理

这是相对于在线热处理而得名的。在使用轧制余热进行在线全长淬火工艺以前，世界各国所采用的都是离线热处理工艺。较早的钢轨热处理工艺为淬火、回火工艺。即QT(Quenching Tempering)工艺。经热处理后，在钢轨轨头表层得到回火马氏体，内层为贝氏体和珠光体。在淬火冷却过程中形成的贝氏体在随后的回火过程中软化，软化

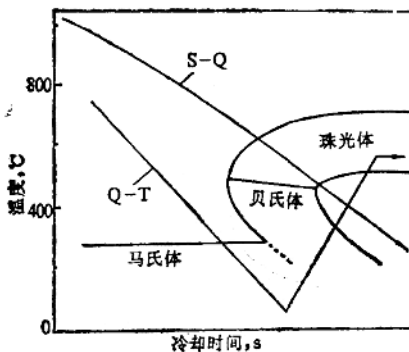
表2

各国热处理钢轨的生产工艺与性能(5~8)

国别	厂家	钢种	热处理工艺特征	σ_b MPa	$\sigma_{0.2}$ MPa	δ_5 %	ψ %
原苏联	亚速钢厂	M74	电感应加热, 水雾冷却	1170	≥ 780	≥ 10	≥ 25
	下塔吉尔	M74	煤气加热, 油冷却	1170	≥ 825	≥ 9	≥ 36
	捷尔任斯基	M74	煤气加热, 盐浴冷却	1300	≥ 825		37
美国	格里尔	共析碳钢	电感应加热, 压缩空气冷却	≥ 1200	≥ 800	10	40
	伯利恒	共析碳钢	煤气加热, 油冷却	≥ 1200	≥ 800		45
澳大利亚	BHP	共析碳钢	电感应加热, 压缩空气冷却	≥ 1200	≥ 800	10	
日本	钢管	共析碳钢	煤气加热, 压缩空气冷却	≥ 1200	≥ 825	12	33
	新日铁	共析碳钢	电感应加热, 压缩空气冷却	≥ 1200	≥ 825	12	33
	新日铁	共析碳钢	轧后余热(压缩空气)淬火	≥ 1200	≥ 825	11	
英国	沃金顿	共析碳钢	轧后余热(水雾)淬火	≥ 1200	≥ 800	≥ 10	
法国	洛林	共析碳钢	轧后余热(水雾)淬火	≥ 1200	≥ 800	≥ 10	
	卢森堡	罗丹日	轧后余热(间断水)淬火	≥ 1200	≥ 800	≥ 10	

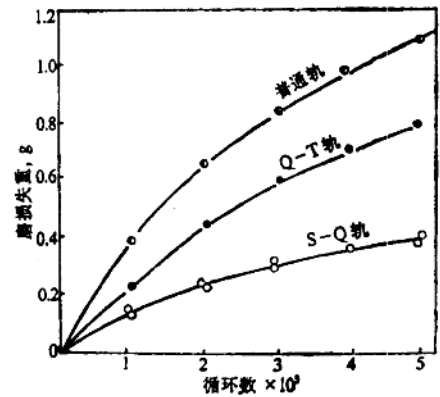
层恰好处在轮轨最大接触应力区, 因此, 这种热处理钢轨的抗接触疲劳性能差, 在使用过程中易发生疲劳掉块, 因而未能推广。

为改善和提高钢轨使用性能, 后来发展了欠速淬火工艺, 即S-Q(Slack Quenching)工艺。利用这种工艺钢轨轨头表层组织为细片层状珠光体。试验表明, 在相同硬度下, 珠光体比回火马氏体和贝氏体耐磨^[9], 而且, 珠光体片层间距越细越耐磨^[10]。图1为Q-T和S-Q两种热处理工艺的冷却曲线和CCT曲线图。图2为利用这两种工艺所生产的钢轨和普通热轧钢轨的试验磨损曲线。

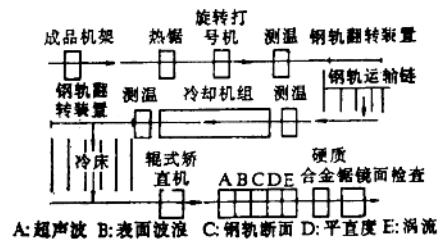
图1 钢的CCT曲线和Q-T及S-Q淬火冷却曲线^[11]

2. 在线热处理—余热淬火

利用轧制余热对钢轨进行在线全长淬火是一条既节省能源, 又提高生产效率的工艺

图2 Q-T轨、S-Q轨和普通热轧钢轨的磨损曲线比较^[11]

路线。1985~1986年法国和卢森堡率先开始工业性试验, 1987年9月在英国沃金顿厂建成可生产130t/h全长淬火钢轨的生产线^[12]。图3为沃金顿厂余热淬火生产线的平面布置

图3 英国沃金顿厂钢轨余热淬火生产线平面布置图^[12]

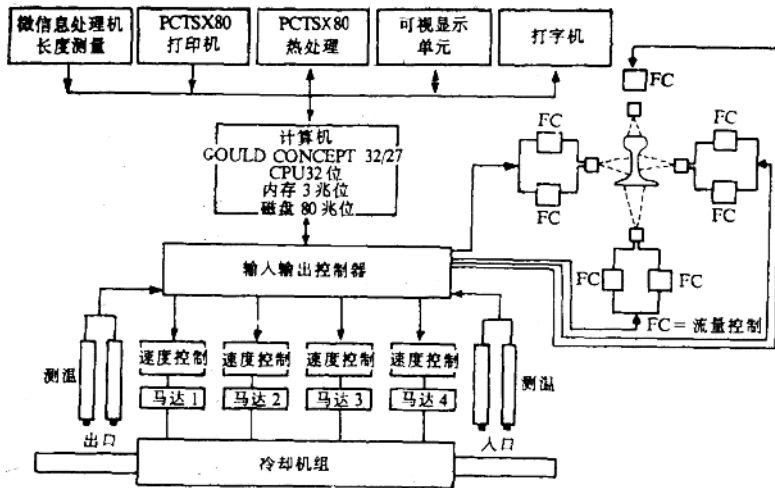


图4 沃金顿厂钢轨余热淬火生产线控制系统示意图^[12]

图。图4为沃金顿厂余热淬火生产线控制系统示意图。

应该指出，利用轧制余热进行在线热处理早在本世纪初就已提出，但由于条件限制，一直难于实现。这主要是因为在线全长淬火要求钢的成分，特别是钢中的氢含量要严格控制，在可能会出现白点的临界含量以下，同时轧制温度控制要求十分严格，这在过去都是难以保证的。

为获得高质量的全长淬火钢轨，在沃金顿厂要求炼钢铁水先进行预处理。采用BOF法炼钢，钢包吹氩搅拌、严格控制钢的成分，经过真空除气，钢水温度控制在 $\pm 10^{\circ}\text{C}$ 范围内，再进行连铸，每批至少2000t。连铸坯以2000t为一批，于 600°C 堆放在保温箱中，并缓冷3~5天，冷速 $1^{\circ}\text{C}/\text{h}$ 。经两次除氢后，钢轨中氢含量的平均水平为0.5ppm。钢中硫含量控制在0.010~0.015%范围内。

余热淬火钢轨生产工艺流程是：从成品轧机轧出的温度 1000°C 左右的钢轨，头朝上在辊道上通过温度监测器，测出钢轨在长度方向的温度分布，并输入电子计算机中。然后钢轨进入长55m的冷却机组。钢轨依靠导辊向前驱动，并保持其平直度。同时，根据

需要在冷却线全长将水喷射到钢轨整个表面上。珠光体相变过程主要是在随后的静止空气中冷却时完成的。显然，整个生产过程由电子计算机控制。这一工艺流程的可控性很高，可以生产硬度在300~400HB范围内的任何一种硬度的钢轨。图5为60kg/m重轨在线全长淬火后的典型硬度分布图。

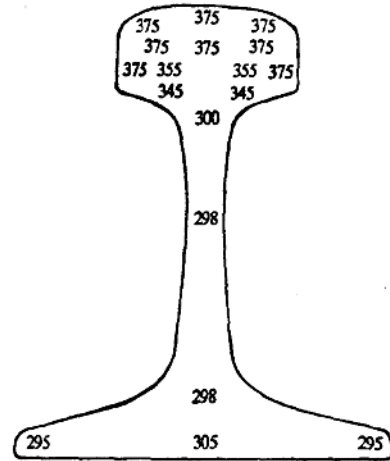


图5 在线余热淬火60kg/m钢轨的断面布氏硬度分布图^[13]

由于在线全长淬火比离线全长淬火具有明显的优越性（节约能源、生产效率高和低

成本), 因此现在除英国、法国、卢森堡以外, 日本、比利时、加拿大等国都相继建立起自己的余热淬火生产线。

三、复合强化

单一的合金化或热处理所达到的强度指标仍不能满足某些条件特别严酷的重载线路的要求。因此, 为满足这种特殊线路的需要, 已开始从事复合强化的研究和试验, 其中包括复合热处理强化和低合金钢轨的热处理强化等, 以便生产抗拉强度 $\sigma_b > 1400\text{MPa}$, $\sigma_{0.2} > 1000\text{MPa}$ 的超高强度钢轨。

1. 复合热处理强化

为研制超高强度钢轨, 原苏联黑色冶金研究总院的Скоблo等^[13]推出了75XГC (0.75C、0.86Mn、0.42Si、0.83Cr、0.06V、0.015Ti、0.024Ce、0.024P) 轨钢的复合热处理工艺。该工艺的要点是首先将钢轨进行预热处理, 即循环球化退火, 以获得具有弥散粒状珠光体组织的基体, 然后用电感应加热方法对轨头进行表面淬火和回火。利用此工艺生产出轨头表面层抗拉强度为1500

表3

化学成分	C	Mn	Si	Ti	V	Cr	Ce	As	S	P
碳素钢	0.88	0.87	0.33	0.011	0.02	—	0.012	0.086	0.033	0.022
低合金钢	0.86	0.86	0.34	0.013	0.03	0.56	0.012	0.076	0.025	0.029

和高淬透性, 加V、Ti是为了脱氧和变性处理, 细化奥氏体晶粒和增强组织的弥散性。加稀土元素Ce是降低钢中有害杂质和球化非金属夹杂物所必须的。

这些新钢种在原始状态下就具有最佳的强度和塑性的配合, 因其淬透性好, 热处理后可保证淬火层深度超过最大切应力作用范围, 因此, 钢轨的接触疲劳性能好, 不易发生疲劳掉块。由于钢中不含脆性硅酸盐, 其它非金属夹杂物的形状也都近似球状, 并具有最低的奥氏体晶粒长大倾向和较宽的珠光体转变温度区, 这就保证了钢轨在热处理条件下, 在 -60°C 也具有高的冲击韧性, 高的

MPa, 冲击韧性 $a_k = 38\text{J}/\text{cm}^2$ 的超高强度钢轨。

这种复合热处理工艺的优点是钢轨由表层至内部组织具有不同的性能: 轨头淬火层具有超高强度, σ_b 达1500MPa, 而轨腰和轨底仍保持有足够高的韧性和塑性。这就保证了钢轨在使用过程中一方面具有很高的耐磨性和抗接触疲劳性能, 另一方面因基体韧塑性好, 而不会发生脆断, 因此, 可大大提高其使用寿命, 适合于在特别苛刻条件下使用。

原苏联乌克兰金属研究所的Нестеров等^[14, 15]对含碳量为0.85~0.88%的过共析碳素钢轨和低合金钢轨也使用了类似的复合热处理工艺。

2. 低合金钢轨的热处理

为提高钢轨在非常严酷条件下使用时的稳定性、耐磨性和抗接触疲劳性能, Нестеров等^[16]在碳素钢轨的基础上, 设计出两种钢轨用的碳素过共析钢和低合金钢, 其化学成分(%)见表3。

钢中加Cr、Si、Mn是为了获得高强度

接触疲劳强度和耐磨性。

钢轨的热处理工艺为高频电流加热, 对轨头进行全长淬火, 为获得均匀的细珠光体, 采用水和空气混合的分段冷却法, 冷却温度控制在 $500\sim 520^\circ\text{C}$ 范围内, 即在高于贝氏体转变开始温度 $120\sim 140^\circ\text{C}$ 下结束。

经过热处理后, 碳素钢轨的性能如下: $\sigma_b = 1450\text{MPa}$, $\sigma_{0.2} = 1080\text{MPa}$, $\delta_5 = 9\%$, $\psi = 35\%$, $a_k = 38\sim 44\text{J}/\text{cm}^2$, 硬度401HB。低合金钢轨热处理后硬度达500HB, 在淬火层中形成细针状和迭片状马氏体组织, 并含有少量孪晶组织。经 480°C 回火后形成由回火马氏体产物构成的组织, 硬度415~430HB。