

节约 合金的

耿文范
李相武
林师焱
杨志勇
编著

特殊钢

JIE YUE HE JIN DE TE SHU GANG



冶金工业出版社

(京)新登字 036 号

图书在版编目 (CIP) 数据

节约合金的特殊钢/耿文范等编著.-北京:冶金工业出版社, 1994.10

ISBN 7-5024-1514-9

I.节… II.耿… III.合金钢-特种加工IV.TG188 中国
版本图书馆CIP数据核字 (94) 第02481号

出版人 卿启云 (北京沙滩嵩祝院北巷39号, 邮编100009)

河北省三河市印刷厂印刷; 冶金工业出版社发行: 各地新华书店经销

1994年10月第1版, 1994年10月第1次印刷

850mm×1168mm 1/32; 6.5印张, 168千字, 页, 1-1000册

12.00元

前 言

在特殊钢的开发过程中，为适应现代工业及科学技术诸多领域的要求，世界各个国家都在寻求性能优化、经济实用而又符合本国资源的特殊钢新材料，我国在开发适合本国资源条件的新钢种方面也已取得了很大成就。本书根据国内外有关特殊钢经济合金化方面的大量文献报道，总结了在特殊钢各个领域中的有关的研究成果和生产经验，对几类典型的特殊钢，包括高强度结构钢、工具钢、耐热钢及不锈钢，在利用廉价氮或用少量钒和铌合金化来取代贵重合金元素，及其对于改善钢性能的效果等方面作了比较详细的分析和探讨，也探讨了某些钢的净化效果，还阐述了作为节约贵重合金资源的另一种有效途径——复合钢板的复合机理、生产技术及其应用。这些内容，都为发展经济合金化的特殊钢提供了很好的参考依据。

本书由冶金部钢铁研究总院耿文范、林师焱和冶金部金属制品研究院李相武编写，钢铁研究总院杨志勇也参加了部分工作。

编 者

于1993年12月

目 录

前 言

第1章 低合金结构钢	1
1.1 合金化元素对结构钢性能的影响	1
1.2 力学性能	4
1.3 疲劳断裂及耐磨性能	15
1.4 工艺性能	30
1.5 微合金钢的发展和应用	39
1.5.1 化学成分特点	40
1.5.2 生产工艺特点	41
1.5.3 微合金钢的力学性能	42
1.5.4 微合金高强度钢的新发展	43
1.5.5 微合金钢的典型应用与效益	44
1.6 非调质钢的发展	47
1.6.1 铁素体-珠光体非调质钢	47
1.6.2 马氏体非调质钢	50
1.6.3 贝氏体非调质钢	52
参考文献	55
第2章 低合金耐热钢	58
2.1 合金化元素对低合金耐热钢性能的影响	58
2.2 力学性能	64
2.3 持久与蠕变性能	70
2.4 新型耐热钢的开发	74
参考文献	77
第3章 工具钢	79
3.1 合金化元素对工具钢性能的影响	79

3.2	力学性能	84
3.3	热稳定性和耐磨性	88
3.4	工艺性能	100
3.5	模具的使用寿命	107
3.6	新型工具钢的开发	113
	参考文献	114
第4章	马氏体不锈钢和铁素体不锈钢	116
4.1	合金化元素对不锈钢性能的影响	116
4.2	力学性能	119
4.3	耐蚀性和磨蚀性	133
4.4	工艺性能	143
4.5	马氏体不锈钢和铁素体不锈钢新钢种的开 发和应用	148
	参考文献	153
第5章	奥氏体不锈钢与双相不锈钢	155
5.1	合金化的工艺方法	155
5.1.1	等离子炉合金化	156
5.1.2	真空感应炉合金化	157
5.1.3	钢液底吹氮合金化	159
5.1.4	增压电渣重熔合金化	159
5.1.5	直流电弧炉熔炼	160
5.1.6	粉末冶金法	161
5.2	奥氏体不锈钢高氮合金化的效果	162
5.3	高氮奥氏体不锈钢典型应用	166
5.4	双相不锈钢加氮合金化的效果	168
5.4.1	双相不锈钢加工性能的改善	172
5.4.2	双相不锈钢的超塑性	174
5.5	双相不锈钢的典型应用	178
	参考文献	179
第6章	复合钢板	181

6.1 概论.....	181
6.2 复合钢板的贴合性与界面反应.....	183
6.3 复合钢板的生产方法.....	190
6.4 复合钢板的应用.....	197
参考文献	199

第1章 低合金结构钢

1.1 合金化元素对结构钢性能的影响

结构钢的使用性能，由其强度、塑性、疲劳强度、抗寒性、断裂韧性、耐磨性以及其它特性等的综合值而定。上述诸特性之间有些又是互相矛盾的，例如在碳钢中增加碳含量可提高强度，但却带来室温和零下温度下塑性和断裂韧性的降低以及一系列其它性能的降低。为满足综合使用性能，采用能减少钢组织不均匀性、提高固溶体强度性能和弥散强化程度的元素使钢合金化。钢的强化形式有固溶强化、晶界强化、位错以及弥散强化等，而最有效的则是以次生碳化物相和氮化物相强化⁽¹⁾。文献⁽²⁾指出，强化效果取决于强化相颗粒大小及颗粒间的距离。故从提高强度目的出发，在热处理时保证次生相均匀弥散的析出是合金化主要目的之一。用碳化物强化的钢，其组织的弥散化主要依靠合金化元素来提高奥氏体对过冷的稳定性、降低碳的活度和扩散迁移率、改变碳化物相的形态和结晶学参数。以含 0.35~0.55% C、0.25~1.22% Si、0.73~1.49% Mn、0.08~1.0% Ni、0.1~0.98% Cr、≤0.11% V 和 0.008~0.017% N 的中碳钢为例⁽³⁾，在加热到 800~1200℃ 之后的正火状态，合金化元素对其强度影响的效力可用下列关系式表示：

$$HV = 235(C + 0.167Si + 0.223Mn + 0.068Ni + 0.25Cr + 1.8V + 3.16N) - 43\lg D - 3.46GSN + 99.4, \quad (1-1)$$

$$\sigma_b = 44.9 + 2.63HV + 375C, \quad (1-2)$$

$$\sigma_s = 297 - 148\lg D - 1.2GSN + 408C + 68Si + 123Mn + 28Ni + 102Cr + 1343V + 1290N, \quad (1-3)$$

式中 HV——维氏硬度；

D ——试棒直径；

GSN——奥氏体晶粒度。

根据方程式 1-1~1-3 和文献^[4]数据按合金元素对钢强化的效力由弱到强排列为：镍、硅、锰、铬、钼、碳、氮和钒。故氮和钒是最重要和经济的强化结构钢的合金化元素，并且主要决定于钒的碳化物和氮化物析出特性。在一定的热力学条件下，它们在奥氏体和铁素体中容易直接从固溶体析出在基体金属结晶的缺陷处。当以其他元素合金化时碳化物相弥散析出和均匀析出的热力学、动力学或结晶学的条件是不太有利的。

由次生相和合金化元素使固溶体强化，通常都会带来铁素体塑性的降低。按固溶体强化的效果和铁素体塑性降低的程度，合金元素作用的大小排列顺序为：铬、钼、锰、镍和硅^[5]。但钢的塑性变化规律不仅取决于这个因素，更主要的是合金元素对金属的物理、化学和组织不均匀性的影响。例如，加入某种类型的合金元素可减少不均匀性（例如晶粒和亚结构尺寸，晶界杂质偏析和次生相析出），从而提高钢的强度而不降低甚至同时提高其塑性。钢的综合合金化可最有效地达到此目的。从结构钢强度与塑性良好的配合来看，各合金元素作用的大小可大致排列成：硅、铬、锰、钒、镍、钼。

钢在不同温度的冲击韧性和脆性转变温度，主要取决于合金元素对组织参数的影响。文献^[6]给出了下列经验关系式：

$$T_{0.27} = f_s [-46 - 11.5d_s^{-0.5}] + (1 - f_s) [-335 + 5.6l_0^{-0.5} - 13.3l_n^{-0.5} + 3.48 \times 10^6 \delta_c] + 48.7Si + 762\sqrt{N_f} \quad (1-4)$$

式中 $T_{0.27}$ 是钢的冲击韧性值为 0.27MJ/m^2 时的温度； f_s 铁素体体积分数； l_0 珠光体片间距离mm； l_n 是珠光体群尺寸mm； d_s 是晶粒直径mm； δ_c 是珠光体中渗碳体片厚度mm； N_f 是固溶体中的氮含量。

同时，在正火和调质状态钢中，合金元素对冲击韧性和脆性断裂临界温度的影响不仅取决于合金元素对于组织特性的作用，

而且在很大程度上也取决于非金属夹杂物（特别是硫化物）的形态与分布以及杂质（如磷）沿晶界偏析的发展。根据文献资料^[8]，正火状态中碳钢的冲击韧性与合金元素含量的关系可用下式表示：

$$\alpha_K = 2.1 - 2.99C + 0.16Mn + 0.239Cr - 0.22Si - 0.09Ni - 2.39V - 4.19N - 0.31gD + 0.079GSN \quad (1-5)$$

可见碳、硅、钒和氮合金化会使冲击韧性降低，而锰、铬和钼^[7]都会提高冲击韧性。但对钢的冷脆性转变温度有良好影响的不仅是锰、铬、钼，而且也有镍和钒。按断口韧性组分含量不少于50%来决定的冷脆性转变温度，温度最高的有Mn-Si钢和Cr-Mn-Si钢，并且冷脆性转变温度随硅含量的增高而提高。如复合合金化时冷脆性转变温度按下列顺序而降低：Cr-Ni钢，Cr-Mo钢，Cr-Ni-Mo钢和Cr-Ni-Mo-V钢。

钢的疲劳强度，以其强度、塑性和组织不均匀性而定。根据强度和塑性则可运用下式来近似地求得疲劳强度^[8]，对于无切口的含碳0.06~0.25%钢试样：

$$\sigma_{-1} = 0.27\sigma_s + 0.484\sigma_b - 0.214\delta - 1.78 \pm 2.64; \quad (1-6)$$

有切口的钢试样：

$$\sigma_{-1}^H = 0.237\sigma_s + 0.107\sigma_b + 0.068\delta + 2.26 \pm 1.83; \quad (1-7)$$

对于无切口的0.45~0.79%C钢试样：

$$\sigma_{-1} = 0.143\sigma_s + 0.331\sigma_b + 0.893\delta - 17.33 \pm 2.33. \quad (1-8)$$

式中 σ_s ——屈服强度；

σ_b ——抗拉强度。

增高含碳量会提高强度极限。疲劳强度与含碳量的相互关系，仅在低碳钢和中碳钢中很明显。高碳钢的疲劳强度随着含碳量增高而降低。在许多情况下，用锰、铬、镍、钼、钒合金化的中、低碳钢，能提高强度极限、屈服点、塑性和疲劳强度。但在另一些情况下，用这些元素合金化则不产生这种效果。这种差别是由于非金属夹杂物、碳化物、其他次生相以及晶粒尺寸影响到疲劳强度对于应力集中的高度敏感性。仅在合金化对强度性能和组织不均匀性同时产生良好影响时，才能提高疲劳强度。

以上简要分析了各种合金元素对结构钢使用性能的影响，其结论是仅当用锰、铬、镍、钼合金化时才能获得强度、塑性、冲击韧性、抗寒性以及减少金属组织不均匀性的条件下疲劳强度的良好配合、综合合金化提高钢性能的效果递增顺序为：Mn-Si钢，Cr-Mn-Si钢，Cr-Ni钢，Cr-Mo钢，Cr-Ni-Mo钢，Cr-Ni-Mo-V钢。

从公式1-1~1-3可得出结论认为，最有效和最经济的强化剂便是钒和氮。但由公式1-4和1-5可以看出，这样的强化会降低冲击韧性并提高脆性转变温度。同时，研究结果表明，钢中钒和氮含量以及热处理时氮化物相的溶解及析出过程的最佳化，保证了钢的综合使用性能毫不亚于用镍和钼合金化的钢的性能水平。

1.2 力学性能

实验研究结果弄清了钢的塑性、冲击韧性的降低和脆性转变温度提高并不是由于氮化钒强化钢的必然规律，而是与工艺不完善有关。添加氮、钒和其他氮化物生成元素的量以及奥氏体化加热温度的综合最佳化，可保证提高强度性能，同时不降低甚至改善塑性和冲击韧性，并且不仅限于变形钢，同时也包括铸钢。

表1-1列举了四炉25和35碳钢的力学性能，分三个钢包铸造，用不同加铝量在钢包中脱氧。当含0.044%Al时用氮和钒合金化对提高强度性能的效果不明显，仅-60℃的冲击韧性有所提高。为使AlN溶解和次生氮化物相弥散析出，而把奥氏体化加热温度提高到1150℃。在此情况下强度性能和冲击韧性同时得到提高。钢中铝含量减少到0.02~0.03%时，钢的强化性能提高的更显著，并且980℃正火比920℃正火状态更明显。在零下和室温的塑性和冲击韧性亦保持了高水平。

正火后补充高温回火实际上未改变力学性能。这证明了氮钒化合物强化的碳钢，在正火时弥散氮化物相析出过程已经完成，也说明了这种钢的回火稳定性。添加0.10%V和0.01%N并且含铝量降低到0.011%的钢，力学性能（包括-60℃冲击韧性）提

表 1-1 25和35钢的力学性能

钢 种	V	N	Al	温 度 °C	
				正火	回火
25		0.005	0.048	920	
				1150	
25NV	0.055	0.01	0.044	920	
				1150	
25		0.005	0.045	920	
				920	600
25NV	0.045	0.009	0.022	920	
				920	600
25NV	0.10	0.015	0.020	920	
				920	600
35		0.006	0.042	980	
35NV	0.047	0.01	0.03	980	
35NV	0.087	0.014	0.025	980	
25		0.005	0.039	920	
25NV	0.044	0.009	0.018	920	
25NV	0.10	0.015	0.011	920	

钢 种	σ_b , MPa	σ_s , MPa	δ , %	ψ , %	α_K , MJ/m ²	
					+20°C	-60°C
25	539	328	21.5	35.3	0.657	0.186
	524	319	24	45		
25NV	554	341	20.5	39.8	0.627	0.274
	552	363	22.5	29.5	0.696	0.284
25	568	323	28	43	0.578	0.284
	564	294	22	50.5	0.696	0.392
25NV	588	372	27	40.5	0.755	0.216
	573	353	25	49	0.676	0.255
25NV	598	392	27	45	0.647	0.402
	588	387	24	45	0.647	0.421
35	583	323	26	44.5	0.617	0.382
35NV	637	392	18	24	0.421	0.363
35NV	657	451	20	32	0.617	0.392
25	573	299	28	49	0.686	0.274
25NV	613	319	27	36	0.608	0.304
25NV	632	392	28	58.5	0.764	0.657

高的最为合理。

在正火和调质的情况下，钢的强化可能由氮化物相溶解的热力学和动力学参数所限制。在奥氏体化加热时，研究了加热温度和时间因素对改变力学性能的效果的影响（表1-2）。当920℃加热保温2~8h，仅屈服强度稍有提高（见表1-2）。加热持续20h，钢的强度性能和冲击韧性显著降低，且导致其显微组织铁素体-珠光体变粗。根据这些情况可以得出结论，即在920℃氮化物相溶解过程受热力学因素所制约，而不受动力学因素制约。在温度≤920℃下延长加热时间，并不增加氮化钒的溶解量，而是促使未溶解氮化钒的凝聚。这正说明铁素体-珠光体组织的粗化，是因为弥散的氮化钒系自由铁素体晶粒的成核点。

表 1-2 添加钒和氮的钢的力学性能

钢 种	正 火		淬火 ℃	σ_b , MPa	σ_s , MPa	σ , %	ψ , %	σ_K , MJ/m ²
	t, °C	τ , h						
20NV	920	2		510	345	29	48.0	1.02
(0.08%V,	920	4		510	345	30	51.0	0.96
0.012%N)	920	6		515	355	28	45.5	0.98
	920	8		505	365	29	43.5	0.99
	920	20		480	300	27	43.5	0.77
25NV	920	2	920	700	545	20	42.5	0.45
(0.12%V,	920	2	960	745	575	20	46.0	0.40
0.17%N)	920	2	1000	800	620	18	47.5	0.50
	920	2	1040	790	610	12	40.5	0.48

注：淬火后，600℃回火2h。

降低含铝量则奥氏体化加热温度对氮钒化合物的强化效果有决定性影响（见表1-2）。淬火温度由920℃提高到1000℃时，强度特性增高85~100MPa，并不降低钢的塑性和冲击韧性。进一步提高加热温度则会带来奥氏体晶粒显著长大、铁素体-珠光体组织粗化，并由此而带来力学性能的降低。低碳钢在600~620℃回火，对其强度、塑性和冲击韧性的配合最有利。由图1-1可见，25NV钢的屈服点较之相同化学成分的25钢有极显著的提高。

众所周知，25钢的强度性能随着在500~600℃范围回火温度的提高而降低。但25NV钢强度性能变化的规律性则不同，而是与许多因素有关，在500~550℃范围，虽然某些性能有所降低，

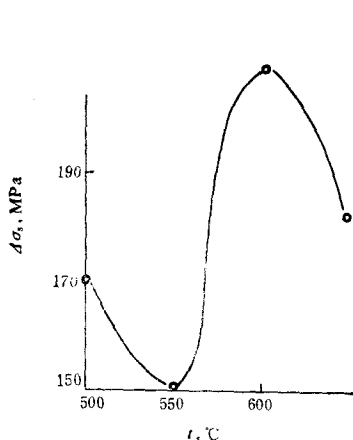


图 1-1 960℃淬火的25NV钢的回火温度对于其屈服点相对提高（与25铸钢比较）的影响

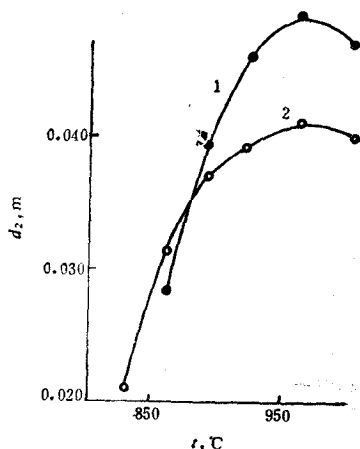


图 1-2 奥氏体化加热温度对40BNV（含0.09%V，0.022%N）钢（1）和40B钢（2）淬透性的影响

但其强度性能较之25铸钢却有显著增高，这与用钒和氮合金化显著提高淬火状态钢的强度和钢的回火稳定性^[9]有关系。当回火温度进一步提高到560~600℃范围，尽管提高回火温度会产生软化过程，但由于弥散的氮钒化合物（或钒的碳氮化物）相从固溶体中析出过程活化的结果，故强化还是主要的，从而保证了强度的显著提高。在600~650℃范围由于氮化物相凝聚的发展，强度的增长有所降低。

不论是在淬火、低温回火还是调质状态下，钒、氮和铝含量以及热处理时的奥氏体化温度的综合最佳化，也会提高中碳钢的强度性能和塑性，这与低碳钢类似。表1-3列出了40B中碳钢力学性能变化实例的数据。

显然铸件、锻件和轧材的使用性能，主要取决于钢的淬透

性。一般情况下以氮化钒强化的铸钢件，可能提高或降低其淬透性（图1-2）^{〔10〕}。这与增高溶解的氮和氮化钒相会降低奥氏体对

表 1-3 中碳钢的力学性能

钢 种	热处理制度	V	N	Al	σ_b , MPa
40B	铸态		0.005	0.07	710
40BNV		0.04	0.009	0.03	740
40B	920℃淬火		0.005	0.07	1300
40BNV		0.04	0.009	0.03	1765
40B	920℃淬火		0.005	0.07	1220
40BNV	170℃回火	0.04	0.009	0.03	1600
40B	920℃淬火		0.005	0.07	1090
40BNV	320℃回火	0.04	0.009	0.03	1520
40B	920℃淬火		0.009	0.06	760
40BN	600℃回火	0.09	0.02	0.02	870

钢 种	热处理制度	σ_s , MPa	σ_r , %	ψ , %	α_K , MJ/m ²
40B	铸态	550	5.5	7.5	0.15
40BNV		640	4.3	6.3	0.14
40B	920℃淬火		0.6	0.5	0.15
40BNV			0.8	0.9	0.23
40B	920℃淬火		2.0	4.0	0.15
40BNV	170℃回火		3.0	5.0	0.23
40B	920℃淬火		3.0	8.0	0.20
40BNV	320℃回火		5.0	10.0	0.24
40B	920℃淬火	560	12.0	43.0	0.70
40BN	600℃回火	795	14.5	44.0	0.90

过冷度的稳定性有关。看来，这与淬火时残余奥氏体的增加有关。应当指出，提高40B钢和40BNV钢淬透性的机理不同。40B钢的淬透性机理与奥氏体晶粒尺寸增大有关，而40BNV钢随着奥氏体化温度升高与氮化物相溶解量的增加有关，^{〔10〕}因为用氮和钒合金化的钢当加热到1000℃时实际上不发生奥氏体晶粒的长大。

因此，综合最佳化的氮、钒和铝含量和奥氏体化加热温度制度，可保证显著提高碳钢氮钒化合物强化的效果。但是要使钢中

残余铝含量稳定在0.01~0.02%的范围内，仅在浇铸大量金属时才容易实现。在小批量异形铸件生产中，熔炼时铝的收得率和浇铸时再次氧化的程度不稳定。这种情况除有感应熔炼炉的铸造车间外，用最佳添加量的铝脱氧往往有脱氧不足的情况。因此当降低铝含量时必须用对氧的亲合力不次于铝，而且氮化物生成自由能较高的元素对钢水补充最终脱氧。据文献〔11〕报道用铈可以满足这一要求。按文献〔12,13〕中引用的平衡常数，确定了在 γ 铁中氮化物的生成条件(图1-3)。由图1-3数据中得出，当含有最佳量的氮、钒、铝和铈($\leq 0.06\%$)时，钒的氮化物是热力学最稳定的。对碳钢脱氧时以铈代铝进行了实验研究，在150公斤碱性感应炉中熔炼50钢。钢水用锰和硅脱氧后再把铈(添加量为0.25%)加入炉内熔池中。钢水在炉内镇静过程中含铈的变化如下，2min后0.12%，10min后为0.04%，12min为0.02%。考虑到这一规律

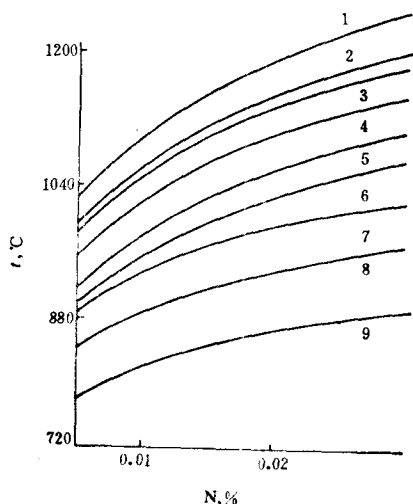


图 1-3 氮和氮化物形成元素含量对氮化物生成平衡温度的影响：曲线1、3、5分别含Al 0.03%、0.02%和0.01%；曲线2、4、6分别含V 0.15%、0.1%和0.05%；曲线7、8、9分别含铈0.06%、0.03%和0.01%

性和图1-4的情况，在加铈后钢水在1600℃下保持8min，而后浇

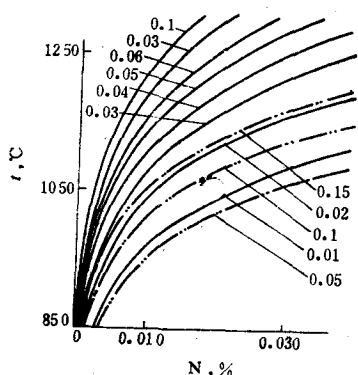


图 1-4 在低碳钢中氮、钒和铝含量对其生成钒和铝的氮化物的平衡温度的影响（实线表示铝；虚线表示钒，%）

铸到陶瓷模中。按此工艺，钢中铈的剩余含量为0.02~0.04%，可保证所要求钢的最终脱氧，也降低了钢的氧化物和气体含量（表1-4）。钢中的气体含量是用真空熔化法测定的。

根据金相分析资料，以铈代铝脱氧不仅降低了非金属夹杂物含量，而且也改善了非金属夹杂物的分布。即分布更加分散和均匀，尤其是没有Ⅱ型硫化物。

表1-5列出了不同温度正火后钢的力学性能测定结果，可以

表 1-4 50钢的成分及其气体含量

炉 号	Al	Ce	V	N	O ₂	N ₂
1	0.06				0.0057	0.006
2	0.02		0.1	0.01	0.0064	0.016
3		0.045			0.0022	0.007
4		0.040	0.1	0.01	0.0042	0.017

看出，正火温度为860、900和950℃时在低残余含铝量或以稀土金属最终脱氧的情况下，添加氮和钒会使钢的屈服点提高175~250MPa，亦即30~45%，而且不降低塑性和冲击韧性。在950℃正火时，钢的强度特性的绝对值最高，并且不带来塑性的降低。在1000℃正火时则强度更高，但此时钢的塑性和冲击韧性降低。

因而，用稀土金属代替铝最终脱氧并采取合理的奥氏体化加热温度，有使碳钢强度性能显著提高而不降低塑性和冲击韧性的

表 1-5 不同温度正火后钢的力学性能

钢 种	Al	Ce	V	N	正火温度, °C (保温 2h)
50	0.06			0.006	860 900 950
50Ce		0.45		0.007	860 900 950
50NV	0.02		0.1	0.016	860 900 950
50CeNV		0.040	0.1	0.017	860 900 950 1000

钢 种	σ_s , MPa	σ_b , MPa	δ , %	ψ , %	α_K , MJ/m ²
50	875 895 920	430 535 655	19.0 19.5 19.5	47.0 45.5 43.0	0.52 0.54 0.56
50Ce	905 930 960	540 635 750	20.5 17.0 15.0	44.5 43.5 41.5	0.62 0.62 0.63
50NV	985 1035 1100	650 740 830	18.0 18.0 17.5	48.0 47.5 47.0	0.57 0.58 0.58
50CeNV	1000 1050 1115 1200	670 785 850 940	16.5 18.5 16.5 11.0	50.0 52.0 49.0 20.0	0.66 0.68 0.64 0.32

特点。

在合金钢中加入氮和钒时必须考虑合金元素对化学成分和氮化物等温析出(溶解)平衡温度的影响。利用准化学理论原则,已确定了钢中钒的氮化物生成(溶解)的平衡温度(K)对钢化