

第2章 工程构件用合金结构钢



主要内容

- 第一节 低合金高强度结构钢
- 第二节 微合金化钢
- 第三节 低碳贝氏体型钢
针状铁素体型钢
铁素体—马氏体双相钢
- 第四节 新一代钢铁材料(自学)

教学要求

基本要求:

了解工程结构件用钢的力学性能特点、耐大气腐蚀性及加工工艺性能; 熟悉常用低合金构件用钢。

重点与难点:

工程结构件用钢的力学性能特点、耐大气腐蚀性及常用构件用钢。

2.0 引言

一、应用背景
工程构件用合金结构钢是在普通碳素结构钢的基础上发展起来的，主要用于制造各种大型金属结构、（如桥梁、船舶、屋架、锅炉及压力容器等）的钢材。



图4-99 上海南浦大桥建设



图12-3 导管架钻井平台



二、工程构件的服役特点:

不作相对运动，长期承受静载荷作用；有一定的使用温度和环境要求：如寒冷的北方，构件在承载的同时，还要长期经受低温的作用；桥梁或船舶则长期经受大气或海水的浸蚀；电站锅炉构件的使用温度则可达到 250°C 以上。

三、力学性能要求:

一是弹性模量大,以保证构件有更好的**刚度**;二是有足够的抗塑性变形及抗破断的能力,即 σ_s 和 σ_b 较高,而 δ 和 ψ 较好;三是缺口敏感性及**冷脆倾向性**较小;四是要求具有一定的**耐大气及海水腐蚀**性能。

四、工艺性能要求:

良好的冷变形性能和焊接性能。以**工艺性能**为主,力学性能为辅。

五、成分设计要求

低碳 ($W_C\% \leq 0.25\%$) ;

加入适量的合金元素提高强度: (1) 当合金元素含量较低时, 如低合金高强度结构钢和微合金化钢, 其基体组织是大量的铁素体和少量的珠光体; (2) 当合金元素中含量较多时, 其基体组织可变为贝氏体、针状铁素体或马氏体组织。

六、供货状态

大部分构件通常是热轧空冷 (正火) 状态下使用, 有时也在回火状态下使用。

2.1 低合金高强度结构钢

一、低合金高强度结构钢用途

- 也称为普通低合金钢（简称普低钢），这类钢是为了适应大型工程结构件（如大型桥梁、大型压力容器及大型船舶等）减轻结构重量、提高使用可靠性及节约钢材而发展起来的。
- 表2-1 为我国发展的低合金高强度结构钢的牌号、化学成分和机械性能
- 表2-2 国外几种低合金高强度结构钢的化学成分和力学性能

表 2-1 我国发展的低合金高强度结构钢的化学成分和力学性能 (GB/T1591-1994)

牌号	质量等级	化学成分(w%)											屈服点 σ_s ,MPa				抗拉强度 σ_b ,MPa	伸长率 δ_5 ,%	冲击功, A_{kv} (纵向)J				180℃弯曲试验 d=弯曲直径;a=试样厚度(直径)		
													厚度(直径,边长),mm												
		C≤	Mn	Si≤	P≤	S≤	V	Nb	Ti	Al≥	Cr≤	Ni≤	≤16	>16-35	>35-50	>50-100			不小于				钢材厚度(直径),mm		
													不小于										≤16	>16-100	
Q295	A	0.16	0.80~1.50	0.55	0.045	0.045	0.02~0.15	0.015~0.060	0.02~0.20			295	275	255	235	390~570	23						$d=2a$	$d=3a$	
	B	0.16	0.80~1.50	0.55	0.040	0.040	0.02~0.15	0.015~0.060	0.02~0.20			295	275	255	235	390~570	23	34					$d=2a$	$d=3a$	
Q345	A	0.20	1.00~1.60	0.55	0.015	0.015	0.02~0.15	0.015~0.060	0.02~0.20			345	325	295	275	470~630	21						$d=2a$	$d=3a$	
	B	0.20	1.00~1.60	0.55	0.040	0.040	0.02~0.15	0.015~0.060	0.02~0.20			345	325	295	275	470~630	21	34					$d=2a$	$d=3a$	
	C	0.20	1.00~1.60	0.55	0.035	0.035	0.02~0.15	0.015~0.060	0.02~0.20	0.015		345	325	295	275	470~630	22		34				$d=2a$	$d=3a$	
	D	0.18	1.00~1.60	0.55	0.030	0.030	0.02~0.15	0.015~0.060	0.02~0.20	0.015		345	325	295	275	470~630	22			34			$d=2a$	$d=3a$	
	E	0.18	1.00~1.60	0.55	0.025	0.025	0.02~0.15	0.015~0.060	0.02~0.20	0.015		345	325	295	275	470~630	22				27		$d=2a$	$d=3a$	
Q390	A	0.20	1.00~1.60	0.55	0.045	0.045	0.02~0.20	0.015~0.060	0.02~0.20		0.30	0.70	390	370	350	330	490~650	19						$d=2a$	$d=3a$
	B	0.20	1.00~1.60	0.55	0.040	0.040	0.02~0.20	0.015~0.060	0.02~0.20		0.30	0.70	390	370	350	330	490~650	19	34					$d=2a$	$d=3a$
	C	0.20	1.00~1.60	0.55	0.035	0.035	0.02~0.20	0.015~0.060	0.02~0.20	0.015	0.30	0.70	390	370	350	330	490~650	20		34				$d=2a$	$d=3a$
	D	0.20	1.00~1.60	0.55	0.030	0.030	0.02~0.20	0.015~0.060	0.02~0.20	0.015	0.30	0.70	390	370	350	330	490~650	20			34			$d=2a$	$d=3a$
	E	0.20	1.00~1.60	0.55	0.025	0.025	0.02~0.20	0.015~0.060	0.02~0.20	0.015	0.30	0.70	390	370	350	330	490~650	20				27		$d=2a$	$d=3a$
Q420	A	0.20	1.00~1.70	0.55	0.045	0.045	0.02~0.20	0.015~0.060	0.02~0.20		0.40	0.70	420	400	380	360	520~680	18						$d=2a$	$d=3a$
	B	0.20	1.00~1.70	0.55	0.040	0.040	0.02~0.20	0.015~0.060	0.02~0.20		0.40	0.70	420	400	380	360	520~680	18	34					$d=2a$	$d=3a$
	C	0.20	1.00~1.70	0.55	0.035	0.035	0.02~0.20	0.015~0.060	0.02~0.20	0.015	0.40	0.70	420	400	380	360	520~680	19		34				$d=2a$	$d=3a$
	D	0.20	1.00~1.70	0.55	0.030	0.030	0.02~0.20	0.015~0.060	0.02~0.20	0.015	0.40	0.70	420	400	380	360	520~680	19			34			$d=2a$	$d=3a$
	E	0.20	1.00~1.70	0.55	0.025	0.025	0.02~0.20	0.015~0.060	0.02~0.20	0.015	0.40	0.70	420	400	380	360	520~680	19				27		$d=2a$	$d=3a$
Q460	C	0.20	1.00~1.70	0.55	0.035	0.035	0.02~0.20	0.015~0.060	0.02~0.20	0.015	0.70	0.70	460	440	420	400	550~720	17		34				$d=2a$	$d=3a$
	D	0.20	1.00~1.70	0.55	0.030	0.030	0.02~0.20	0.015~0.060	0.02~0.20	0.015	0.70	0.70	460	440	420	400	550~720	17			34			$d=2a$	$d=3a$
	E	0.20	1.00~1.70	0.55	0.025	0.025	0.02~0.20	0.015~0.060	0.02~0.20	0.015	0.70	0.70	460	440	420	400	550~720	17				27		$d=2a$	$d=3a$

注：表中的为全铝含量。如化验酸溶铝时，其含量应不小于0.010%。

表2-3 低合金高强度结构钢的特性及用途

牌号		主要特性	用途举例
GB/T1591-1994	GB1591-88		
Q295	09MnV、09MnNb 09Mn2 12Mn	钢中只有极少量的合金元素强度不高，但有良好的塑性，冷弯，焊接及耐蚀性能	主要适用于制造汽车、机车车辆，建筑结构、桥梁、船舶、油罐、容器、冷变形钢、低温用钢、冲压件等。
Q345	12MnV、14MnNb、 16Mn、16MnRE、 18Nb	钢的强度较高，具有良好的综合性能和焊接性能	用于建筑结构，桥梁、压力容器、化工容器、重型机械、车辆、锅炉等
Q390	15MnV、15MnTi、 16MnNb	钢中加入V、Nb、Ti使晶粒细化，提高强度。具有良好的力学性能，工艺性能和焊接性能。	适用于制造中高压锅炉，高压容器、车辆、起重机械设备、汽车、大型焊接结构等。
Q420	15MnVN、 14MnVTiRE	具有良好的综合性能和焊接性能	适用于制造大吨位船舶，高压容器，桥梁、电站设备等
Q460		强度高，在正火、正火回火或淬火加回火的状态下有很高的综合力学性能	适用于制造各种大型工程结构及要求强度高，载荷大的轻型结构中的部件

表 2-2 国外几种低合金高强度钢的化学成分与力学性能

牌号	化学成分 (%)											力学性能			备注
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	其它	σ_s	σ_b	δ	
												MPa	MPa	%	
Cor Ten	\leq 0.12	0.25 ~0.75	0.20 ~0.50	0.07~0.15	\leq 0.05	0.25 ~0.55	\leq 0.65	0.30 ~1.25		-	-	>350	>490	>22	正火
Vanir	\leq 0.18	0.15 ~0.35	\leq 1.30	\leq 0.040	\leq 0.05	-	-	-		>0.02	Ti>0.005	>350	>650	>20	正火
HY80	\leq 0.22	0.10 ~0.40	0.15 ~0.35	\leq 0.035	\leq 0.04	-	2.0 ~2.75	0.90 ~1.40	0.23 ~0.35	-	-	>560	>700	>20	调质
T-1	\leq 0.12	0.15 ~0.35	0.60 ~1.0	\leq 0.04	\leq 0.05	0.15 ~0.50	0.70 ~1.00	0.40 ~0.65	0.40 ~0.60	0.03 ~0.08	B0.002 ~0.006	>700	>800	>18	调质
N-A-Xtra100	\leq 0.20	0.50 ~0.70	0.50 ~0.80	\leq 0.04	-	-	-	0.50 ~0.70		0.03 ~0.08	Zr0.05 ~0.15	>710	>840	-	调质

注：1000MPa 级的高强度钢是将 800 级的合金成分适当提高，并将淬火后的回火温度适当降低来保证的；另外，通过适当的加工硬化与热处理使晶粒细化，强度与韧性也同时提高

二、普通低合金高强度结构钢的化学成分特点

(1) 低碳，这类钢中碳的质量分数一般小于0.2%，主要是为了获得较好的塑性、韧性、焊接性能。

(2) 主加合金元素主要是Mn，很少加Cr和Ni，是经济性能较好的钢种。Mn能细化珠光体和铁素体晶粒；Mn促进铁素体在形变时发生交滑移，使{112}〈111〉滑移系在低温下仍起作用，同时，锰还使三次渗碳体难于在晶界析出，减少了晶界的裂纹源，改善钢的冲击韧性。Mn的加入还可使Fe-Fe₃C相图中的S点左移，珠光体数量增多，强度提高。

-
- (3) 辅加合金元素Al、V、Ti、Nb等，既可产生沉淀强化作用，还可细化晶粒，从而使强韧性得以改善。
 - (4) 加入一定量的Cu和P，改善这类钢的耐大气腐蚀性能。Cu元素沉积在钢的表面，具有正电位，成为附加阴极，使钢在很小的阳极电流下达到钝化状态。P在钢中可以起固溶强化的作用，也可以提高耐蚀性能；Ni和Cr都能促进钢的钝化，减少电化学腐蚀；加入微量的稀土金属也有良好的效果。
 - (5) 加入微量稀土元素可以脱硫去气，净化钢材，并改善夹杂物的形态与分布，从而改善钢的力学性能和工艺性能。

总之，普通低合金高强度结构钢合金化的思路是：低碳，以Mn为基础，适当加入Al、V、Ti、Nb、Cu、P及稀土等合金元素。我国低合金高强度结构钢的牌号是按屈服强度的高低来分类的，共5个级别，20个钢种。

我国低合金高强度结构钢的化学成分、力学性能及用途分别如表2-1、表2-3。

2.2 微合金钢

一、背景

微合金化钢是上世纪70年代在低合金高强度结构钢基础上发展起来的一大类**高强度低合金钢**。

化学成分特点是低碳（ $<0.1\%$ ），加入适量微合金化合金元素，如**钛、铌、钒**等；

工艺特点是运用**控制轧制和控制冷却**生产工艺。

通过化学成分和制备工艺的最佳配合达到了铁素体型钢的最佳强化效果，即**细化晶粒强化和沉淀强化**的最佳组合。

$$\sigma_s = 450 - 525 \text{ Mpa} \quad t_c \leq -80^\circ \text{C}$$

二、微量合金元素钛、铌、钒等的作用

1. 抑制奥氏体形变再结晶

通过固溶、偏聚在奥氏体晶界、应变诱导析出氮化物，阻止了奥氏体再结晶的晶界和位错运动，从而抑制再结晶过程的进行。

微合金化元素Nb、V、Ti延缓轧制时奥氏体再结晶能力的比较见图2-1。

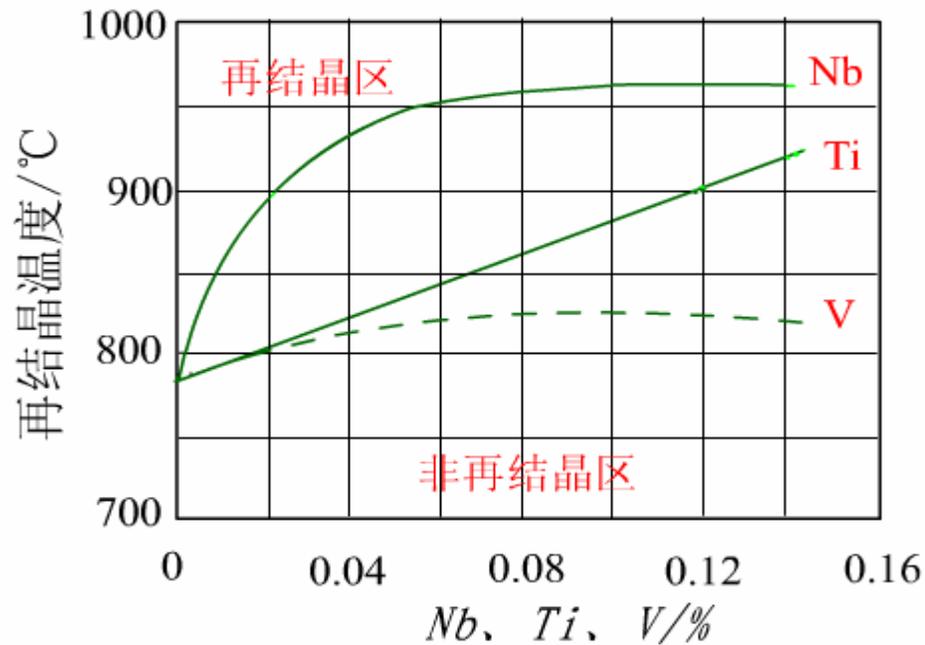


图2-1 Nb、V、Ti对再结晶临界温度的影响

由强到弱的顺序是**铌、钛、钒**

2. 阻止奥氏体晶粒的长大

通过加入钛和铌形成TiN或Nb(C, N)，它们在高温下非常稳定，弥散分布对控制高温下的晶粒长大有强烈的抑制作用。

微量铌 ($W \leq 0.06\%$) 形成的Nb(C, N) 阻止奥氏体晶粒长大作用可达115°C；

微量钛 ($W \leq 0.02\%$) 以TiN从高温固态钢中析出，呈弥散分布，对阻止奥氏体晶粒长大很有效。

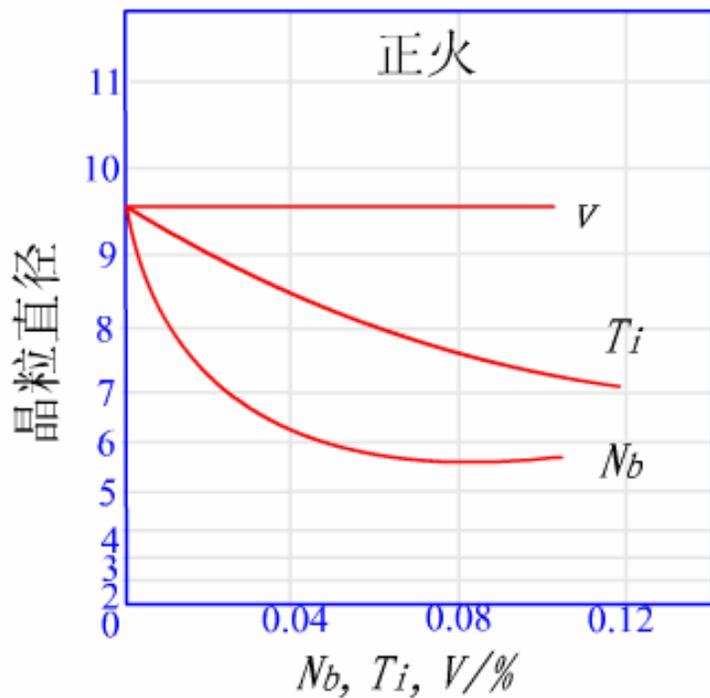


图2-2 Nb、V、Ti对低合金高强度钢正火态晶粒度的影响

Nb、V、Ti对正火状态的低合金钢的晶粒度的影响见图2-2，

Nb最有效，Ti次之，V则基本上不起细化晶粒的作用。

3. 形成沉淀相促进沉淀强化作用

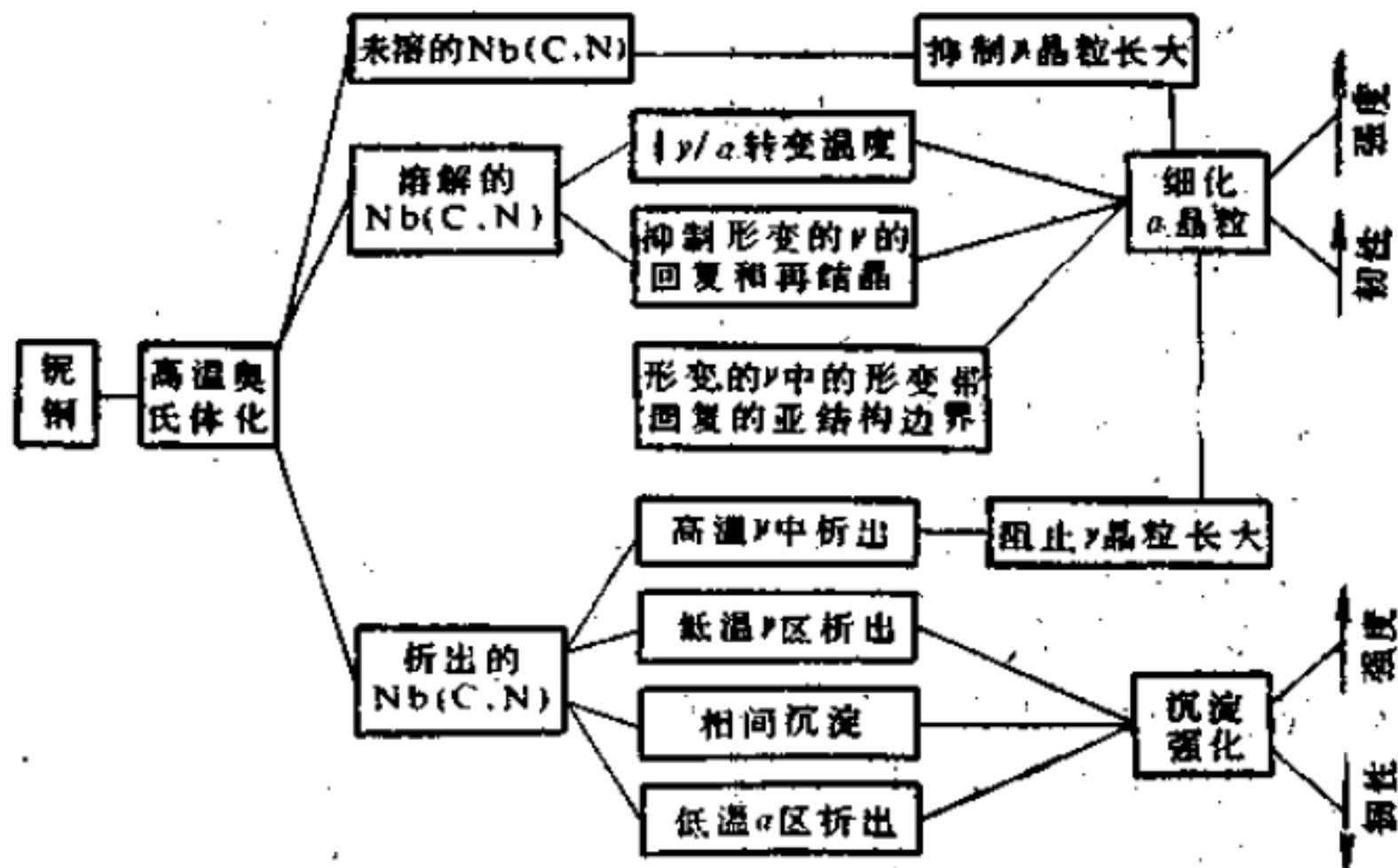
钛和铌的碳化物和氮化物有足够**低的固溶度**和**高的稳定性**。钒只有在氮化物中才这样。一般微合金化钢中的沉淀强化相主要是低温下析出的**Nb (C, N) 和VC**。

当 $W(\text{Nb}) \leq 0.04\%$ 时，其**细化晶粒**对屈服强度的贡献大于沉淀强化的作用；当 $W(\text{Nb}) > 0.04\%$ 时，其**沉淀强化**作用对屈服强度的贡献大于细化晶粒的作用。

微合金化元素**钒的沉淀强化**对屈服强度的作用最大，而钛的作用处于铌和钒之间。

4. 改善钢的显微组织

钛、钒、铌等合金碳化物和氮化物随奥氏体化温度的升高有一定的溶解量，溶于奥氏体的微合金化元素提高了过冷奥氏体的稳定性，降低了发生先共析铁素体和珠光体的温度范围，低温下形成的先共析铁素体和珠光体组织更细小，并使相间沉淀Nb (C, N) 和V (C, N) 的粒子更细小。



钢

奥氏体中析出

铁素体中析出

固溶在奥氏体中

加热时阻止晶粒长大

阻止变形的奥氏体再结晶

阻止铁素体再结晶

延缓贝氏体转变

延缓珠光体转变

对铁素体形成无影响

饼形晶粒

细小铁素体晶粒

细小铁素体晶粒

析出强化

等轴铁素体晶粒

马氏体组织

多边形铁素体加马氏体岛混合组织

对焊缝金属和HAZ中的贝氏体形成无影响

三、控制轧制与控制冷却

钢材的热轧工艺（如钢坯的加热温度、保温时间、开轧温度、轧制道次和道次变形量、终轧温度以及轧后冷却等参数）对钢材的力学性能有重要影响。

由于在普低钢中加入微量的Nb、V等合金元素可以产生显著的沉淀强化效应，但同时也使钢的冷脆性倾向增大。所以要生产强韧性钢还必须采取相应的韧化措施，即采用控制轧制和控制冷却工艺来细化铁素体晶粒。

1. 控制轧制

是将加入微合金化元素的普低钢加热到高温（ 1250°C - 1350°C ）进行轧制，但必须将终轧温度控制在 A_{r3} 附近，控制轧制本质上是形变热处理的一种派生形式，其主要目的是细化晶粒组织，从而提高热轧钢的强韧性。

在高于1200℃时，一方面，钢中的铌、钛的碳氮化物部分溶解于奥氏体，以便在随后的轧制过程中析出，起抑制再结晶和控制奥氏体晶粒长大的作用；在轧制完毕的冷却过程中，又有部分弥散的碳化物析出，起沉淀强化作用。另一方面，未溶的铌、钛碳氮化物起阻止钢坯奥氏体晶粒过度长大的作用。

控制轧制通常由三个阶段组成：

第一阶段是高温下的再结晶区变形；

第二阶段是在紧靠 A_{r3} 以上的低温无再结晶区变形；

第三阶段是在奥氏体—铁素体两相区变形。

图2—6 扼要地描绘出控制轧制过程这三个阶段以及随着每个阶段变形所发生的显微组织变化。

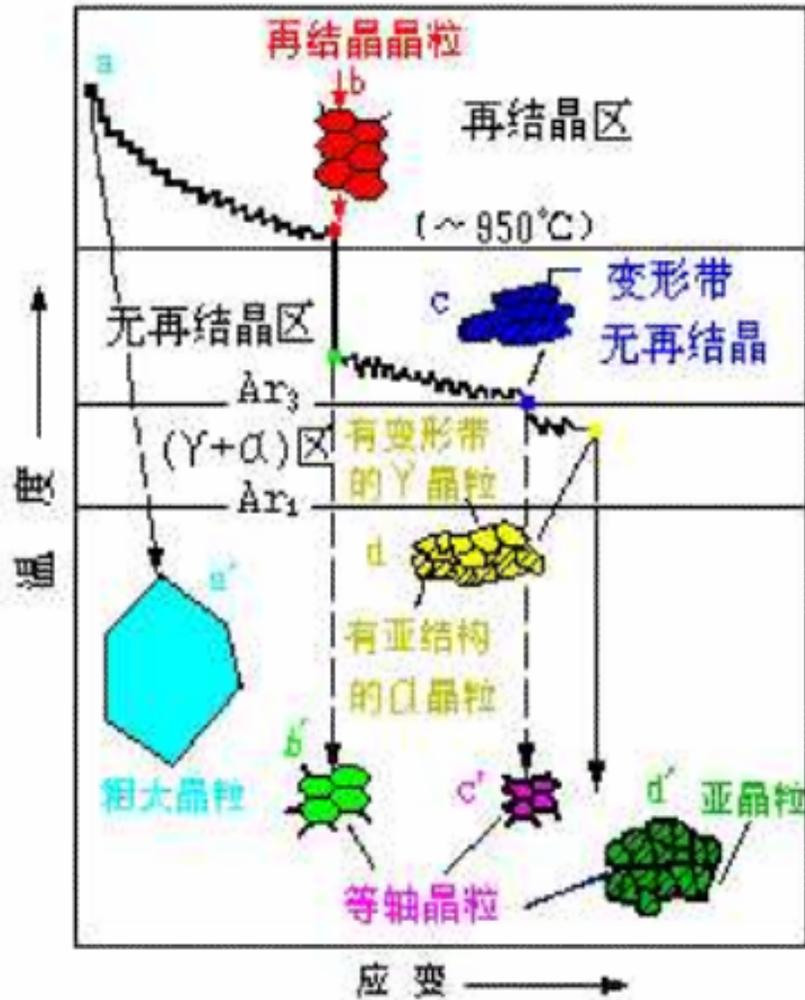


图2-6 控制轧制三阶段即每个阶段变形及纤维组织

第一阶段：高温下的再结晶区变形。粗大的奥氏体多次变形和再结晶而细化，但这时由A转变的铁素体仍然较粗大；

第二阶段：在紧靠 Ar_3 以上的低温无再结晶区变形。在伸长而未再结晶的奥氏体内形成变形带，而且使铁素体在变形带以及晶界上形核，从而形成细小的铁素体；

第三阶段：在奥氏体-铁素体两相区变形。此时铁素体发生变形并形成亚结构。变形之后的冷却过程中，未再结晶的奥氏体转变为等轴的铁素体晶粒，同时变形的铁素体产生亚结构

常规热轧和控制轧制之间的差别：

常规热轧的铁素体形核只在A晶界上形成；

控制轧制的奥氏体晶粒被形变带划分为几个部分，使得铁素体形核不仅发生在奥氏体晶界上，而且还在奥氏体的晶内。

若将一般热轧与控制轧制加以比较，可以发现它们与**正火与淬火**之间的关系非常相似。在控制轧制和淬火钢中，奥氏体晶粒被分割为几部分，从而形成非常细小的晶粒组织。

控制轧制和淬火分割奥氏体晶粒的区别在于，控制轧制是依靠**变形带**，淬火是依靠**马氏体相变**。

控制轧制通常有两种工艺：

1) 传统的控制轧制：

控制轧制是在低于再结晶终止温度时变形，此时已变形的奥氏体或发生再结晶但晶粒来不及长大，或者仅达到回复状态未发生再结晶。奥氏体在形变道次时间终了时，实际上仍保持加工状态的薄饼形晶粒。

随后通过控制冷却使得铁素体在奥氏体晶界和晶内滑移带上多处形核得到极细小的铁素体晶粒。

2) 再结晶控制轧制

控制轧制是在**高于再结晶终止温度**时变形，此时奥氏体要**发生再结晶**，因此必须抑制热变形后再结晶奥氏体晶粒的粗化和避免应变诱导析出。

加入微合金化元素钛使钢液在凝固后的冷却过程中析出稳定弥散的**TiN质点**，可以抑制经反复形变细化的再结晶奥氏体晶粒的长大，当反复多次形变和再结晶后，奥氏体晶粒得到细化。

由于终轧温度高（高于 950°C ），形变不能诱导V(C, N)相产生，所以，不能阻碍奥氏体再结晶，加入微合金化元素钒只作为低温析出的沉淀强化相。由此发展了高于再结晶温度控轧的V--Ti--N钢。这种钢可以通过控制轧制得到极细小的铁素体晶粒和珠光体团。

再结晶控制轧制工艺特别适合在不能进行低温轧制的低功率轧机上实施，或者在锻造时使用。

2. 控制冷却

冷却工艺对获得细小的铁素体晶粒和沉淀强化相极为重要。

冷却速度**过慢**时，对于截面较厚的钢材，析出的先共析铁素体将长大，珠光体团和片层也**粗化**，这就降低了钢的强度和韧性；对于微合金化钢，发生相间沉淀的温度较高，沉淀相过于粗大，**减弱**了沉淀强化效应。

根据钢材截面的厚度不同，控制冷却可以采用**强制风冷、喷雾、喷水**等措施来控制冷却速度。

在连轧钢板生产过程中，控制钢板的卷取温度也很重要，卷取温度一般控制在**600℃-650℃**，使钢板在600℃以下冷却速度减慢，以便改善钢材的塑性和韧性。

控制轧制和控制冷却的主要工艺参数是：

①选择合适的加热温度，以获得细小而均匀的奥氏体晶粒；

②选择适当的轧制道次和每道的压轧量，通过回复再结晶获得细小的晶粒；

③选择合适的在再结晶区和无再结晶区停留时间和温度，以使再结晶的晶粒内产生形变回复的**多边化亚结构**；

④在铁素体-奥氏体两相区选择适宜的总压下量和轧制温度；

⑤控制冷却速度。

2.3 低碳贝氏体型钢、针状铁素体型钢 及铁素体-马氏体双相钢

具有铁素体-珠光体组织的低合金钢和微合金化钢其屈服强度的极限约为460MPa。

若要求**更高强度和韧性**的配合，就需要考虑选择其它类型组织的低合金钢，如采用**相变强化**，因而发展了低碳贝氏体型、低碳索氏体型及低碳马氏体型钢。

主要是适当**降低钢的含碳量**以改善韧性，由此造成的强度损失可由加入**合金元素**通过**控制轧制和控制冷却**后**形成低碳贝氏体或马氏体的相变强化**的方法得到补偿。配合加入微合金化元素，如铌以细化晶粒并进一步提高韧性。

一、低碳贝氏体型钢

低碳贝氏体钢在轧制或正火后控制冷却，直接得到**低碳贝氏体**组织，与相同碳含量的铁素体—珠光体组织钢相比具有更高的强度和良好的韧性。利用贝氏体相变强化，钢的屈服强度可达到490MPa—780MPa。

1. 低碳贝氏体钢的化学成分:

$W(\text{C})=0.10-0.20\%$, $W(\text{Mo})=0.30-0.60\%$,

$W(\text{Mn})=0.60-1.60\%$, $W(\text{B})=0.001\%-0.005\%$,

$W(\text{V})=0.04-0.10\%$, $W(\text{Nb})$ 或 $W(\text{Ti})=0.010-$

0.06% , 并经常加 $W(\text{Cr})=0.4-0.7\%$ 。

2. 低碳贝氏体型钢中的合金化

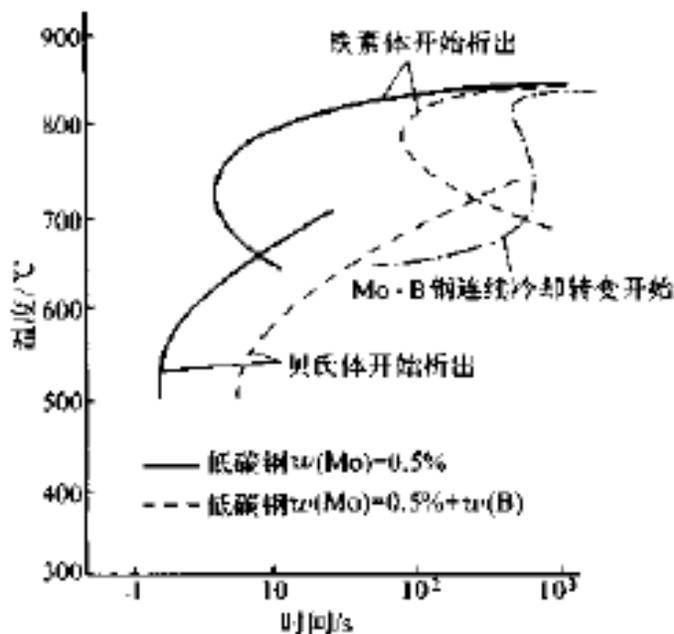


图 2-7 低碳钼钢和钼硼钢的过冷奥氏体恒温转变开始曲线

主加合金元素是能显著推迟先共析铁素体和珠光体转变，而对贝氏体转变推迟较少的**钼和硼**。对CCT图的影响如图2-7。

再加入**锰、铬、镍**等元素，进一步推迟先共析铁素体和珠光体转变并使 B_s 点下降，以获得**下贝氏体**组织。

通过微合金化，充分发挥铌、钛、钒细化晶粒和沉淀强化的作用。我国已研制成功的低碳贝氏体型低合金高强度钢的化学成分与性能如下表。

表 2-3 我国发展的几种低碳贝氏体型高强度结构钢的化学成分和机械性能

牌号	化学成分(w%)								力学性能			板厚 mm	备注
	C	Mn	Si	V	Mo	Cr	B	RE	σ_s (MPa)	σ_b (MPa)	δ (%)		
14MnMoV	0.10-0.18	1.20-1.50	0.20-0.40	0.08-0.16	0.45-0.65	-	-	-	≥ 490	≥ 500	≥ 15	30-115	正火回火
14MnMoVBRE	0.10-0.16	1.10-1.60	0.17-0.37	0.04-0.10	0.30-0.60	-	0.0015-0.006	0.15-0.20	≥ 500	≥ 650	≥ 16	6-10	热轧态
14CrMnMoVB	0.10-0.15	1.10-1.60	0.17-0.40	0.03-0.06	0.32-0.42	0.90-1.30	0.002-0.006	-	≥ 750	≥ 650	≥ 15	6-20	正火回火

3. 典型低碳贝氏体型钢:

14MnMoV和14MnMoVBRE钢是我国发展的典型的低碳贝氏体型钢，其屈服强度为490MPa级。主要用于制造容器的板材和其它钢结构。板厚小于14mm时，在热轧态即可得到贝氏体；板厚大于14mm时，需要正火处理。

为了提高钢的室温和低温韧性，改善焊接性，发展了**超低碳贝氏体钢**，钢的含碳量降低到 $W(C)=0.02\%$ (C)，并加入 $W(Ti)=0.01\%$ 使之成为Mn-Mo-Nb-Ti-B超低碳贝氏体型钢。通过控制轧制和控制冷却可以得到**高位错密度的细小贝氏体**组织。这种钢可在0℃以下的温度环境中服役。

二、针状铁素体型钢

针状铁素体钢是钢材在控制轧制后空冷过程中通过切变和扩散相变形成由位错列阵和位错胞组成的非等轴铁素体钢。相变开始发生在较上贝氏体为高的温度范围里，反映在连续冷却转变图上，贝氏体区被铁素体区所掩盖。这类钢的显微组织是低碳或超低碳的针状铁素体，与低碳贝氏体很相似，但由于含C量极低，故铁素体板条的相界上不存在碳化物。

1. 针状铁素体型钢的合金化

低碳是为了Nb的碳化物沉淀，一般增加C含量将损害韧性。含C量一般不高于0.06%，高于这一水平，C的偏析将引起韧性的下降，这是由于高碳区往往成为断裂的微孔形核核心。

Mn的含量根据钢板厚度和要求的强度水平决定，一般在1.4%-2.2%之间。Mn推迟铁素体-珠光体相变，降低Bs点，使细晶粒的针状铁素体在450℃以下形成，Mn也是固溶强化元素。

Mo的含量也根据钢板厚度确定，在0.15%-0.6%之间。Mo能有效地推迟铁素体相变而不影响贝氏体相变；**Mo与Mn**联合使用还有利于得到细晶粒的针状铁素体而不是粗大的多边形铁素体。当Mo被Cu-Ni-Cr代替时，通过控制轧制，也可以得到针状铁素体。

Nb的含量一般在0.04%-0.06%之间，通过沉淀相Nb(C, N)的析出能有效地产生沉淀强化，并且在奥氏体区热轧时，沉淀相Nb(C, N)也可以细化晶粒。

2. 典型针状铁素体型钢钢种

典型钢种为Mn-Mo-Nb钢，其化学成分范围为 $W(C) \leq 0.10\%$ ， $W(Mn) = 1.6\% - 2.0\%$ ， $W(Mo) = 0.2\% - 0.6\%$ ， $W(Nb) = 0.04\% - 0.06\%$ ，有时还加 $W(V) = 0.06\% (V)$ ， $W(Ti) = 0.01\%$ 。

这类钢通常用碱性氧气转炉冶炼，用铝脱氧，并且S含量很低（大约为0.005%左右）；或者用稀土处理，控制硫化物的形态，提高横向冲击性能。

3. 显微组织和性能特点

细晶粒的多边化铁素体（ASTM12级或更细）、30%以上的针状铁素体片（高位错密度的细小的亚结构）、高度弥散的渗碳体质点、少量岛状的马氏体-奥氏体块（通常小于整个组织体积的5%）和细而弥散的Nb (C, N) 质点。

这类钢由于缺乏足够的C去锁住位错，因而位错运动而不能突然引发屈服点的产生，从而显示出**连续的应力—应变曲线**。这种力学行为与铁素体—珠光体钢相比，在许多场合是十分有利的，比如在管线建设中，轧材可以精确地就位成形。

这类钢的屈服强度一般大于470MPa，伸长率大于20%，室温冲击值大于80。



这类钢和低碳贝氏体型钢一样，不仅具有良好的**低温韧性**，而且还具有良好的**焊接性能**，已成功地应用于制造寒带输送石油和天然气的管线

三、铁素体-马氏体双相钢

1. 背景

由于传统的低合金高强度钢对汽车压力加工件来说，没有具备足够的冷成形性，因而需要改善其**强度--成形性的综合性能**以满足汽车冲压成型件的要求。把传统的低合金高强度钢的显微组织（即铁素体+珠光体）改成**铁素体+马氏体**（实际上还包含少量奥氏体）的双相组织，其显微组织特征是**20%左右**的马氏体呈小岛状或纤维状分布在**80%左右**的铁素体基体上。

2. 组织转变特点

一方面，钢中的**碳**在奥氏体发生转变析出先共析铁素体时**集中在奥氏体中**，在奥氏体转变成马氏体（含碳量偏高）时，将引起体积和形状变化，并且**铁素体相中的间隙碳原子相对较为贫化**；

另一方面，在一定冷却条件或应变诱发下的**马氏体相变**将在马氏体区域产生**残余应力**，在铁素体中**激发出高密度的可动位错**（由于铁素体中的碳、氮量极低，位错不易被钉扎）。

3. 性能特点

具有较低的屈服强度，且是**连续屈服**；同时在屈服发生以后，铁素体中的位错运动互相缠结，因而继续塑性变形所需应力迅速增加，表现为**高的应变硬化速率**。

此外加之有强韧的马氏体岛或纤维和很细的铁素体晶粒及结合牢固的马氏体 // 铁素体界面，使得**塑性变形主要发生在铁素体相中**，所以表现为高的均匀伸长率和高强度。连续的应力—应变曲线，低的屈服应力，高的应变硬化速率和优良的抗拉强度与塑性的配合。

4. 生产工艺及类型

由于双相组织既可以通过亚临界温度范围内的退火获得，也可以通过热轧后的控制冷却来获得。因此生产上通常又把双相钢分为退火双相钢和热轧双相钢。并且它们在合金化上也有明显的区别。

退火双相钢 、 热轧双相钢

退火双相钢又称热处理双相钢:

将钢加热到**亚临界温度范围**（即在A+F两相区）内，形成20%左右的奥氏体，然后**空冷或快冷**即可得到**铁素体+马氏体**组织。

当钢长时间在A+F两相区内退火时，钢中的合金元素将在奥氏体和铁素体之间重新分配，其中奥氏体形成元素**碳、锰等**将富集于奥氏体中，这样就提高了奥氏体的稳定性，从而抑制了珠光体的转变，保证钢中的奥氏体在空冷条件下得到马氏体。

热轧双相钢

在热轧状态下，通过控制转运台的冷却，使钢形成80%左右的铁素体发生多边化，C和其它合金元素在剩余的奥氏体岛中富集，提高奥氏体的稳定性，而避免形成珠光体和贝氏体，最后得到铁素体+马氏体的双相组织。

典型的化学成分范围是： $W(C)=0.04\%-0.10\%$ ， $W(Mn)=0.8\%-1.8\%$ ， $W(Si)=0.9\%-1.5\%$ ， $W(Mo)=0.3\%-0.4\%$ ， $W(Cr)=0.4\%-0.6\%$ ，以及微合金元素V等。

提高低合金高强度钢的另一途径，
是采用低碳低合金钢淬火获得低碳马氏体，
然后进行高温回火，获得低碳索氏体组织
从而得到良好的综合机械性能和焊接性。

美国最具有代表性的这类钢是T-1钢。该钢淬火后获得低碳的板条马氏体组织，具有很好的强度与韧性。其合金化特点是：

①把C含量限制在0.12以下，这样可以保证优良的焊接性与低温韧性，

②为了保证最低限度的淬透性，复合地加入少量Mn、Ni、Cr、Mo、B等元素，

③少量的V提高了钢的回火稳定性，使焊接时的热影响区变窄，

④加入少量的Cu是为了提高钢的抗大气腐蚀能力。