15MnMoVNRE钢的强韧性

鄢文彬　富振成　陈廷扬　钱淑芸

（西安交通大学　重庆钢铁公司）

本文对15MnMoVNRE钢的强度、韧性尤其是低温韧性，进行了评价，并从化学成份—热处理工艺—微观组织结构—力学性能的关系上分析其强韧化机理。

一、前　言

能源开发，交通运输、民用及工业建筑的发展，需要具有高强度、高韧性和冷脆转变温度低的可焊接结构钢。国外的工程机械用可焊接结构钢的抗拉强度已发展到686～882MPa，国内目前只能供应441MPa以下的。强度级别为490MPa的只能小批量生产，强度级别为588～686MPa的可焊接高强度结构钢正在研制中。本文介绍的15MnMoVNRE钢也是其中之一。按这种钢的研制目标要求，经不同热处理后屈服强度可分别达到490，588，686MPa；焊接性能和冷变形性能较好。这种钢作为矿山机械、工程机械、重型汽车、军工机械等方面使用的可焊接高强度结构钢，要求达到国外同类产品性能要求。

对于寒带地区使用的施工机械而言，钢材的耐寒性是很重要的，这类机械的失效分析表明[1]，钢材低温韧性达不到要求是发生脆性断裂的重要原因。因此，在平面应变断裂韧性K_{Ic}指标问世之前，人们对钢材的冲击值就规定了一定的要求，以防止低温脆断。例如，国际焊接协会（I I W）建议，纵向取样的夏氏V型缺口试样，在结构的最低使用温度下，其冲击值应不小于27J。材料的冷脆转变温度，应该低于最低使用温度，就我国北方地区冬季最低气温情况而言，材料的冷脆温度应在－40～－45℃以下。

二、试验用钢的化学成分、热处理及组织特征

1．试验用钢的化学成分见表 1 。

试验用钢的化学成分（wt%）　　表 1

C	Si	Mn	P	S	Mo	V	N	RE
0.14	0.49	1.36	0.017	0.017	0.51	0.055	0.016 加入量	0.011 加入量

这种钢的临界点大致为：$Ac_1$736℃；$Ac_3$873℃，M_S 410℃。

2．热轧后的钢板，分别采用下列四种工艺进行热处理：

（1）820℃正火；

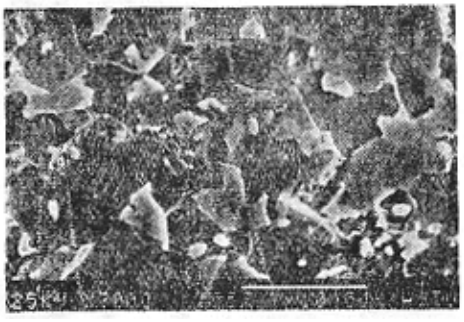
（2）930℃水淬＋820℃正火；

（3）930℃水淬＋650℃回火；

（4）930℃水淬＋820℃水淬＋650℃回火。

3. 各种热处理状态的组织特征

（1）820℃正火后的金相组织为未溶铁素体＋粒状贝氏体。这种组织在扫描电镜下进一步放大后如照片1，在金属薄膜样品透射电镜下观察，铁素体为板条状，板条内存在位错亚结构（照片2 a），而且岛状组织交界附近铁素体内的位错密度较高（如照片2 b）。M-A岛中，通常有板条马氏体、孪晶马氏体和残余奥氏体，但在冷速较慢的情况下，岛中也会存在铁素体加碳化物。



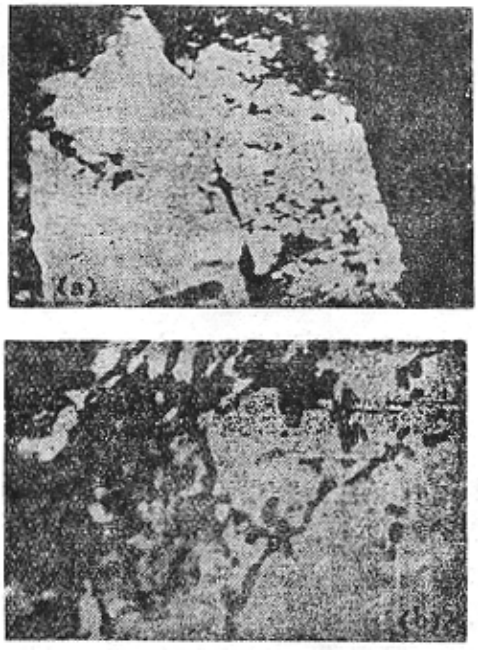
照片1 未溶铁素体＋粒状贝氏体组织在扫描电镜下放大

（2）930℃水淬＋820℃正火

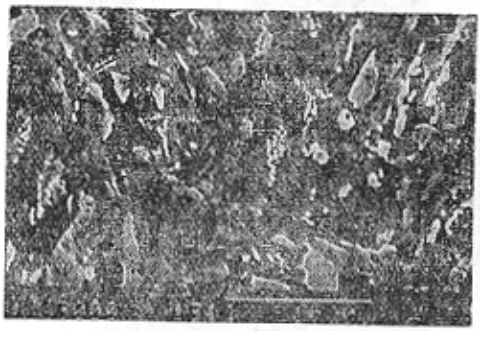
其组织特征与820℃正火的差不多，也是未溶铁素体＋粒状贝氏体。由于正火前加了一道930℃淬火，其组织比单纯820℃正火要细小均匀，如照片3与照片1的比较。在金相组织观察中还发现，有的铁素体板条之间分布着碳化物，说明组织中除了粒状贝氏体之外，还存在上贝氏体。

（3）930℃淬火与930℃淬火＋820℃淬火两种工艺淬火态组织的比较。

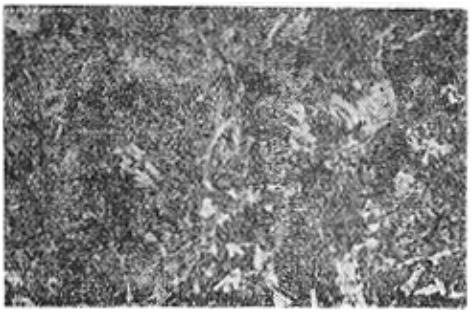
这两种工艺，一为普通淬火，一为临界区淬火，淬火态的组织特征分别如照片4，5所示。经普通淬火的组织为板条马氏体，板条束的特征比较典型，经过临界



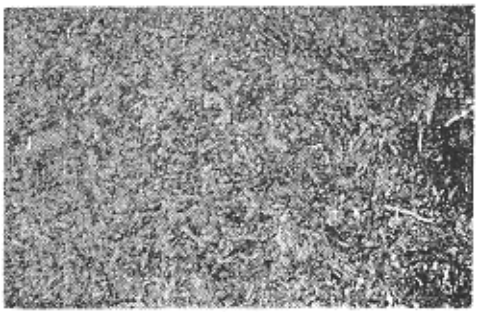
照片2 粒贝组织中铁素体板条形貌(a)，在与M-A岛相邻处铁素体中位错密度较高(b)



照片3 930℃水淬＋820℃正火后的组织（SEM）



照片4 930℃水淬板条马氏体 500×

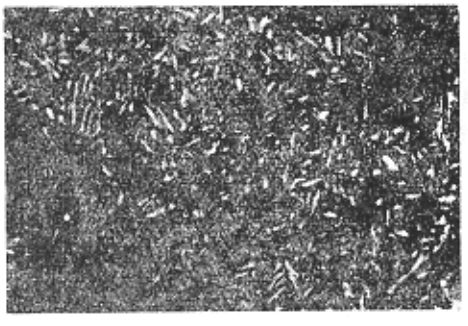


照片5　930℃水淬＋820℃水淬马氏体＋铁素体　500×

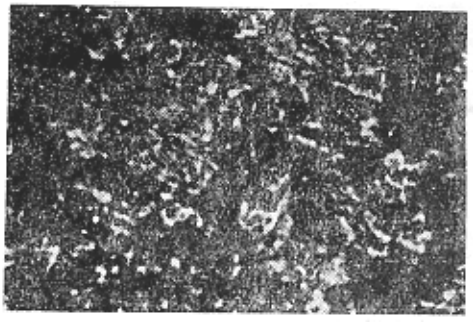
区淬火后组织比前者细小得多，除了马氏体之外，还有少量的未溶铁素体。经特殊腐蚀后的金相组织如照片6，白色短片状为未溶铁素体，而黑色的为马氏体。两种工艺淬火后的马氏体板条内均有大量位错。具有马氏体＋铁素体组织，马氏体与铁素体边界附近位错密度高于马氏体板条内部的位错密度。同时，经临界区淬火后，除了位错马氏体之外，尚有部分孪晶马氏体，如照片7。

（4）不同工艺淬火、650℃回火后的组织特征比较。

正如照片8，9所示，经两种不同工艺淬火，650℃回火之后，金相组织中仍部分保留着板条马氏体的痕迹，根据文献[2]，淬火态的马氏体板条束（packet）在再结晶温度以下回火之后，仍然可以看见。这种情况在扫描电镜下观察更为清楚，正如照片10，11所示，普通淬火＋650℃回火之后，析出的碳、氮化合物沿板条束界和板条界析出；临界区淬火＋650℃回火后，碳化物也沿板条界析出，但板条束界不明显。两种处理态的析出化合物颗粒都非常细小。。



照片6　同照片5的组织　800×



照片8　930℃水淬＋650℃回火　800×

照片7　930℃水淬＋820℃水淬（TEM），有部分孪晶马氏体　3000×

照片9　930℃水淬＋820℃水淬＋650℃回火　800×

照片10 930℃水淬+850℃回 火（SEM） 2300×

照片11 930℃水淬+820℃水淬+650℃回火（SEM） 2300×

三、15MnMoVNRE钢的强度和塑性随试验温度的变化

（一）试验方法

采用光滑拉伸试样测得不同试验温度下的强度指标$\sigma_{0.2}$，σ_b和塑性指标δ_5，ψ_k。缺口试样用于测定不同温度下的缺口拉伸强度σ_{NF}，并研究缺口敏感性随试验温度的变化情况。

（二）强度随试验温度的变化

图1（a）；（b）表示这种钢经不同热处理之后的屈服强度随试验温度的变化。可见，两种工艺正火处理的屈服强度

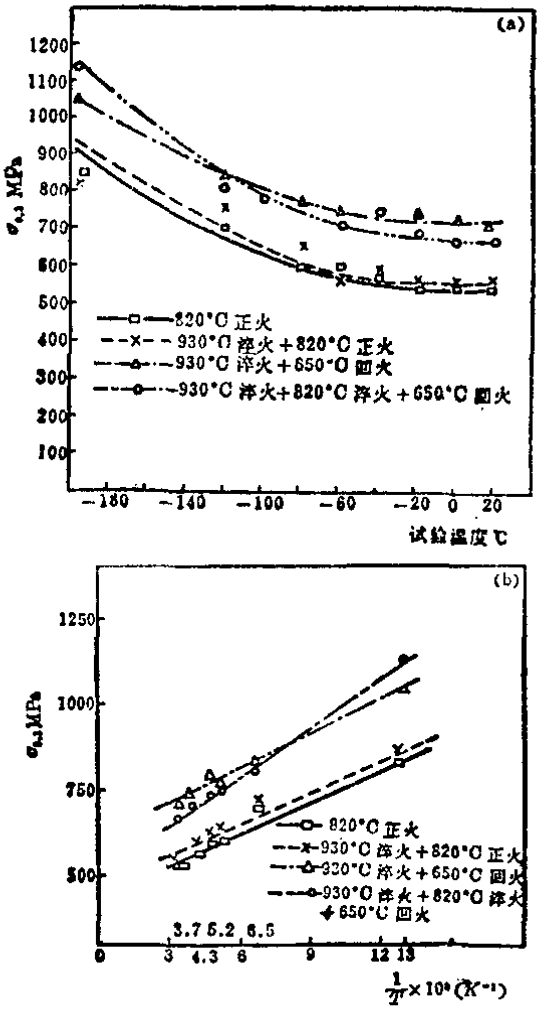


图1 15MnMoVNRE钢的$\sigma_{0.2}$随试验温度变化的情况

相差不多，其中930℃淬火+820℃正火者屈服强度稍高于单纯820℃正火的。

两种工艺淬火回火处理后的屈服强度也基本相同，并高于两种正火处理的。它们的屈服强度$\sigma_{0.2}$均随试验温度的降低而升高，用方程式（1）可以描述$\sigma_{0.2}$与试验温度的关系：

$$\sigma_{0.2}=\sigma_0+B/T \qquad (1)$$

式中，σ_0为非热项，B/T是屈服应力随温度变化的部分，B是材料常数，T是热力学温标温度。

由表2可知，两种正火工艺处理的材料，B值相同，而普通淬火+650℃回火的

各种工艺热处理后材料的σ_0，B　　表2

材料性能 \ 热处理	820℃ 正火	930℃ 淬火+820℃ 正火	930℃ 淬火+650℃ 回火	930℃ 淬火+820℃ 淬火+650℃ 回火
σ_0，MPa	543	568.4	713	669
B，MPa.K	31.7	31.7	34.7	46.5

B值也与正火的基本相同；临界区淬火+650℃回火者，B值较高。

（三）塑性指标δ_5 ψ_k随试验温度的变化

这种钢经四种不同热处理之后的塑性指标δ_5，ψ_k随试验温度变化的情况见图2。对于两种正火态的试样，－60℃以上温度范围，δ_5，ψ_k变化不大，ψ_k在－80℃以下温度呈现明显降低；而δ_5则在－120℃以下温度才出现明显降低，且δ_5降低的趋势较ψ_k的要平稳。两种淬火回火处理的试样，－120℃以上温度范围，ψ_k变化不大；－120℃以下温度，ψ_k才明显下降，且下降的趋势比正火处理的要平缓得多。至于δ_5，无论是普通淬火的，还是经临界区淬火的，在－196℃以上温度范围内，非但不随温度的降低而降低，反而略有升高。这种延伸率随温度降低而增加的现象，可以用机械孪晶的作用来解释。最近；国外学者在Fe-Mn-Al-C-X合金中也有发现[3]。还可以看出；光滑拉伸试验的塑性指标对于温度降低是不敏感的，δ_5和ψ_k出现明显降低的温度，远远低于这种材料在工程上的实际使用温度。因此，用光滑拉伸试样塑性指标来反映材料的冷脆性是不合适的[4]。

就塑性指标的比较而言，可以看到，淬火回火态优于正火态，特别是在低温下这种优势更为明显。

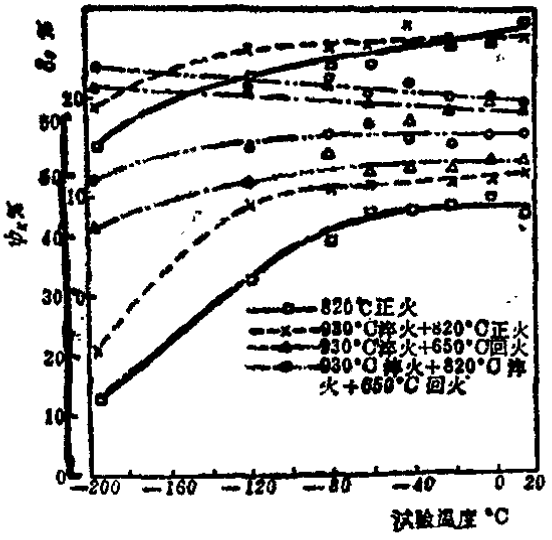


图2　15MnMoVNRE钢的δ_5，ψ_k随试验温度的变化情况

（四）屈强比及其随温度的变化

如图3所示，试验钢在室温下的屈强比值，两种淬火回火处理的均大于0.8，820℃正火的约为0.45，930℃淬火+820℃正火的约为0.70。随着温度降低，屈强比上升；正火态的屈强比上升比淬火回火的要快，但仍以淬火回火态的屈强比为高。

（五）缺口敏感性及其随温度的变化

缺口的存在造成三向应力状态，缺口根部不易产生塑性变形，使屈服应力σ_s升高，增加了材料的脆化趋向。缺口越尖锐，这种脆化趋向越大，加上低温环境，材料更容易脆断。

一般用缺口强度比来表示缺口敏感

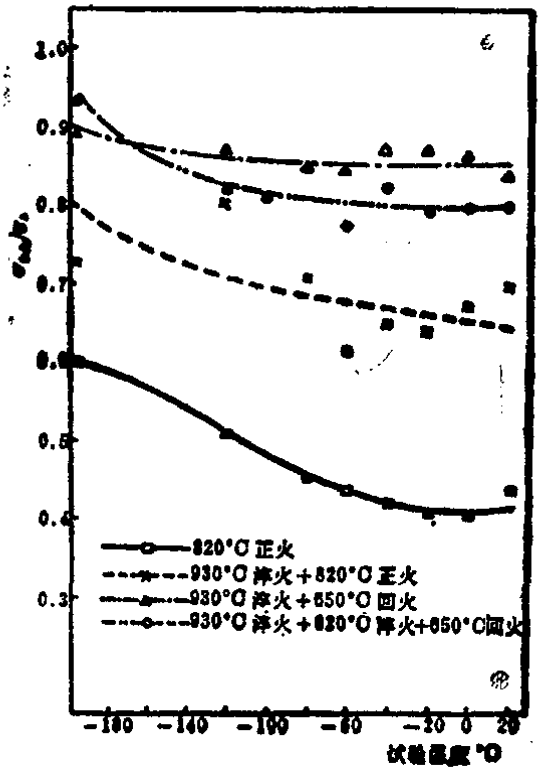


图3 15MnMoVNRE钢的屈强比与试验温度的关系

性：

$$NSR = \frac{\sigma_{NF}}{\sigma_b} \qquad (2)$$

式中，σ_{NF}——缺口试样的抗拉强度；

σ_b——光滑试样的抗拉强度。

NSR愈大，缺口敏感性就愈低。本试验中采用缺口拉伸试样，缺口尖端半径有r=0.5，r=0.1mm两种，缺口根部处的横截面积为无缺口时横截面积的56%。其中r=0.1mm的试样，NSR与试验温度的关系如图4所示。由图4可见，820℃正火的缺口敏感性最高，其次是930℃淬火+820℃正火的，930℃淬火+650℃回火的缺口敏感性较前两者的为低，而930℃淬火+820℃淬火+650℃回火的缺口敏感性最低。随温度降低，在-80℃以

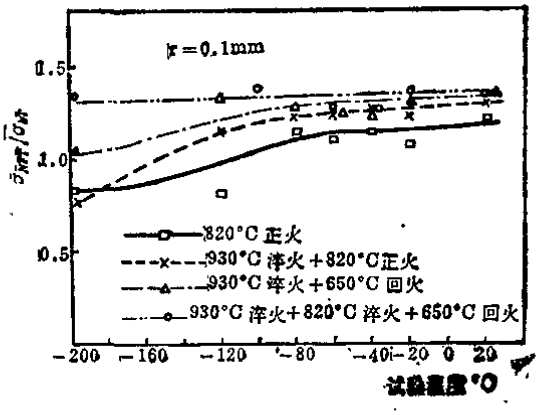


图4 不同热处理试样的缺口敏感性与温度的关系

上温度范围，四种工艺热处理后的试样，缺口敏感性都基本上保持不变，-80℃以下，前三者的缺口敏感性随温度降低而增加，而临界区淬火+650℃回火的试样，直到-196℃，缺口敏感性也不增加。缺口敏感性还与试样的几何形状有关，即与缺口尖锐度、缺口深度和缺口夹角三个因素有关。如图5所示，在r=0.5，r=0.1mm时，经临界区处理的试样，低温下缺口敏感性未增加，但预制环形裂纹的拉伸

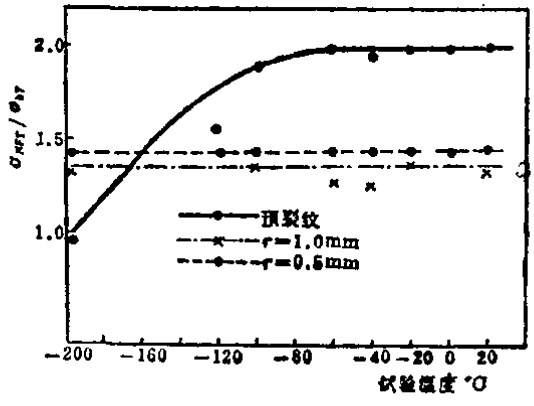


图5 临界区处理后的缺口敏感性随缺口尖锐度，试验温度的变化

试样，在-60℃以下NSR就很快减小，即表现出缺口敏感性增大，到了-196℃，

NSR小于1，说明这时试样的拉伸断裂强度低于光滑试样的σ_b。可以推断，其它三种热处理状态，温度降低时，预裂纹试样的缺口敏感性一定增加更快。缺口敏感性高的材料，在尖锐缺口（甚至裂纹）和低温环境共同作用下，有时会出现$\sigma_{NF}<\sigma_S$，甚至低于设计应力的情况，表现为低温低应力脆断。

四、15MnMoVNRE钢的韧性及其随温度的变化

（一）冲击韧性和冷脆转变温度

从钢板上横向取样，采用U型缺口，V型缺口和预制裂纹三种冲击试样作系列温度冲击试验，测得的冲击值分别用a_{KU}，a_{KV}，a_P表示。图6，7，8则是这三种冲击值随温度变化的曲线。图9是断口形貌随试验温度变化的曲线。很明显，经临界区淬火高温回火之后的冲击韧性比其他三种热处理的都好得多，断口形貌转变温度也低得多（-98℃）。冲击试验结果的主要数据见表3，表中还列出了几种冷脆性的判据：

FATT（℃）；$A_{KV}=27$J时的温度和$a_P=12$ J/cm²时的温度。根据不同判据，有关钢的最低使用温度就有不同的结论。

经临界区淬火处理的试样，其冷脆温度远低于-40℃。其余三种热处理的试样，按照FATT和$A_{KV}=27$J的要求，冷脆温度高于-40℃。若按$a_p=12$ J/cm²的标准，除了820℃正火处理之外，其余三种处理的冷脆温度均低于-40℃。文献〔5〕认为，在最低使用温度下，当$a_p=12$ J/cm²时，已能满足防止冷脆断裂的要求。

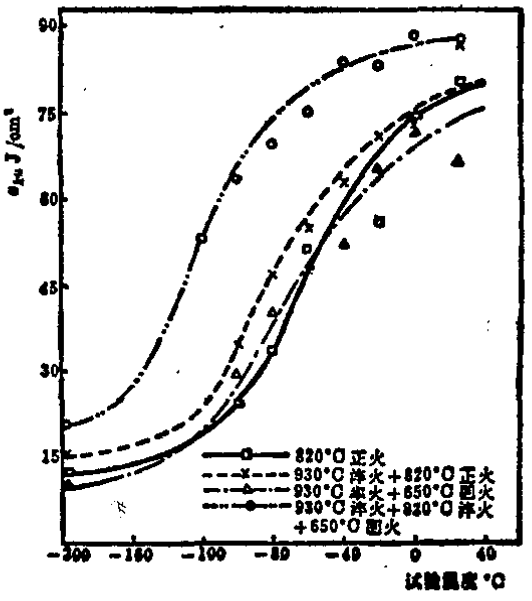


图6　四种热处理状态U型缺口试样冲击韧性随试验温度的变化

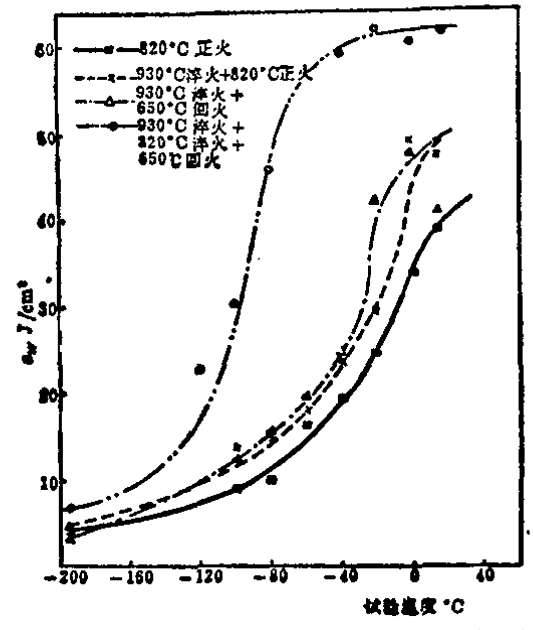


图7　四种热处理状态V型缺口试样冲击韧性随试验温度的变化

（二）断裂韧性随试验温度的变化

我们根据GB2038-80测定了材料的延性断裂韧度J_R。试样从钢板上切取，方向为T-S方向，试样尺寸有B20和B15两

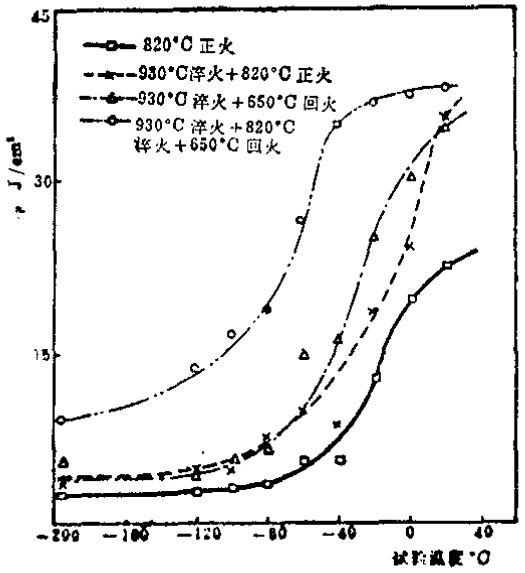


图 8 四种热处理状态、预裂纹试样冲击韧性随试验温度的变化

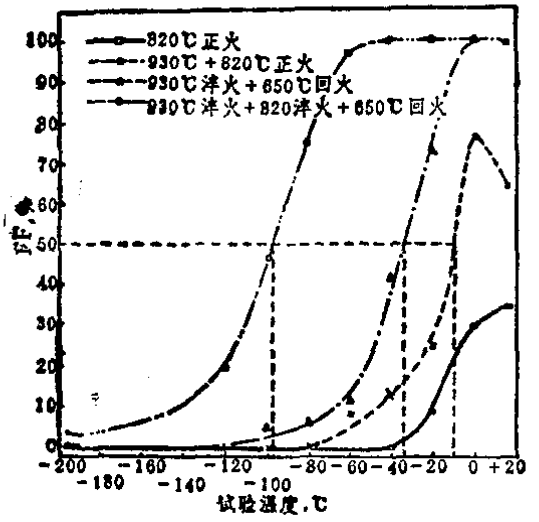


图 9 四种热处理试样的断口形貌随温度的变化

冲 击 试 验 结 果（横 向 取 样） 表 3

热 处 理	冲击值, J/cm²				FATT	A_{kv} =27J	a_p =12
	室温		−40℃			时的温度	J/cm²时的
	a_{ku}	a_{kv}	a_{ku}	a_{kv}	℃	℃	温度, ℃
820℃正火	75.0	39.2	57.0	19.6	室温以上	+4	−22
930℃淬火+820℃正火	78.1	47.0	65.0	23.5	−14	−22	−42
930℃淬火+650℃回火	78.0	48.5	60.0	24.5	−30	−26	−54
930℃淬火+820℃淬火+650℃回火	87.2	61.7	83.3	59.8	−98	−96	−126

种。这种钢经四种不同工艺热处理之后的J积分试验结果见表 4 和图10。温度降低到一定时，Δa<0.05mm时的J_R为J_{ic}，所以在绘制图10时，温度较高时的J_R值是取的$J_{0.05}$，温度低时取值是J_{ic}。

由图10和表 4 可以看出，这种钢经四种不同工艺热处理之后，临界区淬火+650℃回火表现出最好的韧性，尤其在低温（−20～−120℃）范围内更明显。其余三种热处理的韧性优劣的次序是：930℃淬火+650℃回火，930℃淬火+820℃正火，820℃正火。从图10中还可以看到，这四种工艺热处理之后，室温下的韧性差别不如低温下那样大，而且这时820℃正火的与临界区淬火高温回火的相当，其次是930℃淬火+650℃回火，930℃淬火+820℃正火。

断裂韧性J积分值与温度的函数关系可以表达为

$$J = A \cdot e^{-\frac{Q}{T}} \qquad (3)$$

式中，T为热力学温标温度，K；

Q是材料常数。

15MnMoVNRE钢J积分试验结果（T－S方向取样）　表4

温度，℃ \ 热处理 JR，N/mm	820℃ 正火			930℃淬火+820℃正火			930℃淬火+650℃回火			930℃淬火+820℃淬火+650℃回火		
	J_i	$J_{0.05}$	$J_{0.2}$	J_i	$J_{0.05}$	$J_{0.2}$	J_i	$J_{0.05}$	$J_{0.2}$	J_i	$J_{0.05}$	$J_{0.2}$
室　温	26.1	35.4	63.5	18.6	22.0	47.1	29.2	31.0	36.0	31.7	35.2	50.5
−20	26.6	31.1	44.7	28.7	32.4	47.9	29.7	31.7	38.3	44.1	45.9	56.1
−40		以下J_{1c} 14.8		21.5	26.3	41.4	32.5	33.9	38.3	55.1	56.1	61.9
−60		13.4		20.6	24.4	39.2	32.1	33.8	39.0	52.7	55.2	70.0
−80		10.2			以下J_{1c} 10.2			以下J_{1c} 31.2			55.2	
−100												
−120		6.8			10.9			27.5			以下J_{1c} 35.0	
−196		3.4			10.7			11.3			8.4	

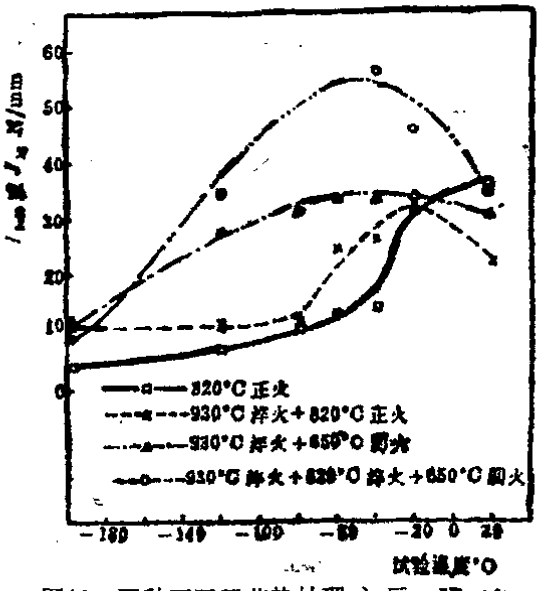


图10　四种不同工艺热处理之后，JR-t℃关系曲线

公式两边取对数，则为$\ln J = -\frac{Q}{T} + C_i$

图11即为$\ln J - \frac{1}{T}$的关系。从这四组曲线中可以看到，在所研究的温度范围内，J积分值和温度的关系不可能只有一个指数关系来表达，即公式（3）中的Q值是依温度区间而变化的，有两个转折温度将$\ln J - \frac{1}{T}$关系分成三个温度区间，这两个转折温度即是t_U和t_L，分别叫做上临界温度和下临界温度。四种热处理试样的t_U和t_L及Q_i值见表5。在$t > t_u$温度，裂纹是韧性扩展；$t < t_L$温度，裂纹起始扩展完全是脆性的，J_{Ic}对温度的变化不敏感；而在$t_U > t > t_L$之间，裂纹的起始扩展是由韧性到脆性的过渡，J积分试样上疲劳预裂纹前沿的延伸带是由宽到窄，接近t_L，延伸带消失；这个温度区间内J积分值对温度变化比较敏感。照片12，13，14即分别为930℃淬火＋820℃正火试样在三个温度区间的电镜断口照片。

五、讨论

1，临界温度区加热正火工艺对强韧

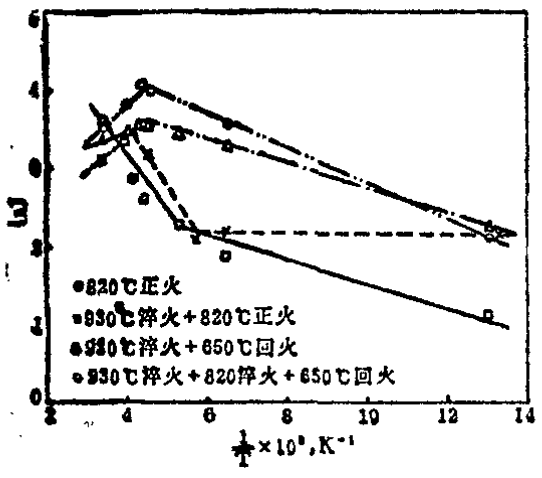


图11 $\ln J-\frac{1}{T}$关系曲线

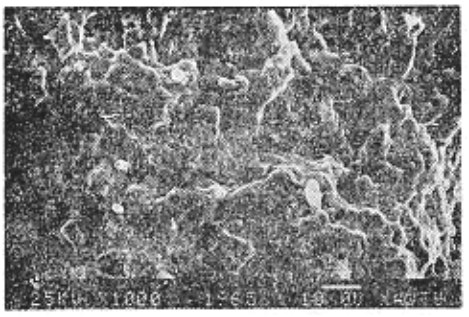
性的影响

正火是高强度结构钢中常采用的工艺，通常的正火加热温度是在A_{C_3}以上40～50℃。关于在A_{C_1}～A_{C_3}之间加热正火的问题已有不少报道。认为临界区正火可以提高低合金钢的冷脆抗力[7,8]，但也有持不同看法的，认为那样的处理会使钢的性能变坏，其韧性不如普通正火的[9]。这两种矛盾的观点，是由于他们所采用的正火工艺不同所致。目前认为，比较好的是采用两次正火，第一次在A_{C_3}以上加热，第二次在$A_{C_1}+40$℃到$A_{C_3}-40$℃之间的温度加热，这样处理的结果，其冲击韧性

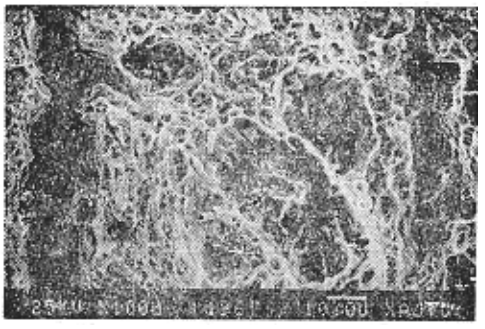
$\ln J-\frac{1}{T}$曲线上转变温度及Q值　　表5

热处理	t_u, ℃	t_L, ℃	温度	Q_i, K	A_i, N/mm
820℃正火	—	−70.2	$t>t_L$	1021	1453.9
			$t<t_L$	125	17.5
930℃淬火+820℃正火	−18.9	−108	$t>t_u$	−795	1.1
			$t_u>t>t_L$	524	258.5
			$t<t_L$	2	10.9
930℃淬火+650℃回火	−43.3	—	$t>t_u$	−103	21.5
			$t<t_u$	133	64.2
930℃淬火+820℃淬火+650℃回火	−43.3	—	$t>t_u$	−604	1.3
			$t<t_u$	225	157

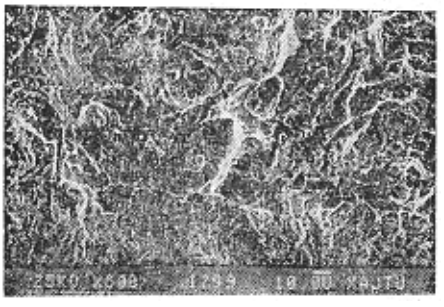
高于普通正火的[10]。由前面介绍的15MnMoVNRE钢的试验结果，930℃淬火+820℃正火比单纯820℃正火的韧性要高，冷脆转变温度低（见图6～9；表3，4），这种处理，第一次在A_{C_3}以上淬火，为第二次临界区加热正火准备了良好的原始组织，正火后的组织比单纯820℃正火者要均匀、细小（如照片3与照片1比



照片12　试验温度：室温。裂纹起始扩展区全为D



照片13　试验温度：−40℃，裂纹起始扩展区为D+QC



照片14　试验温度−120℃。裂纹起始扩展区为QC　　500×

较），其道理和文献[10]介绍的两次正火处理者有相近之处。另外，如果热轧后仅仅采用一次临界区正火，也不能保证热轧金属重结晶[10]，这对于韧性也是不利的。

第二次临界区正火加热温度偏高或偏低都会带来不利的影响，例如，15Mn$_2$V和17MnSi的试验结果[10]证明，第二次加热温度如果高于A_{C_3}−20℃或低于A_{C_1}+20℃，其冲击韧性与普通正火的相差不大，而在温度低于−60℃时，临界区正火者甚至不如普通正火的，15MnMoVNRE钢不同温度正火后，室温和−40℃冲击值见图12，可见，正火加热温度在800～820℃范围内，钢的冲击韧性较高，其中以820℃正火者最高，这个温度范围大致为A_{C_1}+60℃到A_{C_3}−50℃之间。如图可见，低于或高于这个温度范围，常温和低温冲击韧性都很快下降。

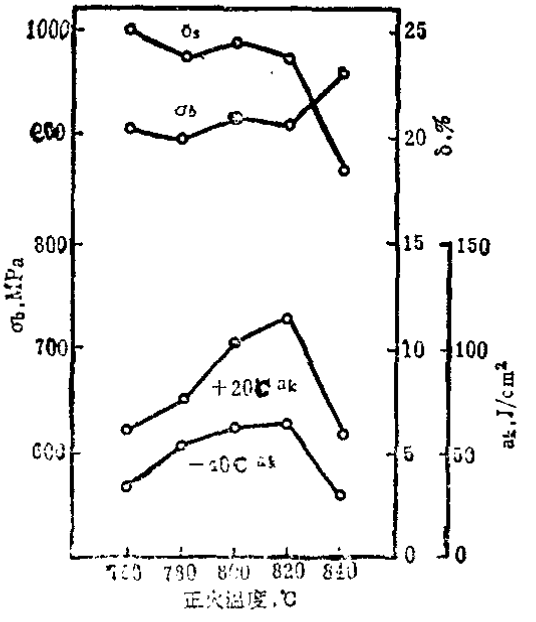


图12　15MnMoVNRE钢不同温度正火之后的冲击韧性

2．临界区加热淬火、高温回火提高强韧性的主要原因

低合金结构钢的调质处理是保证其强度和韧性良好配合的重要手段，所以对耐寒性要求高的低合金钢，通常采用调质处理。已有的研究表明，临界区淬火后高温回火与普通调质相比较，在不降低强度的条件下，可以显著改善钢的韧性，尤其是低温韧性。对于15MnMoVNRE钢，前面

介绍的性能指标充分说明了这一问题。

临界区淬火加热之前，采用了一次A_{C_3}以上（930℃）淬火，其目的是为了准备良好的原始组织。不少工作指出，原始组织对临界区处理的效果影响很大，原始组织为正火或退火组织，或钢中存在大块铁素体时，临界区淬火并不能改善钢的韧性，有时还会使韧性降低[11, 12]。从动力学考虑，原始组织会影响临界区淬火时奥氏体的成分和稳定性。如原始组织为淬火马氏体，则成分分布较均匀，临界区淬火加热所形成的奥氏体成分比较接近于平衡态，淬火回火后韧性较高。

第二次（临界区）淬火加热，是从“低温方向”进入临界区，这样得到的铁素体是未溶铁素体，比较细小、均匀（如照片6），改善韧性的效果较好。临界区淬火加热温度，影响到未溶铁素体量和淬火马氏体中的碳含量，实践证明，淬火温度偏高，韧性不高，失去临界区淬火的意义；淬火温度偏低（接近A_{C_1}），强度级别达不到要求。15MnMoVNRE钢采用820℃淬火，这个温度约为$A_{C_3}-50$℃，强度和韧性的综合较好。

就已有的试验结果，认为这种钢经临界区淬火改善韧性的主要原因是晶粒细化和组织细化的效果。从照片4和5可以看出，临界区淬火后，组织明显细化，马氏体板条束（Packet）细小。因为对于低合金钢而言，在低温下的解理断裂单元（unit crack Path）大小与Packet的大小有很好对应关系，且这种马氏体的Packet在低于再结晶温度的高温回火后仍然保留[2]。如果把Packet的大小看作有效晶粒尺寸d_e，则解理断裂单元大小$L_C=1.3\sim1.5d_e$[13, 14]，如图13所示，断裂单元细小者，冲击冷脆转变温度就低。

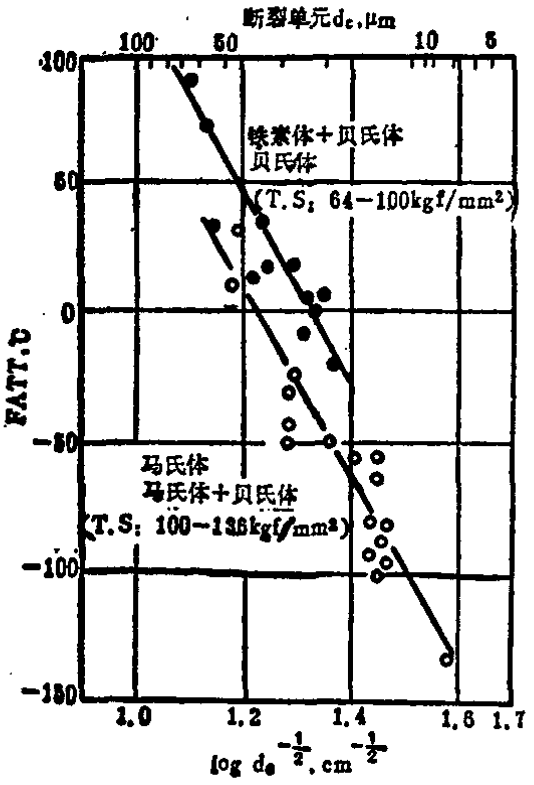


图13 裂断单元大小与冲击转变温度之间的关系

当然，晶粒细化，晶界面积增大，也会使单位面积晶界上的P，S偏聚程度减小，这对韧性也是有利的。

六、结 论

1. 15MnMoVNRE钢，经临界区（820℃）正火后，抗拉强度超过50kg级强度水平。横向试样U型缺口冲击值，室温下为75J/cm²，-40℃为57J/cm²，分别超过室温下58.8J/cm²，-40℃时29.4J/cm²的要求，若820℃正火之前加一道930℃淬火，屈服强度可达568.4MPa，韧性有明显改善，室温和-40℃冲击值分别达到78J/cm²和65J/cm²，而且预裂纹冲击试样-40℃时也可达12J/cm²的要求。

2. 淬火回火处理后，这种钢的强度级

别可达70kg级(686Mpa)，其韧性，尤其是低温韧性比正火态的要高得多。临界区淬火，高温回火的韧性又比普通淬火回火的高，横向试样V型缺口冲击值，室温下达61.7J/cm²，－40℃时为59.8J/cm²，FATT为－98℃ V型缺口冲击功27J的温度为－96℃，预裂纹试样冲击值a_P=12J/cm²的温度为－126℃，－40℃的$J_{0.06}$达56N/mm。

3．拉伸试样的缺口敏感性，820℃正火的最高，930℃＋820℃正火者次之，第三为930℃淬火＋650℃回火，而临界区淬火＋650℃回火的缺口敏感性最低。在－80℃以下，随着温度的降低，前三种热处理试样的缺口敏感性增加，而临界区淬火＋650℃回火者，在－196℃范围内缺口敏感性并不增加。

4．J积分试验结果，处理成$\ln J-\frac{1}{T}$关系，可找到J积分值的转变温度，而且转变温度对应着断口形貌的变化。这种转变温度，也是淬火回火处理比正火处理的低。

5．两种工艺正火之后，强度相差不大。但热轧后直接在临界区加热正火未能使热轧金属完全重结晶，所以韧性不如在临界区加热正火前加一道A_{C_3}以上加热淬火处理的好。此外，后者的韧性提高还有组织细化、均匀性好等原因。

6．临界区淬火加高温回火与普通淬火回火比较，低温韧性明显提高，就15MnMoVNRE钢而言，主要是晶粒细化和组织细化的效果，它使低温下断裂单元减小，从而提高韧性和降低冷脆转变温度。

参　考　文　献

〔1〕 涂铭旌　鄢文彬主编，低合金钢低温脆性断裂论文集，第60～69页，西安交通大学出版社，1985年7月第一版

〔2〕 田村今男，铁钢强韧化论，1984年10月来华讲学资料，P50

〔3〕 Young G.KIM, et al, Met, Trans.16A (1985)，1989～1993

〔4〕 Hurlich.A and Watson T.F, Metal Progress, Vol 79, 4 (1961)，65～72

〔5〕 Георгиев М.Н.,Зав.Лаб.11 (1981)，СТР78～80

〔6〕 重庆钢铁公司　攀枝花钢铁研究院，15MnMoVNRE钢中钒、铝、铝化合物的溶解与析出，1985，10

〔7〕 Мизпеов, В.М., Константинова Т.А., Сухомлина А.П.ИДР, Сталь, 11 (1968) СТР1032～1034

〔8〕 Бериштеин М.Л., Одесскии Л.Д., Корнеева.Г.Б., Изв.Вуз. Черная Металлуртия, 9 (1972)，СТР 132～135, №.11, СТР 145～149

〔9〕 Лахтин Ю.М., Металловедение и Термическая Обработка Металлов, Учебное Пособие Изд. 2-е М., Металлургия, 1977, 407

〔10〕 Ливщин Л.С., Щербакова В.С., Жовинская И.Л., Сталь, 5 (1978)，СТР.457～460

〔11〕 Полякова А.М.Идр: МИТОМ, 1 (1970) СТР.5

〔12〕 Сазонов В.Г., Митом, 4 (1957)，СТР30

〔13〕 Ohmori Y., Ohtoni H.and Kunitake T., Metal sci, 8 (1974)，P357

〔14〕 Kunitake T.Terasaki F., Ohmori Y., and Ohtani, 钢S强韧性, Clinax Malybdenum Develop. co. (1971)，P83