控轧工艺参数对15MnV钢组织性能的影响以及工艺参数优选

卢文增 张卫东 崔文暄 倪诚敬 陈德安

（华东冶金学院 北京钢铁学院 重钢公司）

在实验室和工业性生产轧机上研究了热轧工艺参数对15MnV钢的显微组织和力学性能的影响，优化了控制轧制工艺参数。在此基础上，提出了适用于现有生产轧机生产中厚钢板的控轧工艺方法。结果表明，用这种工艺方法生产的钢板具有高的强度和良好的低温韧性，可以不用正火处理，实现了"六·五"攻关目标。本文还对这种控轧钢的强韧化机制进行了分析讨论。

15MnV系1965年发展低合金钢时开始大量生产应用的钢种，并已列入锅炉容器、桥梁等专用钢标准中。由于过去采用一般冶炼和轧制工艺生产，产品的强韧性，特别是低温韧性波动很大。按－40℃ AKU≥34.3J（纵向梅氏试样）考核的性能合格率也仅85%左右。为了稳定、完善和提高15MnV钢性能，挖掘钒微合金化钢的强韧性潜力，我们在研究其形变再结晶规律的基础上[1]，进行了控制轧制的实验室研究和生产现场工艺试验，揭示了轧制工艺参数与钢板最终组织性能的关系，选择了较优的热轧工艺参数。实验室实验和批量生产试验结果表明，控轧能明显改善15MnV钢的强韧性，使低温韧性得到较大的提高，在保证$\sigma_s \geq 392$MPa条件下，可实现－40℃ AKV≥31.4J（纵向夏氏试样），可以取代热轧后正火态交货。

一、实验室实验材料和方法

实验室用钢由重钢公司提供，转炉冶炼（微钛处理），热轧成60mm板坯。化学成分见表1。

实验用钢化学成份（%） 表1

C	Mn	Si	P	S	V	Ti	Al	N
0.15	1.51	0.46	0.015	0.015	0.050	0.021	0.015	0.0003

钢坯料经箱式电阻炉加热保温30分钟后经φ300mm二辊可逆式轧机热轧，最后板厚一律控制为12mm，加热温度为1170℃和1250℃两种。热轧工艺多种，轧后在空气

中静冷，冷速为1.2℃/s。热轧测温用GD光电高温计。采用截弦法测量晶粒尺寸、珠光体百分数。在保证置信度为95%条件下，晶粒尺寸误差为8%，体积百分数误差为2%。力学性能试样取纵向，用标准V型冲击样测系列冲击功A_k，以A_k= 31.4J对应的温度为ITT（℃），以纤维状韧性断口面积50%对应的温度为FATT（℃）。另外，为了研究钢坯加热温度对形变前后奥氏体晶粒尺寸及随后的铁素体晶粒尺寸的影响，用同一炉钢加工成小阶梯试样;其中一个台阶很薄,保证热轧时不受压力以保持加热时的奥氏体状态，其它台阶受压后得到不同的压下率。试样装在铁盒中放入电炉内加热，以减少氧化。加热温度有1050，1150，1200，1300℃，保温15min。用φ150mm轧机轧制。试样出炉后在1000℃热轧，轧后3s淬火，然后进行定量金相检测。

二、实验室实验结果和讨论

（一）钢坯加热温度的影响

钢坯加热温度决定了轧前奥氏体起始晶粒度以及微合金化元素钒和微量钛的溶解量，从而要影响到形变再结晶行为和相变产物及性能。这种影响的细节和程度有待通过实验揭示。

钢坯加热温度对奥氏体晶粒尺寸的影响可以从图1上方的曲线看出。该曲线说明，奥氏体晶粒尺寸随加热温度升高而长大。在1150～1200℃之间发生了异常长大，出现混晶组织。加热时若出现了混晶，只要在再结晶区施行足够大的压下率，使之基本完成再结晶细化，则奥氏体混晶程度将大大减轻，趋于均匀化[2]。不同温度加热引起的奥氏体晶粒尺寸的差别，经再结晶区大于等于40%压下率的形变后（单道次）大大缩小了，这可从图1下方两条曲线看出。压下率为60%时奥氏体晶粒尺寸的差别就更小了。比如1300℃与1050℃加热比较，晶粒平均截弦长（$\bar{L}_A$）的差别从ε = 0时的50μm下降到ε = 60%时的9μm。这种条件下再经γ—α相变，得到的铁素体晶粒尺寸的差别就更小，而且珠光体体积分数也几乎没有差别了。从表2中可以看出，其它工艺条件一样，仅钢坯加热温度不同，铁素体晶粒平均截弦长（$\bar{L}_F$）的差别只有1.3μm。如果未再结晶区也施加形变，则铁素体晶粒尺寸的差别还要缩小。如表2中工艺号W与K所示，这时加热温度对铁素体晶粒尺寸的影响几乎消失了。

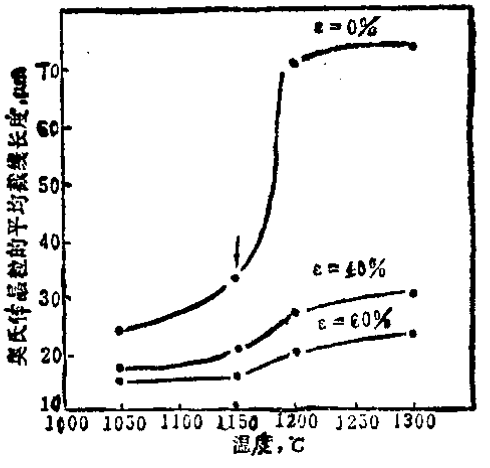

图1　加热温度对奥氏体晶粒尺寸的影响

从表2数据还可看出，无论是再结晶型轧制（U，J工艺）还是再结晶-未再结晶型轧制，钢坯加热温度对轧后性能的影响都不显著。不过总的趋势是加热温度高的，屈服强度略高些，而塑性差一些，室温韧性也低一些，低温韧性大致相当或稍差一些。加热温度高的（1250℃），铁素体晶粒略粗些，但珠光体分数并不高。由图2可以看出1250℃加热的试验点都落

加热温度对组织性能的影响 表2

工艺号	加热温度 ℃	终轧温度 ℃	再结晶区形变量 %	未再结晶区形变量 %	$\bar{L}_F$ μm	P %	σ_S MPa	ITT ℃	δ_{10} %	ψ %	室温 AKV J
U	1250	950	80	0	11.4	27	370	—2	23.6	61.8	59.8
J	1170	950	80	0	10.1	28	360	—3	23.3	69.8	64.7
V	1250	870	66	23	10.1	21	400	—8	24.2	63.0	74.6
F	1170	870	66	23	9.2	23	397	—14	24.9	72.0	92.1
W	1250	830	66	42	6.3	22	416	—54	23.7	61.9	123.5
K	1170	830	66	42	6.2	22	402	—56	24.2	67.2	132.3

* 开轧温度1150℃，轧后空冷。

在1170℃加热的试验点构成的$\sigma_S - d^{-\frac{1}{2}}$直线之上。这说明在相同的晶界强化条件下，前者的沉淀强化量大一些。当然这要引起塑性以及与塑性相关的室温韧性的下降。前面述及这炉钢的奥氏体晶粒异常长大温度在1150～1200℃之间，说明含微量钛的15MnV钢的难溶粒子（钛、钒的碳氮化合物）的大量溶解温度已提高到这个温度区间[2]。因此，当加热温度从1170℃提高到1250℃，必然要增加奥氏体中钛、钒的固溶量，从而要增加轧后空冷时铁素体中的弥散析出量（其它条件一样时）。另外，提高加热温度，从动力学角度讲也有利于增加钛、钒的固溶量。这就会引起沉淀强化量增加。

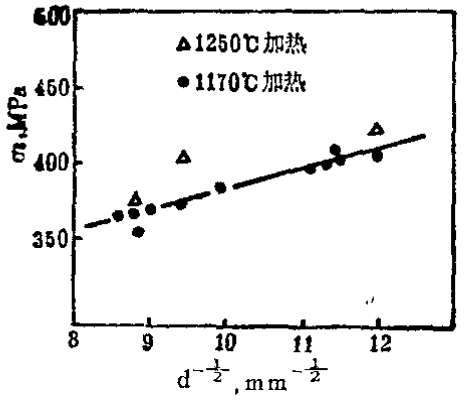

图2 加热温度对σs的影响

综上所述，钢坯加热温度不同引起的轧前奥氏体晶粒度差别对最终组织的影响程度还决定于再结晶和未再结晶区的形变量。随形变量增大加热温度的作用减弱。如果奥氏体基本完成了再结晶细化，随后在未再结晶区又经受了形变，则轧前晶粒度对最终性能的影响甚微。钢坯加热温度不同引起的微合金化元素固溶量的不同对最终铁素体中的沉淀强化量是有影响的，它影响到屈服强度和塑性。

（二）热轧形变量的影响

我们首先讨论再结晶区总形变量、未再结晶区总形变量的变化对最终组织性能的影响。在另一工作中已经指出，15MnV的再结晶温度区间为高于925～950℃，未再结晶温度区间为875℃～Ar_3[1]。阶梯试样经不同温度加热后一律在1000℃轧制，轧后3秒淬水。测得的奥氏体晶粒尺寸数据表明，在再结晶区轧制随形变量增加，晶粒细化；但是当形变量大于50%，则晶粒尺寸变化缓慢，趋于某一极限值（见图3）。

这一规律在力学性能实验中也得到了证实。如表3所示。

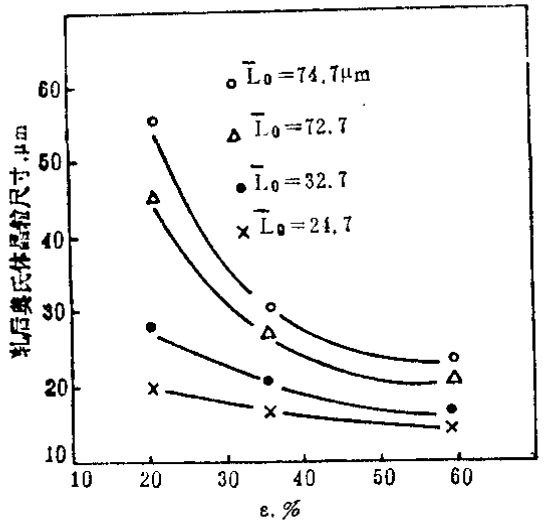

图 3　1000℃轧制后，奥氏体晶粒尺寸随起始奥氏体晶粒尺寸，形变量变化的规律

表 3 和图 3 的数据一致说明，再结晶区形变量没有必要无限制增大，只要达到50～60%即可。因为继续增大，奥氏体晶粒并不明显细化，对随后相变产物及性能没有多大影响。

根据这一规律，我们可以将剩余的压下量分配在未再结晶区施行形变。实验结果表明，再结晶区形变量大于50%的条件下，增加未再结晶区的形变量能同时改善低温韧性和提高强度（见图 4）。图 4 中括号内数字分别是O，N，H，M，L试样的铁素体平均截弦长。5 种工艺的再结晶区形变量在55～60%之间。这种条件下，再结晶区形变量的差别几乎没有影响

再结晶区形变量对力学性能的影响　　表 3

工艺号	加热温度 ℃	终轧温度 ℃	再结晶区形变量 %	σ_S MPa	δ_{10} %	ψ %	FATT ℃	ITT ℃
O	1170	950	60	369	23.6	72	24	−11
E	1170	950	80	364	23.8	68	22	0
J	1170	950	80	366	23.3	69.8	23	−3

了，而随着未再结晶区形变量增大，相变前奥氏体晶粒内形变带、位错亚结构等缺陷密度大大增加，从而增大铁素体形核率，细化铁素体晶粒，改善强韧性。从图 4 数据还可以看出，为使15MnV钢达到σ_S≥392MPa，−40℃AKV≥31.4J，必须在未再结晶区施行不小于40%的形变量。

上面讨论的形变量是两个区间的总形变量，生产中还必须认真控制道次形变量。一般说来，再结晶区的道次形变量要大于临界形变量，以免引起晶粒粗化。已经发现[1]在粗轧温度区间(大于1050℃)，15MnV钢开始再结晶的临界形变量在 5～10%之间，单道次基本完成再结晶的形变量大约为30%（见图 5）。据此我们认为，热轧中初轧的一些道次形变量应尽可能大于10%。再结晶区临近终轧的一些道次则应尽可能使道次形变量大一些，比如达到20～30%，这样每一道次都有可能实现较大体积分数的再结晶。前已述及要使

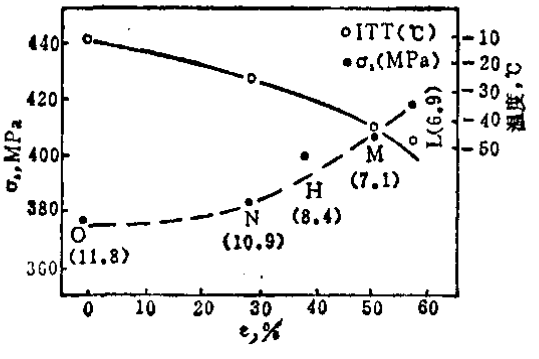

图 4　未再结晶区变形量与组织性能的关系

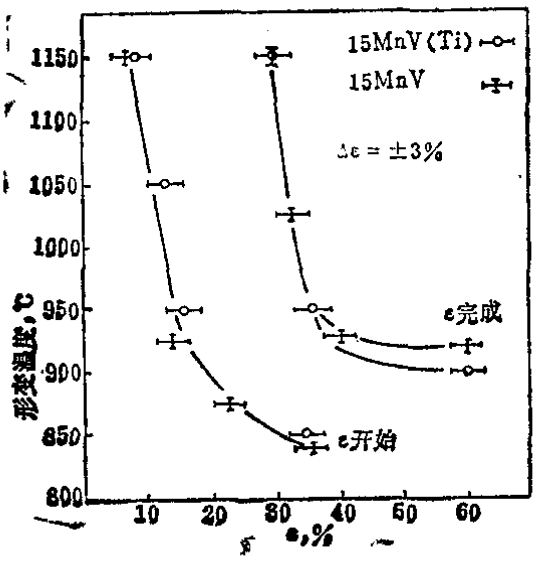

图 5 临界变形量与形变温度的关系

再结晶区能实现有效的细化，总形变量必须大于50%。因而临近终轧具有较大形变量的道次数应有 3 次以上（假设道次形变量为20%）。

（三）热轧温度的影响

形变温度同钢坯加热温度、形变量一样也是影响奥氏体形变再结晶行为和相变前奥氏体状态的重要参量。再结晶区的形变温度既会影响到再结晶体积分数，也会影响到再结晶后的晶粒大小。如果形变量足以保证试样基本完成再结晶或接近这一水平，则形变温度低一些，得到的奥氏体晶粒就更细小些。这一点可以从表 4 中看出(1)。当ε = 36%时，15MnV基本完成了再结晶，这时形变温度降低则再结晶后晶粒尺寸细化。但是ε为13%和16%时，却不然。这是因为在这样的温度和形变量下，仅发生少部分再结晶，当形变温度下降时再结晶分数更少，未发生再结晶的大晶粒更多，奥氏体晶粒尺寸（平均截弦长）更大一些。这一事实启发我们，再结晶区的终轧应尽可能在再结晶温度下限执行，而且要保证终轧的几个道次具有较大的压下量，几个道次的总形变量要大于50%，以实现完全再结晶，从而得到尽可能细的再结晶晶粒。由于形变温度低，在随后的空冷待温时，这些晶粒长大的也少一些，相变后得到的铁素体-珠光体组织也就更细些，最终强韧性也会好些。这一原则已经得到实验验证。表 5 中工艺 R 就是将形变量较集中于再结晶区下限温度执行。显然它得到了更好的组织和性能。

形变温度对$\overline{L}_A$的影响 ($\overline{L}_0 = 95\mu m$) 表 4

形变温度，℃	ε=13%	ε=16%	ε=22%	ε=36%
1050	87	65	46	36
1000	90	70	40	30

形变量在不同温度区间的分配对组织性能的影响 表 5

轧制温度，℃		1150	1100	1050	1000	970	930	870	$\overline{L}_F$ μm	σ_S MPa	ψ %	δ_{10} %	50% FATT ℃	ITT ℃
工艺	P	30	31	30	15	14	10	11	11.6	369	63.4	22.8	+12	−20
	R 压下量，%	10	10	31	29	29	15	17	10.5	390	64.0	24.0	0	−21

完成再结晶区轧制后，剩余的形变分配在什么温度区间执行，对最终的组织性能有重要的影响。从表 6 数据可以看出，在总形变量一定的条件下，完成再结晶区

终轧温度与组织性能的关系（1170℃加热）　　表 6

工艺号	940℃以上总变形量 %	930—870℃总变形量 %	865—830℃总变形量 %	$\bar{L}_F$ μm	σ_S MPa	50% FATT ℃	ITT ℃	ψ %
A	66+41	0	0	10.9	349	>+20	−8	67.9
B	66	41	0	9.0	380	−5	−26	71.3
C	66	0	41	7.3	399	−26	−43	72.7

轧制后，继续进行形变的温度越低（不低于Ar_3）则最终铁素体晶粒越细，屈服强度越高，低温韧性越好。显然由工艺C表征的既在再结晶区轧制又在未再结晶区轧制的规程是可取的。因为再结晶区轧制先使奥氏体晶粒细化，随后的未再结晶区轧制又大量引入了晶体缺陷。这些都有利于铁素体晶粒细化。

三、生产性试验结果和讨论

在总结实验室实验揭示的几个重要工艺参数与组织性能间关系的基础上，我们考虑了重钢生产实际的具体情况，设计了几组生产性试验（钢坯加热温度控制在1200℃）。由于生产现场初轧机能力不够，试验时，重点进行精轧阶段的控制。再结晶区轧制在较低温度区间进行，这个区间终轧前保证有三个道次施行大压下量，每道次压下量约20%。未再结晶区轧制总压下量控制在40～60%，由于这时道次间有形变累积效应，故不必规定道次压下率。由于生产中需根据成品板的厚度大小来考虑部分再结晶区是由喷水冷过渡还是施行部分压下量，因此还需考查这两种情况的差别。生产试验用15MnV钢一炉为5 y_2—5645，转炉冶炼，微钛处理（0.014%）。精轧开始钢坯为70±1 mm厚，终轧时12±1 mm厚。另一炉为541256，系平炉冶炼，采用钢包喷粉新工艺。精轧开始钢坯为90±1 mm厚，终轧时14±1 mm厚。钢板轧后一律在冷床空冷。在每块钢板的头部离帽口线50cm处取试样，做纵向力学性能试验。试验结果列于表7中（力学性能数据为三支料的平均值）。

从以上结果可以看出：未再结晶区一定要有形变量，而且仅当ε≥40%时低温韧性才较稳定；再结晶区也一定要有形变量，否则低温韧性变坏，不过这阶段的形变量只需要50～60%即可；如果在部分再结晶区施行少量变形也可以，但应该首先满足再结晶区和未再结晶区的形变量要求，使形变量分配符合两头大中间小的原则。应该指出的是，尤其不允许再结晶区形变量很小而部分再结晶区形变量很大的情况发生，因为这样会引起奥氏体严重混晶[2]，进而引起铁素体混晶。

总结了上述的规律，我们将一炉炉号为540985合成渣脱硫平炉冶炼微钛处理的15MnV钢（70t）施行再结晶-未再结晶型控制轧制，抽查了4块钢板，其力学性能全部达到了预期的目标；σ_S≥392MPa，−40℃AKV≥31.4J，实现了以控轧态代替热轧正火态交货的目的。

四、强韧化机制分析

实验室实验和大生产试验都说明，只

形变量的不同分配对力学性能的影响 表 7

冶炼方式	再结晶区形变量 %	部分再结晶区形变量 %	未再结晶区形变量 %	σ_S MPa	σ_b MPa	δ_s %	-40℃ AKV J
转	75	23	0	466	648	21.3	10.8
炉	59	57	0	447	648	20.5	14.7
	61	45	25	459	640	22	36.3
钢	50	51	34	479	637	19.2	38.2
	74	11	0	447	622	26.6	10.8
平	75	29	11	433	596	29.0	18.6
	59	45	31	428	582	25.0	28.4
炉	0	74	40	458	613	26.0	10.8
	46	37	55	457	609	26.2	70.6
	57	38	48	462	613	26.5	88.2
钢	64	0	56	452	604	27.6	81.3
	71	0	46	466	615	27.4	50.0

要合理控制钢坯加热温度、道次变形量、各阶段的总变形量、各阶段的形变温度，确实能够进一步提高15MnV钢的强韧性。下述分析说明，控制轧制改善其强韧性主要是通过细化铁素体晶粒来实现的；另外微合金化元素钒所引起的碳氮化合物沉淀强化是这种钢有较高强度的重要原因。

对一系列实验室实验结果进行数据处理，我们发现15MnV钢同样也符合Hall-Petch关系式（见图6），回归结果$\sigma_S = 235.59 + 14.99d^{-\frac{1}{2}}$（晶粒直径d的单位为毫米）。经F检验（$\alpha = 0.01$），回归的线性方程是高度显著。类似于一般热轧的高温终轧工艺得到的铁素体晶粒尺寸$\bar{L}_F$约为11μm，控轧得到的铁素体晶粒尺寸$\bar{L}_F$约为6～7μm，换算成平均晶粒直径为6.8～7.9μm，$d^{-\frac{1}{2}}$为11.25～12.13 $mm^{-\frac{1}{2}}$，代入上式可以计算出，由控轧带来的晶粒细化引起的强度增量约为34～49MPa。这说明细化晶粒对强度的贡献是很重要的。

为了分析这种钢由钒或钒、钛的碳氮化合物所发挥的沉淀强化的贡献，我们在图6中附上了Irvine得出的C-Mn钢（0.15%C，1.5%Mn）的实验数据[3]。从比较中可以看出15MnV钢轧后空冷的各实验点都落在Irvine所做的C-Mn钢直线

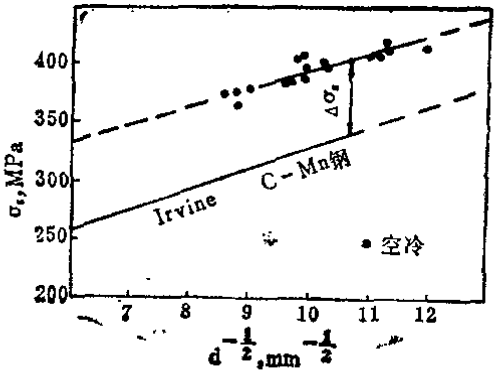

图6 σ_S 与铁素体晶粒 $d^{-\frac{1}{2}}$ 的关系

上方，其σ_s比C-Mn钢高出的数值$\Delta\sigma_s$为60.8～66.4MPa（平均约为63.7MPa）。这两种钢的晶格强化、固溶强化增量应该大致相当的。因此，可以认为$\Delta\sigma_s$就是沉淀强化增量，即由V、Ti的碳氮化合物在铁素体中沉淀析出造成的。

图7绘出了15MnV钢的FATT，ITT与$d^{-\frac{1}{2}}$的直线关系。从中可以看出细化晶粒还可以明显地改善低温韧性。注意图7中用符号“×”标明的试验点，这些点一般都偏离直线，在直线上方，经金相观察发现这些试样中都出现了少量粒状贝氏体。而且这些粒状贝氏体一般都在珠光体条带上，可能与锰偏析有关。

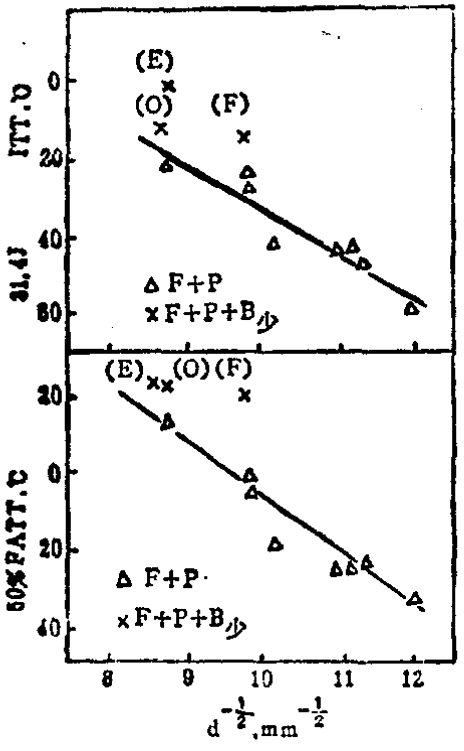

图7　脆性转变温度ITT与FATT与铁素体晶粒$d^{-\frac{1}{2}}$的关系

五、结　论

1．钢坯加热温度不同引起的轧前奥氏体晶粒度差别对最终铁素体-珠光体组织的影响程度随形变量的增大而减弱。

2．钢坯加热温度不同引起的微合金化元素（V，Ti）固溶量的不同对最终组织、性能有影响。

3．再结晶区一定要有足够的变形，其总形变量以50～60%为宜，没必要继续增大。再结晶区形变量大于50%条件下，增加未再结晶区形变量能同时改善低温韧性和提高强度。

4．如果部分再结晶区也要施行变形，则形变量分配应是“两头大中间小”；即再结晶区和未再结晶区大，而部分再结晶区小。

5．将再结晶区的形变量集中于再结晶下限温度区间施行，则最终组织性能较好。

6．总形变量一定，完成再结晶区适当形变量的轧制后，继续进行形变的温度越低（不低于Ar_3），则屈服强度越高，低温韧性越好。

参 考 文 献

〔1〕卢文增、崔文暄、张卫东、陈德安，钢铁钒钛，3（1988），P36

〔2〕Lu Wen Zeng, He Yi Zhu, Mixed grain structure developed during hot rolling of 15MnV steel, proceedings of international conference of HSLA steel, 北京, 1985, 11

〔3〕Irvine K.J., The development of high strength steel, J. of the Iron and Steel Inst, 200 (1962), S820—36