·资　　料·

热机械加工对Ti-V-N钢显微组织和机械性能的影响

Dogan B. Collins L.E. Boyd J.D.

(加拿大渥太华CANMET)

根据用凸轮式塑性计和淬火-变形膨胀仪分别对一种Ti-V微合金钢的奥氏体变形行为和连续冷却转变行为所做的研究，设计了钢板轧制程序，以得到：(i)再结晶奥氏体，(ii)未再结晶奥氏体，(iii)变形铁素体+未再结晶奥氏体。研究了奥氏体状态和冷却速度对最终显微组织和机械性能的影响。为了从理论上解释最终铁素体晶粒尺寸随不同热机械加工工艺制度的变化，除了要考虑铁素体成核点的密度外，还必须考虑铁素体晶粒长大动力学。说明了膨胀仪研究在确定某一钢最佳变形工艺制度和冷却速度方面的好处。拉伸和冲击性能的范围宽，是由于所研究的显微组织不同造成的。屈服强度随变形铁素体、贝氏体或马氏体量的增多而提高，随铁素体晶粒尺寸的减小而提高。冲击韧性受铁素体晶粒尺寸和轧制平面出现分层的影响最为强烈。

I 前　言

微合金钢的一个重要特点，是通过改变钢的成分和热机械处理可以得到各种各样的显微组织。各个显微组织组份(如晶粒尺寸、析出相、位错亚结构、碳化物、夹杂、晶体结构)对控轧微合金钢的强度和韧性的具体影响已被广泛地研究过[1]。强化机理也已被很好地了解，但显微组织对脆性断裂的影响却不太清楚。已经知道大的铁素体晶粒度、脆性相、高的析出物体积分数、高的位错密度、铁素体晶体结构和溶解的氮等，都对解理断裂产生影响[2]。然而，这些因素在微合金钢中已发现的多元显微组织中的相对重要性还不知道。这类钢的解理断裂研究，在不同程度上均强调了铁素体晶粒[3,4]，低温相变产物(LTTP)例如贝氏体或马氏体[5]，铁素体和LTTP[6]，或其它脆性相(例如Fe_3C)[7]之间的结合部位的作用。此外，夹杂物在解理开始时的作用需要阐明[8]。

商品化中厚钢板轧制，包括轧后加速冷却所获得的显微组织是使人们感兴趣的。有三种基本类型的轧制程序：(i)“再结晶轧制”——在道次间奥氏体晶粒完全再结晶，并且在轧制过程中逐渐地被细化到20 μm[9]；(ii)“控制轧制”——在奥氏体再结晶终止温度以下进行大压下量轧制，奥氏体晶粒被拉长，并在宽度方向被压缩(“扁平状”)，从而使铁素体的成核地点的有效间距(奥氏体晶界和变形带)可达到5～10 μm；(iii)“临界区轧制”——终轧道次在α+γ相区，铁素体逐步形成并被变形，而未转变的奥氏体被强烈变形，其结果是形成一种具有高度方向性性能的细小显微组织(～1 μm的亚晶粒)[10]。轧后加速冷却通常能细化显微组织，并且产生均匀分布的低温相变产物，它具有良好的综合强度和韧性性能[11]。本研究分两部分：第一部分选用一种成分的钢，测定了它的奥氏体变形行为和连续冷却转变特点。这一数据被用来设计代表三种基本类型特征的轧制程序，以便得到不同类型的显微组织；第二部分深入研究轧制板材的断裂

性能及与各种组织间的关系。研究工作的第一部分即以本论文发表，断裂研究在另外的文章发表[12,13]。

Ⅱ 实验程序

在正常的钢板轧制温度范围内，所选Ti-V-N钢的成分应具有所需要的再结晶、未再结晶和变形的奥氏体。在感应炉内熔炼了一炉200kg钢水，并注入3.254mm×203mm×127mm的冷模砂型内，在1350～1100℃范围内的冷却速度为18℃/min，这与单流连铸板坯的冷速相当，并且已经知道这一冷速使TiN析出物具有有效的分布状态[14]。钢的成分示于表1。

用加热至1100～1350℃保温半小时，然后淬入盐水中20mm×10mm×10mm的试样测定奥氏体晶粒粗化温度。试样的抛光磨片在2%硝酸酒精腐蚀液中浸蚀后，在光学显微镜上进行观察。

试验钢的化学成分（%）　　表1

C	Mn	Si	S	P	Al	Ti	V	N	O
0.08	1.26	0.29	0.005	0.003	0.04	0.01	0.08	0.012	0.009

在凸轮式塑性计和淬火膨胀仪上测定了试样再结晶终止温度(T_r)和铁素体转变开始温度(Ar_3)。凸轮式塑性计试样是高24.6mm×φ12.7mm的圆柱样。每个试样均在1120℃下，Ar气中加热并保温半小时，然后移至凸轮式塑性计，允许试样冷到第一次变形温度（1100℃）。试样经压缩变形60%，恒定的真应变速率为2s^{-1}，在三个近似相等的增量下，每一变形道次间停留～15s，记录了应力-应变数据。在940～720℃范围的不同再次变形温度下重复进行这一过程，并计算再次变形开始的软化率。φ4mm×8mm的圆柱形膨胀仪试样在1200℃下，奥氏体化5min，快速冷却（～5s）到变形温度，并经压缩变形50%，随后冷却。试样在钢板轧制的特征温度下，亦即950～700℃下变形之后，在800～500℃以平均冷速0.1～190℃/s控制冷却。光学金相和SEM观察用的试样取自凸轮式塑性计和膨胀仪试验试样，平行于变形方向。凸轮式塑性计和膨胀仪方法的完整描述见另一篇文章[15]。

根据凸轮式塑性计和膨胀仪试验结果，依照终轧温度（FRT）设计了三种钢板轧制程序：(i) 高于T_r，(ii) 低于T_r但高于Ar_3，和 (iii) 在临界区内（α+γ）。将铸造试块沿长度方向切割成生产板坯254mm×102mm×127mm，在2h内加热至1100℃并保温1h。这些板坯采用表2所给出的变形工艺制度，轧成25.4mm的板。在轧制过程中用一嵌入的热电偶监控板坯温度。对于再结晶轧制的工艺制度（表2中工艺制度Ⅰ），为确保下一道次前的完全再结晶并避免奥氏体的混晶粒度，每道次间有一个22秒的间歇时间。轧成的钢板或是空冷（AC）到环境温度或是轧后立即（～10s）水淬（WQ）。六种钢板的热机械加工过程的示意图见图1，同时标出了每块钢板的符号（B1，B2……B6）。

从轧制钢板的心部制取纵向金相试样，并用光学显微镜和扫描电镜(SEM)进行观测。每种钢板中主要显微组织组分的体积分数在光学显微镜下用计点法确定（用膨胀仪试样）。对于每种状态，在5个视场的每一视场上计算600点，并确定其平均体积分数和平均值的标准误差在95%的置

用于钢板轧制的变形工艺制度 表2

道次 №	工艺制度Ⅰ (B1,B2)		工艺制度Ⅱ (B3,B4)		工艺制度Ⅲ (B5,B6)	
	轧辊间隙，mm	温度，℃	轧辊间隙，mm	温度，℃	轧辊间隙，mm	温度，℃
1	117	1100	122	1100	128	1073
2	102	1081	113	1079	124	1048
3	88	1064	99	1058	119	1024
4	76	1046	92	1036	113	1000
5	67	1028	82	1014	107	978
6	57	1012	69	991	101	956
7	43	995	64	966	91	934
8	35	971	55	941	81	912
9	24.7	950	45	915	74	890
10			40	888	66	867
11			33	860	59	845
12			24.6	830	52	822
13					46	798
14					40	775
15					34	751
16					29	726
17					24.4	700

注：所有钢锭均在1120℃均热1h
精轧板的厚度=25.4mm

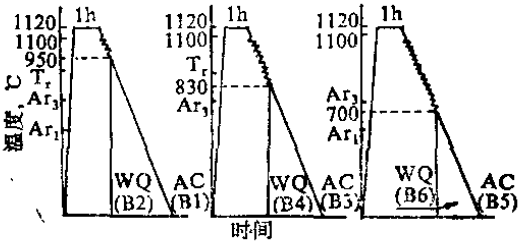

图1 钢板轧制工艺制度的示意图

信水平。为透射电镜（TEM）制备的薄膜样品是在-50℃下，3%高氯酸-27%二丁氧基乙醇-70%甲醇溶液中电解抛光制得的。纵向拉伸（5mm的标记直径）和全尺寸夏比冲击试验是用中厚度钢板制备的试样进行的，并且用SEM观察了断口。

Ⅱ 结 果

A．晶粒粗化

因为原始奥氏体晶粒边界不能直接由腐蚀显示出来，为了评定奥氏体晶粒尺寸，以晶界铁素体作为它的轮廓线是必要的。尽管如此，要确定在奥氏体化处理的0.5h过程中，晶粒是否发生了粗化还是可能的。当温度超过1250℃时，奥氏体晶粒将急剧长大。在较低的温度下退火，可以得到晶粒尺寸为20～30μm的细小等轴晶粒结构。

B．凸轮式塑性计试验结果

凸轮式塑性计压缩试验测得了真实应力-真实应变数据，它们可能与轧制过程的热加工行为有关。通过多次压缩试验，确定了奥氏体的软化行为。第二次变形开始的软化分数可用公式中的软化率S来表示[16]。

$$S=\frac{\sigma_{max}-\sigma_y}{\sigma_{max}-\sigma_{y0}}$$

式中 σ_{max} = 首次变形时的最大应力；

σ_{y0} = 首次变形时的屈服应力（0.2%残余变形）；

σ_y = 第二次变形时的屈服应力

（0.2%残余变形）。

另一方面，软化分数还可以根据凸轮式塑性计的输出功率用反推法计算出来[15]。在本文中，软化率是用二种方法计算的，这些结果作为第二次变形温度的函数作图于图2中。940℃时发生完全软化，这表明已发生了完全再结晶。当温度降低时，只有少量软化发生，这说明再结晶不完全。取观测到50%软化的温度作为再结晶终止温度（T_r），经测试这种钢的T_r为870℃，在大约790℃，该钢的软化率出现一回升，它被认为是由于铁素体转变开始的缘故（Ar_3）。

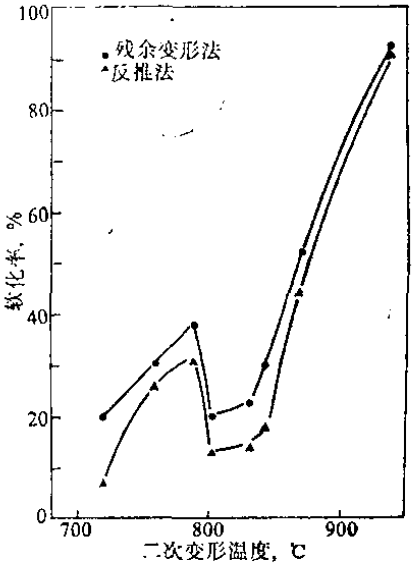

图2　凸轮式塑性计试验中，二次变形开始时的软化率的百分数

C．膨胀仪试验结果

试验钢（在850℃下变形50%之后）的连续冷却转变曲线（CCT）示于图3中。图中算出了铁素体转变开始（F_s），珠光体转变开始（P_s）、转变终了（P_f）和贝氏体转变终了（B_f）的温度，贝氏体转变开始温度从膨胀曲线上没有清楚地标出。除标出了膨胀试验的最快（190℃/s）和最慢（0.1℃/s）冷却曲线外，还标出了相当于25.4mm钢板空冷（1℃/s）和水淬（30℃/s）的有代表性的冷却曲线。也表示出了50%转变的等相变轮廓线。在1℃/s的条件下，铁素体转变开始温度是820℃，它与不太灵敏的凸轮式塑性计试验所测得的790℃相一致。

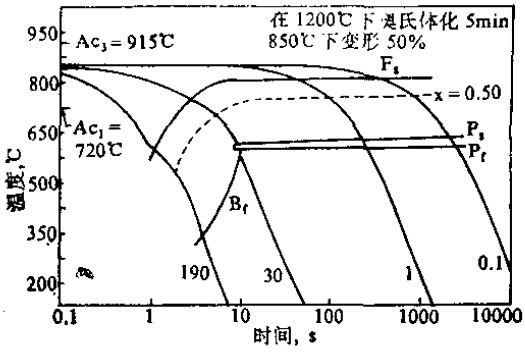

图3　由膨胀仪测出的连续冷却转变曲线图（冷却曲线以800～500℃之间的平均冷速190，30，1和0.1℃/s标出）

当冷速（R）低于30℃/s时，得到F-P显微组织，而且所观测到的相变温度几乎不受冷速的控制。然而，在这一冷却速度范围内，铁素体晶粒尺寸和珠光体团的尺寸随冷速的提高而减小。仅在冷速高于30℃/s时，铁素体转变才明显地受到抑制。在这一冷却速度范围内，随冷速增大，贝氏体体积分数增加。

R在30℃/s以下，硬度随冷速的提高而逐渐增加，这与铁素体晶粒尺寸的细化相对应。当R大于30℃/s时，硬度随冷速的提高以较快的速度增加，这是因为发生了奥氏体相变的原因（图4）。

变形温度（T_d）对相变行为的影响示于图5和图6*。在最低冷速下（1℃/s），

* 为测定试验钢的完全CCT曲线图，使用的变形温度（T_d）=850℃，在以后的膨胀仪试验中，采用的T_d=830℃是为了模拟轧制钢板的FRT=830℃。然而，这两种变形温度在相变动力学和显微组织方面没有造成明显差异。

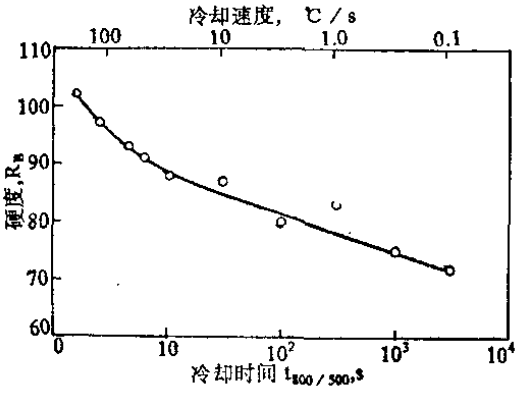

图4 850℃下变形50%膨胀仪试样的硬度与冷速的关系

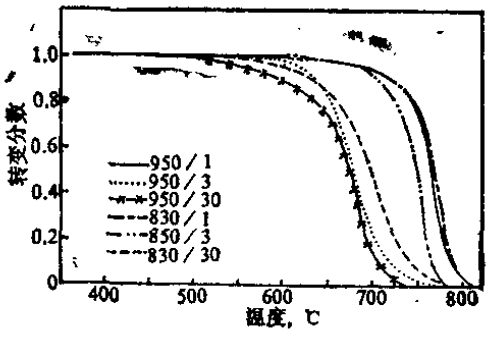

图5 变形温度和冷速对相变动力学的影响

变形温度对相变行为的影响很小。在较高的冷速下（3和30℃/s），830℃（或850℃）下变形的试样转变比950℃下变形的试样发生在较高温度。在所有的冷速下，830℃变形的试样的晶粒度均较细小（图6）。表3给出了在950，830和700℃下变形，并以1和30℃/s冷却的膨胀仪试样中，每种显微组份体积百分数的测量结果。

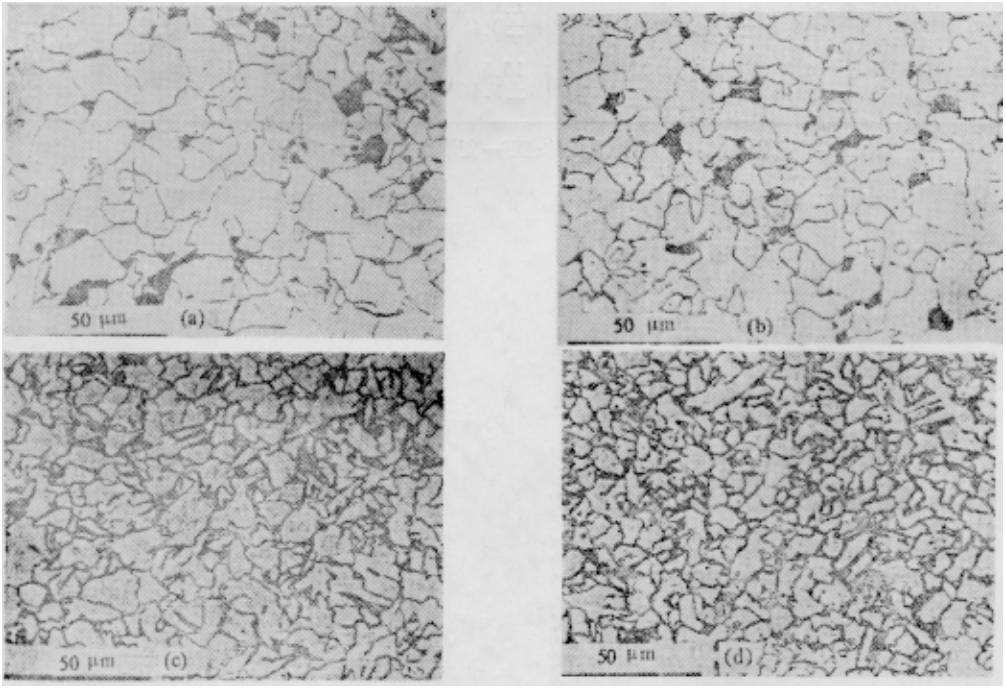

图6 与图5中相变曲线相对应的显微组织：(a) 950/1；(b) 830/1；(c) 950/30；(d) 830/30

D．轧制钢板的显微组织

轧制钢板的显微组织示于图7～9。再结晶轧制(FRT＝950℃)的空冷(AC)态钢板，得到F-P组织，而水淬钢板(WQ)是F-B组织（图7）。WQ钢板中的铁素体晶粒度比AC板细小些。对于低于T_r(FRT＝830℃)终轧的钢板而言，其显微组织组份与再结晶轧制的相同，但其铁素体晶粒度细小些，AC板有明显的带状，WQ板只有轻微的带状，

钢板和膨胀仪试样的定量金相测量　　表3

钢板	钢板 处理制度 FRT/冷却	钢板 每种组份, % F	DF	P	B	MA	膨胀仪试样 处理制度 变形温度/冷却	膨胀仪试样 每种组份, % F	DF	P	B	MA
B1	950/AC	87.9 ±4.4		12.1 ±1.6			950/1	89.8 ±4.5		10.2 ±1.1		
B2	950/WQ	69.8 ±3.7		3.0 ±0.6	24.0 ±3.6	3.2 ±0.6	950/30	69.4 ±4.5		9.4 ±1.8	18.9 ±5.2	2.3 ±0.5
B3	830/AC	90.2 ±4.5		9.0 ±1.5		0.8 ±0.3	830/1	87.0 ±4.4		12.8 ±1.3		0.2 ±0.3
B4	830/WQ	66.1 ±3.3		6.8 ±1.4	22.0 ±2.2	5.1 ±1.0	830/30	79.9 ±4.0		2.9 ±0.6	10.6 ±1.1	6.6 ±1.3
B5	700/AC	34.5 ±4.8	54.6 ±4.0	9.8 ±2.1		1.1 ±0.4	700/1	31.9 ±3.1	54.7 ±2.7	12.7 ±1.3		0.7 ±0.3
B6	700/WQ	24.3 ±3.5	62.2 ±4.0			13.5 ±1.4	700/30	24.1 ±6.2	61.7 ±9.4			14.2 ±3.4

F—铁素体; P—珠光体; MA—马氏体/奥氏体; DF—变形铁素体; B—贝氏体

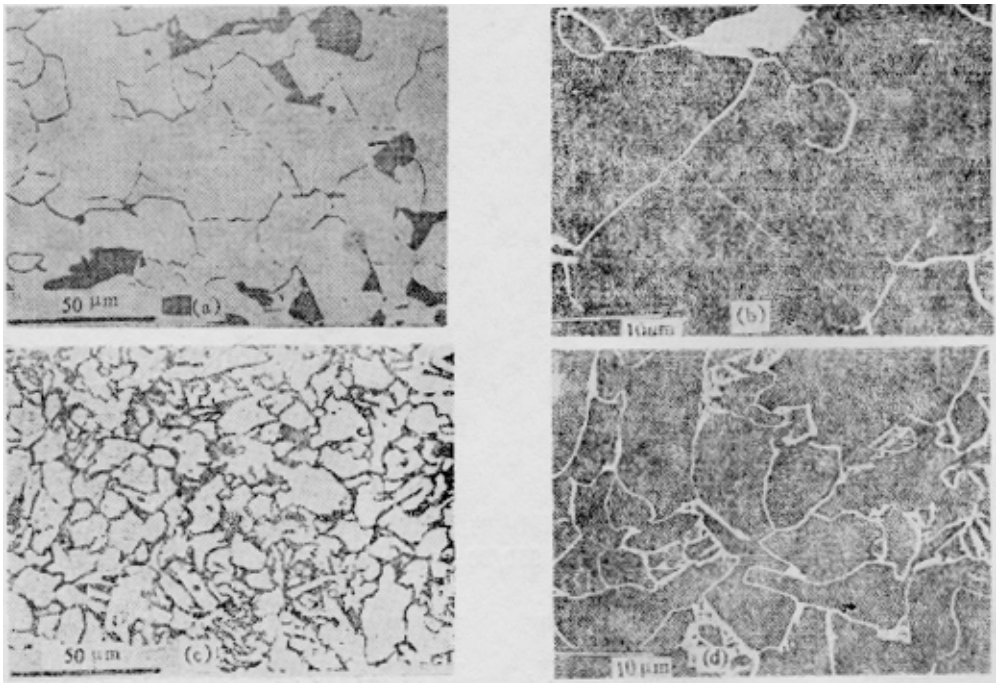

图7　FRT=950℃钢板的显微组织: (a)(b)空冷态; (c)(d)水淬状态

WQ板中还有少量马氏体／奥氏体(MA)*，见图8。对临界区轧制的钢板必须分辨清楚轧后变形奥氏体形成的“铁素体”和在轧制过程中形成并被变形的

* 以下约定，“MA”用来描述那种组分：在用硝酸酒精溶液腐蚀后，光学显微镜下呈淡褐色，而在SEM二次电子图象中呈白色。本研究中没找到任何残余奥氏体的迹象，但在下面却给出了MA中马氏体的非常详细的描述

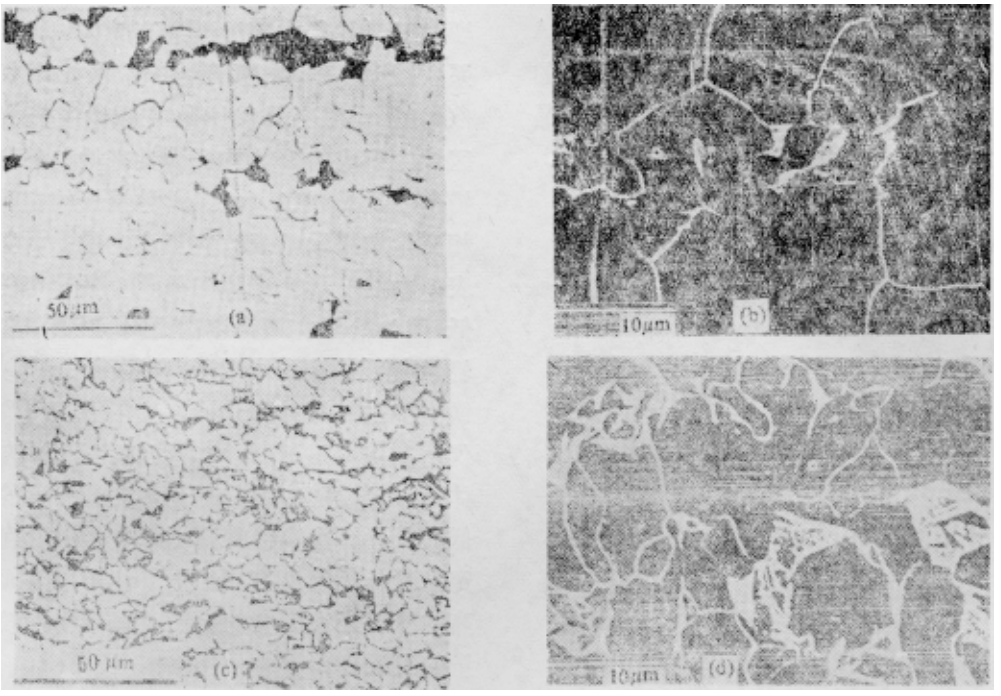

图8 FRT=830℃钢板的显微组织：(a)(b)空冷态；(c)(d)水淬状态

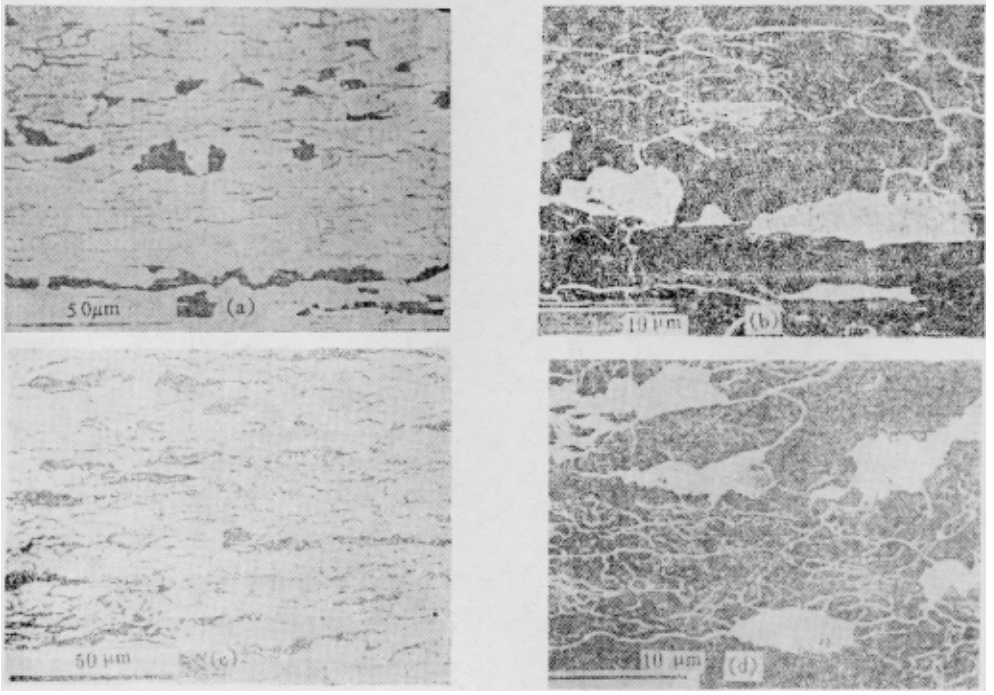

图9 FRT=700℃钢板的显微组织：(a)(b)空冷态；(c)(d)水淬状态

“变形铁素体”。FRT=700℃/AC钢板有严重的带状珠光体、铁素体和变形铁素体（图9）。SEM检验还观察到少量贝氏体小岛和不同尺寸的MA区域。WQ钢板

的显微组织由铁素体、变形铁素体和MA组成，亦即完全抑制了珠光体和贝氏体的形成。大多数MA区域都是由邻接的孪晶马氏体和板条马氏体区域构成（图10）。

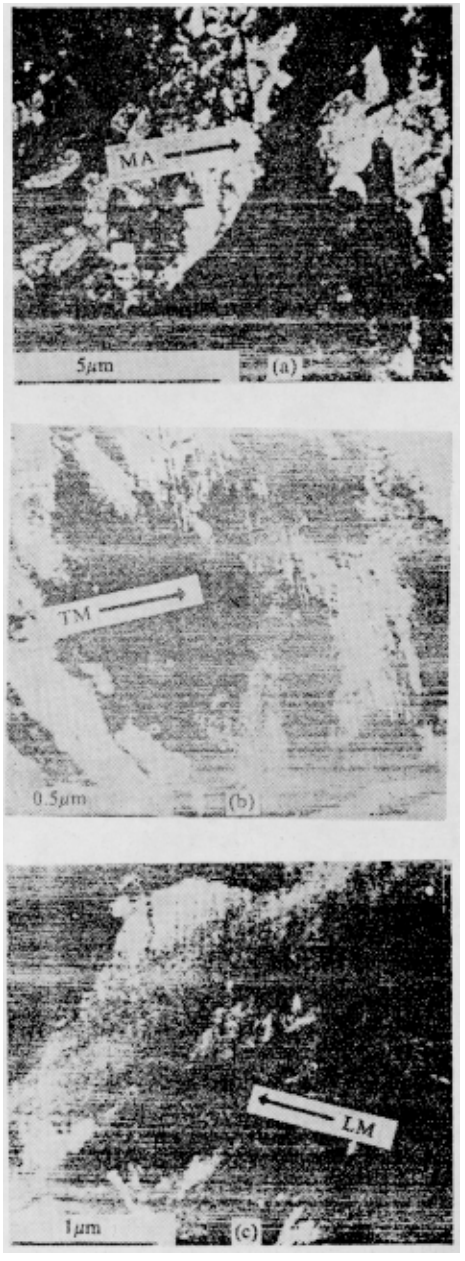

图10　700℃/WQ钢板中，包括孪晶马氏体（TM）和板条马氏体(LM)的马氏体/奥氏体（MA)的TEM图象；(b) TM详图；（c）LM详图

孪晶马氏体是在碳浓度最高的区域内由一系列密集的微孪晶构成的，见图10（b)[17]。板条马氏体是在碳浓度较低的区域内形成的，其特征为具有均匀的高位错密度，见图10（c)。六种钢板的定量金相测量结果示于表3。应当注意的是，列于表3中的变形铁素体的体积分数有可能偏低，因为恰好在最终道次之前，形成且仅被轻微变形的铁素体难于辨认。图11归纳了铁素体晶粒尺寸随冷速、变形温度（膨胀仪）和FRT（钢板）的变化。平均铁素体晶粒尺寸随冷速的提高和变形温度的降低而细化。提高冷速降低了变形温度在决定铁素体晶粒度方面的重要作用，然而，高的冷速会在相变的显微组织中得到较多量的贝氏体。

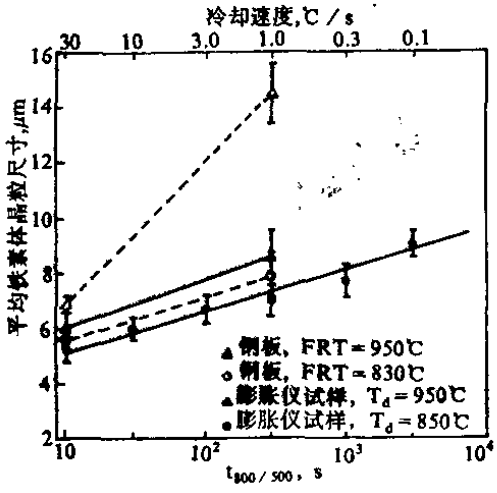

图11　钢板和膨胀仪试样的平均铁素体晶粒尺寸的变化

E.力学性能

纵向拉伸和夏比冲击试验结果列于表4中，有代表性的断口形貌示于图12。对于指定的终轧温度而言，WQ钢板的屈服强度和抗张强度比AC钢板高，20℃夏比冲击功则低些。但是，830℃终轧的钢板则显示出冷速对强度和韧性的影响很小。FRT=830℃可使WQ钢板得到最佳20℃

纵向拉伸和夏比冲击试验值 表4

钢板	处理制度	$\sigma_{0.2}$* MPa	σ_P* MPa	ψ* %	20℃冲击功 J	54J冲击断口转变温度，℃
B1	950/AC	284	415	80	349	−80
B2	950/WQ	406	609	73	186	−40
B3	830/AC	329	430	76	>354	−85
B4	830/WQ	386	590	75	208	−80
B5	700/AC	455	515	70	224	−95
B6	700/WQ	511	659	49	101	−30

*在20℃下的拉力试验

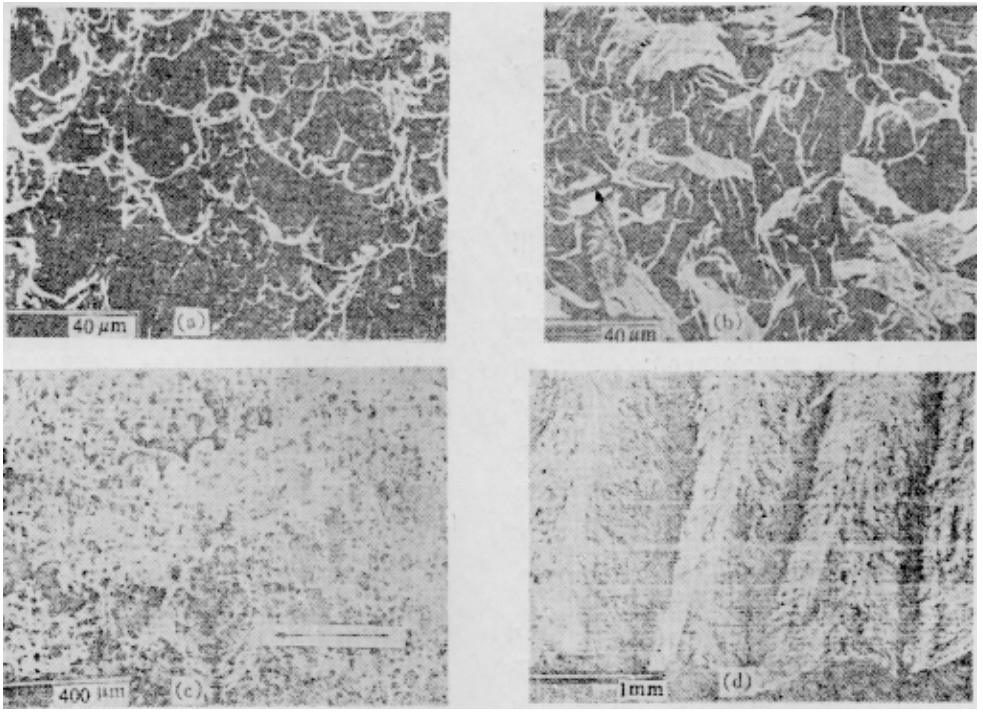

图12 纵向夏比冲击试样的断口形貌：(a) (c) 950/WQ, T=−20℃；(b) 950/AC, T=−100℃；(d) 700/AC; T=−100℃

下的夏比冲击功和54J冲击转变温度(ITT)值。对AC钢板来说，FRT=700℃可以使强度和韧性达到最好的匹配，这时σ_s=455MPa，σ_b=515MPa，54J ITT=−95℃。值得注意的是，这种钢板的夏比冲击试样中具有一种高密度层状断口，它可能对异常低的ITT有贡献。

讨论

A，晶粒粗化

晶粒粗化试验表明，在温度直到1250℃时，加Ti限制晶粒长大是成功的。即是铸造过程形成的细小TiN析出物，对于单一重新加热来说直到1250℃也是稳定的，这与Ti-V-N钢的晶粒粗化温度的报导是一致的[18]。对于钢板轧制所采用的1120℃再加热温度来说，其起始奥氏体晶粒尺寸应当是20～30μm。假定全部的[illegible]化合成TiN，那么计算出的VN的溶

解温度为1013℃（0.009%N，0.008%V）[20]，这样，在再加热温度下，V(C,N)应该全部溶解。

B.软化行为

软化曲线（图2）表明，这种钢在变形温度降至940℃时便发生完全静态再结晶。按50%软化率（T_r=870℃）测得的再结晶终止温度与所报导的Ti-V-N钢的值完全吻合[19]。

C.连续冷却转变特性

用凸轮式塑性计和膨胀仪测得的Ar_3值分别为790℃和820℃。在预变形值相等的情况下，这些值应当会更加趋于一致，因为，在总预变形的40%～50%以下，Ar_3随预变形的增大而升高[21]。

在T_d=850℃的胀膨仪试验中，在相当宽的冷速下均得到F-P显微组织。在R＜3℃／s时，铁素体相变开始温度与冷速无关(图3)。R从3提高到30℃/s，发生相变的温度区域逐渐降低，R=30℃/s时，50%的相变温度大约比R=3℃/s的降低40℃(图3)。相变温度区域的这一降低，由于提高了铁素体形核速率和缩短了碳的扩散距离的缘故，减小了铁素体晶粒尺寸和珠光体团尺寸。冷速由0.1℃/s提高到30℃/s，则铁素体晶粒尺寸从9.1μm减小到5.3μm(图11)。当冷速大于30℃/s时，相变产物发生了明显的改变。在相变显微组织中，由于冷却速度提高使马氏体和贝氏体的量增多，从而使硬度相应地明显提高(图4)。

不同变形温度下，所做的膨胀仪试验（图5和6）说明了奥氏体状态对CCT特性的影响。950℃变形的试样中，相变前其奥氏体处于完全再结晶状态，而830℃变形的试样是未再结晶的。未再结晶奥氏体应具有较高密度的铁素体形核点（在奥氏体晶粒边界和变形带）和较高的相变自由能的应变能分量。可惜的是，在这些试验中，因为对于两种不同的变形温度，其温度-时间路径不同，使奥氏体状态的直接影响有点被掩盖了。对于一指定的奥氏体状态，铁素体形核的孕育时间与低于Ac_3的时间相关。因此，虽然在T_d=830℃的试样中（未再结晶奥氏体）因为形核点密度和应变能较高，铁素体或许应当在较高温度下形核。而一个T_d=950℃的试样却要花费更长的时间才能低至Ac_3以下，这将会使孕育和形核过程进行。同样，对最慢的冷速来说，回复甚至部分再结晶可能在严重变形的膨胀仪试样内，在变形温度（830℃）和相变开始温度（Ar_3=820℃）之间的区间发生。在1℃／s和更慢的冷速下，对这二种变形温度而言，这些因素将产生同样的相变动力学。随着冷速提高，变形温度对低于Ac_3时间的影响减弱，使变形奥氏体得以回复和再结晶的时间减少，从而清楚地证明了奥氏体状态对铁素体形核的影响。因此，在R＞1℃/s时，铁素体形成被移向较低的温度，但是铁素体是在再结晶奥氏体中成核之前，在未再结晶奥氏体中成核的（T_d=850℃）。尽管相变温度区比较低，但再结晶奥氏体所得到的铁素体晶粒尺寸稍微大些（6.2对4.9μm），当温度低于～620℃时，由于开始形成了贝氏体，其铁素体晶粒尺寸才受到限制。

D.钢板的显微组织

由再结晶轧制工艺制度轧制的钢板，其显微组织（图7）与950℃变形的膨胀仪试样相似（图6），即空冷态钢板为F+P，水淬态钢板为F+B，这相当于分别以1℃／s和30℃／s冷却的膨胀仪试样的显微组织。钢板的铁素体晶粒尺寸比相应的膨胀仪试样要大些（图11），这很可能是950℃变形50%的膨胀仪试样与FRT=950℃的钢板的最终再结晶奥氏晶粒尺

寸相比，其再结晶的奥氏体晶粒尺寸较小的结果。用Roberts等人的模型[9]，以起始晶粒尺寸为20μm，计算出膨胀仪试样的最终奥氏体晶粒尺寸是12.9μm，而轧制钢板的为16.9μm。原始奥氏体晶粒尺寸的这种差别，也是由于WQ钢板的贝氏体体积分数比以30℃/s冷却的膨胀仪试样稍高的缘故(表3)。

根据凸轮式塑性计和膨胀仪试验结果，FRT=830℃(轧制工艺制度Ⅱ)的轧制钢板表现出Ar_3<FRT<T_r的特性。在最后两道次轧制中，应当是几乎不发生再结晶并且奥氏体的宽度不断减小。这样就增加了由积蓄的应变而产生的铁素体形核场所，从而使FRT=830℃的空冷态钢板的铁素体晶粒尺寸比FRT=950℃的大大减小(图11)，空冷态钢板中的带状显微组织比例，与铁素体在拉长的奥氏体晶界处形核，继之以珠光体在富碳区的转变是一致的[21]。电子显微探针扫描表明锰毫无偏析的迹象，这进一步支持了带状化起源于被拉长的奥氏体组织的论证。在水淬的钢板中，与FRT=950℃的WQ钢板相比(图11)，铁素体的形核率要高得多，其晶粒尺寸也较小，带状化很不明显。此外，FRT=830℃钢板的显微组织，除贝氏体的体积分数比较高外，其余均与830℃变形的膨胀仪试样相同。

冷却速度对最终铁素体晶粒尺寸的影响，950℃终轧的钢板与830℃终轧的钢板相比，或是对在950℃或850℃变形的膨胀仪试样都大不相同（图11）。因此，铁素体晶粒长大和最终铁素体晶粒尺寸均受下列因素制约：

1. 正在生长的铁素体晶粒相碰，或
2. 贝氏体相变开始。

本研究中，950℃或830℃下变形后空冷的两种钢板和膨胀仪试样都是由铁素体晶粒间相碰限定了最终的铁素体晶粒尺寸（注意，即是在最终的显微组织中，贝氏体分数较大时，铁素体晶粒相碰也可能成为控制因素）。当冷却速度提高时，830℃终轧的钢板和830℃或950℃变形的膨胀仪试样，其铁素体晶粒尺寸都稍有细化。在这些试样中，铁素体晶粒尺寸仍然受铁素体晶粒相碰的制约，并且随冷速的提高造成的晶粒细化是由于铁素体成核率提高所致。平均铁素体晶粒尺寸对$\log t_{800}$～ε_{00}的曲线有一恒定的斜率。尽管加工工艺制度可确定铁素体晶粒度的级别，但该斜率与先前的加工工艺制度无关。许多微合金钢已得到了具有相同斜率的类似曲线[22]。

950℃终轧的钢板水淬可使铁素体晶粒尺寸产生一种非常引人注目的细化。这种钢板在轧制终了时，具有比较粗大的再结晶奥氏体组织。在该组织中，为使铁素体晶粒在奥氏体晶界处生核并完全吞食奥氏体晶粒，就需要增长铁素体的生长时间。当冷速提高时，到达贝氏体相变开始温度前，用于铁素体生长的有效时间就缩短了，而且相变发生在，铁素体晶粒相碰制约晶粒尺寸的状态到贝氏体转变开始变为制约因素的中间。在950℃终轧的钢板中，这一转变在1和30℃/s之间的冷速范围内进行。因此，对950/WQ钢板而言，是贝氏体转变限制了铁素体晶粒尺寸，但是四个试样的最终晶粒尺寸全是相似的。一旦冷却速度达到了由贝氏体转变来限制铁素体晶粒尺寸时，那么对所有的加工工艺制度而言，用于铁素体形核并长大的有效时间，从本质上讲就是相同的，因此，铁素体晶粒尺寸与原奥氏体晶粒尺寸也就无关了。但遗憾的是在图11中，没有足够的数据来说明这一结果，因为950/WQ数据点仅有一个是由贝氏体转变开始来制约铁素体晶粒尺寸的。

临界区终轧的钢板，其显微组织与700℃变形的膨胀仪试样相符（表3）。在临界区轧制的过程中，至少有60%的奥氏体转变成为铁素体，并且这种铁素体被变形而后又部分恢复，从而得到一种细小的亚晶粒结构(图10（a））。在FRT下，保持变形的奥氏体转变成铁素体和珠光体或MA，这取决于冷速。在空冷态的钢板中，富碳区转变成珠光体和MA。在水淬的钢板中，珠光体相变完全被抑制了，富碳区转变成MA。然而应指出，在MA内由于它是高碳孪晶马氏体和低碳板条马氏体的一种混合体（图10），显然有某些碳量的区分。

E.机械性能

钢板的拉伸和冲击性能变化范围很宽，可通过不同的热机械加工来实现。屈服强度的范围为283～572MPa，20℃的冲击功为100～354J，而54J的冲击转变温度从－30～－95℃。这证明低的终轧温度和加速冷却对生产良好强度和韧性综合性能的钢板具有潜力。例如，对屈服强度为350MPa，且具有最高的纵向韧性和全厚度延性的钢板来说，就需要FRT刚超过Ar_3并要加速冷却。对于屈服强度为483MPa的管线用带材来说，它的纵向韧性是重要的，而全厚度延性却不是必须要求的，因此对它应采用临界区轧制并加速冷却。

屈服强度和UTS随FRT的降低和冷速的提高而提高，是由于铁素体晶粒尺寸的细化和硬化相如贝氏体和MA的体积分数的增加造成的，这在临界区轧制的钢板中特别明显。在这类钢板中还存在由于变形铁素体中位错亚结构造成的强化，并且还可能有织构强化的贡献。在图13中概括总结出了屈服强度随热机械处理和显微组织的变化情况。变形铁素体量的增加使屈服强度大大提高，虽然铁素体晶粒细化和

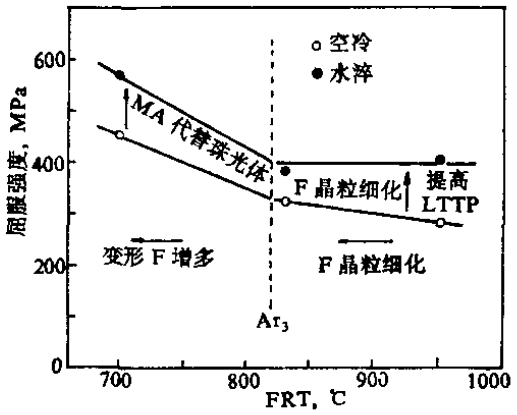

图13　热机械处理和显微组织对屈服强度的影响

贝氏体或MA量的增多也能产生类似的效果，但屈服强度的提高却较少。应用Siwecki等人的方法[18]，发现析出强化在这种钢中所起的作用是很小的。这些作者曾指出，由于在浇注过程中形成的TiN析出物中含有钒（亦即生成$[Ti_xV_{1-x}]N$），同时也由于N（C，N）在奥氏体中优先在先存的（Ti，V）N颗粒旁析出，故可用来在铁素体中以细小的V(C，N)颗粒析出的钒和氮的量就大大减少了。

断裂性能也随显微组织而变化，然而，当要比较不同钢板的断裂性能时，必须考虑断口类型及夏比冲击值。在试验温度较高时，高FRT钢板呈韧性断裂（图12(a)），具有一些微细分层（图12(c)箭头所指处），这些微细分层的取向通常平行于轧制平面。在试验温度低时，高FRT钢板的断口类型为100%的解理断口（图12(b)）。在高试验温度下，低FRT钢板的断口类型为韧性断口加微细分层断口；而在低试验温度下，靠韧性断口区域旁有独立的微细分层断口（图12(d)）。断裂机制的详细描述，包括微细和宏观分层的生成机制在另一篇文章予以讨论[12]。就一般情况而论，20℃下的夏比冲击功表现

出韧性断裂并与UTS成反比变化。然而，微细分层也降低FRT＝700℃钢板的20℃夏比冲击功。用54J ITT表示脆性断裂行为，通常显示出韧性随铁素体晶粒尺寸减小和贝氏体及MA的减少而提高。然而宏观分层使整个厚度的应力松驰，从而使试验温度低时产生韧性断裂区，其结果是ITT值特别低（如钢板B5，表4和图12(d)）。

V 结 论

已证明当已知一微合金钢T_r和Ar_3时，就可设计出几种热机械加工工艺制度，它能得到范围很宽的各具特殊性能的显微组织。

对所研究的Ti-V-N钢，由不同的热机械处理生产的钢板，其显微组织和硬度与淬火-变形膨胀仪上模拟的热机械处理所得到的试样很吻合。

根据奥氏体状态对扩散-控制铁素体形核和长大的影响，定性地解释了CCT特性和最终显微组织，清楚地说明了与未再结晶奥氏体相比，再结晶奥氏体对相变行为的影响。

不同的热机械处理可使钢板得到范围很宽的拉伸和韧性性能。用低FRT轧制的钢板的夏比冲击试样中，出现轧制平面分层，它强烈地影响韧性断裂的冲击功和冲击转变温度。

致 谢（略）

参 考 文 献（略）

王 苹 译自《Metallurgical Transactions A》，1988，19A，1221～1233

金 材 校

（上接第98页）

试验来研究钢的断裂特点。

25mm厚的T-V-N微合金钢板主要含0.08%C-1.26%Mn-0.29%Si-0.01%Ti-0.08%V-0.012%N-0.005%S-0.003%P。终轧温度分别为950，830℃和700℃，轧后空冷或水淬。终轧温度为830℃时，在奥氏体完全再结晶温度T_r和Ar_3之间的压下率为11%。终轧温度为700℃时，在T_r和Ar_3间的压下率为17%，Ar_3以下的压下率为21%。

纵向拉伸试验检验了各试样的主要机械性能。标准夏氏冲击检验了各试样的韧-脆转变温度。动态拉伸试验在20～－196℃温度下，以1.3mm/min的速度拉伸。用扫描电镜对断口进行了鉴别，还对钢中夹杂物的体积分数、长度及纵横比进行了定量金相检验。

试验结果表明，塑性断裂的产生首先由夹杂物控制，但总的塑性受显微组织的影响。具有铁素体-珠光体的显微组织的钢比铁素体-贝氏体或者铁素体-马氏体组织的钢的延伸率高。在Ar_3以下终轧并有形变铁素体的钢比在Ar_3以上终轧的钢的断裂应力低。对于断裂产生来说，从真应力和真应变的试验结果可以定性地认为，解理断裂在临界应力下发生，而塑性断裂则在临界应变下发生。断裂的传播方式为：开始产生塑性，随后发生解理断裂。

＜METALLURGICAL TRAN.A＞，Vol.21A，1990.3，1177～1191

（以上系张开盟摘译）