

★★世纪期刊网-专业论文文献原文传递服务网站★★

【关于我们】

世纪期刊网专业提供中文期刊及学术论文、会议论文的原文传递及下载服务。

【版权申明】

世纪期刊网提供的电子版文件版权均归属原版权所有人，世纪期刊网不承担版权问题，仅供您个人参考。

【意见建议】

请您不要丝毫保留对我们网站发展的意见建议，对于提出意见建议的朋友我们将提供单独的账户。

【联系方式】

商务及服务电话 013328196150 在线QQ 3042329 电子邮件 support@verylib.com

【访问网站】

世纪期刊网 <http://www.verylib.com>

【网上购书】

当当网 (图书最多)

卓越亚马逊网 (送货最快)

华储网 (专业计算机图书)

99读书人网 (新秀推荐)

【网上商城】

京东商城 (推荐商家)

【网上购物】

淘宝网

★★百万篇博硕本科论文全新推出★★

网 址<http://www.verylib.com.cn/>

本次文章生成时间：2009-9-5 11:56:24

文章内容从第二页开始!

请将本站向您的朋友传递及介绍!

形变热处理时工艺参数对微合金结构钢性能的影响

Winfried Dahl

Josef Diekmann

(亚琛RWTH钢铁冶金研究所) (克勒克纳钢公司曼斯塔德厂)

本工作的目的是将单独或复合添加铌和钒的多种微合金化钢通过模拟形变热处理和通过形变热处理进行型钢轧制时所达到的性能进行比较。

同时还研究了各种工艺参数对性能的影响。

前 言

通过将形变热处理工艺与针对使用目的的添加微合金化元素相结合,能使微合金化结构钢获得优异的力学性能和工艺性能。对结构钢在形变热处理时所发生的整个过程已经作过足够的描述^[1,2]。关于在厚板轧机和宽带钢热轧机上采用形变热处理工艺的技术现状已经在文献中作过论述^[3]。在这方面已经有不同强度级别的钢种可供使用,并且这些钢种已经按照它们各自的使用领域纳入标准^[4~7]。同样,一些强度级别不同的、具有规则断面的型钢和棒钢也纳入了标

准^[8]。

在克勒克纳钢公司曼斯塔德厂五机架的小型型钢轧机上,研究和试验了具有不同壁厚和不均匀断面的特殊型钢的形变热处理工艺^[9]。在亚琛的RWTH钢铁冶金研究所完成了相应的模拟试验,并且在单向轧机(Einwegwalzwerk)上作了进一步研究。目前已完成了这些试验研究的数据分析整理工作。

试验钢种、试验设备与试验条件

试验钢种 试验钢共有10种,这些钢的Nb, V和Mn含量各不相同,其化学成分列于表1中。第4种钢为对比钢。

试验钢的化学成分(wt%)

表1

试验钢 序 号	C	Si	Mn	P	S	Al _溶	N	V	Nb
1	0.11	0.36	1.38	0.016	0.009	0.026	0.0108	<0.01	0.028
2	0.11	0.41	1.58	0.020	0.009	0.022	0.0091	<0.01	0.038
3	0.12	0.42	1.54	0.016	0.007	0.026	0.0085	<0.01	0.070
4	0.12	0.43	1.68	0.023	0.0011	0.027	0.0118	<0.01	<0.001
5	0.12	0.40	1.27	0.012	0.007	0.015	0.0095	<0.01	0.056
6	0.10	0.42	0.99	0.023	0.0014	0.030	0.0118	<0.01	0.053
7	0.11	0.44	1.65	0.011	0.008	0.020	0.0130	0.06	0.054
8	0.12	0.44	1.60	0.011	0.007	0.030	0.0105	0.10	0.056
9	0.11	0.41	1.61	0.019	0.0011	0.029	0.0090	0.15	0.050
10	0.11	0.46	1.38	0.018	0.008	0.030	0.0091	0.18	0.029

在“Gleeble”高温拉伸装置和单向轧机上的试验。在亚琛RWTH钢铁冶金研究所一台被称作Gleeble—高温拉伸装置的试验设备上进行了热变形模拟试验。形变热处理工艺的生产性对比试验是在克勒克纳钢公司曼斯塔德厂的单向轧机上进行的。

试验设备 Gleeble高温拉伸装置是一台靠传导加热拉伸试样的水平拉伸试验机。拉伸试样位于充满保护气体的试样室内。试样所经历的时间-温度变化可以在很宽的范围内调整。使用直径为9.8mm、长130mm的圆形试样,这种试样是用直径为22mm的轧制线材加工成的。单向轧机主要由一个传导式加热段和衔接其后的两台二辊式轧机组成,用线材向单向轧机连续供料。变形程度可以在一个宽的范围内变化,这是因为在单向轧机上需要满足的只有拉伸条件。轧辊直径为170mm。试验用的原材料是直径22mm的线材,最终被轧成具有各种断面形状的型材。

试验条件 在Gleeble高温拉伸装置上按下列参数进行试验:

——在1150℃进行奥氏体化;

——在1000℃时,采用一步变形达到50%的预变形量;

——在750, 800, 850或900℃时,采用一步变形达到30%的终变形量。

达不到更高的变形程度。自终变形温度开始冷却,冷却速度分别为22, 100或300K/min。

由于受设备条件的限制,在单向轧机上必需选择如下的试验参数:

——在1200℃进行奥氏体化;

——在1180℃时进行28~44%的预变形;

——在750~850℃时进行0~35%的终变形。

自终变形温度开始的冷却速度为60和300K/min。

试验结果

选择的形变热处理钢的试验结果 本文同已发表的关于对小型轧机采用形变热处理工艺轧制型钢时的研究报告^[9]一样,只叙述有代表性的2,4,6,8号钢种的研究结果。对于其它的钢种,只从调整的大量参数中有选择地加以报导。

从图1可以看出,无论哪一种钢,当终变形温度为900℃、冷却速度为22K/min时,所得的屈服极限值都最低。当终变形温度为750℃时,同样的冷却速度(22K/min)却导致了预料到的高屈服极限值。将冷却速度提高到100K/min,终变形温度高比终变形温度低时引起的强度升高明显,因为终变形温度高时的原始强度水平低。金相组织研究表明,当冷却速度为100K/min时,已经在不同程度上生成了较多的贝氏体和马氏体组织,由于这些组织导致韧性降低,所以应当尽力避免它们的生成。因为在冷却速度为300K/min时这两种组织生成的特别多,所以对采用这种速度冷却时获得的结果不加报道。

在单向轧机上不能采用原来规定的750℃的终变形温度,因为1,2号机架之间冷却条件的调整没有再现性。因此只限于描述终变形温度为850℃时的试验结果。在图2中将单向轧机试验获得的屈服极限值与在Gleeble试验机上得到的屈服极限值进行了比较。为了进行这种比较,单向轧机采用35%的终变形量和60K/min的冷却速度, Gleeble试验机采用30%的终变形量和22K/min的冷却速度。

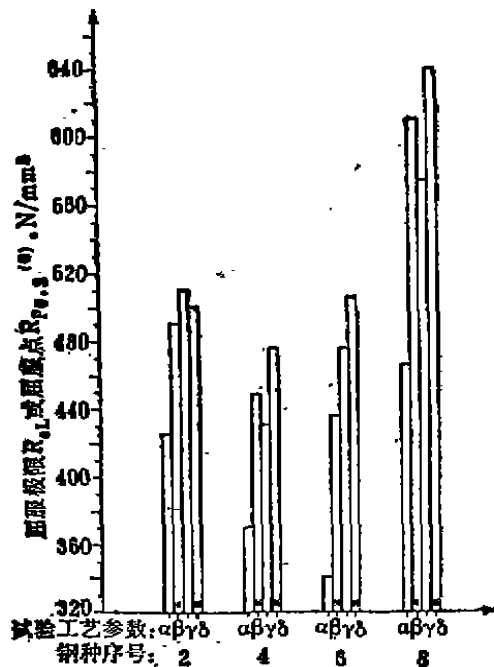


图1 Gleeble高温拉伸试验装置的终变形
温度和冷却速度对屈服极限的影响
a, 800℃/22 K/min b, 750℃/22 K/min
c, 900℃/100 K/min d, 750℃/100 K/min

上述比较表明,从单向轧机和Gleeble试验机上获得的屈服极限值并不一致。除了4号对比钢以外,微合金化钢经单向轧机轧制后达到的屈服极限值要高于在Gleeble试验机上达到的数值。在金相组织中也相应地发现前者贝氏体含量较高。产生这种差别的原因在于由设备条件决定的试验参数不同,如加热速度、保温时间、奥氏体化温度和相对变形量。由于加热速度高以及主要是在奥氏体化温度保温时间短,不可能达到比较“稳定”的、可以再现的状态。在一系列试验中能够清楚地确定在数秒钟范围内保温时间的影响。

“申克”高温拉伸装置上的试验 在Gleeble高温拉伸装置和单向轧机的试验结果表明,必须使实验室试验的工艺参数

更好地符合实际生产情况。由于这个原因,在小型轧机上进行试验的同时,还在“申克”高温拉伸装置上进行了补充的实验室研究。在这台装置上可以使用比在Gleeble试验机上尺寸更大的试样,从而可以采用更多的变形步骤和达到更高的总变形程度。

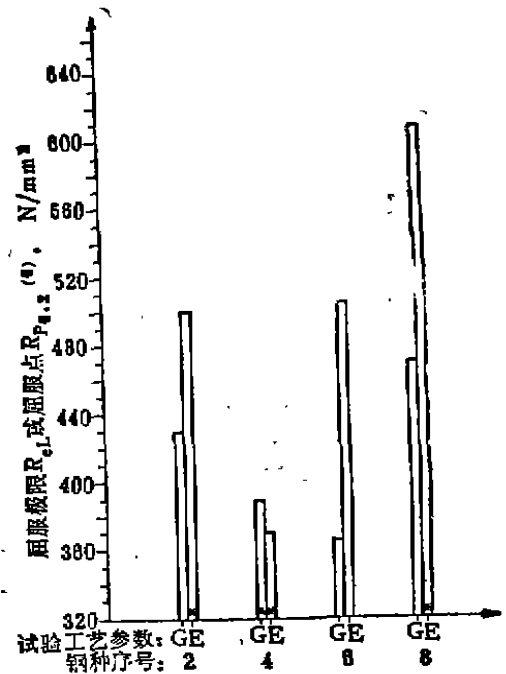


图2 从Gleeble高温拉伸装置(G)和单向轧机(E)得到的屈服极限值比较
G, 850℃/22 K/min
E, 850℃/60 K/min

试验设备与试验条件 试样经感应加热后在真空条件下进行了热变形模拟试验,该试验是在一台经过改造的、申克公司的160KN—液压拉力试验机上进行的。冷却在N₂气流中进行。通过装在试样中心的热电偶实现温度测量和控制。其他的测量参数是拉力、十字头(或横梁)位移和试样直径,测量试样直径是为了调整所要求的变形度。通过一套光学测量装置测量各个时刻试样直径的收缩情况。

在所有的形变热处理试验中, 加热条件以及至变形温度的冷却速度和变形速度都保持恒定, 以便能够研究其他工艺参数对组织和性能的影响(图3)。

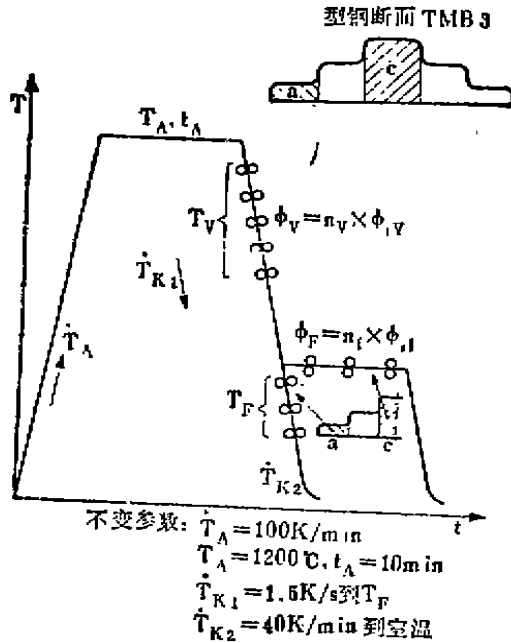


图3 热变形模拟程序随时间的变化过程

将经过形变热处理的试样在室温下进行拉伸试验, 以测定其力学性能。借助一台收缩测量装置就可以对拉伸试验时应力状态的多轴性加以考虑。由于没进行缺口冲击韧性试验, 将断面收缩率作为衡量韧性的参数。

原始长度为190mm、直径为20mm的试样, 经模拟形变热处理之后不再进行其他加工, 直接在室温下进行拉伸试验。

在小型轧机上进行试验的情况已在文献中作了详细的报道[9]。这些试验结果表明, 试验型钢TMB3通过最终三个道次轧制, 其c区内的温度保持不变, 而在a区内的温度则逐道次均匀下降。在进行热变形模拟试验中已经考虑了这些来自实践的边界条件(图3)。改变预变形和终变形的

温度及道次数, 但总变形量和每个轧制道次的变形量不变。

本文图3~12中符号说明(译者注)。

\dot{T}_A ——加热速度; T_A ——奥氏体化温度; t_A ——在奥氏体化温度的保温时间; \dot{T}_{K1} ——至 T_F 的冷却速度; \dot{T}_{K2} ——至室温的冷却速度; T_V ——预变形温度; T_F ——终变形温度; ϕ_V ——预变形量; ϕ_F ——终变形量; n_V ——预变形道次; n_F ——终变形道次; $\phi_{i,V}$ ——预变形阶段每道次变形量; $\phi_{i,F}$ ——终变形阶段每道次变形量。

试验结果

为研究其他工艺参数变化而选择的钢种在试验钢中, 8号钢种的金相组织形态与其他钢种有明显的不同。因此使用8号钢种来研究各种工艺参数变化产生的影响。

在图4中可以清楚地看出预变形温度对组织形态的影响。预变形温度低, 则组织细化。预变形阶段最后一道次的变形温度比第一道次的变形温度对组织的影响大得多。预变形若在很高的温度下进行, 那么预变形后很快便发生再结晶, 并且由于热能使晶粒长大, 结果使变形效果几乎化为乌有。预变形温度的这种影响对后步工序将产生决定性作用。如果预变形是在一个不利的温度范围内进行, 那么即使终变形是在最佳条件下进行, 也不可能形成细小均匀的金相组织。因此, 在这两个变形阶段之间细心地分段是必要的。

从图5可以看出, 在等温条件下进行终变形时的变形温度对组织形态的影响。正象所预料的那样, 在较高温度下终变形的试样, 其组织较粗大。如图4表明的, 在低温下变形的试样虽然具有较细的组织,

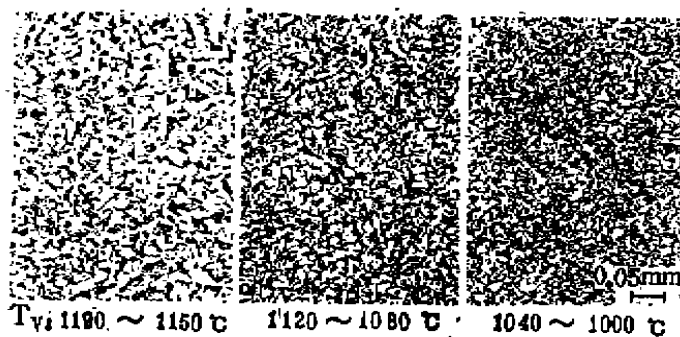


图4 预变形温度对组织形态的影响, 8号钢, $\phi_v = 5 \times 0.3$; $T_v = 1120, 1100, 1080^\circ\text{C}$; $\phi_F = 3 \times 0.3$; $T_{K2} = 50\text{K/min}$

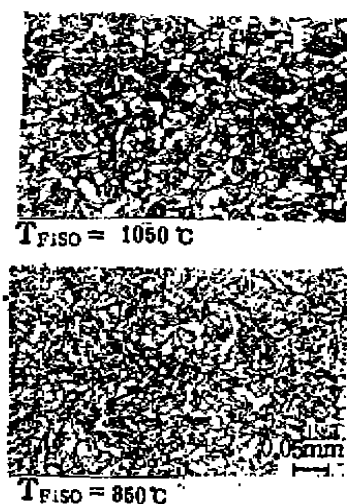


图5 终变形温度对组织形态的影响, 8号钢
 T_{FISO} = 等温终变形温度; $T_v = 1120, 1180, 1160, 1140^\circ\text{C}$; $\phi_v = 4 \times 0.3$;
 $\phi_F = 3 \times 0.3$; $T_{K2} = 50\text{K/min}$

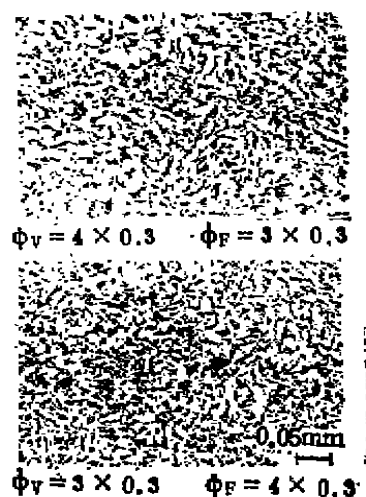


图6 变形量分配对组织形态的影响, 8号钢
 $T_v = 1200, 1190, 1180, (1170)^\circ\text{C}$
 $T_F = 820, 810, 800, (790)^\circ\text{C}$
 $T_{K2} = 70\text{K/min}$

但是由于预变形温度过高, 所形成的组织总是达不到最佳状态。

图6表示在总变形量保持恒定的条件下, 变形量在预变形阶段和终变形阶段的分配对金相组织的影响。通过加大终变形的变形量使金相组织得到改善, 这种改善建立在相变前奥氏体被细化的基础上。这时强度得到提高, 提高量最多可达8%。这就表明, 不仅变形量是重要的, 而且变形量的分配也是重要的。现在来研究最后一个工艺参数的影响, 即对冷至室温的冷却速度 (T_{K2}) 加以改变。与用50K/min冷

却的试样(图4,5)相比, 用70K/min冷却的试样(图6)强度提高了10%, 而韧性值却降低了。

实际检验 将模拟试验获得的结果在小型型钢轧机上进行检验。在全部型钢轧制中都严格遵守已找到的最佳预变形温度范围($T_v = 1200 \sim 1080^\circ\text{C}$) [9]。

通过降低终变形温度可以获得比等温终变形时更细的金相组织(图7, 10)。降低终变形温度所产生的效应在机械性能上表现得更为明显(图8, 11)。所有的试验钢, 当终变形温度由900℃降至840℃或由850℃

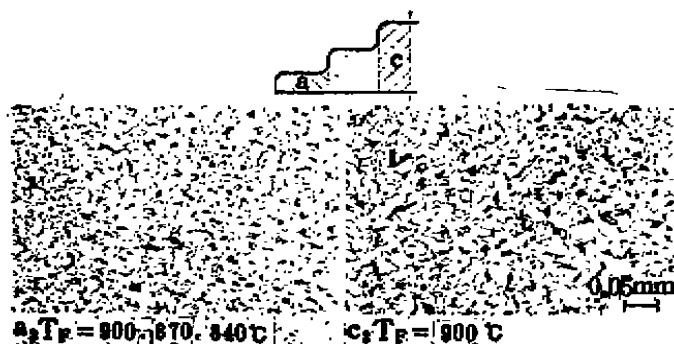


图7 终变形温度对组织形态的影响, 6号钢

$T_V = 1120 \sim 1080^\circ\text{C}$; $\phi_V = 5 \times 0.3$; $\phi_F = 3 \times 0.3$; $\dot{T}_{K2} = 40\text{K/min}$

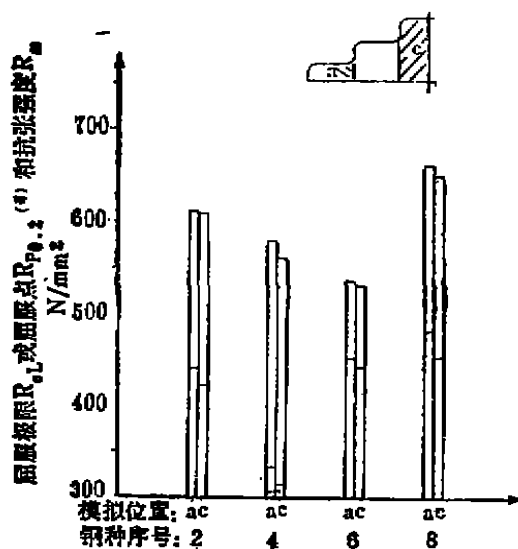


图8 终变形温度对强度的影响

a, $T_F = 900, 870, 840^\circ\text{C}$; c, $T_F = 900^\circ\text{C}$;

$T_V = 1120 \sim 1080^\circ\text{C}$; $\phi_V = 5 \times 0.3$;

$\phi_F = 3 \times 0.3$; $\dot{T}_{K2} = 40\text{K/min}$ 至室温

降至 790°C 时, 都会导致屈服极限提高, 并且屈服极限的增加值大于抗张强度的增加值。当微合金化元素形成的化合物基本溶解之后, 在变形时还会重新析出。象这样产生的形变诱导析出会引起强度升高。因此, 未经合金化的4号对比钢与其他钢种相比, 强度几乎没有增加(图11)。另外, 析出还会通过细化晶粒导致强度进一步提高, 因为析出物优先在晶界处形成,

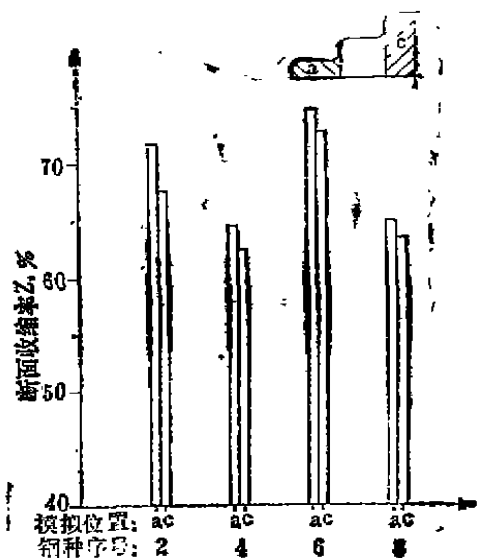


图9 终变形温度对断面收缩率的影响

a, $T_F = 900, 870, 840^\circ\text{C}$; c, $T_F = 900^\circ\text{C}$;

$T_V = 1120 \sim 1080^\circ\text{C}$; $\phi_V = 5 \times 0.3$;

$\phi_F = 3 \times 0.3$; $\dot{T}_{K2} = 40\text{K/min}$ 至室温

使晶界迁移困难。同时还会因此发生延迟再结晶, 再结晶被推迟对相变行为也有影响。研究确认, 将终变形温度从 900°C 降至 840°C 比从 850°C 降至 790°C 能使金相组织更明显地细化(图7, 10)。与金相组织形态的情况相反, 当终变形温度较低($850 \sim 790^\circ\text{C}$)时a位置和c位置的力学性能值之差比变形温度较高时更大(图8,

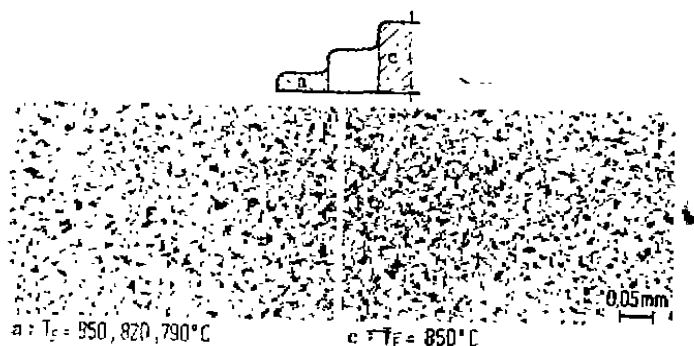


图10 终变形温度对组织形态的影响, 6号钢

$T_V = 1120 \sim 1080^\circ\text{C}$; $\phi_V = 5 \times 0.3$; $\phi_F = 3 \times 0.3$; $\dot{T}_{K2} = 40 \text{ K/min}$

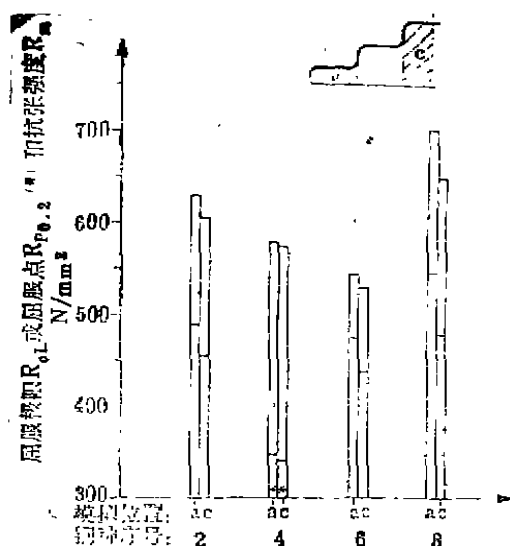


图11 终变形温度对强度的影响

a: $T_F = 850, 820, 790^\circ\text{C}$; c: $T_F = 850^\circ\text{C}$;
 $T_V = 1120 \sim 1080^\circ\text{C}$; $\phi_V = 5 \times 0.3$;
 $\phi_F = 3 \times 0.3$; $\dot{T}_{K2} = 40 \text{ K/min}$ 至室温

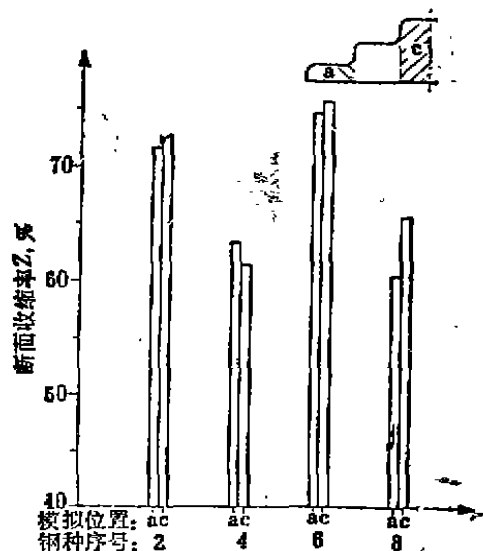


图12 终变形温度对断面收缩率的影响

a: $T_F = 850, 820, 790^\circ\text{C}$; c: $T_F = 850^\circ\text{C}$;
 $T_V = 1120 \sim 1080^\circ\text{C}$; $\phi_V = 5 \times 0.3$;
 $\phi_F = 3 \times 0.3$; $\dot{T}_{K2} = 40 \text{ K/min}$ 冷至室温

11)。这个结果可能只有通过亚结构(位错密度,析出状态)才能解释清楚,光学显微镜是确定不了的。6号钢的强度低是由于锰含量太低造成的,而8号钢则由于Nb, V含量高其强度也是最高的。晶粒细化的结果使韧性得到改善,并通过断面收缩率的变化表现出来(图9, 12)。从图9和图12的结果还可以确认,尽管将终变形温度从900℃降至840℃比850℃降至790℃使

晶粒细化的差别更大,但是a位置和c位置的韧性值(Z值)却没有太大的差别。8号钢从c位置到a位置强度提高得过大(图11),以致损害了韧性,正如从断面收缩率的变化所看到的那样。在790℃这样低的温度下发生的终变形可以被看作是一种“硬”的形变热处理,这种工艺需要很大的轧制力。对于8号钢来说,与在较高温度范围内的热变形相比,在较低温度范围

内(850~790℃)进行的热变形使模拟的边缘部分与中心部分之间的力学性能差别更大。

6号钢的断面收缩率数值最高,并且这种钢模拟的边缘位置与中心位置的差异也较小。

结 论

已经证实,预变形温度和终变形温度是重要的变形工艺参数。降低这两种温度导致组织细化,而组织细化将对力学性能产生明显影响。通过对四种钢的比较,了解了化学成分产生的影响。未经合金化的4号钢屈服强度比较低。Mn含量较低的6号钢,经过任何一种形变热处理后其强度值都比较高,但是却具有高的断面收缩率。Nb、V含量最高的8号钢,强度值最高,当然其断面收缩率也低。由于6号钢种的强度和韧性变化比较均衡,因此这种钢很适合于复杂断面型钢的形变热处理。在进行实际的型钢轧制试验中也得出类似的结论^[9]。

最后,当预变形和终变形经过一定的组合变形之后,自终变形温度到室温的冷

却速度,即形变热处理的最后一道程序,起着决定性作用。

最佳轧制程序 由于实验室的试验结果能够很好地移植到实际型钢轧制中,这样就可以作到轧制程序最佳化并使最终产品的性能优化。试验结果表明,变更工艺参数可以使微合金化结构钢的性能在很大范围内变化。

结 语

在两台高温拉伸装置、一架单向轧机和一架小型轧机上,对几种用Nb或Nb与V微合金化的少珠光体钢和一种不添加微合金化元素的对比钢,进行了形变热处理研究。改变各种工艺参数如预变形和终变形时的温度和变形量以及冷却速度,产生了各种各样的组织形态,因而也获得了不同的力学性能。在选择了合适的钢种并使工艺参数最佳化的情况下,可得到均匀的细晶粒组织,从而使钢具有高屈服强度和良好的韧性。研究表明,在工艺参数一致的情况下,从模拟试验得到的结果可以很好地移植到工业生产的形变热处理工艺中。

参 考 文 献 (略)

单麟天 译自《Stahl und Eisen》,1988, No11, 31~36

王爱民 校

(上接第28页)

持控制显微组织的统治地位。

参 考 文 献 (略)

姜喜元 译自《钢和其它金属的热机械加工及物理冶金国际会议论文集》,

1988年5月,日本,200~207

吴照权 校