微钛处理改善20g钢韧性的研究

吉言成　焉学文　李　光　贺永康

（鞍山钢铁公司）

在大型平、转炉上进行微钛处理20gA钢大生产的试验中，采用相适应的冶炼、轧制、冷却工艺条件，并控制Ti/N<3.4，酸溶铝量为0.015～0.035%，钢包吹氩、喷水加速冷却，使20g钢的韧性得到明显改善。

前　言

国内外已有许多钢铁企业采用微钛合金化控轧控冷及连铸等工艺提高钢的强韧性。国外微钛处理工艺大多采用连铸[1]，国内一些企业主要在小钢锭上应用了这项技术获得成功[2]。但采用大型平、转炉冶炼，铸成大钢锭，因冷速慢析出的TiN颗粒大[3]，微钛处理是否起作用，国内外大生产试验研究尚少。

本文针对在鞍钢大型平、转炉生产条件下进行微钛处理生产20g钢，并采用新轧制冷却工艺改善钢板韧性，探讨有效钛添加量与微钛处理相适应的生产工艺，为鞍钢全面采用这项新工艺提供参数。

1　试验步骤

1.1　冶炼、轧制工艺

试验钢由300吨平炉与180吨转炉冶炼，出钢温度1620～1640℃，允许渣洗，渣洗时温度上调15℃，转炉吹炼按时切换氩气，挡渣出钢。钢包预充氩并加入合成渣。钢水炉外精炼罐内吹氩，铸成10.66～13.10吨锭。钛铁加入量1 kg/t钢（或钛屑0.3kg/t钢），铝加入量750g/t钢。20gA钢的化学成分（wt%）范围如下：

C　0.12～0.20　　Si　0.15～0.30

Mn　0.40～0.70　　P，S　≤0.030

Ti　0.010～0.020

钢的轧制按一般的规程进行，对8～16mm厚钢板，轧后喷水加速冷却至700～750℃在线雾化冷却[4]后放行。对17～60mm厚钢板，高温再结晶轧后喷水加速冷却至700～800℃代替控轧旧工艺。

1.2　检测方法

由成品板上取样，按YB(T)41—87标准进行力学性能检验。用Formastor自动膨胀仪测量CCT曲线。测试奥氏体粗化温度。用光镜、SEM-505扫描电镜及EDAX能谱仪分析钢的显微组织、晶粒度、夹杂物、断口形貌。应用“Speed”法[5]制备样品在EM400或H-700H电镜上分析Ti(C,N)，TiN沉淀相。用微库伦仪测试法，测量钢中游离氮含量。

2　试验结果及分析

2.1　试验钢的机械性能

试验钢在鞍钢进行大生产试验共炼钢

约6000吨。为了探讨微钛处理对20g钢机械性能的影响，将含钛的与不含钛的、实测值与标准值加以比较，见表1，2。

由表1，2可见，20gA与20g钢相比，8～16mm厚钢板的σ_s平均值提高11.7MPa，常温冲击(A_{kv})平均值提高7.2J，时效韧性(a_{kU_s})平均值提高15.2J/cm²。17～60mm厚钢板的σ_s值相近，σ_b平均值降低12.3MPa，但仍在国际标准范围之内，a_{kU_s}提高17.8J/cm²。20gA钢(σ_s，σ_b，δ_5，A_{kv}，a_{kU_s}性能值均为正态分布）见图1）。

含钛与不含钛钢板性能比较 表1

钢号	规格 mm	σ_s MPa x	σ_s MPa s	σ_b MPa x	σ_b MPa s	δ_5 % x	δ_5 % s	A_{kv} J x	A_{kv} J s	a_{kU_s} J/cm² x	a_{kU_s} J/cm² s	合格率 %
20gA (加Ti)	8～16	305.9	10.4	443.6	11.5	30.3	2.5	48.9	11.6	58.6	10.2	95
	17～60	269.0	2.9	420.7	2.04	31.5	2.0	55.5	12.7	54.7	7.2	100
20g	8～16	294.2	20.2	439.4	14.1	31.0	2.3	41.7	16.4	43.4	24.4	63
	17～60	272.0	2.7	453.0	1.86	29.2	2.8	56.4	12.4	36.9	13.7	60

注：x—平均值　s—标准差值

钢板标准值与实测值比较 表2

标准值与实测值	规格 mm	σ_s MPa	σ_b MPa	δ_5 %	A_{kv} J	a_{kU_s} J/cm²	$\sigma_{t0.2}$, MPa 温度, ℃ 200	250	300	350	400	450
YB(T) 41—86	8～60	225～245	400～510	23～26	≥27	≥34	≥205	≥185	≥155	≥140	≥130	≥125
DIN 17155—83	8～60	245～265	410～530	≥22	≥27		≥205	≥185	≥155	≥140	≥130	≥125
实测值	8～60 (20～60)	245～330	410～480	27～33	≥28	≥40	229～310	203～294	168～235	140～228	131～228	120～204

微钛20～60mm厚钢板，经大量试验数据证明，其中温性能$\sigma_{t0.2}$均达到YB(T)41—86及DIN17155—83标准要求。

2.2 Ti/N对a_{kU_s}的影响

由冶炼、轧制、冷却条件基本相同的钢板上测试Ti/N与a_{kU_s}值绘制图2，由图2可知，随着Ti/N增加，a_{kU_s}值提高。当Ti/N＝3.34时，a_{kU_s}值达到73.3J/cm²；当Ti/N＞3.4时，a_{kU_s}值明显下降；当钢中氮含量在40～65ppm时，Ti/N＜3.4。因此Ti含量选择在0.010～0.020%范围是合适的。

2.3 Al_s对a_{kU_s}的影响

为了减少钢中游离氮，形成一定数量的AlN细化钢的晶粒，应保证钢中酸溶铝含量。用与图2相似的方法绘出图3，由Al_s与a_{kU_s}的关系曲线可见：当Al_s＝0.033%时，a_{kU_s}达到最大值73.3J/cm²；当Al_s＝

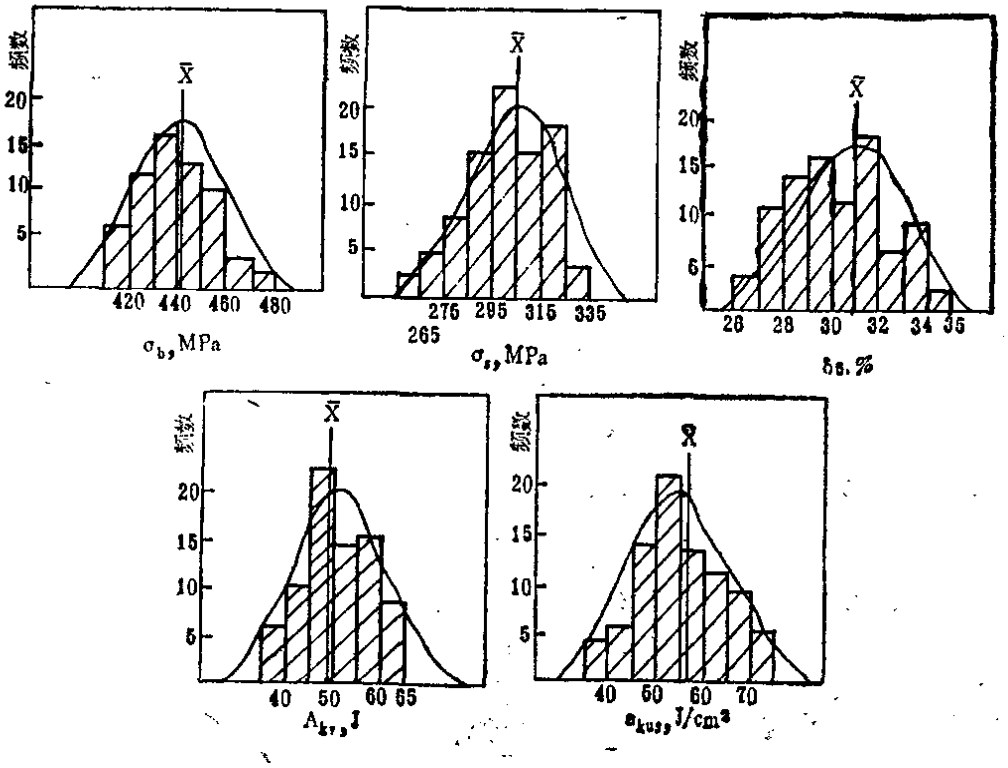


图1　20gA钢力学性能的频率曲线

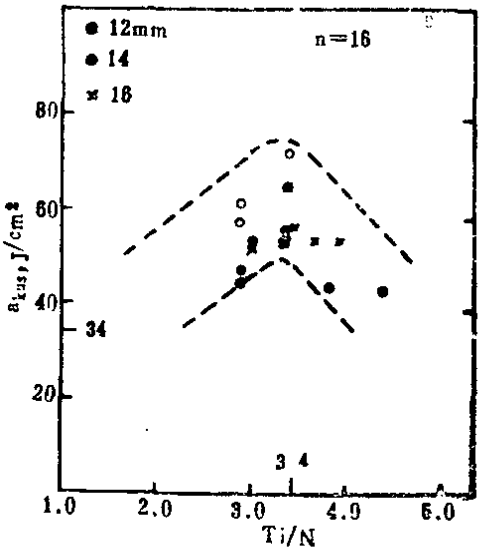


图2　钢的Ti/N与a_{kUs}关系曲线

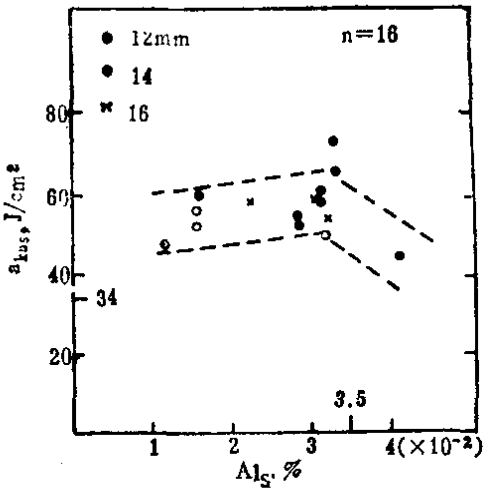


图3　钢的Al_s与α_{kUs}关系曲线

0.041%时，a_{kUs}为34.6 J/cm²。因此钢中Al_s控制在0.015～0.035%是合适的。

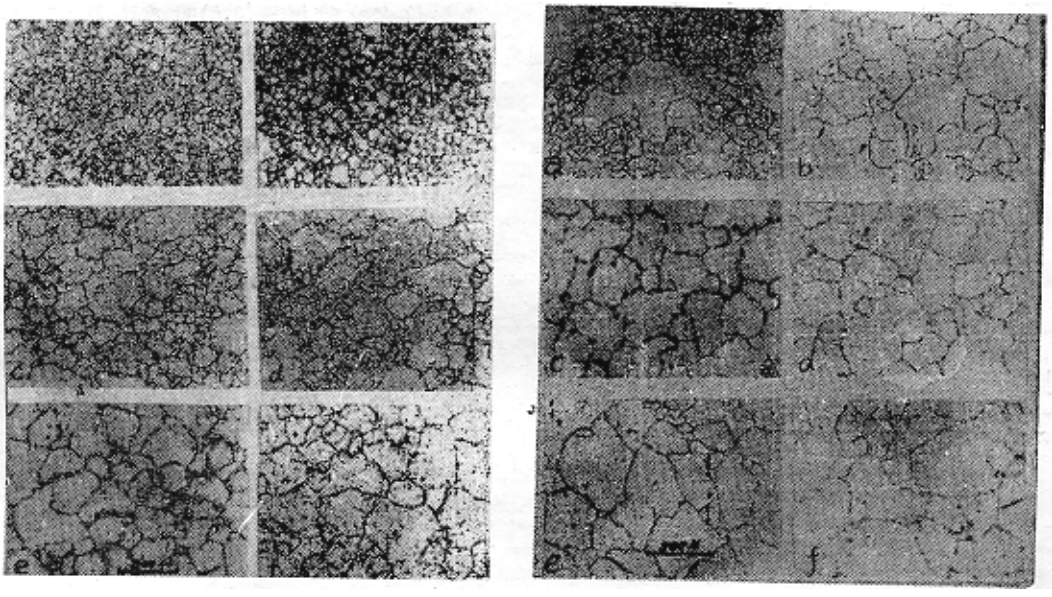
2.4　吹氩搅拌对a_{kUs}的影响

微钛处理钢不吹氩搅拌，易出现大颗粒或分散或成群分布的TiN，TiS夹杂物，这些夹杂物经分析是韧窝或解理断裂的断

裂源。大量数据统计说明，吹氩搅拌钢其a_{kU_2}值明显提高。

2.5 再加热轧制、加速冷却对力学性能的影响

由照片1看出，普通20g钢在1000℃时，奥氏体晶粒开始粗化(a)；在1150～1200℃奥氏体晶粒长大到2～1级(d，e)，并均有混晶出现。微钛处理20gA钢坯在1100℃奥氏体晶粒开始粗化(c)；1150～1200℃奥氏体晶粒逐渐均匀长大到3～2级。由两钢对比可知，微钛处理20gA钢奥氏体粗化温度升高约50～100℃，因此再加热温度选择在1150～1200℃是可行的。

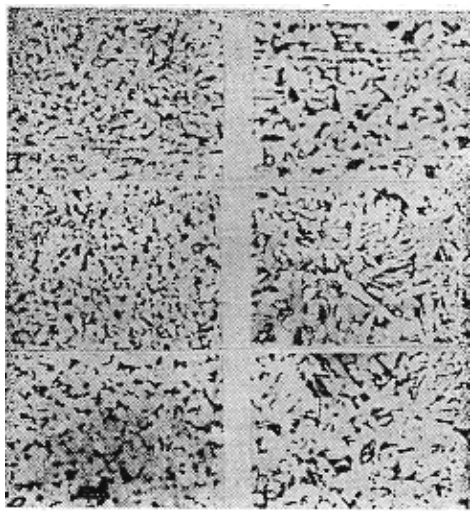


含钛20gA钢　　不含钛20g钢

照片1 20gA与20g钢奥氏体晶粒度比较(a，1000℃～f，1250℃)　×50

为了探讨微钛处理高温再结晶轧制加速冷却工艺对显微组织的影响，将20gA与20g钢的CCT曲线进行对比，看出20gA钢的CCT曲线左移，铁素体生成区域扩大。可以认为20gA钢中Ti(CN)，TiC起固定碳的作用，并且这些细颗粒作为铁素体形成核心而降低了铁素体生成自由能，促进铁素体转变，形成大量的等轴晶粒并且珠光体含量减少，使钢的韧性得到改善。

微钛处理与普通钢板铁素体晶粒大小比较见照片2。20gA钢终冷温度对力学性能(σ_s，σ_b，a_{kU_2})的影响见图4。由图可见微钛处理钢铁素体晶粒明显细化并呈等轴状态分布。随着喷水量增加，冷速加大，终冷温度降低，σ_s，σ_b提高，而a_{kU_2}值



照片2 含钛钢(a，c，e)与不含钛钢(b，d，f)的铁素体晶粒大小

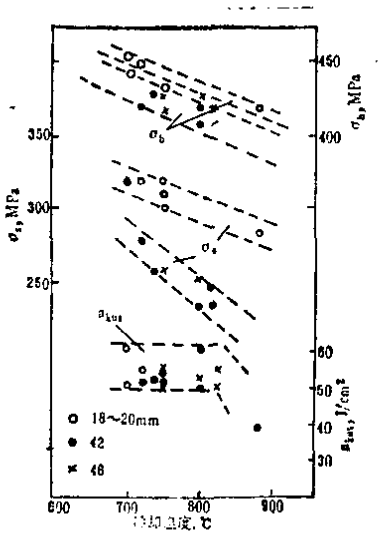


图4　20gA钢加速冷却的终冷温度对力学性能的影响

则在一定范围内波动。可见加速冷却提高了钢的强度而不会使韧性降低。

3　20gA钢板的焊接性能

对20gA钢板采用双面埋弧焊、H08A或H08MnA焊丝及431高硅、锰焊剂焊接，单面坡口角度为30°，焊后试样测试其机械性能见表3。由表3可见20gA钢有良好的焊接性能，由于加入了Ti，焊接热影响区的韧性得到明显的改善。

4　20gA钢板时效韧性改善的机理

许多文献报导[3,6]时效现象系由C，N等元素引起，因此降低钢中游离N，C元素是改善时效韧性的主要方法。钢中加入Ti，在Ti/N＜3.4的条件下，形成细颗粒TiN，Ti(CN)(见照片3)使钢中游离N，C含量减少。试验钢总的氮含量约40～65ppm，微Ti处理后时效敏感系数降低，其实测值见表4。改善钢板时效韧性的另一个方法是细化晶粒。钢中加钛形成TiN，Ti(CN)，根据钢锭冷却、加热及其后热加工不同形成颗粒大小不同，20gA钢中形成的Ti(CN)颗粒为200～600Å。这些颗粒在钢再加热时，由于粗化温度提高，使奥氏体晶粒相应细化，在热轧过程中能延迟再结晶，阻碍晶粒长大；当γ→α转变时成为核心，在加速冷却条件下形成细小等轴的铁素体晶粒，使钢的时效韧性明显提高。

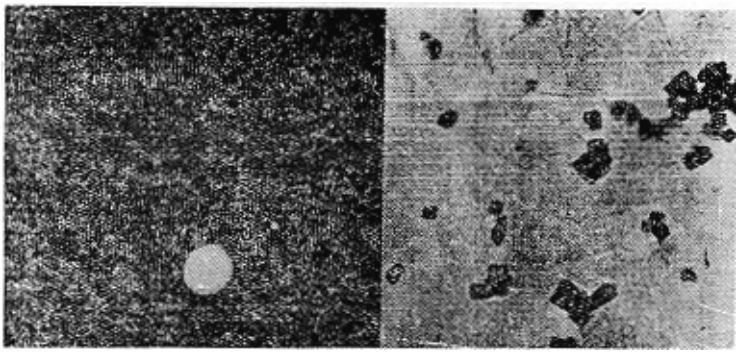
钢板焊接后机械性能　　表3

钢　号	规　格,mm	力学性能					
		σ_s MPa	σ_b MPa	δ_5 %	ψ %	冷弯180° b=2a	A_{kv} J
20gA	28	345.0	465.0	27.0	56.0	良　好	68.0

5　结　论

（1）大型平、转炉冶炼20gA钢，模铸成10.66～13.10吨钢锭，采用高温再结晶轧制加速冷却新工艺代替旧控轧工艺可缩短轧制时间，降低轧机负荷，使产品性能达到技术标准。

（2）20gA钢冶炼时，控制Ti/N，Al_s及其它工艺参数，钢包吹氩，使钢中Ti含量达到0.01～0.020%，Al_s达到0.015～0.035%，



照片3 钢中Ti(CN)相形貌及电子衍射结构分析 ×42000

钢板Ti，C，N化合物及力学性能 表 4

炉罐号	规格,mm	化合物电解分析, $\times 10^{-3}$					
		Ti	TiN	Ti(CN)	TiO_2	AlN	N
171063甲	13	18.8	2.9	16.1	6	0.96	1.69
171063乙	14	19	1.8	18.7	5	1.46	1.40
171063丙	13	0	0	0	0	1.73	5.60

炉罐号	规格,mm	力学性能					
		σ_s, MPa	σ_b, MPa	δ_5, %	a_{kUs}, J/cm²	a_{kUs}, J/cm²	时效敏感系数,%
171063甲	13	310	455	28	97.7	62	0.36
171063乙	14	355	470	28	91.7	71.5	0.20
171063丙	13	300	475	33	92	41	0.55

该工艺先进可行。

（3）20g经微钛处理后，明显地改善了其时效、中温及焊接性能。使钢板热轧性能合格率达到95%以上，钢板的综合性能达到YB(T)41—87及DIN17155—83的要求。

参考文献

〔1〕 Killmore C.R.et al, 1984年在澳大利亚Wollongong大学召开的HSLA会议文集, S57～63

〔2〕 唐子南, 20g锅炉钢用钛微合金化处理, 重钢技术, 1(1985), P24～30

〔3〕 Carlsson J.J.E, et al, 《Swedish Institute for Metals Research Report》, Vol.38, 14(1980)

〔4〕 宋岚, 厚板在线控制冷却装置及其应用效果, 鞍钢钢铁研究所(内部资料), 1985, 11

〔5〕 徐温崇, 钒钛铌化合物微细质点和分析技术与国内外动态, 北京钢铁研究总院(内部资料), 1986.12

〔6〕 单鳞天等, 钛微合金化技术的国内外研究与应用, 攀枝花钢铁研究院(内部资料), 1986年