

300M 超高强度钢的奥氏体相变再结晶温度和低倍粗晶的消除

北京航空材料研究所 张伟 赵振业 张德堂 马淑琴
安徽宿县电教中心 濮汝厚

利用高温金相、热处理等手段测定了飞机起落架用超高强度钢 300M 的奥氏体相变再结晶温度。试验结果表明, 300M 钢的奥氏体相变再结晶发生在一温度区间, 此温度区间的高低受加热方式、原始组织的影响。根据试验结果, 确定了消除 300M 钢低倍粗晶的热处理工艺。

The Austenite Recrystallization Temperature and Eliminating of Coarsed Macro-Grain of 300M Ultrahigh-Strength Steel

Zhang Wei Zhao Zhenye Zhang Detang Ma Shuqin

(Beijing Institute of Aeronautical Materials)

Pu Ruhou

(The Audio-Visual Education Center, Su County, Anhui)

The austenite recrystallization temperature of 300M, an ultrahigh-strength steel used for landing gear of airplane, has been determined by means of high-temperature metalloscope and heat-treatment. The results show that the austenite recrystallization of 300M steel appears within a range of temperature, which is affected by the rate of re-heating and prior structure of steel. The heat-treatment processes are suggested to eliminate the coarsed macro-grain of 300M steel in terms of the experimental results.

一、前言

由于奥氏体相变时体积效应及热应力引起奥氏体内部分相硬化, 这种硬化与冷变形硬化类似, 因此可促进奥氏体在一定温度下发生再结晶^[1]。再结晶后的新晶粒具有自由的取向, 与旧晶粒之间没有固定的取向关系, 所以奥氏体相变再结晶对消除非平衡组织的遗传现象具有重要的意义。

300M 钢是一种中碳低合金超高强度钢, 目前已广泛用作制造飞机起落架。在 300M 钢制锻件制造过程中, 出现低倍粗晶是一个普遍问题。300M 钢原材料上出现的低倍粗晶, 经 1180℃ 加热及 17% 的变形即可消除^[2], 但对锻件, 只能依靠热处理来消除低倍粗晶, 而高温正火则是最常用的方法。正火是利用奥氏体相变再结晶细化晶粒从而达到消除低倍粗晶的目的, 但是关于 300M 钢的奥氏体相变再结晶却未见报道。本文采用金相法测定了 300M 钢的奥氏体相变再结晶温度, 然后根据试验结果确定了消除 300M 钢低倍粗晶的热处理工艺。

二、试验方法及过程

1. 试验用料

材料工程

本试验所用原材料为双真空熔炼生产的 300M 钢, 其化学成分见表 1。

表 1 化学成分

元素	C	Si	Ni	Mn	Cr	Mo	V	Cu	S	P
含量	0.39	1.61	1.82	0.69	0.91	0.42	0.07	0.06	0.0012	0.0089

2. 高温金相试验

试验在 HM-325 型高温金相仪上进行, 装置的基本原理如图 1 所示。

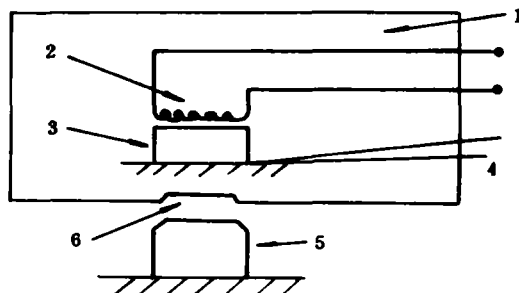


图 1 HM-325 型高温金相仪示意图

1. 真空室 2. 加热炉 3. 试样
4. 热电偶 5. 观察物镜 6. 石英窗

试验中使用 C 型平面加热炉, 最高温度可达 1000℃, 加热炉罩在试样的正上方并与试样相距 5mm 左右, 热电偶点焊在试样的下表面, 用 UJ37 型电位差计测温。从而确保观察表面的测温准确性。为使热量迅速传递, 试样尺寸 $\phi 15\text{mm}$, 厚度 3~5mm。试样经精抛后腐蚀出晶界并用显微硬度压痕定位以便于在加热过程中跟踪观察。采用阶梯式升温方式缓慢加热。试样原始状态列于表 2 中。

表 2 金相试样原始状态

试样编号	试样原始状态
04#	1200℃×120min, 空冷+700℃×60min, 空冷
05#, 06#, 07#, 08#	1180℃×60min, 油淬
09#	1250℃×120分, 空冷
010#	1300℃×90min, 空冷
011#, 012#	1180℃×60min, 空冷+700℃×60min, 空冷
014#	1180℃×120min, 空冷
016#	1250℃×40min, +变形 24.4%, 空冷

3. 热处理试验

试样原始状态见表 3。热处理工艺见表 4。观察快速加热后的晶粒度变化情况。腐蚀剂为过饱和苦味酸水溶液加少量烷基苯磺酸钠和新吉尔灭。

表 3 热处理试样原始状态

试样编号	试样原始状态
A	1180℃×120min, 空冷
B	1300℃×90min, 空冷
C	1180℃×60min, 油淬
D	1180℃×60min, 空冷+700℃×60min, 空冷

表 4 热处理工艺

编号	加热速度 (℃/min)	加热温度 (℃)	保温时间 (min)	冷却方式
I	150~300, 对 B 组为 500~800	880, 900, 920, 940 960, 980, 1000, 1050	30	油淬
II	500~800	890, 910, 930 950, 970, 990	15	空冷

三、试验结果与讨论

1. 高温金相观察

真空加热时, 试样表面各个区域内以不同速度进行着金属的选择性蒸发, 能量较高处蒸发速度较快^[3]。因此

当原始晶粒粗大时, 在高温金相下可直观、清晰地观察到整个再结晶过程 (见图 2)。试验结果列于表 5。

表 5 高温金相试验结果

试样 编号	平均加热速度 (℃/min)			再结晶温度 (℃)	
	~Ac ₁	Ac ₁ ~Ac ₃	Ac ₃ 以上	温区 (℃)	特征
04#	10.0	0.8	1.1	953~970 1000 后降温	重新组合, 细晶
05#	10.0	1.3	1.1	950~970 1000 后降温	重新组合, 细晶
06#	17.4	5.0	1.5	950~954 967 后降温	重新组合, 细晶
07#	10.4	40.0 ~50.0	1.5	910℃~933 960 后降温	重新组合, 晶粒较细, 混晶
08#	12.5	15.0	2.1	925~950 980 降温	重新组合, 细晶
09#	7.6	6.0	1.3	949~960 970 后降温	重新组合, 混晶
010#	7.1	1.6	1.0	950~968 970 后降温	重新组合, 混晶
011#	5.3	0.9	1.4	950~980 980 后降温	重新组合, 混晶
012#	12.5	40.0 ~50.0	1.4	915~941 972 后降温	重新组合, 晶粒较细, 混晶
014#	15.0	40.0 ~50.0	3.6	916~939 960 后降温	重新组合, 晶粒较细, 混晶
016#	18.7	40.0 ~50.0	2.2	919~940 961 后降温	重新组合, 晶粒较细, 混晶

注: 04# 和 05# 试样的温度以电流值估计

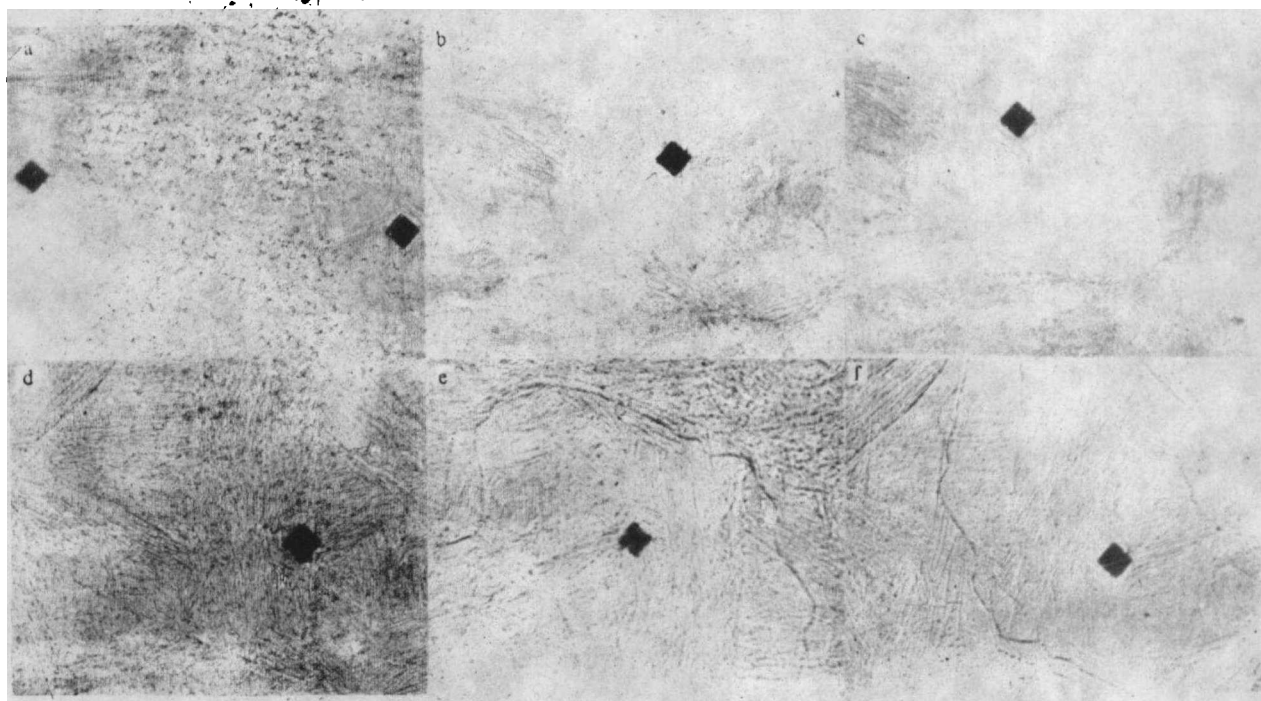
由图 2 可见, 在 Ac₁ 点以下缓慢加热, 未看到晶粒的变化, 只是随加热温度的升高经腐蚀的组织逐渐平复, 原来不清晰的原始晶界也因蒸发快而逐渐连续。加热通过 Ac₁~Ac₃ 点时, 发生 $\alpha \rightarrow \gamma$ 相变。由于奥氏体与铁素体具有不同的热膨胀系数, 试样表面沿原马氏体组织产生浮凸, 直到 930℃ 也未出现新品粒。升温至 945℃ 时, 在原始晶粒内开始出现横穿板条的新晶界 (见图 2d)。随着温度的升高新品界逐步增多。970℃~980℃ 温区, 新品界连续出现并完整, 新品形成。当通过 Ac₁~Ac₃ 的加热速度加快时, 出现新品界的温度降低。014# 试样以 40~50℃/min 通过 Ac₁~Ac₃ 区, 加热到 916℃ 时, 晶内即开始出现新品界, 939℃ 新品已大量形成并结束。

试验观察表明, 当试样以慢速加热超过 Ac₃ 时, 仍保持原始粗大晶粒的尺寸和形状而没有出现新的晶粒。这

是因为在缓慢加热时,原子得以充分扩散,碳和部分合金元素扩散到原马氏体板条间和马氏体束间,铁素体中的合金元素与位错发生相互作用,巩固了原马氏体板条的结晶学位向。当加热超过临界温度时形成的针状奥氏体与原马氏体之间保持严格的K-S结晶学位向关系。由于受板条边界的限制,在同一束马氏体中形成的针状奥氏体具有相同的位向。在高温下相互合并,长大成粗大的晶粒,此时所需的能量要比重新析出新的、位向不同的奥氏体晶粒要少得多。这样慢速加热超过 A_{c3} ,发现

原始晶粒大小,形状和位向得到了恢复,即产生了遗传现象^[4]。

但由原始组织遗传给奥氏体的结构缺陷,以及加热时 $\alpha \rightarrow \gamma$ 转变所引起的体积变化和热应力,使奥氏体产生内硬化,继续升高温度,奥氏体将发生自发再结晶^[11,12]。在缓慢加热条件下,300M钢的奥氏体相变再结晶温度发生在一温度区间,其结束温度在 $950^{\circ}\text{C} \sim 980^{\circ}\text{C}$ 。通过 $A_{c1} \sim A_{c3}$ 区加热速度增加,300M钢奥氏体相变再结晶温度降低。



(a) 140°C (b) 880°C (c) 930°C (d) 950°C (e) 965°C (f) 冷却 400°C

图2 010#试样加热过程中的组织变化 $\times 120$

2. 热处理试验

以不同加热速度进行了两组试验。测定的平均晶粒尺寸与加热温度关系见图3~6。

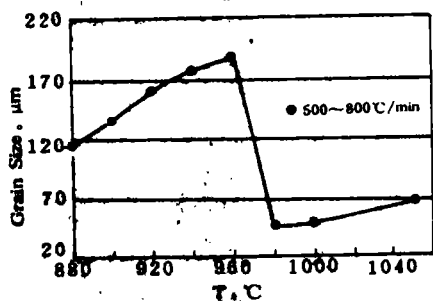


图3 B组试样加热温度与晶粒尺寸
(原始晶粒尺寸 236.0μm)

图3是B组试样以 $500^{\circ}\text{C} \sim 800^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 的速度加热到不同温度保温30min油淬后的奥氏体晶粒尺寸情况。

材料工程

由图可见,当在 980°C 保温30min油淬后奥氏体的晶粒度较之低温不是继续粗化,而是显著细化。晶粒度为5.5

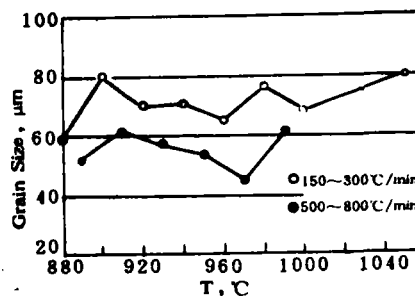


图4 A组试样加热温度与晶粒尺寸
(原始晶粒尺寸 130.0μm)

级。这说明B组试样在快速加热时奥氏体相变再结晶温度为 980°C 。A组试样及C组试样平均晶粒尺寸随加热温度的变化不大(见图4,5)。温度升高,晶粒尺寸略有

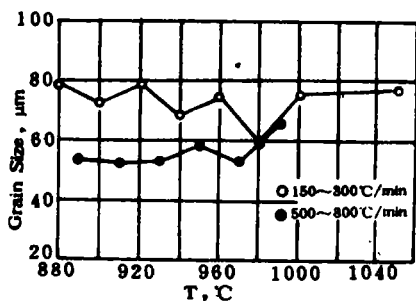


图5 C组试样加热温度与晶粒尺寸
(原始晶粒尺寸 127.9μm)

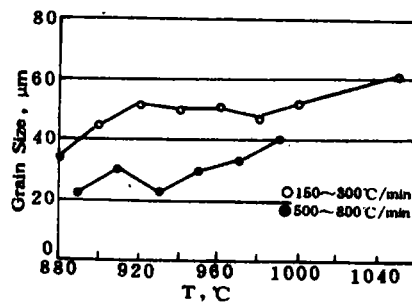
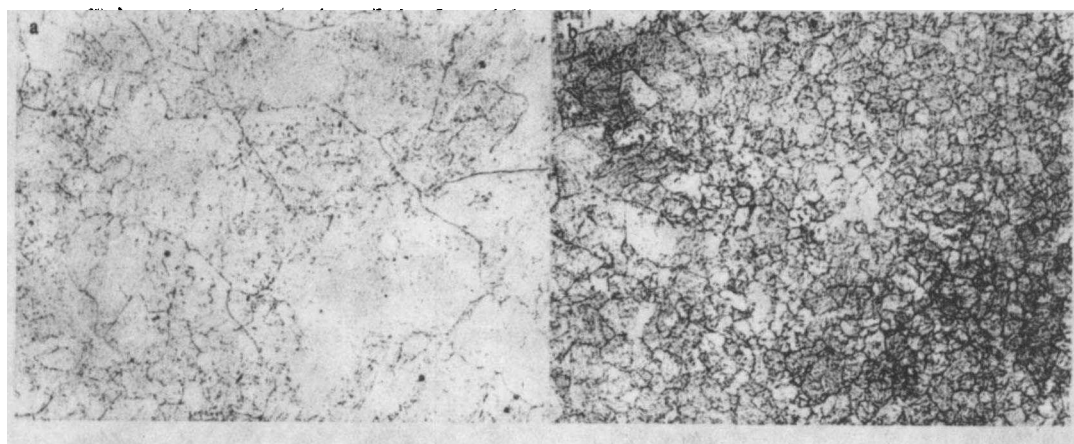


图6 D组试样加热温度与晶粒尺寸
(原始晶粒尺寸 128.6μm)

下降。但从晶粒的均匀性来看,两组试样在970℃下加热时,混晶很严重,存在与原始晶粒尺寸相当的大晶粒,并且其晶粒界弯曲,好似被拉长了一样(见图7a)。当超过970℃加热后,晶粒较为均匀,粗大原始晶粒消失(见图7b)。因此,可以认为在970℃加热后,两组试样均发生奥氏体相变再结晶。在970℃以下加热时出现组织部分遗传现象。温度升高时,一方面晶粒正常长大,另一方面奥氏体相变再结晶,细化晶粒。两个相矛盾的因素共

同作用以致加热速度愈快,获得的晶粒愈细。

值得注意的是图6所示现象。即D组试样在快速加热到880℃后就可显著消除粗大晶粒,说明回火对奥氏体相变再结晶的发生有很大促进作用(快速加热时)。回火的作用是产生附加铁素体-渗碳体相界面并破坏与马氏体的共格性。从这点来看,再结晶的驱动力不仅来自内硬化,而且还与新旧相之间自由能差有关。



(a) 890℃×15min, 空冷

(b) 970℃×15min, 空冷

图7 A组试样的晶粒度 100×

3. 保温试验

用C组试样进行了保温试验。试样以150℃~300℃/min的速度加热到960℃并保温不同时间,然后空冷。结果见图8。结果表明,延长保温时间,可以使晶粒变得均匀并略有细化,表明长时间保温亦可达到较完全的奥氏体相变再结晶。但从高温金相试验观察中发现,加热温度对再结晶更为重要。在一定加热温度下(已发生再结晶),再结晶进行不完全,不是因为保温时间不够,而是因为驱动力不足而停止。提高温度后,再结晶进一步进行。因此,通过奥氏体相变再结晶消除原始粗大晶粒,必须加热到足够高的温度使再结晶充分进行。

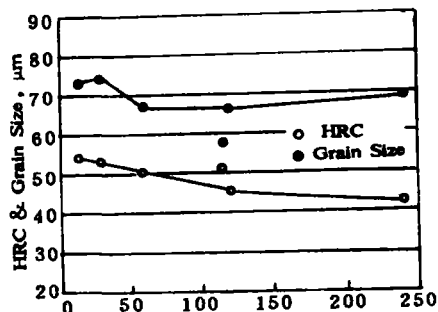


图8 保温试验结果

综上所述, 300M 钢奥氏体相变再结晶发生在一温度区间, 这一区间主要受加热方式、原始组织的影响。无论是缓慢加热, 还是快速加热, 具有原始奥氏体粗晶的未回火 300M 钢奥氏体相变再结晶结束温度在 $950^{\circ}\text{C} \sim 980^{\circ}\text{C}$, 而要进行比较完全的再结晶, 加热温度应在 $970^{\circ}\text{C} \sim 980^{\circ}\text{C}$ 。经回火的 300M 钢在快速加热到 880°C 即发生奥氏体相变再结晶。

4. 低倍粗晶的消除

低倍粗晶是在钢低倍检查中经常出现的一种缺陷, 它的存在将对材料的韧、塑性, 尤其是疲劳性能产生不利影响, 因此在锻件生产中应予避免或消除。

对部分试样进行了低倍检查。试样经 $70^{\circ}\text{C} \sim 80^{\circ}\text{C}$ 的 50% 盐酸水溶液煮浸 15~20min 后肉眼检查。

图 9、10 为 A、B 组试样经 $970^{\circ}\text{C} \sim 980^{\circ}\text{C}$ 高温加热后的低倍, 表明一次高温正火就可以显著改善 1300°C 温度以下过热形成的低倍粗晶。图 11 中 D 组试样的低倍变化是很明显的, 经 920°C 加热后, 低倍中几乎看不到粗晶。可见在 300M 钢预备热处理 (930°C 正火 + 700°C 回火)^[5] 前增加一次高温回火, 其消除低倍粗晶的效果比直接 $970^{\circ}\text{C} \sim 980^{\circ}\text{C}$ 高温正火的效果好。须注意的是, 回火后应以较快加热速度正火。据试验结果, 提出如下两种消除 300M 钢低倍粗晶的热处理工艺: (1) $970^{\circ}\text{C} \sim$

980°C 高温正火。(2) $700^{\circ}\text{C} \times 60\text{min}$, 空冷 + (较快加热速度) $930^{\circ}\text{C} \times 60\text{min}$, 空冷。

四、结 论

1. 300M 超高强度钢奥氏体相变再结晶发生在一温度区间, 此温度区间的高低主要受加热方式、原始组织的影响。

2. 无论是缓慢加热, 还是快速加热, 具有原始奥氏体粗晶的未回火 300M 钢奥氏体相变再结晶结束温度在 $950^{\circ}\text{C} \sim 980^{\circ}\text{C}$ 。而要进行较完全的再结晶, 加热温度应在 $970^{\circ}\text{C} \sim 980^{\circ}\text{C}$ 。经回火的 300M 钢在快速加热到 880°C 时即发生奥氏体相变再结晶。

3. 300M 钢中出现的低倍粗晶可通过如下热处理工艺予以消除: (1) $970^{\circ}\text{C} \sim 980^{\circ}\text{C}$ 高温正火。(2) $700^{\circ}\text{C} \times 60\text{min}$, 空冷 + (较快加热速度) $930^{\circ}\text{C} \times 60\text{min}$ 正火。

参考文献

1. 萨道夫斯基, 《钢加热时相和组织的转变》, 杨惠华译, 冶金工业出版社
2. 内部资料, 300M 钢锻造工艺研究总结
3. M. T. 洛特斯基, 《高温金相学》
4. 萨道夫斯基, 《钢的组织遗传性》
5. 内部资料, 300M 钢热处理研究总结
6. 周子年, 金属热处理, 1982, 1, P37
7. 符长琰, 金属热处理, 1979, 10, P1
8. 戚正凤等, 第三届全国热处理年会论文集, P89

管道探伤爬行者获国家专利

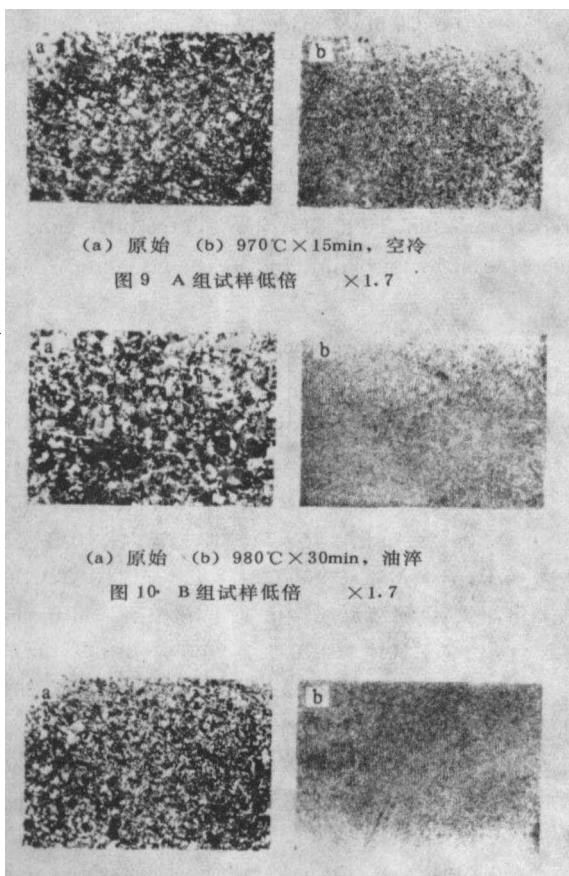
一种先进的射线无损检测设备——伽玛射线管道探伤爬行者, 已由中国核动力院第四研究所的科研人员研制成功, 并获得国家专利, 专利权号为 ZL92232940.0。

该设备主要用于管道对接焊缝的射线探伤, 可广泛使用于石油、天然气、电厂、化工厂、海洋钻井平台等管道化输送工程。

该设备进行管道对接环焊缝探伤时, 在电动控制器控制下爬行, 并自动定位于环焊缝区, 同时自动对环焊缝进行射线照相, 其操作过程快速、简便。

该设备的问世, 填补了国内空白。经严格检测, 其主要技术性能已达到国外同类产品的水平, 但价格却大大低于同类进口产品。

(朱)



(a) 原始 (b) $970^{\circ}\text{C} \times 15\text{min}$, 空冷

图 9 A 组试样低倍 $\times 1.7$

(a) 原始 (b) $980^{\circ}\text{C} \times 30\text{min}$, 油淬

图 10 B 组试样低倍 $\times 1.7$

(a) 原始 (b) $920^{\circ}\text{C} \times 30\text{min}$, 油淬

图 11 D 组试样低倍 $\times 1.7$