

国外热处理

GUOWAIRECHULI

(六)

科学技术文献出版社重庆分社

《国外热处理》征订启事

1981年,我们将继续编辑出版《国外热处理》。《国外热处理》是热处理行业的综合性技术刊物,并兼有报导与检索的双重作用。本刊主要报导国外热处理发展动态,研究课题,热处理工艺与设备,新技术在热处理中的应用,金相组织与相变研究,现场经验,消息等。为了便于广大热处理工作者查找所需之国外资料,从《国外热处理》(七)开始,在每集最后附有国外主要热处理期刊的文献题录和简介。

《国外热处理》取材范围:以主要热处理原版期刊为主,适当选用一些会议资料和专利文献。

本刊读者对象主要是从事热处理工作的生产人员、科研人员、教学人员及科技情报人员等。

《国外热处理》通过新华书店发行的“科技新书目”向全国征订。每集约13万字。

欢迎各单位和广大读者向当地新华书店预订。

如订期已过,请向重庆市2104信箱发行组补购。

中国科学技术情报研究所重庆分所《国外热处理》编辑部

1981年4月25日

《国外热处理》(七)内容预告

综述·动态

日本汽车制造业中氮化现状
金属液氮冷处理法的进展

实验·研究

电渣重熔高速钢的性能特征
P9M4K8钢的相成分、组织和性能
回火脆性
粉末渗铬后碳钢碳化铬层的组织和性能
4X3M2BΦΓC钢的组织和性能
宇航齿轮热处理的参数(第Ⅰ部分)
渗碳钢的断裂抗力(第3部分 冲击疲劳)
不锈钢零件退碳处理方法

氮化·渗碳

气体碳氮共渗的反常层
氰酸盐浴氮化改善抗擦伤和疲劳性能
离子轰击渗碳和碳氮共渗的研究
汽车零件渗碳和气体氮化工艺的改进

淬火介质

用聚丙烯酸钠水溶液对黑色金属进行淬火

专利

连续式热处理炉的冷却装置

经验·消息

热处理108个问题(5)

国外热处理期刊文献题录

国外热处理(六)

中国科学技术情报研究所重庆分所 编辑
科学技术文献出版社重庆分社 出版
重庆市市中区胜利路91号

四川省新华书店重庆发行所 发行
科学技术文献出版社重庆分社印刷厂 印刷

开本: 787×1092毫米1/16 印张: 5.75 字数: 15万

1981年3月第一版 1981年3月第一次印刷

科技新书目: 191—132 印数: 4400

书号: 15176·494

定价: 0.60元

目 录

实 验·研 究

原始组织和化学成分对电子轰击、激光和感应淬火硬化层性能的影响.....	(1)
25X2HMFА 钢中各种组织形成动力学.....	(12)
高速钢的组织 and 性能与冷却速度的关系.....	(15)
高速钢加热时共晶碳化物的成分和结构的变化.....	(18)
合金元素和杂质元素对回火脆性的影响.....	(22)
回火对表面硬化件磨削裂纹的影响.....	(25)
回火冷却速度对调质钢脆性的影响.....	(29)
宇航齿轮热处理的参数.....	(37)
激光表面处理.....	(40)
热处理对镍基合金工艺塑性的影响.....	(44)
H-13钢的代用材料 Crсmо-N 的热处理.....	(48)

渗 碳·氮 化

低碳钢渗碳、碳氮共渗和软氮化后的磨损与疲劳性能的比较.....	(49)
吸热性气氛中的渗碳动力学.....	(53)
渗碳过程中气体介质与金属表面相互作用的规律性.....	(56)
渗碳钢的断裂抗力.....	(60)
选择最佳类型碳氮共渗用钢的标准.....	(65)
氮化的若干问题及其解决办法.....	(70)
离子氮化法在高速工具钢上的应用.....	(74)

设 备·仪 器

热处理炉的监控措施和辅助方法.....	(78)
淬火剂的测试.....	(82)
世界上第一台双区真空炉.....	(85)
冷拔钢退火用的新型电加热罩式炉.....	(86)

专 利

真空渗碳炉.....	(86)
------------	------

其 它

热处理108个问题(4).....	(89)
-------------------	------

原始组织和化学成分对电子轰击、激光和 感应淬火硬化层性能的影响

A. Mulot J.-P. Badeau

一、试验的进行

1. 感应加热表面淬火

感应淬火的试验一方面是在工业生产条件下进行, 另一方面是在克勒佐 (Creusot) 实验室进行的。

工业生产条件:

试样直径 $\phi 20$ (减震器销子)。

频率 = 9300 赫, 功率 = 47 千瓦, 轴向移动速度: 35 毫米/秒。

配合间距 1 毫米, 水淬。

实验室试验:

试样直径 $\phi 20$ 毫米。

频率 = 133000 赫, 功率 = 15—27 千瓦, 轴向移动速度: 5 毫米/秒。

配合间距 1.75 毫米, 水淬

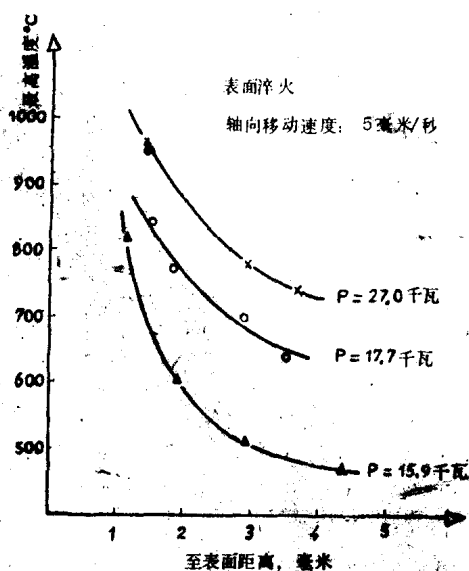


图1 最高温度与至表面距离关系的曲线

两种试验的主要差别在于频率、功率和轴向移动速度。在工业生产条件下, 采用高的功率和移动速度是为了研究提高生产率。

在实验室试验时, 记录了至试样表面不同距离处所经受的热循环。图1和图2概括了所得到的主要试验结果, 即随着使用功率的减少, 加热的最高温度也下降, 并且冷却速度由试样表面到心部急剧减慢。加热速度在 100—460 $^{\circ}\text{C}$ /秒之间。

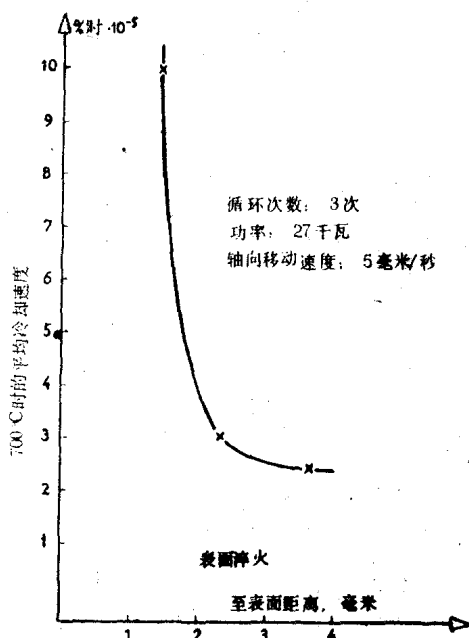


图2 冷却速度与至表面距离关系的曲线

2. 电子轰击

电子束在100毫米²的总面积上扫动, 采用的扫描频率在X方向为10000赫, 在Y方向为1000赫。电压为20000伏时, 电流强度取80—100毫安可得到合适深度的奥氏体。在80毫安以下不会形成均匀的奥氏体, 超过100毫安会使表面熔化。

电子束发射距离保持不变(350毫米),
总的发射时间为1秒。

工作室真空度为 10^{-2} 托。

直径 $\Phi 20$ 毫米,长80毫米试样的冷却由
从表面向冷的心部散热来保证。

3. 激光淬火

和上述扫描面积一样为100毫米²,总的
处理时间1—2.5秒,功率3—8千瓦。为了减
少反射率,试样预先进行磷化或覆盖石墨。

由于试样有一定的高度,所以加热部分
的体积和未加热部分的体积的比值便决定了
试样的冷却条件。采用比较小的功率和比较
少的发射时间,可得到良好的试验结果。

二、试验用钢

试验用钢是改善了机械加工性能的钢种
XC48和40CD4,其化学成分列于表1。

表1 试验用钢化学成分(重量百分比)

分 类	C	S	P	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Al	N ₂
XC48 钢铸造样品1号	0.430	0.025	0.028	0.210	0.550	0.080	0.090	0.010	0.026	0.0067
XC48 钢铸造样品2号	0.490	0.010	0.027	0.310	0.750	0.090	0.110	0.014	0.014	0.0086
XC48 钢铸造样品3号	0.450	0.015	0.011	0.310	0.660	0.140	0.120	0.022	0.020	0.0071
XC48 钢铸造样品4号	0.510	0.026	0.009	0.270	0.790	0.220	0.230	0.045	0.035	0.0091
XC48 钢铸造样品5号	0.470	0.034	0.015	0.230	0.700	0.270	0.260	0.055	0.018	0.0086
42CD4SV75	0.400	0.072	0.030	0.285	0.975	0.155	1.060	0.215	0.024	0.0073

碳钢XC48试验前经受:

—轧制,但未经热处理;

—正火;

—球化退火;

—淬火和回火,要求机械强度 $RM \approx 900$
兆帕。

为更好地区分铸件的回火状态,我们在
550℃—750℃之间改变回火温度。

40 CD4 SV75 钢只采用淬火加回火状态
的,回火温度也取550℃—700℃。

表面硬化前,原始组织如下:

—铁素体和片状珠光体(轧制毛坯或正
火状态);

—铁素体和球状珠光体(退火状态);

—进行不同程度回火的马氏体(淬火回
火状态)。

在光学显微镜下观察到的组织类型的实
例如图3(图略)所示。

由于C、Mn、Cr和Ni含量差别很大,所
以XC48铸钢各号样品有不同的淬透性。

为了评价钢的淬透性,在克勒佐实验室
里进行了测定马氏体临界速度 V_1 的试验。

由焦耳效应(用Gleeble Rpi机)使试样
加热进行奥氏体化,并改变冷却速度和马氏
体临界速度 V_1 。

奥氏体化周期包括将表层1毫米加热到
950℃,接着保温10秒钟。对于碳钢,这个周
期可确保完全奥氏体化。

图4说明了一个实例。膨胀仪的记录,硬

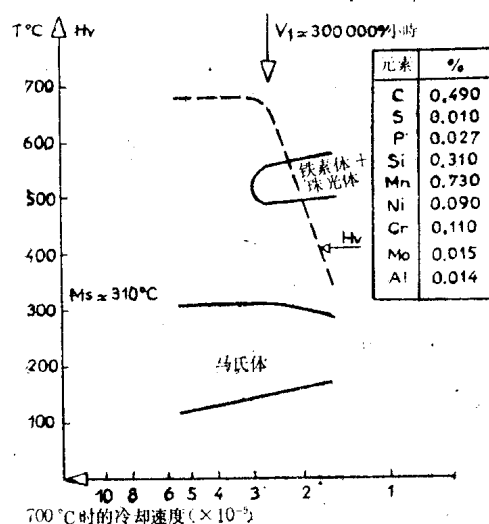


图4 XC48钢铸造样品2号淬火冷却曲线图(奥
氏体化:加热到950℃,保温2秒)

度值的变化和试样组织的检验可精确地测定出 V_1 。此外,在所有情况相同的条件下,因为马氏体开始转变温度 M_s 可估计出现淬火裂纹的危险,所以也同样值得注意。有关XC48五种铸钢试样的试验结果列于表2中。

表2 XC48钢铸造样品(1、2、3、4和5号)马氏体临界速度 V_1 和 M_s 温度

铸 造 样 品 号	V_1 (℃/小时)*	V_1 (℃/秒)	M_s (℃)
1	570000	158.3	340
2	300000	83.3	310
3	420000	116.7	320
4	270000	75.0	300
5	280000	77.8	300

* 取自700℃的冷却速度;

奥氏体化周期:在表层1毫米加热到950℃,保温10秒;

三、原始组织对硬化层性能的影响

1. 表面 淬 火

对试样横切并细心抛光切割表面,便可测得由表及里的硬度曲线。按照研究的需要,测定硬度时采用的负荷为1公斤或50克。

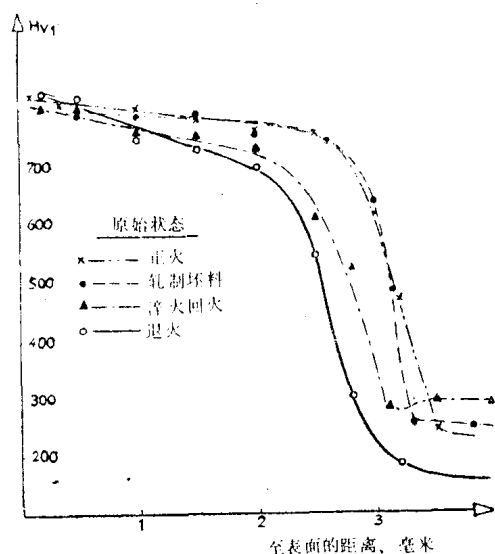


图5 表面淬火: XC48钢2号

图5明显地指出XC48钢铸造样品2号的4种原始组织状态在工业热处理时所起的作用。不管是何种铸钢,都按照硬化层深度增加的顺序分类如下:

退火(铁素体+球状珠光体);

回火(回火马氏体);

正火或轧制坯料(铁素体和片状珠光体)。

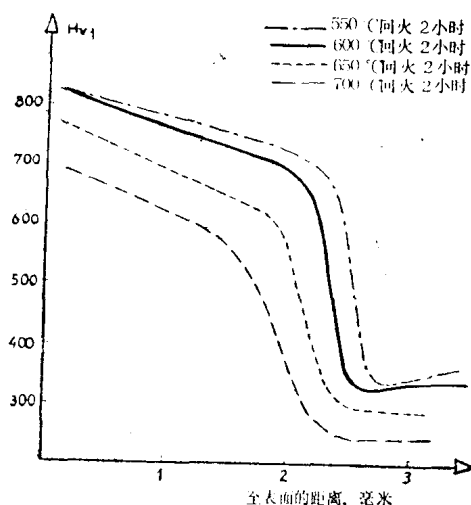


图6 表面淬火40CD4SV75钢硬度曲线

图6说明在使用40CD4钢的情况下,初始回火对表面淬火硬度曲线的影响。当提高回火温度时,就是说当碳化物粗化时,硬化层深度减少。

这些硬度曲线表明了硬化层组织的改变。下面将分别介绍这种变化(其原始组织上面已研究过)。

铁素体-片状珠光体:

从试样表面到心部,观察到以下组织的变化(图7,略):

—均匀马氏体;

—明亮马氏体+深暗马氏体;

—明亮马氏体+深暗马氏体+铁素体;

—明亮马氏体+铁素体;

—铁素体和带有明亮马氏体(产生于珠光体)的珠光体。

在珠光体晶粒中, $\alpha \rightarrow \gamma$ 转变时,核心开始在 $E_{c_3}C$ 片与铁素体片的界面上形成。晶核

沿两个不同取向珠光体片相交处的珠光体亚晶扩展,并进一步向铁素体晶粒中心推进。

这种明亮马氏体的硬度,从试样表面到中心逐渐增加,过了最大值后,硬度又下降

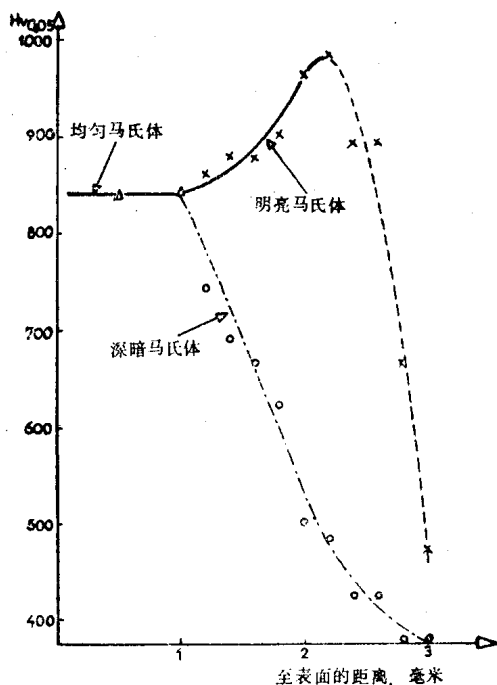


图8 深暗的和明亮的马氏体硬度和至表面距离的变化关系(表面淬火, XC48钢铸造样品1号, 原始状态: 正火)

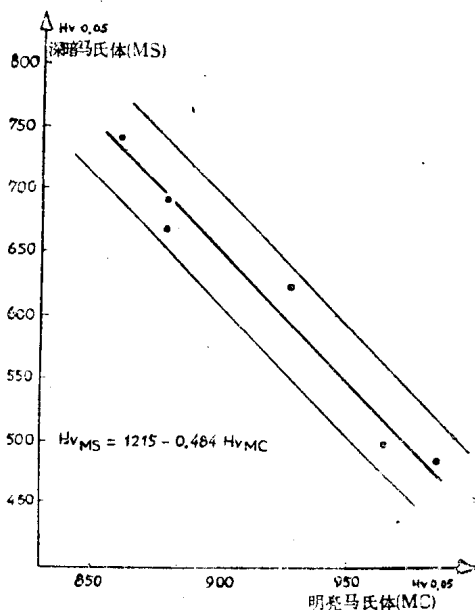


图9 深暗马氏体硬度和明亮马氏体硬度的变化关系(XC48钢铸造样品1号, 原始状态: 正火)

(图8)。明亮马氏体硬度的增加是由于碳由原先的珠光体向铁素体区中心扩散受到限制所致。这也解释了贫碳的深暗马氏体硬度有规律地减少的原因。此外,图9说明了在明亮马氏体硬度增加的范围内,明亮的和深暗的马氏体硬度值之间存在着很好的直线关系。

明亮马氏体硬度的下降可解释为:

—过量的碳导致残余奥氏体的出现,在横截面上测定其总含量为8%;

—马氏体的不均匀性。

这个观测结果,从图10(略)可以看出:

—在远离表面处,在明亮马氏体和深暗马氏体之间,硬度和碳含量同样有急剧变化;

—位于离表面4毫米处明亮马氏体组织中碳含量峰值很高。碳含量的这种变化已由显微探针测得。

铁素体-球状珠光体:

从表层到心部,我们观测到:

—均匀马氏体;

—由难于区分的明亮马氏体和深暗色马氏体组成的不均匀马氏体;

—明亮马氏体和铁素体。

$\alpha \rightarrow \gamma$ 转变时,核心开始在粗大的碳化物和铁素体界面上形成,但最先形成核心的是三颗晶粒交界处的碳化物,其次是铁素体晶界处的碳化物。

由于碳的扩散和铁素体片以及碳化物的溶解,相变就继续进行。

回火马氏体:

回火马氏体的组织变化如下:

—均匀马氏体;

—马氏体+未溶解碳化物;

—马氏体+未溶解碳化物+铁素体。

奥氏体化起始于位于粗大碳化物和铁素体界面上的原先奥氏体晶界。从图11(略)金相显微照片可清晰地看到晶核化所处的这种晶界位置。在 $\alpha \rightarrow \gamma$ 转变的晶核化之前,根据回火状态,可看到碳化物的聚集和铁素体的再结晶。

2. 电子轰击

经垂直切割试样硬化层表面, 并仔细抛光切割面, 且对试样边缘不进行倒角, 便可测定出该硬化层的硬度曲线。显微硬度计用的负荷为100克和50克。

对于XC48钢, 按硬化层深度确定的分类和上述表面淬火的相同, 即按硬化层深度增长的顺序确定: 退火, 淬火回火, 轧制或正火。

图12和图13表明, 采用不同的电流强度

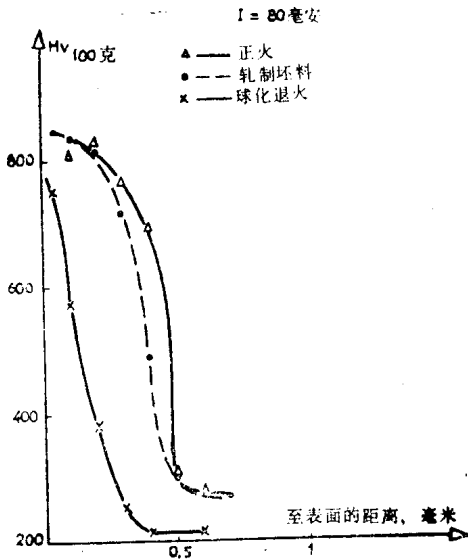


图12 电子轰击(XC48钢铸造样品2号)

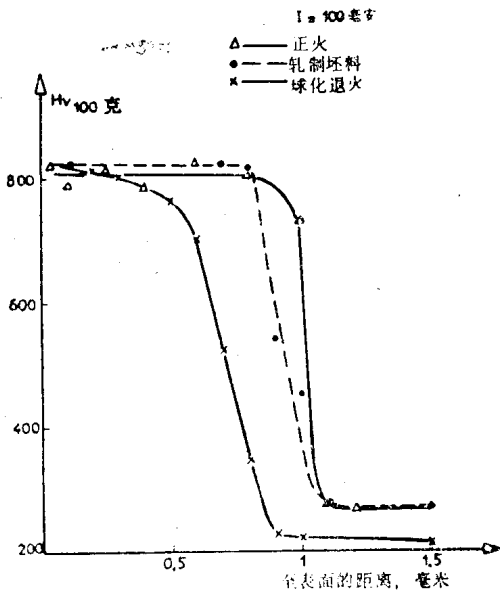


图13 电子轰击(XC48钢铸造样品2号)

并不改变已经确定的分类, 而且如图14所示, 初始回火的作用是很重要的。

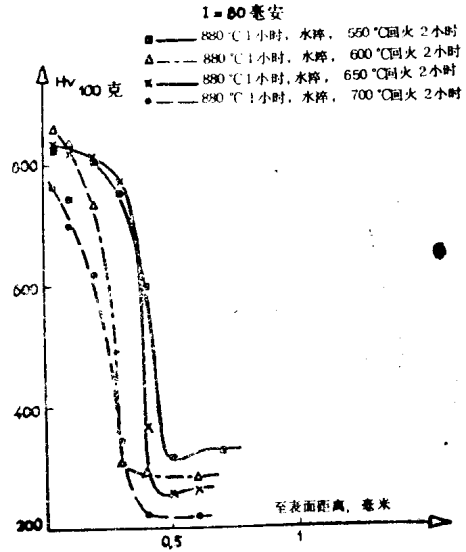


图14 电子轰击(XC48钢铸造样品2号)

这种看法对 40 CD4SV75 钢同样也是有效的 (图15)。电流强度的增加可由硬化层深度的增加来表示, 但并不能改变由图16所示的硬化层深度与回火温度之间的关系。

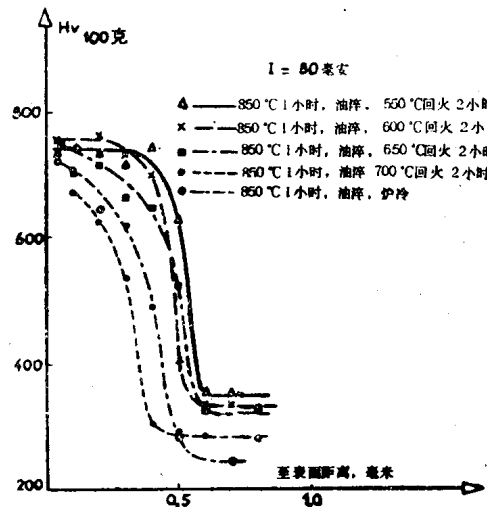


图15 电子轰击(40CD4SV75钢)

以下将研究组织的变化。

铁素体-片状珠光体:

电子轰击淬火除了各种组织存在的区域变窄以外, 与表面淬火相比, 其它并没有根

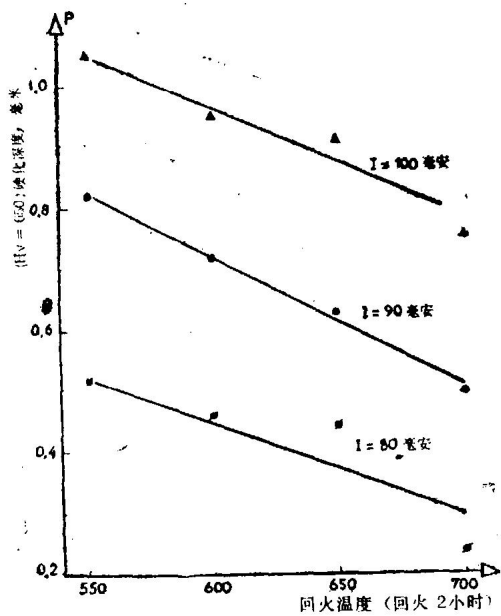


图16 硬化深度和回火温度的变化关系
(40CD4SV75钢)

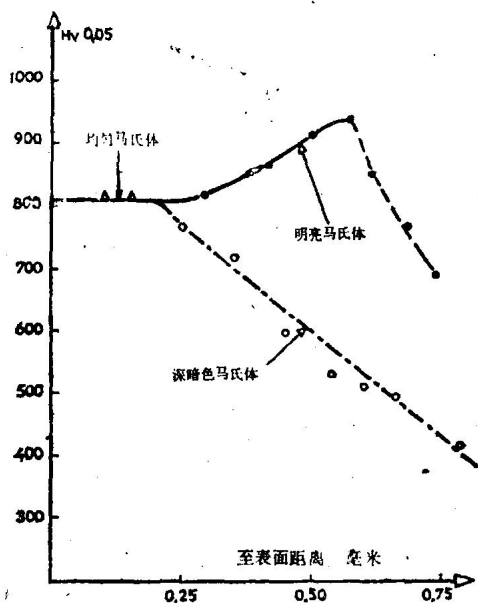


图17 明亮马氏体和深暗色马氏体的硬度变化 (电子轰击: $I = 100$ 毫安; XC48钢样品1号)

本的区别。明亮马氏体和深暗色马氏体的硬度变化如前所述 (图17)。

铁素体-球状珠光体:

根据图18和图19, 我们可证实奥氏体晶核位于晶界处。此外, 碳化物并不完全溶解 (图20), 这和表面淬火相似。人们注意到奥氏体很明显地向铁素体晶粒中心推进。

回火马氏体:

图21显微照片清楚地显示原先奥氏体晶界处有 $\alpha \rightarrow \gamma$ 相变的核心。回火温度愈高, 碳化物尺寸就愈大, 也就愈难溶解。这些由图22的显微照片很好地显示出来, 我们可容易地从图里认出在马氏体基体上未完全溶解的碳化物。碳化物难于溶解, 一方面可由硬度梯度很小来解释, 另一方面可解释为80毫安电流强度所达到的最大硬度值不够高。

要看到, 这些未溶解碳化物是晶粒长大的良好抑制剂。

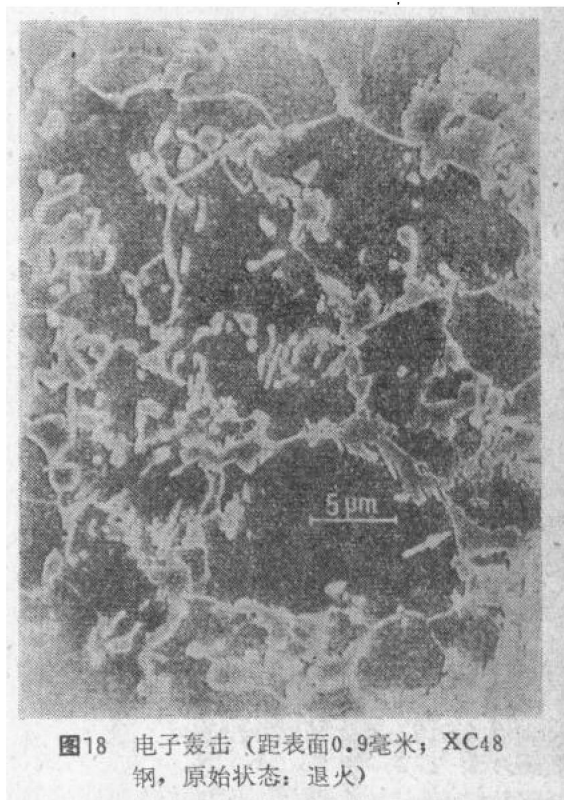


图18 电子轰击 (距表面0.9毫米; XC48钢, 原始状态; 退火)



图19 电子轰击 (距表面0.81毫米处; XC48钢, 原始状态: 退火)

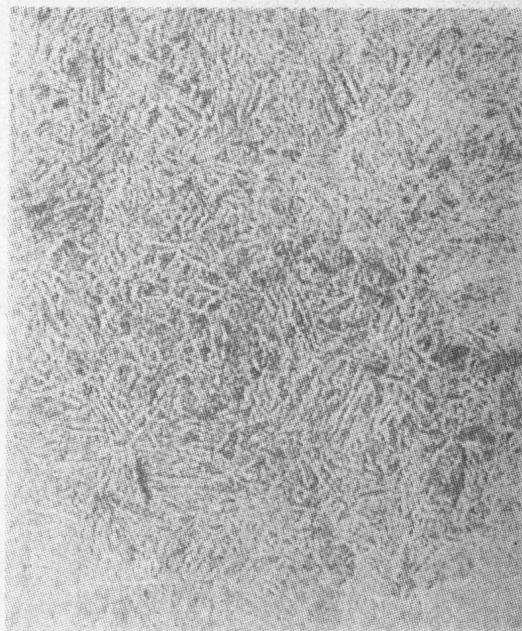


图21 电子轰击 (距表面1.1毫米处; 40CD4SV75钢, 原始状态: 退火)

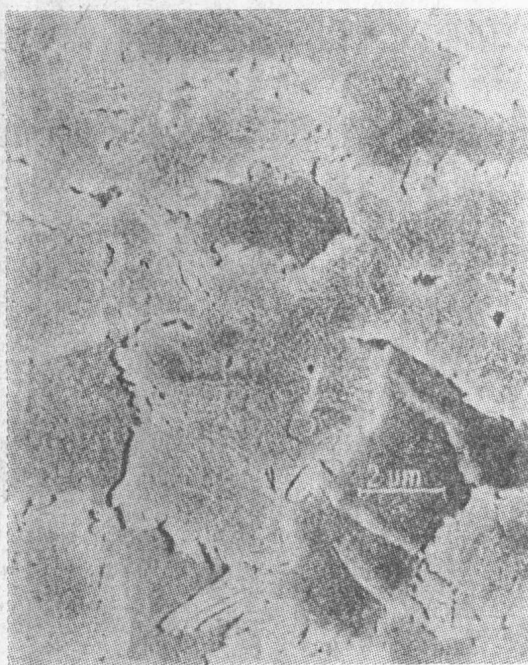


图20 电子轰击 (明亮马氏体中的未溶碳化物; XC48钢, 原始状态: 退火)

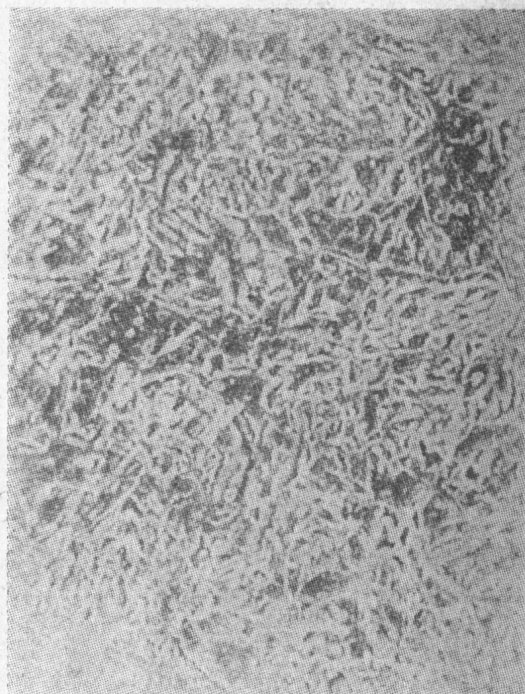


图22 电子轰击 (距表面0.74毫米处; 40CD4SV75钢, 原始状态: 淬火回火)

3. 激光淬火

如前所述, 经垂直切割试样并仔细抛光切割面后, 在负荷100克下进行硬度测定, 即得到硬化层的硬度曲线。

激光处理和以上所研究的处理方法相比, 并没有什么特别之处。

图23表明, 在预先退火或正火的试样上测定的硬度曲线之间有很大差别。对退火试样处理的时间增加, 使温度升高, 因而碳化物易于溶解。

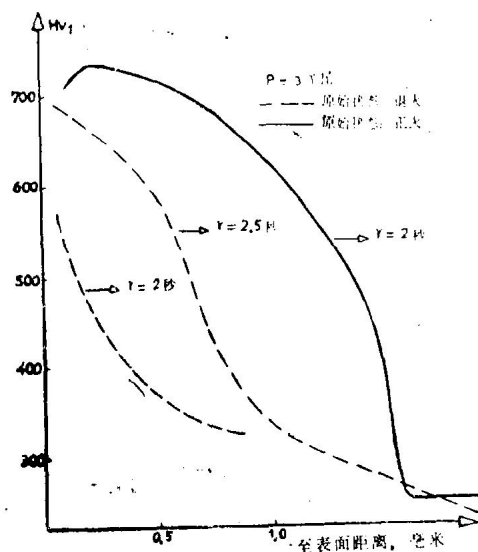


图23 激光处理(XC48钢)

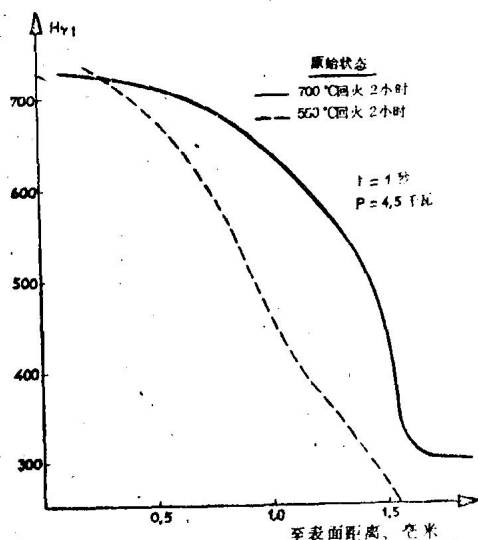


图24 激光处理(XC48钢)

在经充分和不充分回火的马氏体原始组织上进行激光处理后所测得的硬度曲线, 又一次说明冶金回火对 XC48 钢 (图24) 或 40 CD4SV75钢 (图25) 的影响, 即回火温度增高时, 硬化层深度减少。

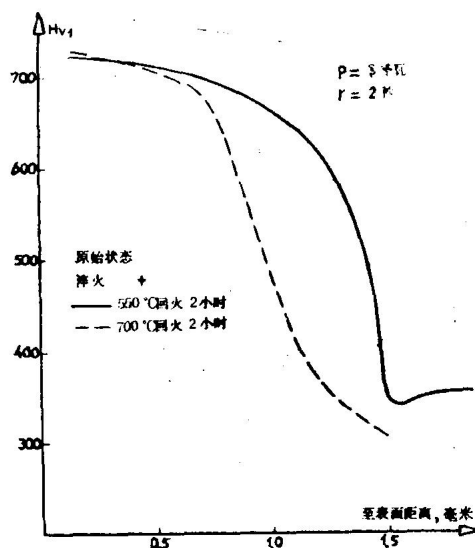


图25 激光处理(42CD4SV75钢)

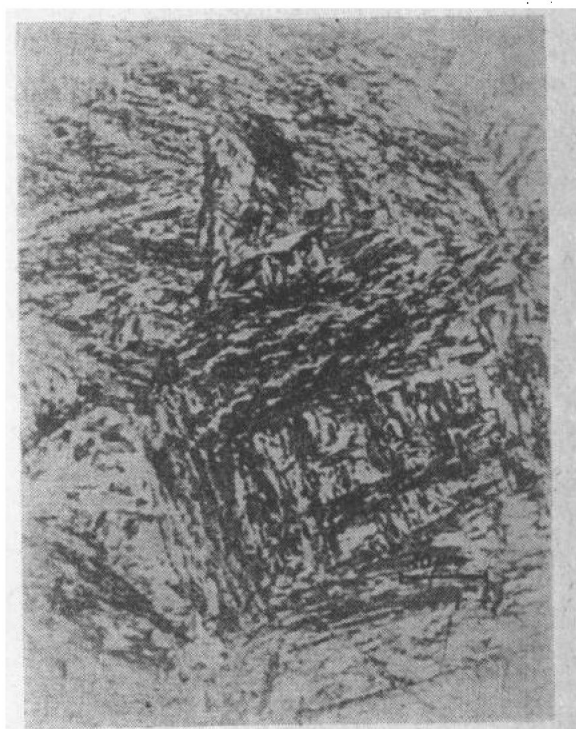


图26 激光处理(XC48钢, 原始状态: 淬火回火; 激光处理得均匀马氏体)

所得的金相组织和前述处理所观察到的相似。

图 26 显示了原始状态为淬火回火的XC48钢试样经激光处理后,自表层所取得的马氏体组织。

图27很清晰地显示出 α 晶界处生成 $\alpha \rightarrow \gamma$ 相变的晶核。

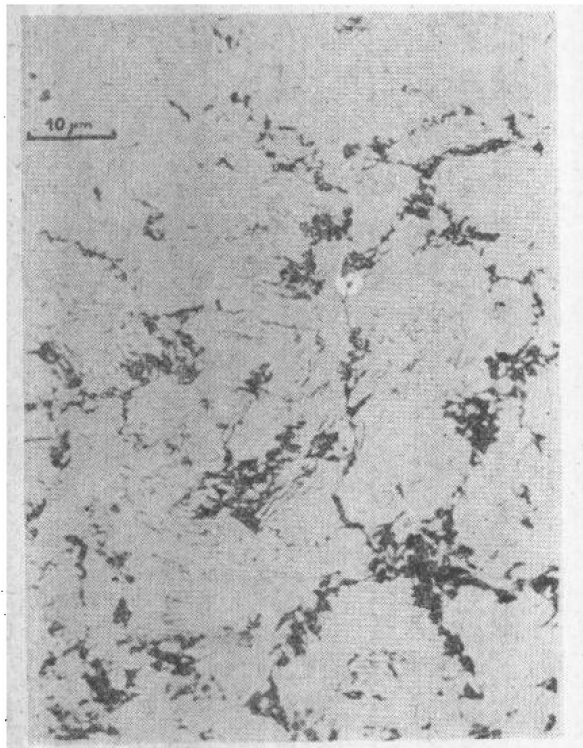


图27 激光处理(XC48钢,原始状态:退火,在 α 晶界处 $\alpha \rightarrow \gamma$ 相变晶核的形成)

四、化学成分对硬化层性能的影响

1. 表面淬火

当考察化学成分的影响时,尤其对碳钢,人们自然会想到含碳量对最大硬度有影响,如图28所示,以及残余碳的含量对硬化深度的影响。事实上,对前面所得到的硬化层组织的检查从未发现对淬透性有明显的影响。因此,应当分成薄淬火层和厚淬火层两种情况来考虑。我们故意对薄层和厚层的界限保

持含糊,因为这一界限取决于热处理的条件,且主要是取决于淬火条件。对XC48钢,薄与厚的界限通常在3—3.5毫米之间。

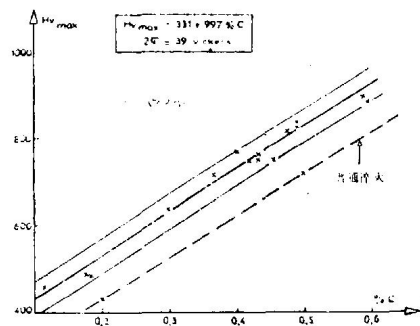


图28 感应淬火层马氏体硬度和碳含量的变化关系

① 薄淬火层的情况

我们已研究了解到碳含量的影响,所以要记住检验薄淬火层组织不涉及钢的淬透性。碳含量起以下作用:

—降低 $\alpha \rightarrow \gamma$ 相变的终止温度 AC_3 ,从而减小上下临界点的温度范围;

—在相近的热处理条件下,它确定了铁素体-珠光体组织中铁素体区的比例,因而也就确定了奥氏体化增长时碳的扩散路程。

图29为Hv650的硬化层深度和碳含量的关系曲线。它表明,不论什么原始组织,随着含碳量的增加,淬硬层深度就增加。而采用铁素体-片状珠光体初始组织,淬硬层深度增加得最为显著。

为了测定离试样表面不同距离的未溶解铁素体的比例,我们采用图象定量分析法对原始状态为正火五种XC48铸钢进行了研究。在离表面3.1毫米处得到了铁素体百分率与碳含量变化的关系(图30),即由五组单独的数据可看出:随着碳含量的减少,铁素体由1.4%增至12%。要知道,一旦在深暗马氏体中出现铁素体区,硬度就明显地下降,所以把Hv650的硬化层的深度与铁素体的含量联系在一起是合乎逻辑的。

用有限的统计数字,得出了硬化深度与铁素体含量的计算公式:

$$P_{650} = 3.18 - 0.091(\% \text{铁素体})$$

铁素体百分数是取离表面 3.1 毫米处的数值。

图31表示出了这个关系。

由于铁素体含量和初始的碳含量有密切关系，所以很清楚，当薄层淬火时，碳的百分比将对硬化层深度有很大的影响。Hv650处的硬化层深度的增加是由于上下两临界点的温度范围减小之故，而Hv300处的深度值则很接近。

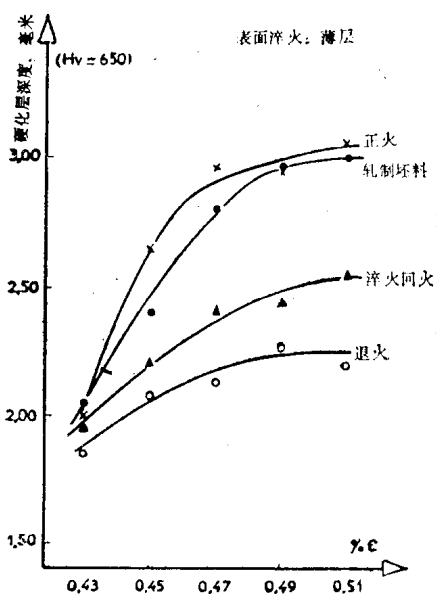


图29 碳含量对硬化层深度的影响

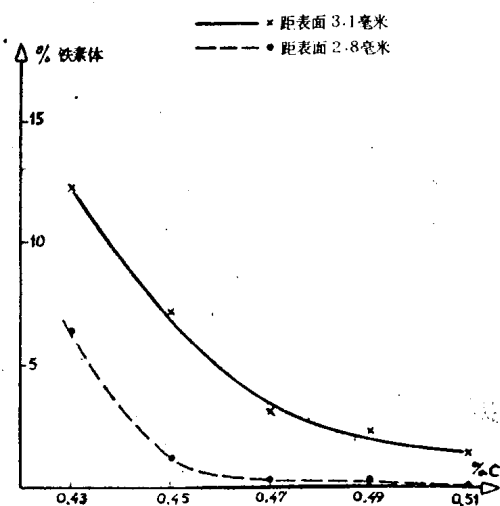


图30 表面淬火 (薄层, 原始状态: 正火)

②厚淬火层的情况

对五种初始状态为正火组织的 XC48 铸钢，我们采用大功率进行处理，以便在深层也能正确地进行奥氏体化。图32中的硬度曲线呈现出非常明显的差别。

用光学显微镜检查组织，明显地看出从表面到心部有以下变化：

一均匀的马氏体组织；

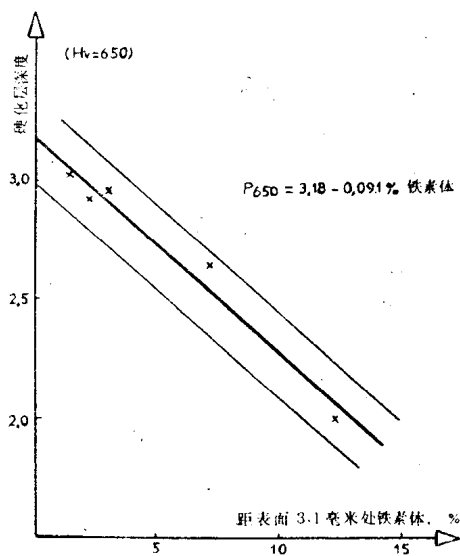


图31 硬化层深度和铁素体量(距表面3.1毫米处)的关系 (表面淬火, 薄层; XC48钢; 原始状态: 正火)

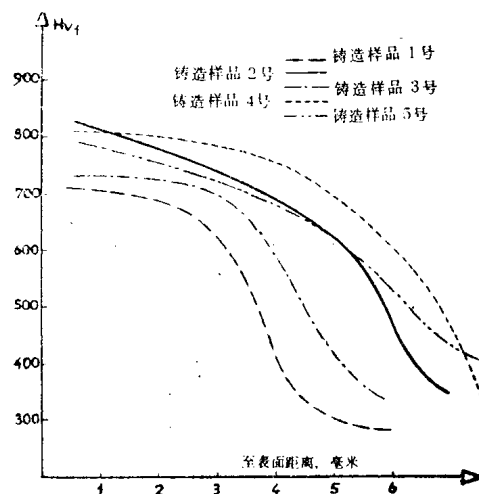


图32 化学成分对硬化层深度的影响 (表面淬火, 厚硬化层, XC48钢, 正火状态)

一托氏体和马氏体，且后者的比例随着离表面距离增大而逐渐减少；

一明亮马氏体，珠光体和铁素体；

一初生的原始珠光体。

淬火的不完全组织，如托氏体的出现（特别在碳钢中），清楚地表明了淬透性所起的作用。

如果把Hv550的硬化层深度（与法国标准NFA04 202相似）和前面已测定的马氏体临界速度 V_1 联系起来，那么就可看到由图33表示的两者之间的密切关系。

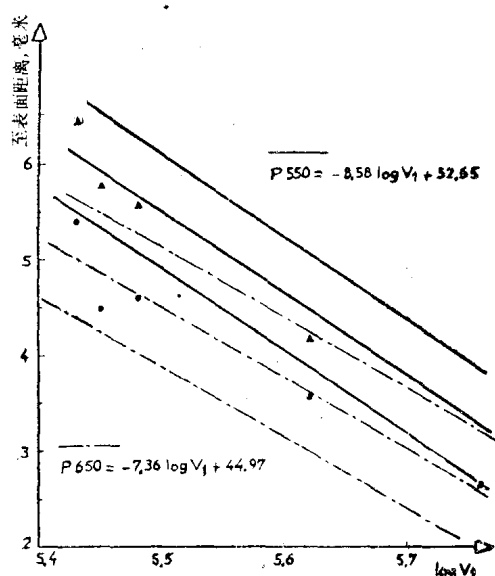


图33 硬化层深度和马氏体临界速度的变化关系；表面淬火（厚硬化层，XC48钢）

$$P_{550} = -8.58 \log V_1 + 52.65$$

在硬度为Hv650的硬化深度和 $\log V_1$ 之间也可以建立起同样类型的关系式。

如果仔细观察XC48钢的淬火冷却曲线图的形状和由此而得到的端淬曲线，那么满足这个关系式就是正常的了。事实上，一旦出现组织不完全是马氏体，硬度就会急剧下降。

这个关系式使我们得到了关于XC48钢在下述极限化学成分时，硬度为Hv550的硬化层深度最大变化范围的概念：

C	0.45%	C	0.051%
Mn	0.50%	Mn	0.80%
Ni	0%	Ni	0.25%
Cr	0%	Cr	0.25%

即硬化深度的最大变化达6.8毫米。

③结果讨论

对表面淬火所得到的薄层，其硬化深度和碳含量之间存在的关系，在碳含量一方面对原始组织的不均匀性，另一方面对 AC_1 和 AC_3 之间临界温度的范围起主要作用时，是合乎逻辑的。

如果参照热分析记录，特别是参考给出冷却速度和离表面的距离关系的图1，那么就容易解释硬化深度和马氏体淬火临界速度之间的关系。

事实上，如果把所考察钢的临界速度 V_1 和试样冷却速度曲线加以比较，那么可看到两种曲线必然相交。

2. 电子轰击和激光表面淬火

这种处理的硬度曲线总是很陡峭的，这是因为上下两温度范围的变动很小的缘故。

化学成分的唯作用，是从碳含量这一方面起作用的，它使得珠光体的比例减少，因而碳扩散的路程更长。当电流小和铸件含碳量较低时，已发现碳的这种作用。

五、三种硬化方法的比较

这种比较是从冶金工作者的观点来进行的，没有考虑工艺方面的问题。

为了更加清楚起见，列出下表，以比较感应表面淬火、电子轰击和强激光处理三种工艺（见表3）。

六、结 论

感应加热表面淬火、电子轰击和强激光淬火都具有相同的奥氏体核心生成和长大的过程。短暂的热处理周期所获得的表面硬化组织受原始组织的影响很大，在超高速加热

25X2HMΦA钢中各种组织形成动力学

Е. М. Нетеса О. П. Фомина

作者研究了25X2HMΦA钢 (0.22% C, ~2% Cr, 0.08% V, 0.49% Mo, 1.42% Ni, 0.018% P, 0.016% S, 0.28% Si, 0.72% Mn) 的奥氏体分解动力学、相组成和组织。钢的奥氏体化温度为 900℃; $A_{c1} = 770^\circ\text{C}$, $A_{c3} = 850^\circ\text{C}$; $M_H = \sim 325^\circ\text{C}$ 。

在等温冷却和连续冷却条件下用膨胀法、磁性测量法、X射线结构分析法及金相法研究了奥氏体的分解过程。

奥氏体的等温分解图示于图1,a。

25X2HMΦA钢奥氏体的扩散分解是在相当长的孕育期之后才开始的, 而且分解温

度范围也窄。在600℃等温静置时观察到了最高转变速度 (1%/分), 而在625和700℃时奥氏体的分解速度不高。分解产物是铁素体和碳化物的混合物 (图2,a)。在钢组织中没有发现过剩铁素体和珠光体组份。

在625—480℃时, 该钢的奥氏体甚至在长时间等温静置后仍具有很大的稳定性。

奥氏体的中间转变是在480℃以下很宽的温度范围内发生的, 此时形成粒状贝氏体, 其组份只有在高倍放大下才能分辨 (图2, б—г)。当中间转变的温度降低时, 奥氏体分解的孕育期缩短, 并且在接近 M_H 点时

表 3

	表 面 淬 火	电 子 轰 击	强 激 光 处 理
采用的钢种	按法国标准 NFA 35563 规定的钢种	可采用和表面淬火同样的钢种	
最大硬度	按标准, Hv (普通淬火) + 100Hv		
硬化层深度	十分之几到百分之几毫米	≤2 毫米	≤2 毫米
原始组织的影响	影响大, 但随硬化层增加而减少	很 大	很 大
淬透性的影响		除非 $\frac{V_{总}}{V_{加热}} < 15$ 无重大影响	除非 $\frac{V_{总}}{V_{加热}} < 15$ 无重大影响
硬度曲线的形状	与原始组织密切相关 $\frac{650-300}{P_{650}-P_{300}} \in [100, 3000]$	同样决定于原始组织, 但在相同原始组织的情况下, 和表面淬火相比, 曲线斜率要乘10	
晶粒大小	粒度指数 6—12	粒度指数10—13	粒度指数10—13

的情况下, 这种影响更为突出。

本文已很好地表明了:

—铁素体 + 片状珠光体, 铁素体 + 球状珠光体以及索氏体组织的奥氏体化的核心生成和长大;

—在薄硬化层 (%C通过%Fe起作用)

和厚硬化层 (联系 V_t 和硬化层深度的关系曲线) 情况下, 化学成分的影响。

原载 «Traitement Thermique», 1979, №136, 47—63.

〔刘以宽译 董建平 都 森校〕

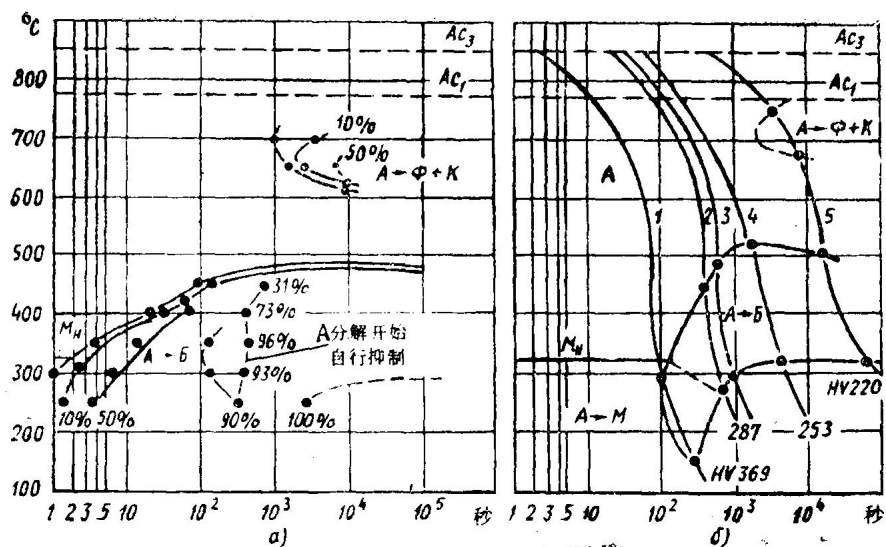


图1 25X2HMΦA钢奥氏体等温转变图 (a) 和热力学转变图 (b):
1, 2, 3, 4, 5—冷却速度分别为 1200、120、60、6和0.6℃/分

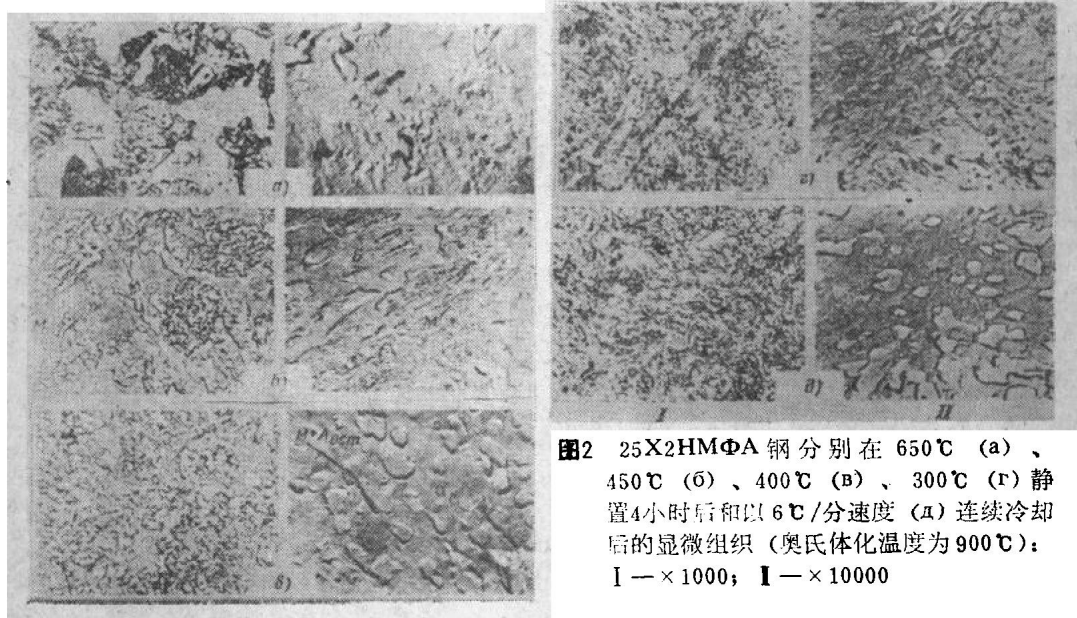


图2 25X2HMΦA钢分别在 650℃ (a)、450℃ (b)、400℃ (c)、300℃ (d) 静置4小时后和以 6℃/分速度 (e) 连续冷却后的显微组织 (奥氏体化温度为 900℃):
I — ×1000; II — ×10000

(此时将产生马氏体转变) 只有 1.5 秒。在低于 M_H 点的温度下, 贝氏体形态的组织是在形成一定数量的马氏体 (决定于分解温度) 之后形成的。

中间转变动力学在所有研究温度下都是一致的, 并以转变过程能自行抑制为其特点。而转变的恢复只有在远低于 M_H 点的 250℃ 温度下等温静置时才能观察到。在贝氏体温度范围内的所有其他温度下, 奥氏体分解

过程甚至在长时间静置后也不能恢复。奥氏体分解程度决定于转变温度并在接近 M_H 点时达到最大值, 也就是说, 在所研究的钢中清晰地显示出中间转变的主要特点——奥氏体部分分解和分解程度与温度的关系。

由于奥氏体中间分解, 在 25X2HMΦA 钢中形成了 α -相马氏体 (α_M) 和所谓的“无碳化物贝氏体”。在 α_M 相中, 在一定的条件下能够析出弥散碳化物, 这是由二次自回火过

程引起的。电子显微镜研究确定,在贝氏体区上部的 α_M 相内实际上不含碳化物。在降低中间转变温度时,因 α_M 相自回火而析出的碳化物的数量显著增加,这证明该相中碳的过饱和度增大了。

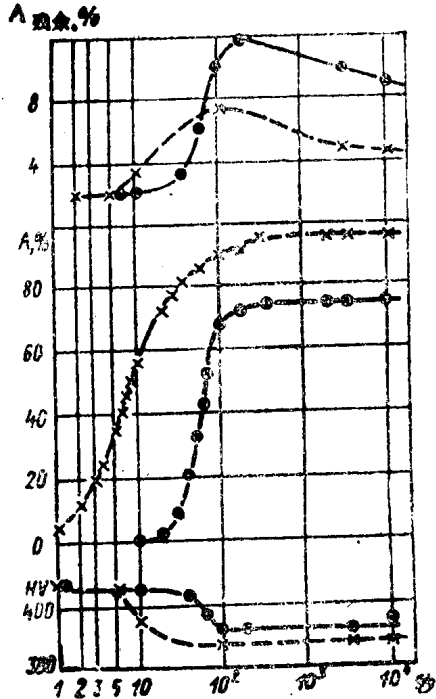


图3 25X2HMF A 钢在 400°C (实线) 和 300°C (虚线) 等温静置过程中的奥氏体分解动力学、硬度变化和残余奥氏体量的变化

由于 α_M 相的数量很大,例如,在 400°C 时 $\sim 70\%$,在 300°C 时 $\sim 90\%$ (图 3),所以可作出结论, α_M 相是所研究钢的贝氏体的基体相。在等温静置时未转变的奥氏体均匀地分布在 α -固溶体基体中。自等温温度冷却时,这种奥氏体或者完全保持在钢的组织中(残余奥氏体)或者部分转变为马氏体,形成马氏体+残余奥氏体区。这些区内马氏体和残余奥氏体的数量比是变化的,因为在延长等温静置时间时,奥氏体的稳定性降低,因而马氏体的数量增加。残余奥氏体只有在形成贝氏体转变产物之后才能稳定在钢的组织中,因此,除动力学曲线和硬度变化曲线之外,残余奥氏体量的变化曲线可以用来评

定奥氏体分解动力学。根据钢组织中残余奥氏体的出现能可靠地确定奥氏体等温分解的起点,而残余奥氏体的极大值则与中间转变的自行抑制相对应(图3)。

应当指出,在同样的形成动力学条件下,在中间转变的上区和下区形成的贝氏体具有不同的组织,按照通常的术语应分别称为上贝氏体和下贝氏体。对于所研究的钢,上贝氏体和下贝氏体的分界温度可以认为是 $\sim 350^\circ\text{C}$ 。

上贝氏体(见图 2, б, B)具有明显的粒状组织,其基体为 α_M 相,实际上不含碳化物,而在 α_M 相中均匀分布的呈块状或条状的区域是由残余奥氏体或由马氏体+残余奥氏体组成的。位于这些区域内的马氏体,正如电子显微镜研究所表明的那样,多半为隐晶马氏体组织。在接近于奥氏体稳定性高的高温区,例如在 450°C 时,原始奥氏体只有一小部分转变为贝氏体。因此,在从等温温度冷却后,钢的组织中除上贝氏体外,还具有大量的组织上自由的马氏体(见图 2, б)。当等温温度降低时,组织上自由的马氏体的数量减少,并且在 400°C 静置后,钢的组织仅由一种上贝氏体组成(见图 2, B)。

下贝氏体(见图 2, r)的特点是奥氏体分解程度高($>90\%$),并且呈不明显的粒状组织。它实际上是由一种自回火的 α_M 相组成的。由于二次自回火过程而形成的碳化物相,其特点是弥散度很高,只有在电子显微镜高倍放大时才能观察到。例如,在本试验研究中是用相萃取法才显示出碳化物相的。

25X2HMF A 钢连续冷却时的奥氏体分解动力学以热动力学转变图的形式示于图 1, б。由图可见,所研究的钢对冷却速度的敏感性小。在一个很宽的冷却速度范围内($\sim 1000-1^\circ\text{C}/\text{分}$)奥氏体分解时形成上贝氏体。只有在很慢的冷却速度下($0.6^\circ\text{C}/\text{分}$),除上贝氏体外,才形成铁素体和碳化物的混合物。在以 1200°C/分的速度加速冷却时,