

激光加热过程中奥氏体形成的转变*

朱祖昌 王维荣 俞少罗

(上海工程技术大学测试中心, 上海 200335)

提要 应用 SEM 分析方法比较详细地研究了 20, 45, T10 和铸铁在激光热处理中奥氏体形成的转变, 着重研究了奥氏体的形核位置, 并讨论了激光加热条件下 Ac_1 , Ac_3 转变点的确定。对 Fe-C 合金, $Ac_1 = A_1 = 727\text{ }^\circ\text{C}$, 对一般亚共析钢 $Ac_3 = 13603.9 (\ln 0.22d/\zeta^2v)^{-1}$ 。

关键词 激光加工, 奥氏体, 热处理, 相变

1 引言

在激光加热过程中由于加热区域小, 奥氏体的形成量少和加热速度快等特点, 人们难以应用传统的测定试样物理性质改变的方法来加以研究, 这样人们对相变点等问题只能作出假定^[1], 或沿用前人对快速加热中奥氏体转变研究的一些结论^[2]。实际上, 这些做法是不确切的。

本文应用 SEM 金相分析方法比较详细地研究了 20, 45, T10 和铸铁^[3]在激光热处理中奥氏体形成的问题, 着重研究了奥氏体的形核位置和讨论了 Ac_1 , Ac_3 临界转变点的确定。由于至今还不能一次测定实际工件在激光加热时沿深度方向的温度分布, 有些只能与计算机计算的温度场分布作比较。

2 材料及方法

采用 20, 45 和 T10 三种碳素钢、一种灰口铸铁作为研究对象, 其相应成分列于表 1。试件的尺寸为 $\phi 25 \times 15\text{ mm}$ 。为了增加试样对 $10.6\text{ }\mu\text{m}$ 波长激光的吸收率, 处理表面预先进行黑化处理。

激光处理在 HJ-3 型横流连续 CO_2 激光加工机上进行, 激光加热功率为 750 W 和 1000 W, 扫描速度为 5 mm/s, 10 mm/s, 20 mm/s, 30 mm/s, 40 mm/s 和 70 mm/s。试件处理后用线切割割开, 磨制成金相样品。SEM 电子金相分析在 S-520 型和 S-2700 型电子扫描显微镜上进行。

3 结果和讨论

* 国家自然科学基金资助项目。

收稿日期: 1993 年 12 月 13 日; 收到修改稿日期: 1994 年 1 月 31 日

3.1 奥氏体的形核位置

我们作了大量观察^[3],发现钢铁在进行激光处理的过程中,奥氏体形核的位置绝大部分都在珠光体领域界面上和铁素体/珠光体界面上(图 1),其次在珠光体中铁素体与渗碳体界面上(图 2),对铸铁的试样,奥氏体有少数场合在片状石墨尖端部位(图 3),对 T10 钢试样,奥氏体在铁素体 F 晶界上形核较多(图 4)。

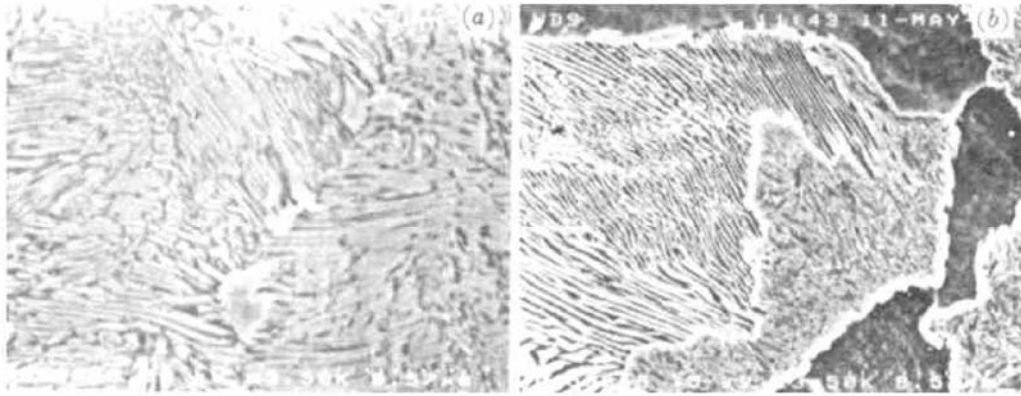


Fig. 1 Austenite nucleated at the interface of pearlite colony
(a) HT200, 1000 W, 20 mm/s; (b) 45, 1000 W, 5 mm/s

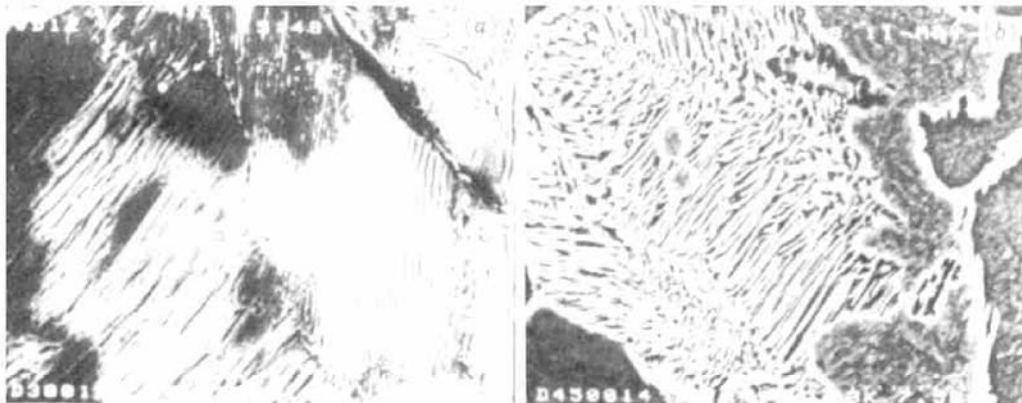


Fig. 2 Austenite nucleated at the interface of ferrite/cementite
(a) HT200, 1000 W, 10 mm/s; (b) 45, 1000 W, 5 mm/s



Fig. 3 Austenite nucleated at the top-end of the flake graphite HT200, 1000 W, 40 mm/s

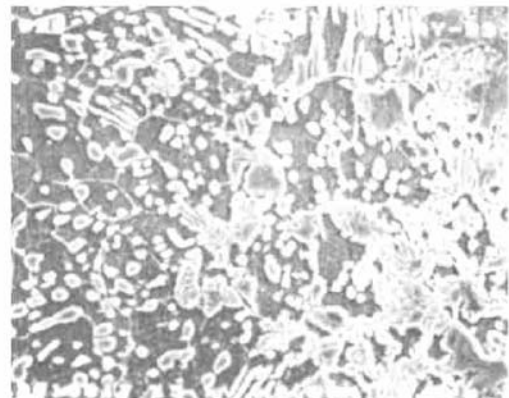


Fig. 4 Austenite nucleated at the grain boundary of ferrite

众所周知,材料中晶体缺陷部位的畸变能量较高,有利于减小奥氏体的形核功,这些部位

也有利于提供奥氏体形核所需要的结构起伏。另外,在这些缺陷部位,原子的扩散易于进行。所以,激光加热过程中,奥氏体的形核应属于非均匀形核。

Table 1 Chemical compositions of the samples (wt-%)

Material	C	Mn	Si	S	P
20	0.21	0.53	0.28	0.025	0.013
45	0.45	0.73	0.25	0.018	0.028
T10	0.99	0.24	0.22	0.010	0.007
HT200	3.25	0.90	1.70	0.07	0.12

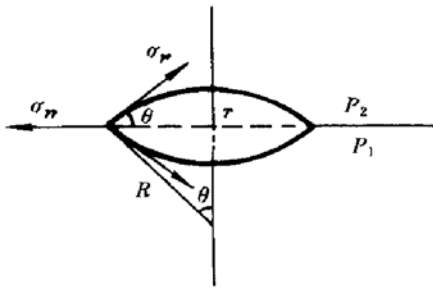


Fig. 5 Austenite nucleation at the interface of pearite colony

3.2 非均匀形核的分析及 A_{c1} 的确定

我们已经知道,钢铁材料中奥氏体 γ 非均匀形核位置有界面缺陷(如晶界、亚晶界等),线缺陷和空位、夹杂物等^[4]。珠光体领域界面属于一种面缺陷。 $F/\text{Fe}_3\text{C}$ 的界面也为一种面缺陷。

下面主要分析在珠光体 P 领域界面上形成一个奥氏体核心的情况。一般核心呈双球冠状(图 5)。 P/γ 界面为非共格界面。这时引起的化学自由能改变为

$$\Delta G^{P \rightarrow \gamma} = -n(\Delta G_v^{P \rightarrow \gamma} + \Delta G_d) + \eta n^{2/3} \sigma_{P\gamma} - \eta' n'^{2/3} \sigma_{PP} + n\varepsilon \quad (1)$$

式中 $\Delta G^{P \rightarrow \gamma}$ 为 P 和 γ 相每个原子的体积自由能差; ΔG_d 为面缺陷提供的自由能值; η 和 η' 为形状系数, $\eta n^{2/3}$ 为 γ 相晶核界面面积,(n 为 γ 相中的原子数); n' 为被晶核吞食的 P 相界面上的原子数, $\eta' n'^{2/3}$ 为这部分 P 领域界面的面积; σ_{PP} 为 P 相领域上的比表面能, $\sigma_{P\gamma}$ 为 P 和 γ 之间界面上的比表面能; ε 为晶核中每个原子的平均应变能。

由该式可以导出 P 领域界面上形核的临界形核功 $\Delta G_{P \rightarrow \gamma}^*$ 为

$$\Delta G_{P \rightarrow \gamma}^* = \frac{4}{27} \frac{\eta^3 \sigma_{P\gamma}^3 [1 - (S_{PP}/S_{P\gamma})X]^3}{(\Delta G_v^{P \rightarrow \gamma} + \Delta G_d - \varepsilon)^2} \quad (2)$$

式中 S_{PP} 和 $S_{P\gamma}$ 为被晶核吞食掉的 P 领域界面面积和 γ 晶核的表面积;而 $X = \sigma_{PP}/\sigma_{P\gamma}$ 。由式(2)可知,当 $1 - (S_{PP}/S_{P\gamma}) \cdot X = 0$, $\Delta G_{P \rightarrow \gamma}^* = 0$;当 $1 - (S_{PP}/S_{P\gamma}) \cdot X < 0$ 时, $\Delta G_{P \rightarrow \gamma}^* < 0$, 则说明在 P 领域界面上形核不需要临界形核功或形核是一个自发过程。

由 $1 - (S_{PP}/S_{P\gamma}) \cdot X = 0$, 可以求得 $X_1 = 2$ 和 $X_2 = -4$ ($X_2 = -4$, 无意义), 即 $\sigma_{PP}/\sigma_{P\gamma} \geq 2$ 时, 在 P 领域界面上形成核心不再需要额外的能量。

我们可以想象 σ_{PP} 值与 P 领域之间的位相差有关。即使对 P 领域之间位相差较小的界面而言, 即 $\sigma_{PP}/\sigma_{P\gamma} < 2$ 时, 由于 ΔG_d , S_{PP} , $S_{P\gamma}$ 和 X 均是大于零的实数, 故式(2)中 $1 - (S_{PP}/S_{P\gamma}) \cdot X$ 的值必定小于 1, 从而可以推论 $\Delta G_{P \rightarrow \gamma}^*$ 小于均匀形核时的临界形核功 $\Delta G_{均}^*$ 。徐祖耀^[5]认为晶界形核的临界形核功比晶内均匀形核的临界形核功小数倍。刘国勋认为, 在晶界形核时临界形核的形核功约为在晶粒点阵中形核所需的形核功的三分之一^[6]。图 6 表示均匀形核、非均匀晶界形核和非均匀晶界自发形核三种情况下临界形核功的比较。

由上面推导可以知道, 在激光加热过程中, 近基体的相变硬化区前沿, 当温度一达到 A_1 (对 Fe-C 合金, $A_1 = 727 \text{ }^\circ\text{C}$), 将会在某些 P 领域界面上形成奥氏体核心。十分明显, 相变硬化

区的深度计算应从加热温度达到 A_1 的部分开始。对不同扫描速度的激光加热,我们也用 Ac_1 来表示 $P \rightarrow \gamma$ 的开始转变点的话(此处 Ac_1 和常规加热条件下的 Ac_1 含义不尽相同),显然 $Ac_1 = A_1$, 对 Fe-C 合金, $Ac_1 = A_1 = 727\text{ }^\circ\text{C}$, 即表明在一定扫描速度范围内, Fe-C 合金奥氏体开始形成的温度都为 $727\text{ }^\circ\text{C}$ 。

3.3 亚共析钢中铁素体被奥氏体的吞食

受到激光辐照的亚共析钢区域,奥氏体的形核和奥氏体界面的推移过程^[7]决定了珠光体向奥氏体的转变。一般此过程的完成是很快的,渗碳体却来不及完全溶解而残存着,随着离开处理表层深度的减小,奥氏体化的温度提高, Fe_3C 残存愈来愈少^[3]。

紧随的过程是铁素体被奥氏体吞食(图 7)。它主要取决于由 P 转变来的 γ (含 C 0.77wt-%) 中的碳原子向 F (含极少量碳) 的扩散过程。Ashby 等^[8]提出了碳的扩散模型(图 8),这部分也可参考我们以前的工作^[9]。Ashby 等用一维扩散方程求解得到

$$C(x,t) = \frac{C_r + C_f}{2} - \frac{C_r - C_f}{2} \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right) \quad (3)$$

式中 $C(x,t)$ 为距离 x 处在 t 时间时的碳浓度, D 为 C 在 γ 中的扩散系数, $C_r \approx 0.8\%$, $C_f = 0.01\%$ 。对式(3)进行简化,并令 $C_r = C(x,t) = 0.05\%$ (其意义是假定 C_r 为奥氏体能在激冷中转变为马氏体的临界含碳量),这样就可求得在激冷中能转变为马氏体的距离 X_c 。

$$X_c = \frac{2 \ln 8 \sqrt{Dt}}{\sqrt{\pi}} \quad (4)$$

该距离也即为亚共析钢铁素体被奥氏体吞食的距离。

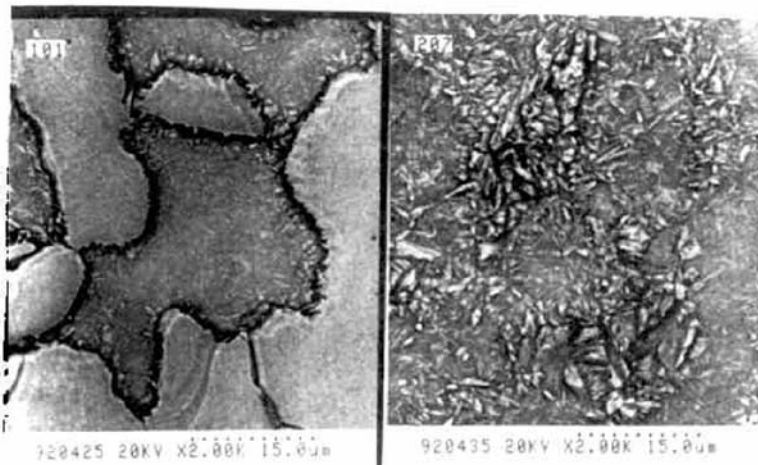


Fig. 7 Growing of the austenite to the ferrite

(a) 0.20% C (750 W, 10 mm/s); (b) 0.45% C (1000 W, 20 mm/s)

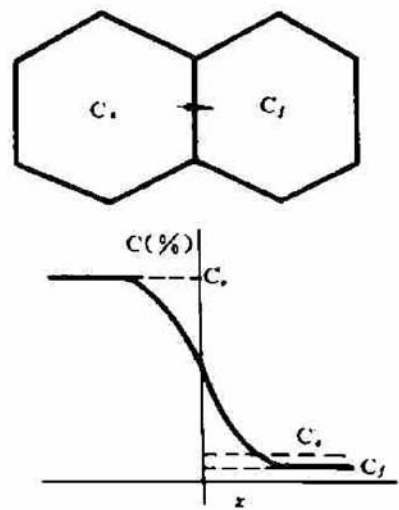


Fig. 8 Homogenizing of carbon between the austenitic grains

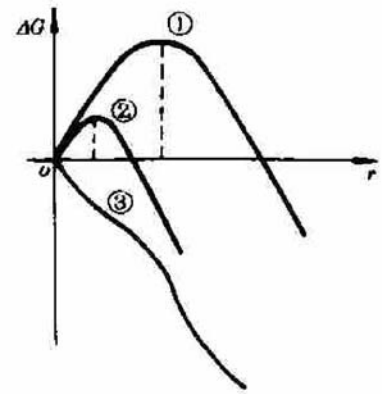


Fig. 6 Critical nucleated work for austenitic nucleation

- ① homogeneous nucleation in the grain
- ② heterogeneous nucleation at the grain boundary $\sigma_{FP} < 2\sigma_{F\gamma}$
- ③ spontaneous nucleation at the grain boundary $\sigma_{FP} \geq 2\sigma_{F\gamma}$

3.4 亚共析钢 Ac_3 温度值的确定

我们设定亚共析钢中铁素体 F 正好被奥氏体 γ 全部吞食而消失的温度为 Ac_3 临界点。

亚共析钢中 F/P 的相对比例可按钢的含碳量求得。我们也可以用金相方法求得 F 晶粒的大小,从而也就知道了式(4)中 X_c 的值。另外根据激光扫描速度计算碳能扩散的时间 t ,那么碳在奥氏体中的扩散系数 $D(T)$ 就垂手可得了。

众所周知

$$D(T) = D_0 \exp[-Q/RT] \quad (5)$$

式中, $D_0 = 1 \times 10^{-2} \text{ cm}^2/\text{s}$, $Q = 27 \text{ kcal/mol}$, $R = 8.314 \text{ J/mol}$ 。对本试验采用的 20 钢,激光以 10 mm/s 速度扫描加热时, Ac_3 的计算可由下式求出

$$Ac_3 = -\frac{Q}{R} \left(\ln \frac{D}{D_0} \right)^{-1} = 13603.9 \times \left(\ln \frac{D_0}{D} \right)^{-1} \quad (6)$$

对一般亚共析钢在激光扫描加热时, Ac_3 可由下式进行估算

$$Ac_3 = 13603.9 \times [\ln(0.22 \times d/\zeta^2 v)]^{-1} \quad (7)$$

式中 d 为激光束束斑尺寸 (mm), v 为激光扫描速度 (mm/s), ζ 为亚共析钢中 F 晶粒平均尺寸 (cm)。同样也应指出,这儿的 Ac_3 的含义不同于常规加热条件下奥氏体形成中 Ac_3 的概念。

本实验中采用的 20 钢以 5 mm/s, 10 mm/s, 20 mm/s 和 30 mm/s 速度扫描时相应的 Ac_3 为 1073, 1173, 1287 和 1364 °C。对 45 钢以上述速度扫描加热时的 Ac_3 相应为 900, 975, 1060 和 1115 °C。相应的曲线示于图 9 中。很显然,随激光扫描速度增加,即相应的加热速度增加, Ac_3 温度将提高。

由公式(4), (5) 和 (7) 还可以推论,当一种材料的原始组织细化后,即 X_c 或 ζ 减小,以相同扫描速度加热时 Ac_3 将降低。

当然,应用上述扩散模型估算 Ac_3 值是较简化的。但确实是一种估算方法,式(7)的物理意义比较明确。还应指出,上述计算是仅考虑扩散型

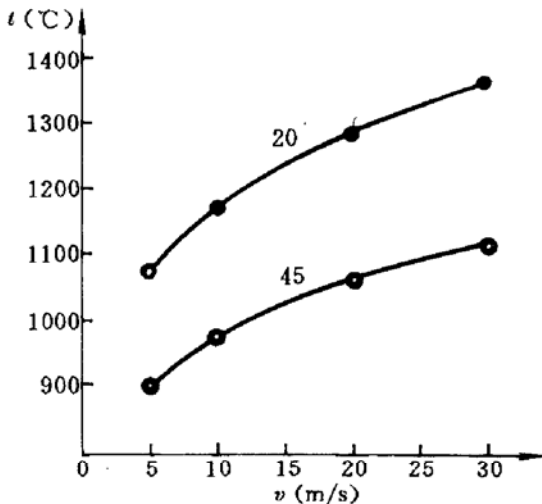


Fig. 9 Ac_3 transformation temperature of 20, 45 with laser heating

加热转变。对无扩散型加热转变中奥氏体形成的问题有待另作研究。

3.5 和试验结果的对照

对激光加热功率为 750 W,扫描速度为 10 mm/s 的 20 钢试样,金相方法测定的硬化层深度为 0.67 mm。对激光加热功率为 1000 W,扫描速度为 20 mm 的 20 钢试样,相应硬化层深度为 0.62 mm。这儿硬化层深度指激光处理后硬度高于基体硬度的一段距离。

应用我们研制开发的激光相变硬化模拟的计算机软件计算的相应深度的温度值列于表 2 和表 3 中。从表中的数据与 A_1 临界点的分析确定,吻合还是较好的。

Table 2 Depth and calculated temperature with laser heating (750 W, 10 mm/s)

Distance to surface (mm)	0.3	0.4	0.5	0.6	0.7
Model (1)	1106 °C			802 °C	
Model (2) ^[10]	1098 °C	978 °C	885 °C	804.6 °C	733 °C

Table 3 Depth and calculated temperature with laser heating (1000 W, 20 mm/s)

Distance to surface (mm)	0.3	0.4	0.5	0.6	0.7
Model (1) (°C)	1078			763	
Model (2) ^[10] (°C)	1107	961.7	852	760.5	681

4 结 论

1) 钢铁材料激光加热过程中,奥氏体的形核位置的大部分在珠光体领域的界面上,其次在珠光体中铁素体与渗碳体的界面上。

2) 珠光体领域界面上奥氏体晶核形成在 $\sigma_{PP} < 2\sigma_{P\gamma}$ 时,临界形核功比晶内均匀形核的小;在 $\sigma_{PP} \geq 2\sigma_{P\gamma}$ 时,奥氏体晶核形成是自发过程。

3) 激光加工处理中,相变硬化区的深度计算从加热温度达到 $A_{c1} = A_1$ 临界点的部分开始。对 Fe-C 合金, $A_{c1} = A_1 = 727$ °C。

4) 对一般亚共析钢激光扫描加热时临界点 A_{c3} 的估算的公式为

$$A_{c3} = 13603.9 \times (\ln 0.22 d/\xi^2 v)^{-1}$$

参 考 文 献

- 1 H. R. Shercliff, M. F. Ashby. The Prediction of Case Depth in Laser Transformation Hardening. *Metallurgical Transactions*, 1991, **22A**: 2459
- 2 井口信洋,横田清义,三轮敬之. 钢の非平衡加热状态图. 日本金属学会志, 1975, **39**(3): 255
- 3 朱祖昌,童建华,黄 嘉. 待发表
- 4 戚正风. 金属热处理原理,北京:机械工业出版社,1987. 204
- 5 徐祖耀. 材料科学导论. 上海:上海科学技术出版社,1986. 987
- 6 刘国勋. 金属学原理. 北京:冶金工业出版社,1980. 442
- 7 朱祖昌,俞少罗. 奥氏体等温形成中相界面推移速度分析. 上海工程技术大学学报, 1992, **6**(1): 63~66
- 8 M. F. Ashby, K. E. Eastering. The Transformation Hardening of Steel Surfaces by Laser Beams-I Hypo-eutectoid Steels. *Acta Metall.*, 1984, **32**(11): 1935~1948
- 9 李鹏兴,林行芳 主编. 表面工程. 上海:上海交通大学出版社,1989. 124
- 10 李培耀,朱祖昌,俞少罗. 激光相变硬化热处理非稳定温度场的数值解问题,待发表,1993

The Austenized Transformation in Laser Heating Processing

Zhu Zuchang Wang Weirong Yu Shaoluo

(Shanghai University of Engineering Science, Shanghai 200335)

Abstract The austenized transformation of carbon steels of 20, 45 and T10 as well as cast iron of HT200 has been investigated at some length with SEM analyses. We put stress upon studying the sites of austenitic nucleation and discussing the determination of transformation points, A_{c1} and A_{c3} , of materials in laser heating. For Fe-C alloys, $A_{c1} = A_1 = 727$ °C, and for hypoeutectoid steels, $A_{c3} = 13603.9 \times (\ln 0.22 d/\xi^2 v)^{-1}$.

Key words laser processing, austenite, heat treatment, transformation