

# 稀土添加对 30Mn 钢奥氏体化过程的影响

闫红红, 胡 勇, 赵达文, 李永堂

(太原科技大学, 山西 太原 030024)

**摘 要:** 采用差示扫描量热仪分别对未添加稀土和添加稀土的 30Mn 钢进行连续加热实验, 利用 Kissinger 和 JMA 方程计算了材料的相变激活能和动力学因子。结果表明, 添加 0.2% (质量分数) 的稀土硅铁合金使 30Mn 钢奥氏体化的起始温度  $A_{c1}$  和结束温度  $A_{c3}$  提高, 相变激活能增加了 186 kJ/mol, 相变动力学因子  $n$  值减小。未添加稀土和添加稀土的 30Mn 钢的奥氏体化过程均可分为 2 个阶段, 并且不同阶段具有不同的晶粒长大机制。

**关键词:** 稀土; 差示扫描量热法; 连续加热; 奥氏体化; 相变

中图分类号: TG115.2

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)07-1912-08

材料的相变过程以及相变产物对其最终的组织性能有着直接的影响。因此, 对材料相变进行研究, 获得其相变过程中的相关参数, 对控制材料的组织、提高材料性能具有极其重要的作用。一般情况下, 钢在热加工和热处理过程中, 其组织主要经历珠光体向奥氏体转变(升温)或奥氏体向珠光体的转变(降温)。因此, 研究钢的奥氏体化过程对其热加工和热处理工艺的制定具有重要的理论意义。

在钢中添加稀土后, 稀土对钢液能起到净化、变质和微合金化<sup>[1-4]</sup>作用。目前众多研究人员<sup>[5-7]</sup>认为稀土在钢中微合金化后会影响钢的相变, 从而改善其性能。

许多研究者<sup>[8-11]</sup>已经利用差示扫描量热仪 DSC (Differential scanning calorimetry) 研究了钢的相变, 并且得到了理想的实验结果。由此可见, DSC 研究钢的相变是一种简单、方便、快捷、准确的方法。

本研究中以常用优质碳素结构钢 30Mn 钢为研究对象, 采用 DSC 对未添加和添加稀土的 30Mn 钢在非等温条件下的奥氏体化相变过程进行研究, 探讨稀土添加对 30Mn 钢的奥氏体化相变的影响规律。

## 1 实 验

实验采用 30Mn 钢, 其化学成分(质量分数, %)为: C 0.28, Si 0.48, Mn 1.4, S 0.019, P 0.027, 其余为铁。实验钢液先采用锰铁进行预先脱氧, 再采用纯铝进行终脱氧, 加入变质剂稀土硅铁合金(其中稀土

含量 28.3%), 然后浇注成基尔试块。不同稀土含量的试样分别标记为 30Mn (未添加稀土) 和 30MnRE (添加稀土), 稀土加入 30Mn 钢中的量为 0.2% (质量分数)。采用型号为 METTLER STAR 的差示扫描量热仪对添加和未添加稀土的 30Mn 钢的相变过程(50~1000 °C) 进行研究, 加热速率分别为 20、40、60、80 K/min。将质量为 50~60 mg 的试样放入氧化铝坩埚中, 并使用空的氧化铝坩埚作为参比。为了尽量减少加热过程中样品的氧化程度, 通氩气保护, 流量为 30 mL/min。

## 2 结果与讨论

### 2.1 初始组织

30Mn 和 30MnRE 试验钢具有相同的室温组织, 如图 1 所示。不同的是, 未添加稀土的 30Mn 钢试样中的珠光体组织较粗大, 呈块状、不规则分布; 添加稀土后的 30MnRE 试样中的珠光体组织较细小、均匀, 体积分数相对较少。

利用扫描电镜分别对 30Mn 和 30MnRE 钢的珠光体层片间距进行观察, 如图 2 所示。在经过稀土变质处理后的 30MnRE 试样中, 绝大部分的珠光体层片间距变小, 有些被球化。分别对 30Mn 和 30MnRE 试验钢的珠光体层片间距进行了测量, 并取其平均值, 得到了 30Mn 和 30MnRE 钢试样的珠光体层片间距分别为 385 和 313 nm。由此可见, 添加一定量的稀土, 对 30Mn 钢的珠光体层片间距起了一定的细化作用。

收稿日期: 2016-07-15

基金项目: 国家自然科学基金(51405325, 51135007); 高等学校科技创新项目(2014144); 校博士科研启动基金(20162024)

作者简介: 闫红红, 女, 1978 年生, 博士, 副教授, 太原科技大学机械工程学院, 山西 太原 030024, 电话: 0351-6998115, E-mail: yhhyyust@163.com

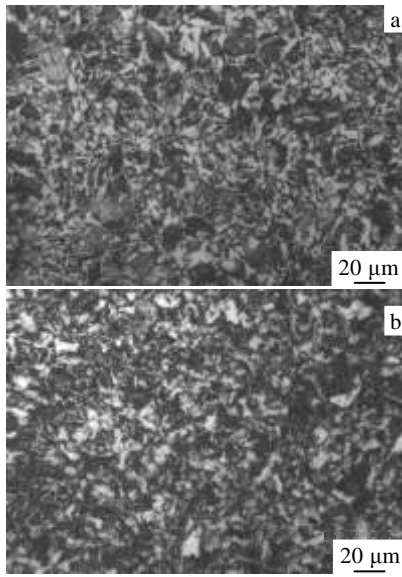


图 1 试验钢的微观组织

Fig.1 Metallographs of the 30Mn (a) and 30MnRE (b) test steel

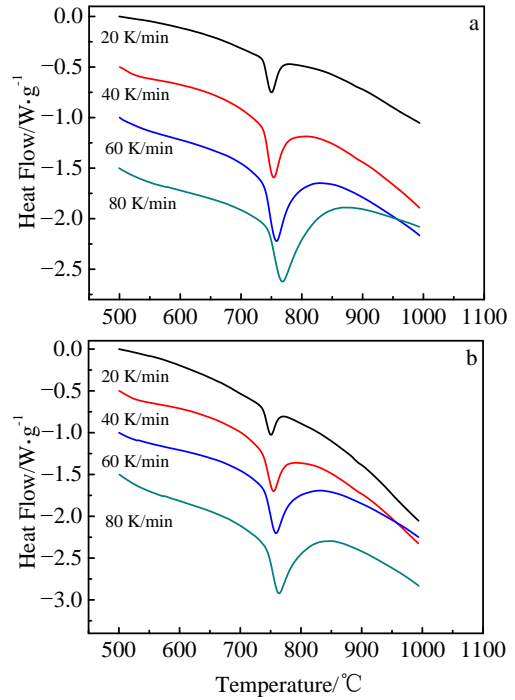


图 3 不同加热速率条件下试验钢的 DSC 曲线

Fig.3 DSC curves of 30Mn (a) and 30MnRE (b) obtained at different heating rates

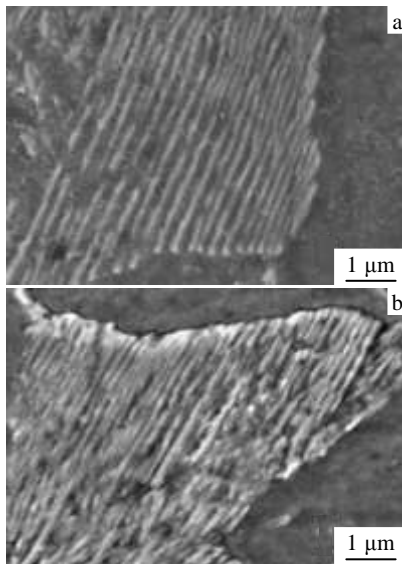


图 2 试验钢的珠光体 SEM 形貌

Fig.2 Pearlite SEM morphologies of the 30Mn (a) and 30MnRE (b) test steel

### 2.2 连续加热过程中的 DSC 曲线

图 3 为不同加热速率条件下 30Mn 和 30MnRE 的连续加热过程中的 DSC 曲线。由图 3 可以看出，在不同的加热速率条件下，每条曲线都具有明显的吸热峰，该区域为材料的珠光体向奥氏体转变的相变区。进一步观察发现随着加热速率的提高，材料奥氏体化相变的开始和结束温度均相应地提高。添加稀土没有改变 30Mn 钢奥氏体化相变过程的发展趋势。

对图 3 中不同加热速率下的 DSC 曲线的吸热峰进

行放大，得到了 30Mn 和 30MnRE 钢的奥氏体化相变的热流和温度的关系曲线，如图 4a 和 5a 所示。分别把图 4a 和 5a 中的横坐标转化成时间，并沿 X 轴做平移处理，得到了奥氏体化相变的热流和时间的关系曲线，见图 4b 和 5b 所示。

由图 4a 和 5a 可以看出，材料 30Mn 和 30MnRE 钢，在连续加热过程中，提高加热速率，奥氏体化相变开始、结束温度也被相应地提高，这说明加热速率的提高使得材料的奥氏体化相变过程稍微向高温方向移动，相变的滞后现象变得明显。出现这种现象的主要原因是加热速率提高导致了材料内部组织之间达到热平衡的时间被滞后，只有在更高的温度时，才能完成全部的奥氏体转变，所以相变温度点  $A_{c1}$  和  $A_{c3}$  升高。同时从图 4b 和 5b 中得出，加热速率越高，材料的奥氏体化相变过程所需时间越短。主要原因是加热速率提高使得材料奥氏体化相变温度升高，意味着材料必须在较高的温度下进行奥氏体相变；温度升高，提高了原子扩散能力，因此完成奥氏体化所需的时间缩短。

在相同加热速率条件下，对比 2 种钢的相变开始和结束温度，发现稀土的加入，提高了 30Mn 钢的奥氏体化相变开始和结束温度。这是因为稀土元素在钢中容易偏聚于位错线的畸变区或奥氏体的晶界附近<sup>[12]</sup>，

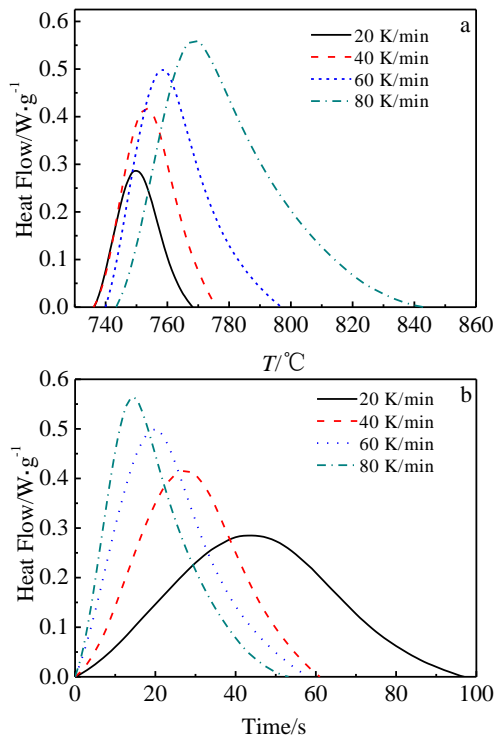


图 4 30Mn 钢的热流-温度曲线和热流-时间曲线

Fig.4 Heat flow-temperature curves (a) and heat flow-time curves (b) of 30Mn test steel

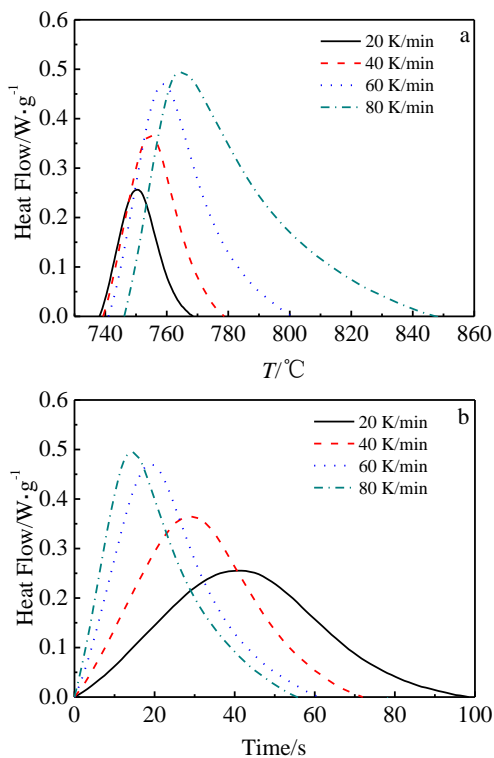


图 5 30MnRE 钢的热流-温度曲线和热流-时间曲线

Fig.5 Heat flow-temperature curves (a) and heat flow-time curves (b) of 30MnRE test steel

而在这些区域碳原子往往具有很强的扩散能力。当稀土元素偏聚到位错线的畸变区或奥氏体的晶界后，会导致碳原子的扩散能力减弱，从而对碳化物的析出起到一定的阻碍作用，导致原奥氏体中的碳含量相应减少，进而使得材料的  $A_{c1}$  温度提高。另外，由于稀土原子的半径比铁要大，它的加入会使 30Mn 钢的  $\gamma$  相区缩小，即  $A_{c3}$  温度升高<sup>[13]</sup>。由此得出，添加稀土使得 30Mn 钢的连续冷却曲线左移和上移，从而扩大了铁素体的转变区域，缩小了珠光体转变区域。

另外，稀土容易偏聚在原奥氏体晶界，使其晶界能降低，从而降低了其晶粒长大驱动力，细化了原奥氏体晶粒，为先共析铁素体提供了更多的形核位置，使得先共析铁素体含量增加。在先共析铁素体中几乎不含有稀土原子，固溶于原奥氏体中的稀土元素基本都进入了珠光体中<sup>[14]</sup>。稀土元素在珠光体中最容易存在地方为铁素体和渗碳体之间的相界面上，从而减少  $Fe_3C/\alpha$  相界面能，为片状珠光体球化提供了很大的驱动力<sup>[15]</sup>。同时，稀土元素使碳原子的扩散能力减弱，对渗碳体和铁素体的长大起了一定的阻碍作用<sup>[16]</sup>，导致珠光体的层片厚度和间距都变小，相应地减少了其在显微组织占有的体积分数，图 1 和图 2 中的显微组织充分证实了以上得到的结论。

材料 DSC 曲线上吸热峰的面积与热焓是成正比的<sup>[17]</sup>，从图 4a 和 5a 中可直接看出，随着加热速率的提高，2 种材料 DSC 曲线中珠光体向奥氏体转变的峰型变宽，吸热峰面积增加。另外，经过计算可得到加热速率为 20 K/min 时，30Mn 和 30MnRE 钢的相变吸热分别为 3.8 和 2.5 J/g，加热速率为 80 K/min 时，相变吸热分别为 18.5 和 13.3 J/g。对比数据发现，同一种材料在连续加热过程中，随着加热速率的提高，发生奥氏体化相变时所需要的热量越多。

在相同的加热速率条件下，观察对比 30Mn 和 30MnRE 钢的相变所需热焓值，明显发现稀土添加使得 30Mn 钢发生相变时所需热量减少。出现这种现象的主要原因是，稀土元素溶入渗碳体中，导致渗碳体晶格常数发生变化，晶格畸变能增加，从而使发生相变时所需的热量减小<sup>[18]</sup>。

在 DSC 曲线中，某一时刻的相变体积分数等于材料相变过程中的吸热或是放热的百分数，通常用公式 (1)<sup>[19]</sup>表示：

$$X_t = \frac{\int_{T_0}^T (dH_c / dt) dt}{\int_{T_0}^{T_\infty} (dH_c / dt) dt} \quad (1)$$

式中， $X_t$  为某一温度下的相对转化量； $T_0$  为相变的开始温度； $T_\infty$  为相变的结束温度； $dH_c$  为热焓的变化量；

dt 为温度的变化量。

对不同加热速率的 DSC 曲线的吸热峰进行积分，得到相变体积分数  $X_t$  与温度之间的关系曲线，如图 6a 和 7a 所示。把图 6a 和 7a 中的横坐标转化成时间，并沿 X 轴做平移处理，得到相变体积分数与时间的关系曲线，如图 6b 和 7b 所示。

从图 6 和图 7 中可以看出，30Mn 和 30MnRE 钢不同加热速率条件下的相变体积分数与温度以及相变体积分数与时间的关系曲线都不同程度地呈现出 S 形。从 S 形曲线中可以看出，2 种钢在相变开始阶段，相变进行的速度比较慢；当相变体积分数为 10%~30% 时，速度变大；相变进行到 50% 左右时，基本达到了最大；之后转变速度开始降低，直到接近 100% 时相变结束。

从图 6a 和 7a 中可以得出，在相同的温度条件下，加热速率越大，材料奥氏体化相变体积分数越小。无论是否添加稀土，加热速率对材料的奥氏体化相变体积分数都有影响。

### 2.3 奥氏体化相变激活能

通常采用 Kissinger [20] 方法来计算固相转变的激活能，如下：

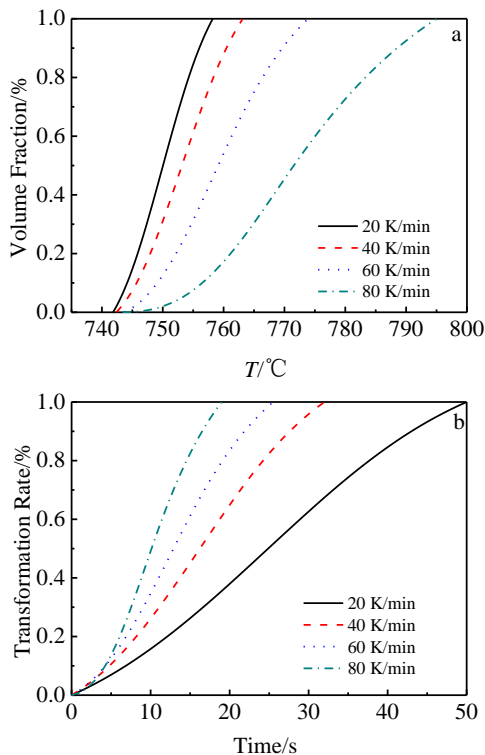


图 6 30Mn 钢的相变体积分数-温度曲线和相变体积分数-时间曲线

Fig.6 Volume fraction-temperature curves (a) and volume fraction-time curves (b) of 30Mn test steel

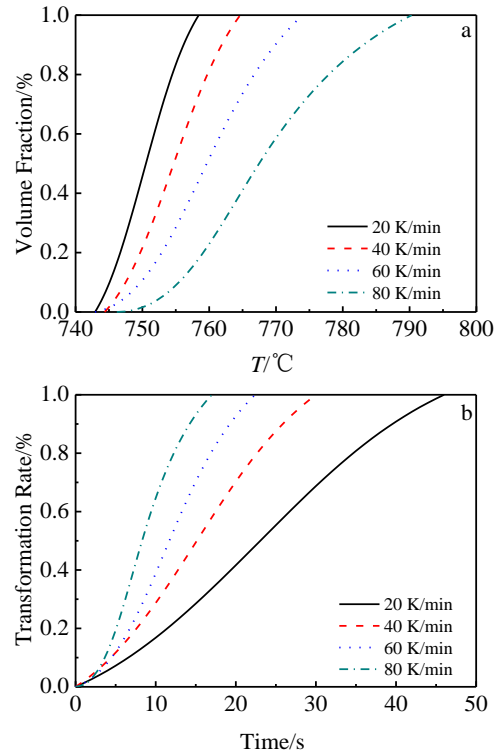


图 7 30MnRE 钢的相变体积分数-温度曲线和相变体积分数-时间曲线

Fig.7 Volume fraction-temperature curves (a) and volume fraction-time curves (b) of 30MnRE test steel

$$\ln\left(\frac{\beta}{T_p^2}\right) = -\frac{E}{RT_p} + \text{const} \tan t \tag{2}$$

利用公式 (2) 计算未添加稀土 30Mn 和添加稀土后的 30MnRE 钢的奥氏体化相变激活能  $E$ 。从公式(2) 看出， $\ln(\beta/T_p^2)$  和  $1/T_p$  成线性关系，直线的斜率为  $-E/R$ 。在不同的加热速率条件下，做  $\ln(\beta/T_p^2)$  和  $1/T_p$  的关系图，如图 8 和图 9 所示。对数据进行线性拟合，得到了直线的斜率，直线拟合相关系数分别为 0.986 和 0.993。带入气体常数值分别求得 30Mn 和 30MnRE

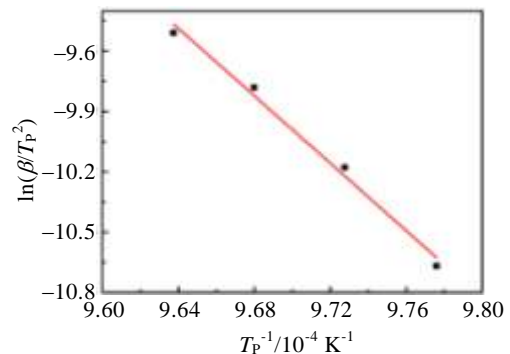


图 8 30Mn 钢的  $\ln(\beta/T_p^2)$  和  $1/T_p$  的关系

Fig.8 Plot of  $\ln(\beta/T_p^2)$  versus  $1/T_p$  of 30Mn test steel



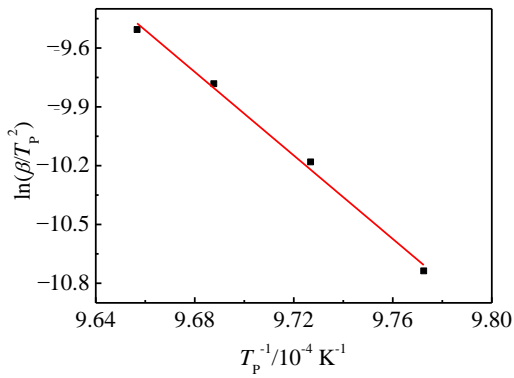


图 9 30MnRE 钢的  $\ln(\beta/T_p^2)$  和  $1/T_p$  的关系

Fig.9 Plot of  $\ln(\beta/T_p^2)$  versus  $1/T_p$  of 30MnRE test steel

钢的奥氏体化相变激活能为 695 和 881 kJ/mol。

从上述结果看出，在 30Mn 钢中添加稀土，奥氏体化相变激活能增加了 186 kJ/mol。通常情况下，在扩散型相变中，原子从一个平衡位置到另一个平衡位置的跃迁必须要克服的能垒，指的就是激活能。稀土的加入使得 30Mn 钢的奥氏体化相变所需的能量提高，即在相同的条件下，添加稀土使得 30Mn 钢发生奥氏体化相变变得困难。

### 2.4 奥氏体化相变动力学因子

Criado 和 Ortega<sup>[21]</sup> 等人对 Johnson-Mehl-Avrami (JMA) 动力学方程进行了推导，得到了方程 (3)，如下所示：

$$\ln \ln[1/(1-\alpha)] = n \ln\left(\frac{AE}{\beta R}\right) - 5.33n - 1.05 \frac{nE}{RT} \quad (3)$$

从方程 (3) 中可以看出  $\ln \ln[1/(1-\alpha)]$  与  $1/T$  呈一定的线性关系，该直线的斜率为  $-1.05nE/R$ 。在求得材料相变激活能  $E$  后，就可以计算出动力因子  $n$  的值。将 2 种材料不同的加热速率条件的 DSC 曲线的的数据带入方程 (3) 中，得到了  $\ln \ln[1/(1-\alpha)]$  与  $1/T$  的关系曲线，如图 10 和图 11 所示。

从图 10 和图 11 中发现，DSC 曲线数据很难用一条直线进行拟合。这说明 30Mn 和 30MnRE 钢的奥氏体化相变过程不能用单一的机制来描述。进一步观察曲线，发现曲线存在明显的 2 个转折点，所以将其分成 2 段研究其相变机制，一段是相变体积分数为  $10\% < \alpha < 30\%$ ，另一段是相变体积分数为  $60\% < \alpha < 80\%$ ，然后分别对两部分进行线性拟合，拟合度均在 0.99 以上，如图 12、图 13、图 14 和图 15 所示。

根据线性拟合的结果，分别求得 30Mn 和 30MnRE 钢相变的动力学因子  $n$ ，具体结果见表 1 和表 2。从表 1 和表 2 中得出，加热速率不同，材料的奥氏体化动力学因子  $n$  值也不同。众所周知，各种相变机制具有

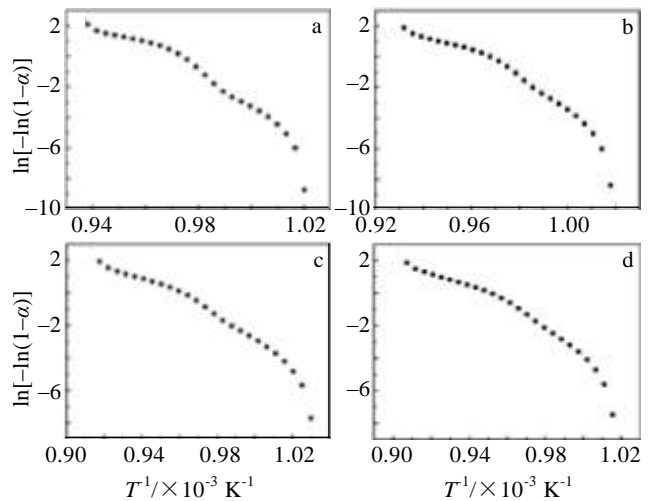


图 10 30Mn 钢不同加热速率条件下的  $\ln \ln[1/(1-\alpha)]$  与  $1/T$  的关系

Fig.10 Plots of  $\ln \ln[1/(1-\alpha)]$  versus  $1/T$  obtained at different heating rates of 30Mn test steel: (a) 20 K/min, (b) 40 K/min, (c) 60 K/min, and (d) 80 K/min

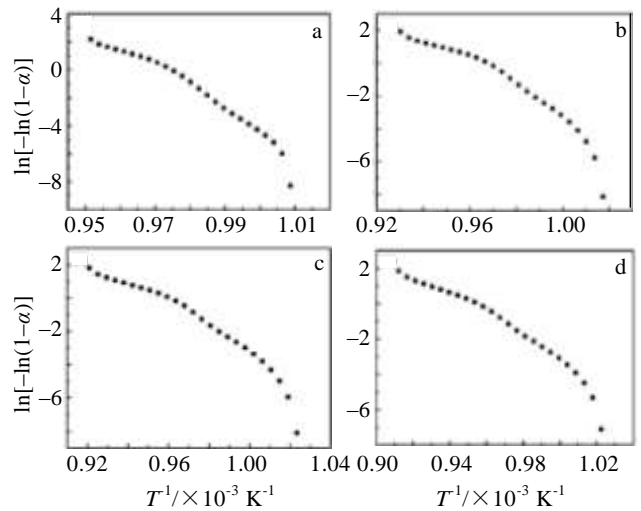


图 11 30MnRE 钢不同加热速率条件下的  $\ln \ln[1/(1-\alpha)]$  versus  $1/T$  的关系

Fig.11 Plots of  $\ln \ln[1/(1-\alpha)]$  versus  $1/T$  obtained at different heating rates of 30MnRE test steel: (a) 20 K/min, (b) 40 K/min, (c) 60 K/min, and (d) 80 K/min

不同的  $n$  值。同时， $n$  值主要取决于形核率和长大速度<sup>[22]</sup>。加热速率增加会使形核功以及扩散激活能减小，导致形核率和长大速率增加，奥氏体的形成速率受到了影响<sup>[23]</sup>，从而改变  $n$  值的大小。由此得出，加热速率不同对 30Mn 和 30MnRE 钢的奥氏体化相变机制有影响。

动力学因子  $n$  值的大小提供了材料在相变过程中

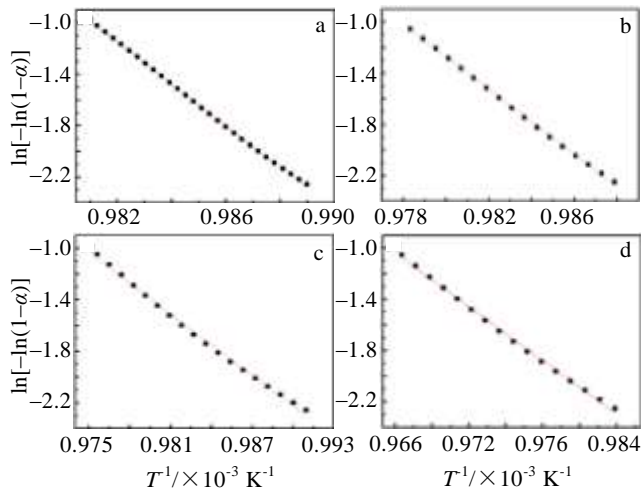


图 12 30Mn 钢相变体积分数为  $10\% < \alpha < 30\%$  时  $\ln\ln[1/(1-\alpha)]$  与  $1/T$  的关系

Fig.12  $\ln\ln[1/(1-\alpha)]$  versus  $1/T$  at  $10\% < \alpha < 30\%$  phase transformation volume fraction of 30Mn test steel: (a) 20 K/min, (b) 40 K/min, (c) 60 K/min, and (d) 80 K/min

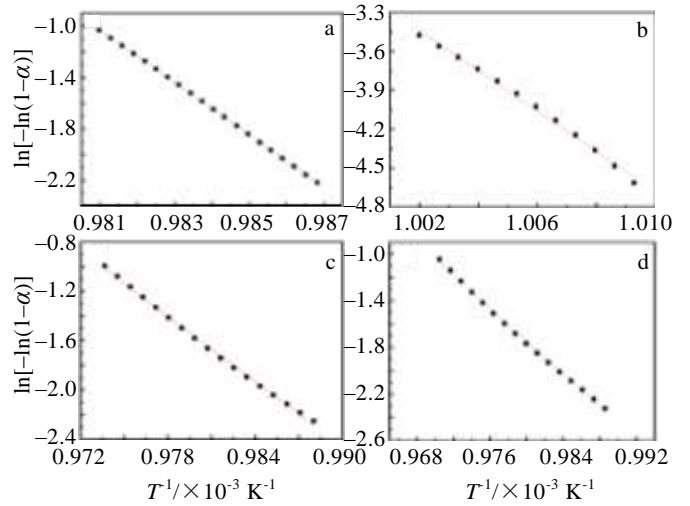


图 14 30MnRE 钢相变体积分数为  $10\% < \alpha < 30\%$  时  $\ln\ln[1/(1-\alpha)]$  versus  $1/T$  的关系

Fig.14  $\ln\ln[1/(1-\alpha)]$  versus  $1/T$  at  $10\% < \alpha < 30\%$  phase transformation volume fraction of 30MnRE test steel: (a) 20 K/min, (b) 40 K/min, (c) 60 K/min, and (d) 80 K/min

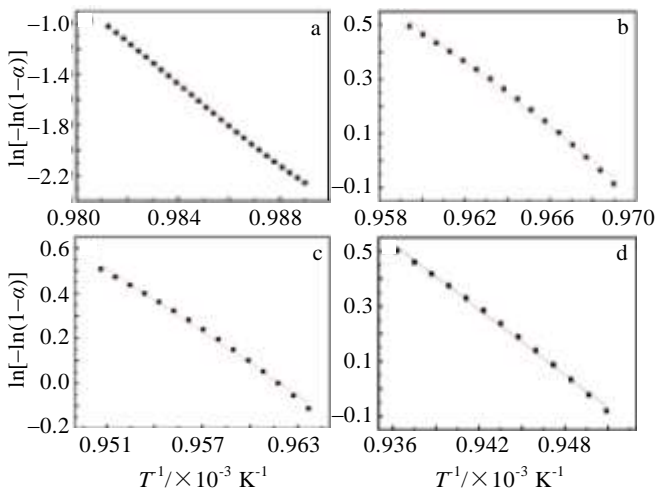


图 13 30Mn 钢相变体积分数为  $60\% < \alpha < 80\%$  时  $\ln\ln[1/(1-\alpha)]$  versus  $1/T$  的关系

Fig.13  $\ln\ln[1/(1-\alpha)]$  versus  $1/T$  at  $60\% < \alpha < 80\%$  phase transformation volume fraction of 30Mn test steel: (a) 20 K/min, (b) 40 K/min, (c) 60 K/min, and (d) 80 K/min

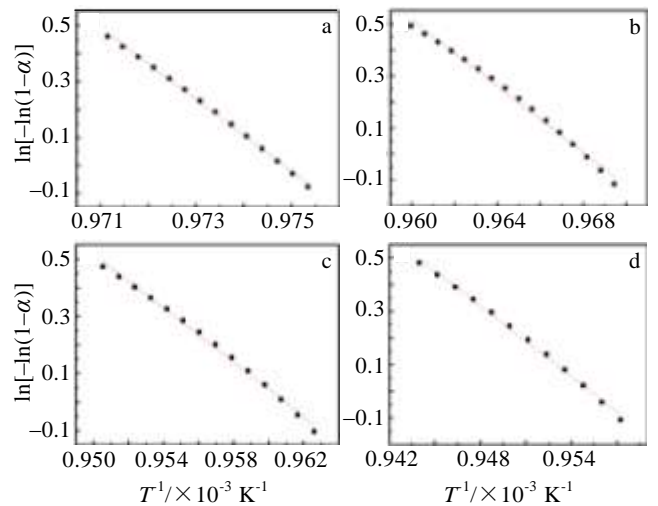


图 15 30MnRE 钢相变体积分数为  $60\% < \alpha < 80\%$  时  $\ln\ln[1/(1-\alpha)]$  versus  $1/T$  的关系

Fig.15  $\ln\ln[1/(1-\alpha)]$  versus  $1/T$  at  $60\% < \alpha < 80\%$  phase transformation volume fraction of 30MnRE test steel: (a) 20 K/min, (b) 40 K/min, (c) 60 K/min, and (d) 80 K/min

的信息。从上述数据可以看出，未添加和添加稀土后的 30Mn 钢的奥氏体化相变过程具有相似的特征：在奥氏体化相变开始阶段（10%~30%），动力学因子  $n$  的值大于 1；相变进行到一定阶段（60%~80%）时，动力学因子  $n$  的值小于 1。这就意味着 2 种材料奥氏体化相变在开始阶段主要以初始体积较大晶粒的长大为主；当相变进行到一定阶段后，主要以层片状晶粒

表 1 30Mn 钢不同加热速率条件下的  $n$  值

Table 1  $n$  value at different heating rates of the 30Mn test steel

Heating rate/ $K \text{ min}^{-1}$	Activation energy/ $\text{kJ mol}^{-1}$	Kinetic factor, $n$		$n$ average
		$10\% < \alpha < 30\%$	$60\% < \alpha < 80\%$	
20	695	1.85	1.15	1.50
40		1.44	0.67	1.06
60		0.90	0.53	0.72
80		0.80	0.45	0.63

表 2 30MnRE 钢不同加热速率条件下的  $n$  值  
Table 2 Values of  $n$  at different heating rates of 30MnRE test steel

Heating rate/K min <sup>-1</sup>	Activation energy/kJ mol <sup>-1</sup>	Kinetic factor, $n$		$n$ average
		10% < $\alpha$ < 30%	60% < $\alpha$ < 80%	
20	881	1.83	1.09	1.49
40		1.39	0.57	0.98
60		0.79	0.43	0.61
80		0.63	0.40	0.52

厚度逐渐增加的长大方式为主, 2 阶段均为扩散型控制长大过程<sup>[24,25]</sup>。

对比表 2 和表 3 中 2 种材料的  $n$  值, 发现未添加和添加稀土后的 30Mn 钢的奥氏体化相变过程中 2 个阶段 (10% <  $\alpha$  < 30% 和 60% <  $\alpha$  < 80%) 的  $n$  值大小不同, 添加稀土的 30MnRE 钢的动力学因子  $n$  值变小, 但没有改变 30Mn 钢在加热过程中奥氏体化相变机制。

### 3 结 论

1) 随着加热速率的提高, 未添加和添加稀土 30Mn 钢的奥氏体化相变的起始温度和结束温度均增加, 相变所需的热焓增加, 奥氏体化相变所需时间缩短。

2) 稀土添加改变了 30Mn 钢室温组织中铁素体和珠光体的相对含量, 未改变其相组成。

3) 在 30Mn 钢添加 0.2% 稀土硅铁合金后, 连续加热过程中的奥氏体化相变的开始温度和结束温度均被提高, 奥氏体化相变的激活能增加了 186 kJ/mol, 相变动力学因子  $n$  值变小。

4) 在所取的温度范围内, 未添加和添加稀土 30Mn 钢的奥氏体化相变过程均分为 2 个阶段, 并且具有 2 种相变机制, 但 2 个阶段的长大方式都属于扩散型控制长大过程。

#### 参考文献 References

[1] Xiang Y, Chen Z G, Wei X *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2015, 44(6): 1335  
 [2] Warren M, Garriason Jr. *Materials Science and Engineering A* [J], 2005, 403(1-2): 299  
 [3] Opiela M, Kaminska M. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*[J], 2011, 47(2): 149  
 [4] Wang Haiyan(王海燕), Mao Weimin(毛卫民), Zhu Guohui(朱国辉) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(5): 1159  
 [5] Lin Qin(林 勤), Fu Yanling(付延灵), Du Yuansheng(杜垣胜) *et al.* *Journal of the Chinese Rare Earth Society*(中国稀土学报)[J], 1994, 12(1): 34

[6] Zhang Zhenzhong(张振忠), Huang Yixin(黄一新), Yan Yinbiao(颜银标) *et al.* *Chinese Rare Earths*(稀土)[J], 2001, 22(4): 59  
 [7] Liu Zongchang(刘宗昌), Li Chengji(李承基). *Ordinance Material Science and Engineering*(兵器材料科学与工程)[J], 1989(9): 56  
 [8] Morra P V, B ättger A J, Mittemeijer E J. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*[J], 2001, 64(3): 905  
 [9] Guan W B, Gao Y L, Zhai Q J. *Chinese Science Bulletin*[J], 2005, 50(9): 929  
 [10] Zhang Yuguang(张宇光), Zhao Aimin(赵爱民), Zhao Zhengzhi(赵征志) *et al.* *Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2011, 47(4): 66  
 [11] Wang Yanan(王亚楠), Xiao Xiping(肖心萍), Zhou Huimin(周慧敏). *Physics Examination and Testing*(物理测试)[J], 2008, 26(3): 10  
 [12] Liu Yinong(刘亦农), Gao Ruizhen(高瑞珍). *Chinese Rare Earths*(稀土)[J], 1987(4): 19  
 [13] Liu He(刘 和), Zhen Denghui(郑登慧), Xu Zuyao(徐祖耀). *Ordinance Material Science and Engineering*(兵器材料科学与工程) [J], 1992, 15(3): 8  
 [14] Zhu Yingguang(朱莹光), Liu Yan(刘 艳), Liu Zhilin(刘志林) *et al.* *Journal of the Chinese Rare Earth Society*(中国稀土学报)[J], 2003, 21(6): 681  
 [15] Liu He(刘 和), Zheng Denghui(郑登慧), Xu Zuyao(徐祖耀). *Journal of the Chinese Rare Earth Society*(中国稀土学报)[J], 1993, 11(1): 41  
 [16] Xu Zuyao(徐祖耀). *Thermo-Mechanical of Metallic Material* (金属材料热力学)[M]. Beijing: Science Press, 1981: 281  
 [17] Cao Jiangang(曹建刚), Zhuang Yingju(庄英菊). *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2012, 41(18): 93  
 [18] Lin Qin(林 勤), Guo Feng(郭 峰), Zhang Luming(张路明) *et al.* *Chinese Rare Earths*(稀土)[J], 2005, 26(5): 37  
 [19] Hu Rongzu(胡荣祖), Gao Shengli(高胜利), Zhao Fengqi(赵凤起) *et al.* *Thermal Analysis Kinetics*(热分析动力学)[M]. Beijing: Science Press, 2008: 20  
 [20] Kissinger H E. *Analytical Chemistry*[J], 1957, 29(11): 1702  
 [21] Criado J M, Ortega A. *Acta Metallurgical*[J], 1987, 35(7): 1715  
 [22] Xu Zuyao(徐祖耀). *Phase Transformation in Material*(材料相变) [M]. Beijing: Higher Education Press, 2013: 139  
 [23] Zhang Lifang(张丽芳), Liu Yongchang(刘永长). *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2011, 32: 61  
 [24] Christian J W. *The Theory of Transformations in Metals and Alloys*[M]. United Kingdom: Pergamon Press, 2002: 568

- [25] Liu Zongchang(刘宗昌). *Metal Solid Phase Transformation Tutorial*(金属固态相变教程)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2011: 35

## Effect of Rare Earth Addition on Austenitizing Process of 30Mn Steel

Yan Honghong, Hu Yong, Zhao Dawen, Li Yongtang

(Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024, China)

**Abstract:** 30Mn steel with and without rare earth addition was continuously heated by differential scanning calorimetry (DSC). The transformation activation energy and kinetic factor were obtained by Kissinger and JMA equation. The results show that the values of the starting temperature  $A_{c1}$  and the end temperature  $A_{c3}$  are raised by adding 0.2% (mass fraction) rare earth ferrosilicon alloy. The activation energy can be increased by 186 kJ/mol, and the value of kinetic factor  $n$  is decreased. The austenitic transformation process of 30Mn steel with and without rare earth addition have been described as two stages, and different stages have different grain growth mechanisms.

**Key words:** rare earth; differential scanning calorimetry; continuous heating; Austenitizing; transformation

---

Corresponding author: Hu Yong, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024, P. R. China, Tel: 0086-351-2161126, E-mail: hytyust@163.com