

# 加热速率对铸态 60Si2Mn 钢奥氏体化的影响

王瑞章<sup>1</sup>, 周登虎<sup>2</sup>, 江 雁<sup>1</sup>, 杨 凯<sup>1</sup>, 席 波<sup>1</sup>, 廖振成<sup>2</sup>, 黄贞益<sup>2</sup>

(1. 南京钢铁股份有限公司, 江苏 南京 211500; 2. 安徽工业大学冶金工程学院, 安徽 马鞍山 243000)

**摘 要:** 利用 DIL805A 热膨胀仪记录了铸态 60Si2Mn 钢在不同的加热速率下(0.2、1、3、10、50 °C/s)的线膨胀系数, 获得了各自的热膨胀曲线和奥氏体体积转变分数曲线, 研究了加热速率对奥氏体化的影响。采用高温金相显微镜对该钢在连续加热过程中的奥氏体转变过程进行了观察分析。结果表明: 60Si2Mn 钢在连续加热过程中的奥氏体转变可分为三个阶段: 珠光体向奥氏体的转变、(Mn,Fe)<sub>3</sub>C 向奥氏体中的溶解和奥氏体的成分均匀化。随着加热速率提高, 相变临界温度提高, 相变速率提高。通过高温金相可以观察到, 在连续加热过程中, 铸态 60Si2Mn 钢的 A 转变是一个形核和长大交替进行的过程, 并且由于 Si 元素含量的不同, 导致这个过程是不连续的。

**关键词:** 60Si2Mn 钢; 热膨胀曲线; 奥氏体化; 高温金相

中图分类号: TF76

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2022)02-0163-09

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2022.02.025

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



听语音  
与作者互动  
聊科研

## Effect of heating rate on austenitization of as-cast 60Si2Mn steel

Wang Ruizhang<sup>1</sup>, Zhou Denghu<sup>2</sup>, Jiang Yan<sup>1</sup>, Yang Kai<sup>1</sup>, Xi Bo<sup>1</sup>, Liao Zhencheng<sup>2</sup>, Huang Zhenyi<sup>2</sup>

(1. Nanjing Iron & Steel Co., Ltd., Nanjing 211500, Jiangsu, China; 2. School of Metallurgical Engineering, Anhui University of Technology, Maanshan 243000, Anhui, China)

**Abstract:** The linear expansion coefficient of as-cast 60Si2Mn steel at different heating rates (0.2, 1, 3, 10, 50 °C/s) was recorded using the thermal dilatometer DIL805A. The corresponding thermal expansion curves and volume transformation fraction curves (austenite) were obtained to study the effect of heating rate on austenitization. A high-temperature metallurgical microscope was used to observe and analyze the austenite transformation process of the steel during continuous heating. Studies have shown that the austenite transformation of 60Si2Mn steel during continuous heating can be divided into three stages: the transformation of pearlite to austenite, the dissolution of (Mn,Fe)<sub>3</sub>C into austenite and the composition of austenite homogenizing. And as the heating rate increases, the critical temperature of phase transition increases, and the rate of phase transition increases. In addition, high-temperature metallography shows that the A transformation of the as-cast 60Si2Mn steel during the continuous heating process is an alternate nucleation and growth process. This process is discontinuous due to the difference in Si element content.

**Key words:** 60Si2Mn steel, thermal expansion curve, austenitization, high temperature metallography

## 0 引言

弹簧钢是装备制造业的关键基础零件用钢, 广泛应用于汽车、铁路、电子电器等国民经济的各个领域<sup>[1-2]</sup>。

60Si2Mn 属于 Si-Mn 系合金弹簧钢, 具有较好的综合力学性能, 是我国用量最大、用途最广的弹簧钢。随着工业的不断发展, 对弹簧钢的抗拉强度、疲劳

收稿日期: 2021-08-09

基金项目: 安徽省高等学校自然科学研究项目(项目编号: KJ2019ZD07)。

作者简介: 王瑞章(1973—), 男, 江苏盐城人, 本科, 主要研究方向为棒材轧钢工艺, E-mail: wangruizhang@njsteel.com.cn。

寿命等提出了新的要求。目前,关于提高弹簧钢的性能的方法主要分为热处理技术和合金化方法。如等温淬火、亚温淬火和分级淬火等热处理技术<sup>[3-6]</sup>;为获得更好的淬透性,同时又结合耐疲劳,耐高温的需求,还需在其中加入 V、Cr 和 Mo 等微合金元素<sup>[7-8]</sup>。正确确定不同的热处理工艺就需要准确了解 60Si2Mn 钢的奥氏体化过程。但是目前对于 60Si2Mn 的研究主要集中在控轧控冷、夹杂物特性和裂纹研究方面<sup>[9-11]</sup>,没有 60Si2Mn 钢在连续加热过程中的奥氏体化分析研究。研究 60Si2Mn 钢在不同加热速度下的奥氏体转变动力学特征为获得较为细小均匀的奥氏体晶粒,细化珠光体球团,缩小珠

光体片层间距,提高钢的强韧性的后续热处理工艺制定提供一系列的依据。

笔者在差分膨胀试验的基础上,通过对热膨胀曲线的求导得到在连续加热过程中的热膨胀偏导曲线图,进一步得出 60Si2Mn 连铸坯在连续加热过程中的奥氏体转变动力学曲线。并采用高温金相显微镜和热膨胀仪相结合的方式观察了 60Si2Mn 连铸坯在连续加热时的特征。

## 1 试验材料与试验方法

试验材料选自某钢厂生产的 60Si2Mn 连铸坯。该连铸坯的主要化学成分如表 1 所示。

表 1 60Si2Mn 主要化学成分  
Table 1 Main chemical compositions of 60Si2Mn steel

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu
0.56~0.64	1.6~2.0	0.7~1.0	≤0.025	≤0.025	≤0.35	≤0.35	≤0.25

热膨胀试验方案:采用 DIL 805 型热膨胀相变仪对 60Si2MnA 在连续加热过程中的奥氏体转变特征进行试验研究,试样尺寸为 $\text{O}4\text{ mm}\times 10\text{ mm}$ 。将加工好的试样以不同的加热速度(0.2、1、3、10、50  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ )从室温连续加热到 1 100  $^{\circ}\text{C}$ ,使被测试样实现从室温组织连续转变为奥氏体组织。当温度达到设定的 1 100  $^{\circ}\text{C}$  后,立即将被测试样以 40  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  的速度快速冷却到室温。

原位观察试验方案:60Si2Mn 钢在连续加热过程中的组织演变特征的原位观察是在 VL2000DX-SVF17SP 型超高温激光共聚焦显微镜上进行的,试样尺寸为 $\text{O}7\text{ mm}\times 4\text{ mm}$ ,下表面必须平行并需保证观察面光洁、无划痕和污渍。试样与装载试样坩埚在试验前需用丙酮或酒精经超声波清洗并晒干处理。以约 65  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  的速度将试样从室温连续加热到 1 200  $^{\circ}\text{C}$  后保温 30 min,再以 50  $^{\circ}\text{C}/\text{min}$  的冷速快速冷却到室温以保持高温成分分布特征、晶粒大小特征和未溶的液析碳化物特征。在高温金相观察过程中,采样频率为 5 帧/s。连续加热过程中的组织演变特征存储格式为视频和图像两种格式。

## 2 试验结果及分析

### 2.1 60Si2Mn 钢的室温组织结构特征

图 1 所示为 60Si2Mn 钢连铸坯的光学显微组织特征。组织存在白色块状相、粒状相和呈网状分

布的黑色相。该钢中含碳、硅、锰的质量分数分别约为 0.6%、2.0%、1.0%,在非平衡连铸组织中将存在呈块状分布的铁素体(F)、呈网状分布的珠光体(P)、以及呈粒状分布的合金渗碳体((Mn,Fe)<sub>3</sub>C)。由此可知,图 1 所示的呈网状分布的组织为 P,呈白色块状分布的组织为 F,呈粒状分布的组织为((Mn,Fe)<sub>3</sub>C)<sup>[12]</sup>。由于该钢的铸态组织为珠光体及极少的网状渗碳体,并且碳含量接近共析成分,说明该钢具有过共析组织特征,但过共析组织中呈网状分布的二次渗碳体量很少。

### 2.2 连续加热过程中的热膨胀曲线特征

该钢在连续加热过程中将发生先共析铁素体(F)与珠光体(P)转变为 A 和粒状碳化物溶入到 A 的固态相变过程,存在 F+P 转变为 A 的开始温度( $A_{c1}$ )和结束温度( $A_{cm}$ )以及碳化物的溶解温度范围。在连续加热过程中所发生的上述转变特征可由热膨胀曲线加以进一步说明。

图 2(a) 为采用热膨胀相变仪测定的表 1 所示 60Si2Mn 弹簧钢的典型的热膨胀曲线特征,加热速率为 3  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 。图 2(b) 为图 2(a) 的微分曲线,通过该微分曲线可对该钢在连续加热过程中可能发生的相转变及其所对应的温度及相变速率做出准确界定。

由图 1(a) 可知,该钢具有过共析组织特征且铸态组织中呈网状分布的二次渗碳体含量很少。在连续加热过程中,其转变类似于共析钢的 P 转变。由

图 2 (a)、(b) 可以看出, 该钢在连续加热过程中的转变大致可以分为三个阶段。分别是: 第一阶段由 F+P 转变为 A, 温度范围约为 780 ~ 840 °C; 第二阶段为碳化物向 A 中的溶解, 温度范围约为 840 ~ 890 °C; 第三阶段为 A 的成分均匀化, 温度约大于 890 °C。

由图 2 (a) 可见, 在图示的 3 °C/s 加热速率下, 在约 780 ~ 840 °C 范围内, 该钢的热膨胀曲线出现了明显的拐点 B 和 C, 说明有相变发生。参照该钢的成分特征可知, 在 BC 段发生了 F+P 向 A 的转变, 此为该钢连续加热转变的第 I 阶段, 拐点 B 和 C 分别对应于 P 转变为 A 的开始温度和结束温度。

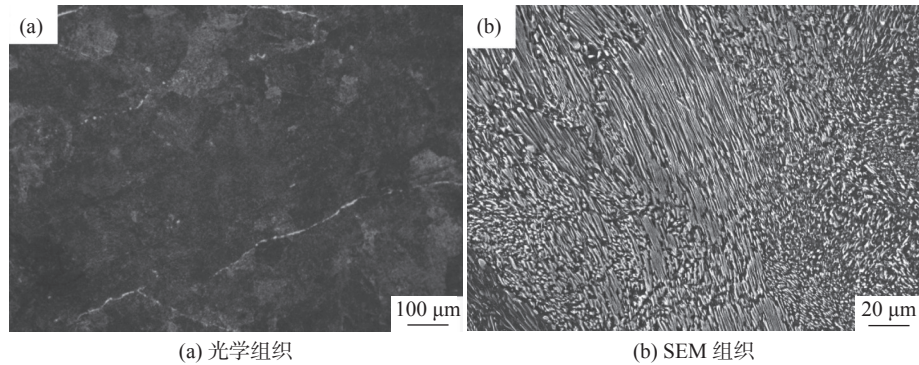


图 1 60Si2Mn 钢连铸坯的显微组织特征  
Fig. 1 Microstructural characteristics of continuous casting billet of 60Si2Mn steel

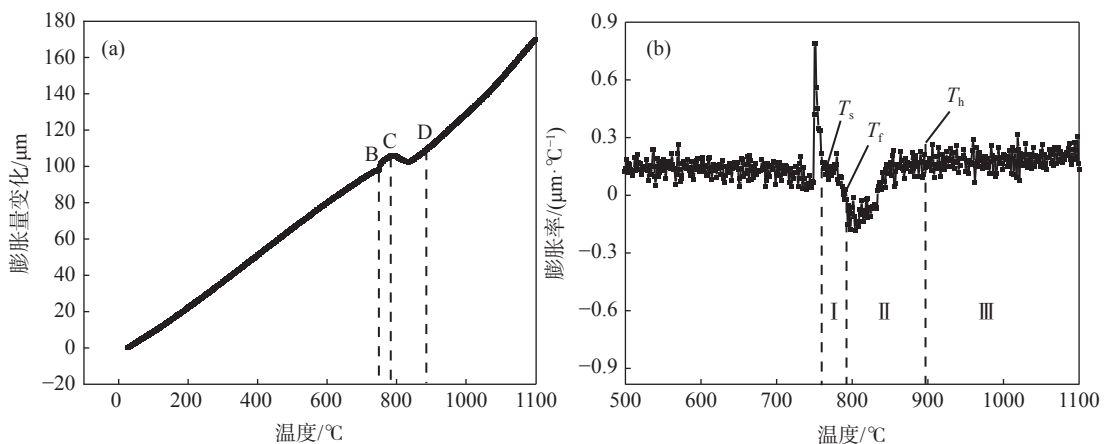


图 2 60Si2Mn 钢在 3 °C/s 加热速率下的典型热膨胀及膨胀率曲线  
Fig. 2 Typical thermal expansion curve (a) and expansion rate curve (b) of 60Si2Mn steel (heating rate at 3 °C/s)

在 60Si2Mn 钢连续加热转变的第 I 阶段, 随温度的升高, BC 段热膨胀曲线显著下降。由文献 [3] 可知, 对于 P 组织、铁素体(F)组织、马氏体(M)组织、贝氏体组织(B)和 A 组织等钢的基本组织而言, A 组织的比容最小。发生奥氏体转变过程中均会发生体积收缩, 使得膨胀量变低。由图 2 (b) 所示的微分曲线可以看出, 在该阶段所对应的温度范围内( $T_s \sim T_f$  之间,  $T_s$  和  $T_f$  分别对应于图 2 (a) 所示的 B 点和 C 点所对应的温度), 该钢的膨胀率出现了明显的降低。由图 2 (b) 所示的膨胀率与温度时间的关系曲线可知, 在 F+P 转变为 A 过程中, 在转变开始阶段的转变速度随温度的提高而下降, 在到达转变

峰值温度的约 800 °C 后, 转变速度又开始上升。F+P 转变为 A 为扩散型固态相变, 为降低相变阻力, A 的形成成为非均匀形核。在转变开始阶段, 非均匀形核位置多, 所以转变速率快。随着温度的提高, 已形核的 A 将发生长大且成分比转变开始时均匀, 因而 A 的形核率将降低。在膨胀率曲线上表现为随温度提高, 膨胀率下降。同时, 由图 2 看出, 在相变点之前热膨胀曲线出现转折, 原因是试样升至高温时的体积快速膨胀, 这种体积膨胀是物理性的, 与相变无关。

60Si2Mn 钢中的 F+P 转变为 A 之后, 该钢中的碳化物将随着温度的提高而逐渐溶入到 A 中, 属于

固态相变,具有固态相变特征,在图2(a)所示的膨胀量随温度变化曲线上应该出现拐点。图2(a)所示膨胀量随温度在F+P转变为A完成后未发生明显变化可验证这一点。但从图2(b)所示的膨胀率随温度的变化曲线上则可清楚展现碳化物溶解所引起的膨胀率变化,在约840~844℃温度范围内,膨胀率曲线在P转变为A完成之后先出现了显著下降,预示着有固态相变发生,该钢进入连续加热转变的第II阶段。由图2(b)可知,此时碳化物开始向A中快速溶解。之后,在约844~890℃温度范围内,随温度提高,碳化物溶解的速率逐渐提高,在膨胀率与温度的关系曲线上表现为膨胀率随温度的升高而提高。碳化物向A中的溶解是一个扩散控制的过程,随着温度的提高,扩散速度增大,有助于碳化物溶解。第二阶段所发生的碳化物向A中的溶解对位于图2(b)中的 $T_f \sim T_h$ 温度之间以及相应的图2(a)中的C点和D点所对应温度之间。其中 $T_f$ 表示F+P转变为A的结束温度以及碳化物开始快速溶入A中的起始温度, $T_h$ 表示碳化物溶入A

的终止温度和奥氏体成分均匀化的开始温度。

当温度升高约890℃的时候,剩余的少量碳化物全部溶入A中,该温度对应于该钢连续加热固态相变的结束温度 $A_{ccm}$ 。在大约该温度该钢处于完全的A状态,进入连续转变的第III阶段,奥氏体成分均匀化阶段。该阶段位于图2(a)中D点所示温度之后以及图2(b)中 $T_h$ 所对应的温度。

综上所述,60Si2Mn钢在连续加热过程中,随着温度的升高,依次发生F+P转变为A、碳化物溶入A以及奥氏体的成分均匀化。在该钢的连续加热转变的第I阶段和第II阶段,连续加热组织分别由(F+P+A)及(A+(Mn,Fe)<sub>3</sub>C)构成。随着温度提高,A的转变量增加,某一温度下奥氏体的转变量可用杠杆定律求解<sup>[13]</sup>。如图3(a)所示,其中c点为由某一温度作垂线并与膨胀量变化曲线的交点,a点和b点分别为由A转变开始点和连续加热转变结束点所做的膨胀量变化曲线的切线与上述垂线的交点,其中ac段表示已经发生A转变的部分,bc段表示未发生A转变的部分。

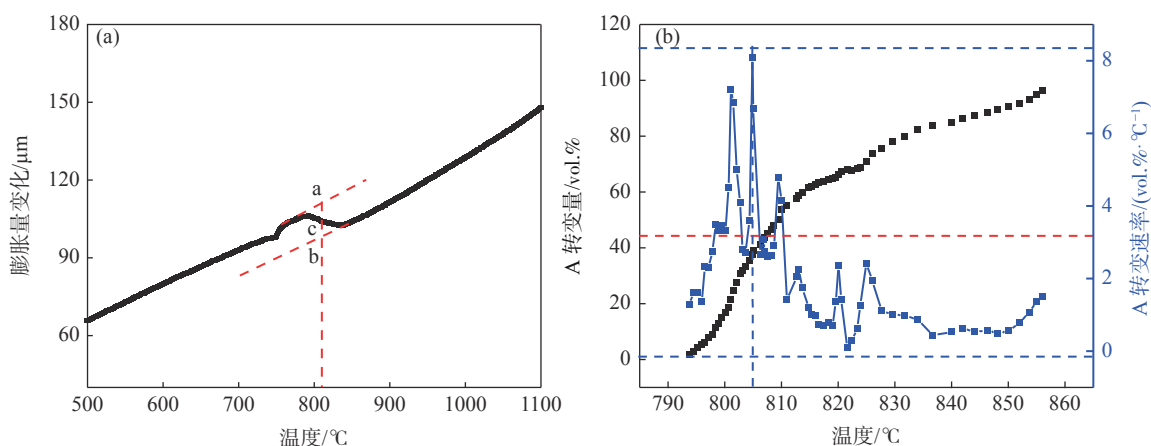


图3 奥氏体转变分数求解(a)及(b)以3℃/s连续加热时奥氏体转变量及转变速率

Fig. 3 (a) The numerical solution on the fraction of austenite transformed; (b) the austenite transformed fraction and the austenite-formation rate under continuous heating at 3℃/s

根据杠杆定律可知,A转变的体积分数可由式

(1)求得:

$$f = \frac{ac}{ac+bc} = \frac{ac}{ab} \quad (1)$$

由此得到图3(b)所示的A转变量与温度的关系曲线。A于约790℃开始发生转变,A的转变量随温度的提高而提高,当温度达约850℃的时候,连续加热组织几乎由100%的奥氏体构成。该结果与图2(b)所示的结果是一致的。由图3(b)还可以看出,从A转变开始约790℃到约805℃范围内,

A的转变速率随温度的提高而快速提高,并在约805℃时达到最高转变速率约8.1 vol.%/°C。之后,随温度的提高,A的转变速率随温度的提高而下降,当温度提高到约850℃时,A的转变速率降至约0.1 vol.%/°C。该结果与图2所示的结果及A转变所具有的转变速率特性是一致的,即A转变在开始转变的初期转变速率很大,而在转变的后期,其转变速率则很小。

图4给出了60Si2Mn钢试样在不同连续加热

速度下的热膨胀量曲线及相应的奥氏体转变分数曲线。其中 (a)、(b) 为试样在以 0.2、1、3、10 °C/s 和 50 °C/s 的加热速度连续加热至 1 100 °C 时的膨胀量变化和膨胀率与温度的关系; (c)、(d) 为相应的 A 转变量和转变速率与温度的关系。由图 4 (a)、(b) 可以看出, 当 60Si2Mn 钢以不同速度连续加热至 1 100 °C 过程中, 在膨胀量变化随温度变化曲线上

出现了与图 2 所示类似的 3 个典型转折, 分别对应于 F+P 向 A 的转变、碳化物向 A 中的溶解、以及 A 的成分均匀化的开始温度。比较不同加热速度下上述转折所对应的温度可以看出, 随连续加热速度的增大, 转折点(相转变开始温度和结束温度)向高温推移, 此种变化规律与加热速度提高导致的相变过热度提高有关。

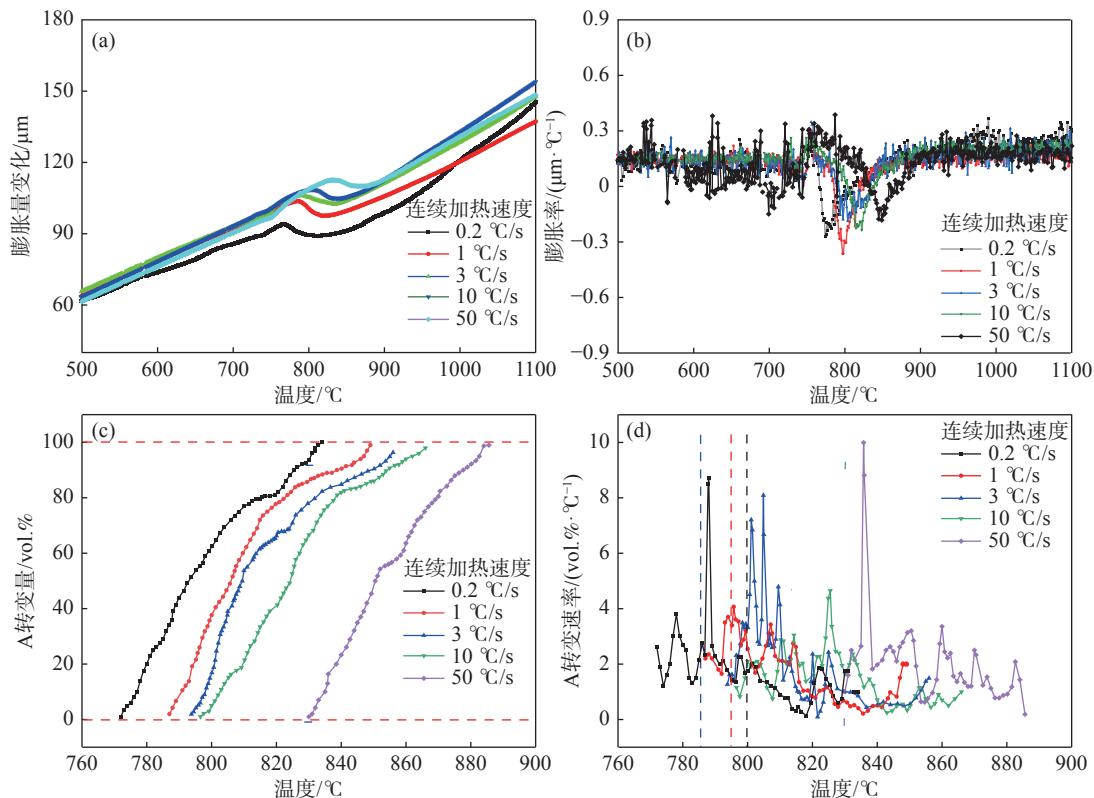


图 4 不同连续加热速度下的热膨胀量曲线 (a)、(b); 奥氏体转变分数 (c)、(d)

Fig. 4 Thermal expansion curves (a), (b) and corresponding austenite transformation fractions (c), (d) at different continuous heating rates

如前所述, 对于本研究的铸态 60Si2Mn 钢而言, 室温组织主要由 F、P、和粒状合金渗碳体构成。在连续加热过程中, 这些组织随加热温度的提高而逐渐发生变化, 最终全部转变为 A, 分别对应于图 2 所示类似转折。

图 4 (c) 所示的 A 转变量随温度的变化曲线进一步说明, 因连续加热速度提高, 发生 A 转变的过热度提高, A 开始发生转变(转变量开始大于 0)和结束转变(转变量 100%)的温度均提高到更高温度。比较不同连续加热速度下的 A 转变量与温度的变化曲线可知, 随连续加热速度的提高, 曲线趋于平缓, 即 A 的转变速率降低, 该种变化趋势可由图 4 (c) 的微分曲线(A 转变速率与温度的关系曲线)得到进

一步证明, 如图 4 (d) 所示。如前所述, 60Si2Mn 钢在连续加热过程中所发生的转变是一个由扩散控制的固态相变, 是一个形核和长大的过程。连续加热速度的提高, 使扩散难以跟上加热速度, 相变被推迟到更高温度。与较低温度相比, 温度的提高将导致 A 形核所需的有效形核位置数降低, 降低了 A 的形核率, 因而更高温度下发生的 A 转变速率比在较低温度下的低。

### 2.3 连续加热过程中的奥氏体转变动力学特征分析

由前述可知, 60Si2Mn 钢在由室温连续加热到 1 100 °C 过程中, 连续加热组织转变主要经历了 F+P 转变为 A、碳化物溶入 A 以及 A 的成分均匀化等三个阶段。在该钢的连续加热奥氏体化过程中,

加热速率和温度历程对 A 的转变量及转变速度有重要影响。加热速率和温度历程对 A 转变特征的影响与转变时间关系密切。

可把该钢在连续加热过程中所发生的转变看成是无数多个等温转变累积的结果。根据 Scheil 叠加法则, 等温转变中的孕育期的长短与转变温度具有式 (2) 所示的形式<sup>[14-15]</sup>。

$$\sum_{i=1}^{i=n} \frac{\Delta t}{A_i} = 1 \tag{2}$$

当时间  $\Delta t$  足够小时, 可将式 (1) 用微分形式进行表达, 如式 (3) 所示。

$$\int_{t=0}^{t=t_n} \frac{dt}{A(T)} = 1 \tag{3}$$

式中,  $\Delta t$  和  $dt$  是温度  $T$  时发生相变所需的时间;  $A_i$  和  $A(T)$  为该温度下的相变孕育期。

在 P 转变为 A 的相变过程中, 相变孕育期与转变温度存在式 (4) 所示的关系:

$$\int_{T_1}^{T_s} \frac{dT}{A(T)} = \int_{T_1}^{T_s} \frac{1}{A(T)} \cdot \frac{1}{\frac{dT}{dt}} \cdot dT = 1 \tag{4}$$

设 A 的转变量分数为  $f$ , 则 A 转变速率、A 转变开始温度、A 转变结束温度和加热速率之间的关系可用式 (5) 来表示:

$$C = \frac{df}{dt}, \int_{t=0}^{t=t_n} \frac{df}{dt} dt = \int_{T_s}^{T_f} \frac{df}{dt} \cdot \frac{dT}{v} = \int_{T_s}^{T_f} \frac{C}{v} = 1 \tag{5}$$

式中,  $C$  为加热速率;  $T_1$  为 F+P 和 A 的相平衡温度,  $T_s$  为 F+P 转变为 A 的开始温度,  $T_f$  为 F+P 转变为 A 的结束温度。

图 5(a) 为 60Si2Mn 钢在连续加热过程中转变的第 I 阶段, 即 F+P 转变为 A 阶段的加热速度对 A 开始发生转变时间的关系。随加热速度的提高, A 开始发生转变的时间缩短。F+P 转变为 A 是一个由扩散控制的具有形核和长大特征的固态相变, 加热速度的提高将导致形核率增大, A 开始发生转变的时间缩短。

根据图 4 所示的各加热速度下 60Si2Mn 钢的膨胀量变化与温度的关系曲线, 按图 2(b) 确定各加热速度下的该钢不同转变阶段的  $T_s$ 、 $T_f$ 、 $T_h$ , 并将各加热速度下发生转变的时间历程考虑在内, 得到如图 5(b) 所示的 60Si2Mn 钢在连续加热过程中转变时间-转变温度-转变量(阶段)(TTA)曲线, 即 60Si2Mn 钢的连续加热奥氏体转变动力学曲线。由图可见, 随加热速度的提高, 对于 60Si2Mn 钢在连续加热过程中所发生的 3 个阶段的相转变而言, 各阶段开始发生转变和结束转变的温度均提高, 但各阶段开始发生转变和结束转变的时间则减少。如前所述, 连续加热速度的提高, 提高了相转变过热度, 导致形核率增大, 有利于转变的进行。

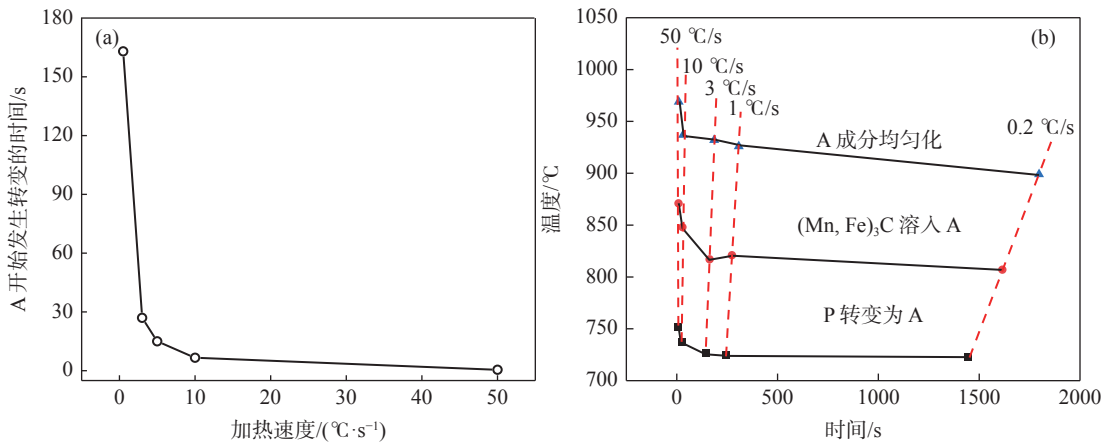


图 5 加热速度对 60Si2Mn 钢奥氏体转变时间的影响 (a) 和 (b) 该钢的连续加热奥氏体转变动力学曲线  
Fig. 5 (a) Effect of heating rate on austenite transformation time of 60Si2Mn steel; and (b) the austenite transformation kinetics curve during continuous heating of 60Si2Mn steel

### 2.4 连续加热过程中的组织演变特征分析

综上所述, 60Si2Mn 钢在从室温连续加热到 1 100 °C 过程中, 将主要发生 F+P 转变为 A、碳化物溶入 A 以及 A 的成分均匀化等三个阶段的转变。

上述转变特征可通过原位组织观察来加以确证。而高温金相显微镜就是进行这种原位组织观察的仪器之一。作为一种原位组织观察仪器, 激光共聚焦显微镜已经成为研究金属材料在连续加热过程中的组

织演变特征的重要工具。

基于此, 笔者采用激光共聚焦显微镜对 60Si2Mn 连铸钢坯试样在约 65 °C/min 速度连续加热到 1 200 °C 过程中的组织演变特征进行了原位观察分

析。分析结果对该连铸坯连续加热工艺的选择提供了试验依据。图 6 为  $\varnothing 7$  mm $\times$ 4 mm 的 60Si2Mn 钢试样在以约 65 °C/min 的速度连续加热到 1 200 °C 过程中的组织演变特征。

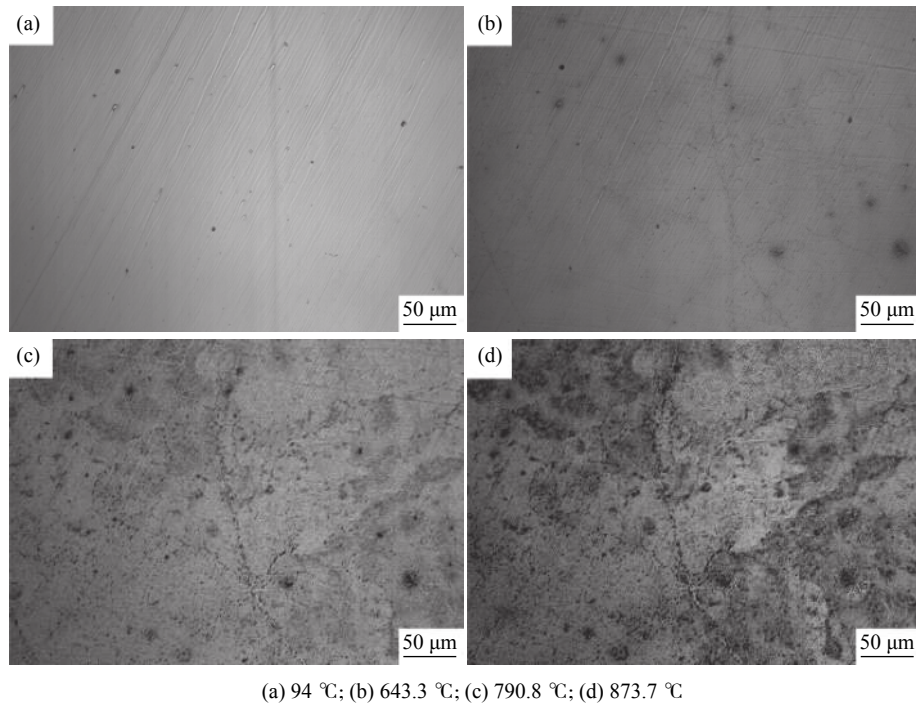


图 6 60Si2Mn 钢在连续加热过程中的相变前组织特征(加热速度约 65 °C/min)

Fig. 6 Microstructure characteristics of 60Si2Mn steel before the phase transformation during continuous heating (heating rate at ~65 °C/min)

图 6 为 60Si2Mn 钢在连续加热过程中相变以前的组织特征。当连续加热至较低的约 94 °C 温度时, 此时的温度较低, 红外集光成像加热的热蚀作用小, 无法显示出被测试样的组织特征。因此, 仅能看见样品制备所残留的方向较一致的划痕形貌。当连续加热温度提高到约 643 °C 时, 红外激光成像加热的热蚀作用增大, 在连续加热组织的局部区域内隐约可见热蚀组织的存在。因 60Si2Mn 钢原始组织中的粒状渗碳体分布于 P 的晶界, 所以热蚀组织中具有较深特征的晶界应有的粒状渗碳体分布。由图 1 可知, 该热蚀组织应为 P, 隐约可见的痕迹为 P 的晶界。由图还可以看出, 随加热温度提高, 在热蚀组织中出现了具有疏松特征黑色颗粒状组织。由于 60Si2MnA 钢中的碳和硅的含量较高, 硅是石墨化元素。当将该钢连续加热到较高温度后, 组织中的渗碳体将通过石墨化分解析出石墨。石墨相疏松, 当其暴露在氧化环境中将与氧化气氛发生反应, 从而造成钢的氧化和脱碳比硅含量较低的相似成分的

钢严重, 如后续所述。

随着连续加热温度的逐渐提高, 因热蚀作用加强而使得 60Si2Mn 钢中的 P 晶界越来越明显, 当连续加热温度提高到约 873 °C 时, 在整个视场中均可见 P 晶界。该结果与图 5(b) 所示的该钢的连续加热 A 转变动力学曲线所反映的 A 转变与转变时间和转变温度的关系是一致的。由图 6 还可知, 由于 60Si2MnA 钢中的 Si 的质量分数约 2%, Si 是石墨化元素, 在该钢的连续加热过程中, P 中的  $Fe_3C_{共析}$  将部分分解为石墨颗粒, 从而在热蚀组织中存在黑色的点状相。

由图 6 可知, 60Si2Mn 钢的连续加热相变前的组织为粗大的 P 及其上分布的粒状渗碳体。加热温度提高到超过 A 相变开始的约 820 °C 时, 钢将发生 P 向 A 的转变。该转变是属于相变重结晶, A 主要在已有的 P 晶界等缺陷处非自发形核, 在激光共聚焦热蚀成像组织中可见相变重结晶形成的等轴晶粒, 晶粒尺寸比原 P 细小, 如图 7 所示。

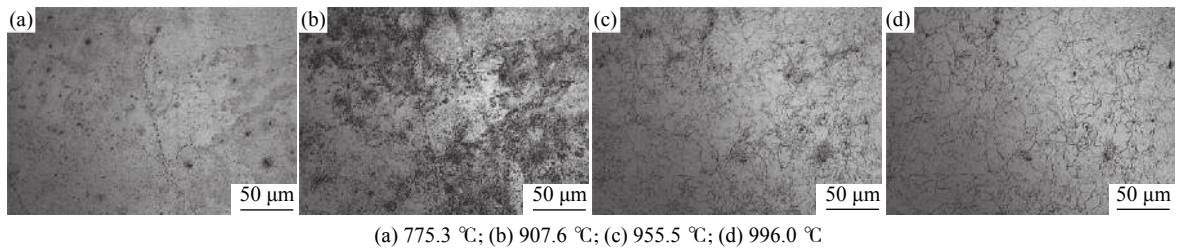


图 7 60Si2Mn 钢在连续加热过程中的奥氏体的形核与长大  
 Fig. 7 Austenite nucleation and growth in 60Si2Mn steel during continuous heating

由图 7 可见, 当该钢连续加热到约 900 °C 时, 随着温度的提高, 粗大的 P 晶界越来越少, 细小的等轴晶越来越多, 预示着 A 的转变量越来越多。当连续加热到约 996 °C 的时候, 组织已由 100% 的等轴晶所构成, 说明 A 转变完成。在高于 900 °C 时, 奥氏体晶粒长大趋势显著加快, 基体中某些晶粒细小的区域, 在较高界能的驱动下, 迅速合并成粗大晶粒, 使晶界能有所降低<sup>[6]</sup>。由图 7 还可以看出, 在连续加热过程中, 60Si2Mn 钢的 A 转变是一个形核和长大交替进行的过程。

当连续加热温度超过约 996 °C 之后, 60Si2Mn 钢在完全奥氏体化后, 之后进入 A 的成分均匀化过程, 即该钢的连续加热组织转变进入第 III 阶段。由于此时的温度很高, A 在进行成分均匀化的同时, 其

晶粒将发生长大, 如图 8 所示。随着连续加热温度的提高, A 晶粒尺寸越来越大, 当连续加热温度达到约 1150 °C 时, A 晶粒尺寸大小形成不均, A 晶粒尺寸均匀性较差。如前所述, A 转变是一个形核和长大交替进行的过程, 先形核的 A 在连续加热过程中先进入长大过程, 因而造成最终形成的 A 晶粒尺寸存在不均匀性。又因为 C 和 Mn 是降低钢加热临界点的元素, 在相同的加热温度下, 形成奥氏体的过热度相应增大; 钢中含碳量增多, 有利于原子的扩散, 故奥氏体晶粒的长大趋势也就较大。Mn 为弱碳化物形成元素, Si 溶于铁素体中, 阻碍奥氏体晶粒长大的作用很小。因此, 原始 60Si2Mn 钢的组织 and 成分不均匀性越大, 转变完成进入长大后 A 晶粒尺寸差别越大。

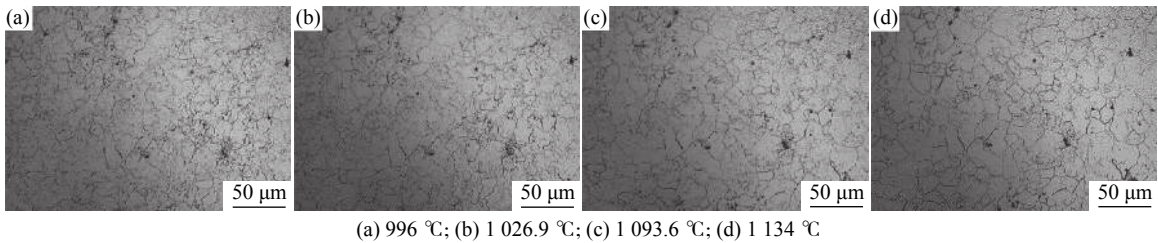


图 8 60Si2Mn 钢在连续加热过程中的奥氏体晶粒的长大  
 Fig. 8 Austenite grain growth of 60Si2Mn steel during continuous heating

### 3 结论

- 1) 铸态 60Si2Mn 钢的室温组织由 F、P 和 (Mn,Fe)<sub>3</sub>C 构成, 该钢的铸态组织存在一定的不均匀性。
- 2) 在将铸态 60Si2Mn 钢以 0.2 ~ 50 °C/s 速度连续加热到 1100 °C 过程中, 主要发生了 P 向 A 的转变、(Mn,Fe)<sub>3</sub>C 向 A 中的溶解和 A 的成分均匀化和晶粒长大等三个阶段。

3) 在 0.2 ~ 50 °C/s 连续加热速度范围内, 随加热速度的提高, 铸态 60Si2Mn 钢中的 P 开始转变为 A、(Mn,Fe)<sub>3</sub>C 集中向 A 溶解及 A 的成分均匀化温度提高。在连续加热到 A 完全转变并进入 A 成分均匀化之后, 奥氏体晶粒开始发生明显长大。提高铸态 60Si2Mn 钢连续加热速度将可使 A 转变在较高温度下完成, 对获得较细小的 A 晶粒和提高晶粒大小的均匀性有利。

### 参考文献

[ 1 ] Wang Xiaodong. Development status and trend analysis of high strength spring steel[J]. China's Manganese Industry, 2017,

- 35(4): 104–106.  
(王筱冬. 高强度弹簧钢的发展现状和趋势分析[J]. 中国锰业, 2017, 35(4): 104–106.)
- [2] Huo Dongmei, Xiao Bangguo. Production status and development prospect of spring steel in China[J]. *Metallurgical Economics and Management*, 2015, (5): 8–11.  
(霍咚梅, 肖邦国. 我国弹簧钢生产现状及发展展望[J]. 冶金经济与管理, 2015, (5): 8–11.)
- [3] Geng Zhijiang, Yue Xinsheng, Ren Xiangyang, *et al.* The heat treatment technology comprehensive evaluation of spring steel 60Si2Mn[J]. *New Technology, New Process*, 2003, (1): 30–31.  
(耿志江, 岳新生, 任向阳, 等. 60Si2Mn弹簧钢热处理工艺综述[J]. 新技术新工艺, 2003, (1): 30–31.)
- [4] Wang Guitang, Lin Jinxuan. Optimization of heat treatment process on 60Si2Mn vehicle plate springs[J]. *Hot Working Technology*, 2005, (7): 34–36.  
(王桂堂, 林金萱. 60Si2Mn钢汽车板簧热处理工艺优化研究[J]. 热加工工艺, 2005, (7): 34–36.)
- [5] Zhang Xingyuan, Xu Hongxing, Li Zhichao. Comparison of strengthening and toughening craft of 60Si2Mn cold-punched mould steel[J]. *Hot Working Technology*, 2005, (3): 40–41.  
(张兴元, 徐宏兴, 李智超. 60Si2Mn冷冲模具钢强化工艺对比研究[J]. 热加工工艺, 2005, (3): 40–41.)
- [6] Ling Wendan, Wang Hairui, Li Xiaofei. Effect of intercritical hardening on microstructure and strength and toughness of quenched 60Si2Mn steel[J]. *Heat Treatment Technology and Equipment*, 2010, 31(4): 13–16.  
(凌文丹, 王海瑞, 李小飞. 亚温淬火对淬火态60Si2Mn钢组织与强韧性的影响[J]. 热处理技术与装备, 2010, 31(4): 13–16.)
- [7] Liu Juan, Chen Yulai, Jiang Haitao. Thermal deformation resistance of 60Si2Mn spring steel and its mathematical model[J]. *Materials for Mechanical Engineering*, 2011, 35(11): 44–46.  
(刘娟, 陈雨来, 江海涛. 60Si2Mn弹簧钢的热变形抗力及其数学模型[J]. 机械工程材料, 2011, 35(11): 44–46.)
- [8] Wang Xiaoxi, Wang Bao, Zhou Jian'an, *et al.* Effect of boron on continuous cooling transformation behavior of 60Si2Mn spring steel[J]. *Hot Working Technology*, 2019, 48(10): 181–184.  
(王晓茜, 王宝, 周建安, 等. 硼对60Si2Mn弹簧钢连续冷却相变行为的影响[J]. 热加工工艺, 2019, 48(10): 181–184.)
- [9] Sun Wei, Zhang Weixing, Zhang Huixing, *et al.* Study on control of continuous cooling structure of 60Si2Mn spring steel[J]. *China Measurement & Test*, 2020, 46(2): 137–142.  
(孙伟, 张炜星, 张慧星, 等. 60Si2Mn弹簧钢连续冷却组织调控研究[J]. 中国测试, 2020, 46(2): 137–142.)
- [10] Duan Baoyu, Liu Zongchang, Bai Yaqiong, *et al.* Undercooled austenite isothermal transformation diagram and microstructure of P92 steel[J]. *Materials for Mechanical Engineering*, 2016, 40(12): 16–20.  
(段宝玉, 刘宗昌, 白雅琼, 等. P92钢的过冷奥氏体等温转变曲线及显微组织[J]. 机械工程材料, 2016, 40(12): 16–20.)
- [11] Pan Hui, Liu Yazheng, Cui Juan, *et al.* Study on controlled rolling and cooling process parameters of high-quality spring steel 60Si2Mn for automobile[J]. *Steel Rolling*, 2006, (5): 20–23.  
(潘辉, 刘雅政, 崔娟, 等. 汽车用优质60Si2Mn弹簧钢控轧控冷工艺研究[J]. 轧钢, 2006, (5): 20–23.)
- [12] Wen Ming, Ma Xiaoli, Gu Nanju, *et al.* Study on heating phase transition of 60Si2Mn steel[J]. *Material Science & Technology*, 1994, (3): 55–60.  
(温鸣, 马晓莉, 谷南驹, 等. 60Si2Mn钢加热相变研究[J]. 材料科学与工艺, 1994, (3): 55–60.)
- [13] Eggbauer A, Lukas M, Ressel G, *et al.* In situ analysis of the effect of high heating rates and initial microstructure on the formation and homogeneity of austenite[J]. *Journal of Materials Science*, 2019, 54(12): 9197–9212.
- [14] Ågren J, Vassilev G P. Computer simulations of cementite dissolution in austenite[J]. *Materials Science and Engineering*, 1984, 64(1): 95–103.
- [15] Li Junjie, Godfrey Andrew, Liu Wei, *et al.* Investigation of austenitization during continuous heating process in hypereutectoid steels[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2014, 50(10): 1179–1188.  
(李俊杰, Godfrey Andrew, 刘伟, 等. 连续加热条件下过共析钢奥氏体化研究[J]. 金属学报, 2014, 50(10): 1179–1188.)
- [16] Wen Ming, Ma Xiaoli, Meng Xianling, *et al.* Research on heating transformation of some die steels[J]. *Heat Treatment of Metals*, 1989, (10): 12–19.  
(温鸣, 马晓莉, 孟宪玲, 等. 几种模具钢加热相变的研究[J]. 金属热处理, 1989, (10): 12–19.)