

DOI:10.13289/j.issn.1009-6264.2014.02.017

铬含量对中碳锰铬钢珠光体相变组织和性能的影响

闵永安, 邓传印, 张铮, 吴晓春
(上海大学材料科学与工程学院, 上海 200072)

摘要: 采用热膨胀仪测定了含 Cr 量分别为 1 mass% 和 2.5 mass% 的中碳锰铬钢 55Mn2Cr、55Mn2Cr3 的过冷奥氏体连续转变曲线, 结合组织观察、硬度测定、动力学分析、热力学计算等研究了 Cr 元素含量对中碳锰铬钢珠光体相变过程、组织和硬度的影响。研究表明, 55Mn2Cr3 钢较高的淬透性和较大珠光体球化倾向缩小了其片状珠光体转变区; 55Mn2Cr 钢能在较宽冷速范围内、较低温度下获得细片珠光体, 硬度 330 HV 左右。

关键词: 非调质钢; 相变; 珠光体; 节能

中图分类号: TG142.21 **文献标志码:** A **文章编号:** 1009-6264(2014)02-0086-08

Effect of chromium content on pearlite transformation microstructure and properties of medium carbon Mn-Cr steels

MIN Yong-an, DENG Chuan-yin, ZHANG Zheng, WU Xiao-chun

(School of Materials Science and Engineering, Shanghai University, Shanghai 200072, China)

Abstract: Continuous cooling transformation (CCT) curves of two medium carbon Mn-Cr steels, 55Mn2Cr and 55Mn2Cr3, with Cr content of 1 mass% and 2.5 mass% respectively, were tested by dilatometer. Based on the curves, the effect of Cr content on pearlite transformation, microstructure and hardness of the Mn-Cr steels were studied by means of OM, SEM, hardness test, kinetic analysis and thermodynamic calculation. The results show that 55Mn2Cr3 steel has smaller transformation zone of lamellar pearlite, due to its higher hardenability and higher spheroidizing tendency during pearlite transformation; while 55Mn2Cr steel has larger pearlite transformation zone and can display fine lamellar pearlite with hardness about 330 HV due to its lower pearlite transformation temperature.

Key words: non-quenched and tempered steel; phase transformation; pearlite; energy-saving

非调质钢是伴随节能减排而发展起来的高效节能钢, 用以替代传统的调质处理合金钢或碳素钢。对于锻造用非调质钢一般通过开发控锻控冷技术, 采用新的锻造工艺规范和控冷设备以实现对组织和性能的控制, 从而保证工业化生产中对性能稳定性的要求。

目前主要的非调质钢包括 3 类。铁素体-珠光体型非调质钢, 其发展历史最长, 如 30Mn2VS、49MnVS3 在发动机连杆、曲轴上的大量应用; 贝氏体型非调质钢在国内的应用也主要在汽车行业, 如 12Mn2B、12MnBS 已在一汽、二汽等厂家用作汽车前桥、转向节、弯直臂等的生产^[1]; 低碳马氏体型非调质钢是具有

高强度高韧性的一类非调质钢, 1988 年 Chaparral Steel 公司的 Wright^[2] 提出了该型非调质钢的概念, 由日产汽车公司于 1991 年最先将这类钢运用于汽车车轮转向节的生产。对于细片珠光体或索氏体型非调质钢由于该类组织具有较高的强度和耐磨性, 所以主要用于钢轨的制造^[3], 而在大型锻件上的应用报道较少。

大锻件的非调质生产常常对整个截面的组织和硬度均匀性有较高要求, 尤其是重视切削加工性的模具钢^[4], 由于锻件表面和心部的冷却速度不同往往造成二者组织和硬度的较大差异, 这需要在合金化设计和控冷工艺上作改进, 以实现较大冷速范围内相变组织的一致性^[5]。本文以大锻件截面上得到均匀细片状珠光体组织为目标, 为提高珠光体的体积分数将碳含量设定为 0.55%; Si、Mn 对珠光体组织的耐磨性及强度都有提高, Si 还是有效的提高回火稳定性的元素, 所以 Si、Mn 含量分别设定为 0.7% 和 1.8%; Cr 元素是成本低廉却合金化效果显著的元素, 有研究表明 Cr 的加入将使 C 曲线明显右移, 改变其形状增加“河湾区”, 而且使得珠光体团生长速率降低片层间

收稿日期: 2012-01-18; 修订日期: 2013-11-18

基金项目: 国家“十一五”科技支撑计划(2007BAE51B04); 上海市重点学科建设项目(S30107)

作者简介: 闵永安(1971—)男, 博士, 副教授, 从事金属材料的教学和科研工作, 发表论文 50 余篇, 电话: 021-56334194, E-mail: mya@staff.shu.edu.cn。

距减小^[6-8], 这将增加材料的强度和耐磨性^[9]。但是 Cr 是有效提高淬透性的元素^[10], 增加过冷奥氏体稳定性使发生贝氏体和马氏体相变可能性提高, 加上大锻件心表冷速的差异整个截面上的组织均匀性将降低, 引起加工困难。所以恰当的 Cr 含量既可以得到较高强度的细片状珠光体又能在截面上得到较高的组织均匀性。基于上述考虑本文设计两种含 Cr 量分别为 1% 和 2.5% 的钢, 以研究 Cr 含量对中碳合金钢珠光体相变和组织性能的影响。

1 试验材料与方法

1.1 试验材料

采用真空熔炼 + 电渣重熔工艺冶炼了含 Cr 量分别为 1% 和 2.5% 的两种中碳合金钢 55Mn2Cr、55Mn2Cr3, 电渣锭尺寸 $\phi 120 \text{ mm} \times 1000 \text{ mm}$, 质量约为 80 kg, 化学成分如表 1 所示。

表 1 试验钢化学成分(质量分数, %)

Table 1 Composition of experimental steels
(mass fraction, %)

Steel	C	Si	Mn	Cr	P	S	Fe
55Mn2Cr	0.55	0.69	1.92	1.02	0.012	0.006	Bal.
55Mn2Cr3	0.55	0.71	1.81	2.50	0.007	0.007	Bal.

将电渣锭加热至 1150 ~ 1170 °C 保温热透后, 采用空气锤自由锻方式在 1100 ~ 900 °C 温度范围内锻制成截面尺寸为 60 mm × 60 mm 的方棒, 锻后分别采用快冷(空冷: 800 ~ 500 °C 区间冷速 0.5 ~ 0.8 °C/s) 和缓冷(埋砂冷: 800 ~ 500 °C 区间冷速 0.015 ~ 0.020 °C/s) 冷却至 200 °C 左右。

在不同冷却条件下获得的试样上取样, 进行硬度测试和显微组织分析。分别在两种钢的缓冷试样上采用线切割 + 磨削方式制成 $\phi 4 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ 相变试样。

1.2 相变试验与分析

在 DIL805A 热膨胀快速相变仪上进行相变试验。试样在真空中以 10 °C/s 加热到 890 °C 保温 5 min 奥氏体化后分别以 0.01 ~ 10 °C/s 间某一冷速冷至 500 °C 后快冷(10 °C/s) 至室温, 利用试样长度随温度的变化研究相变特性。

试样经过镶嵌、研磨和抛光后用 4% 硝酸酒精腐蚀, 在 ECLIPSE LV150 型光学显微镜和 SU1510 型扫描电镜下进行组织观察。选用 500 g 载荷在 MH-3 型显微硬度计上进行显微硬度测量, 每个试样测量 5 次后取平均值。

1.3 珠光体转变动力学分析

为研究含铬量分别为 1% 和 2.5% 两种钢在珠光体转变动力学上的差异, 根据冷却速度与相变转变量的关系, 选择了 0.01 °C/s、0.02 °C/s、0.05 °C/s、0.1 °C/s、0.2 °C/s 和 0.3 °C/s 5 个冷速进行动力学曲线的计算。

铬含量不同对碳元素扩散的影响不同, 使相变难易程度不同, 而相变激活能反应了相变的难易程度。所以通过计算激活能研究不同含铬量对珠光体相变的影响。

如果定义 $f = F(\beta)$, f 表示相变体积分数, 而 β 表示一个与温度和时间相关的状态变量, F 表示某个特定的函数, 并且在非等温相变中有 $\beta = \int K(T) dt$, 此时速率变量满足阿伦尼乌斯公式^[12]:

$$K = k_0 \exp(-E/RT) \quad (1)$$

式中 k_0 为指前因子, R 为气体常量, E 为激活能。那么可得到如下 Kissinger 公式^[11-13] 来计算连续冷却过程中的相变激活能, 如下式(2)所示:

$$\ln\left(\frac{T_p^2}{\varphi}\right) = \frac{E}{RT_p} + \ln\left(\frac{E}{Rk_0}\right) + \ln\beta_p \quad (2)$$

式中 T_p 为相变过程中峰值转变处对应的温度^[13], φ 为冷却速率, β_p 为相变量为 p 时的 β , 此时为一常量。所以对同一类型的相变式中后两项均为常数。

对膨胀量—温度膨胀曲线进行一阶求导, 得到不同冷速下相变膨胀量随温度变化的记录, 可以得到式(2)中峰值转变温度 T_p 。

利用 Jmatpro 对比两种钢相变点和各温度下的平衡相组成, 探讨 Cr 对中碳合金钢的奥氏体化和过冷奥氏体珠光体相变的影响。

2 试验结果与分析

2.1 锻棒硬度及显微组织

55Mn2Cr 和 55Mn2Cr3 钢的锻后快冷组织均为马氏体加少量屈氏体, 但前者组织中的屈氏体(如图 1a) 明显多于后者(如图 1b), 其硬度为 (58.8 ± 0.6) HRC, 稍低于后者的 (60.8 ± 0.5) HRC。

55Mn2Cr 和 55Mn2Cr3 钢锻后缓冷组织分别如图 1(c)、1(d) 所示, 55Mn2Cr 钢为片层间距不同的珠光体和索氏体混合组织, 硬度为 (217.4 ± 2.5) HB; 55Mn2Cr3 钢为球化珠光体和索氏体混合组织, 硬度为 (204.2 ± 2.3) HB, 组织差异造成了二者硬度的不

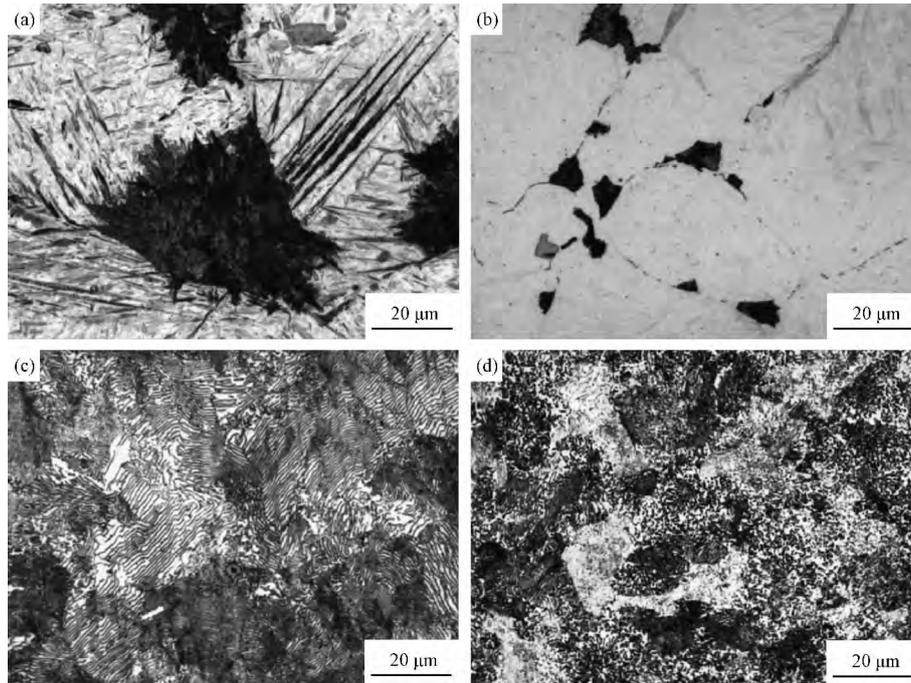


图1 试验钢锻后快冷及缓冷组织

(a) 55Mn2Cr 钢空冷组织; (b) 55Mn2Cr3 钢空冷组织; (c) 55Mn2Cr 钢砂冷组织; (d) 55Mn2Cr3 钢砂冷组织

Fig. 1 Microstructure of the forged experimental steels after different cooling rates

(a) 55Mn2C in air; (b) 55Mn2Cr3 in air; (c) 55Mn2C in sand; (d) 55Mn2Cr3 in sand

同。可见 55Mn2Cr3 钢快冷后硬度高于 55Mn2Cr 钢，但是缓冷硬度反而低于 55Mn2Cr 钢。

2.2 过冷奥氏体的相变特性分析

图2为 55Mn2Cr 和 55Mn2Cr3 钢的过冷奥氏体膨胀曲线,可见 55Mn2Cr 钢在冷速小于 $0.4\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时只发生珠光体相变,大于 $0.70\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时只发生马氏体相变,冷速介于二者之间时发生珠光体相变和马氏体相变;比较之下 55Mn2Cr3 钢的两个临界冷速要小许多,分别是 $0.25\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 和 $0.60\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 。二者得到珠光体和马氏体混合组织的冷速范围都很小,就淬透性而言 55Mn2Cr 钢明显弱于 55Mn2Cr3 钢,而在得到珠光体/索氏体的能力方面,因前者对应的冷速范围更大,所以能力更强。

表2列出 55Mn2Cr 和 55Mn2Cr3 钢在 $0.01\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ ~ $0.30\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 冷速下相变开始温度 T_s 和终了温度 T_f ,以及各冷速下对应的峰值转变温度 T_p 。可见随冷速增大,两种钢的相变开始温度均降低,但 55Mn2Cr3 钢相变开始温度和终了温度始终高于 55Mn2Cr 钢,即有更高的 A_{r1} 点且整体相变温度高于 55Mn2Cr,这将对珠光体形态和硬度产生影响;图4(a)、4(b)显示两种钢在 $0.01\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 冷速下组织的较大差异,55Mn2Cr 为索氏体+珠光体组织,55Mn2Cr3 组织为索氏体+

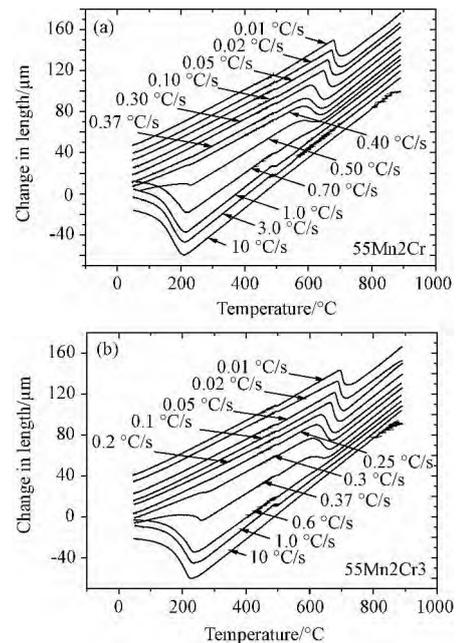


图2 试验钢的过冷奥氏体膨胀曲线

Fig. 2 Dilatation curves of the experimental steels

(a) 55Mn2Cr; (b) 55Mn2Cr3

球化珠光体,随冷速增大二者分别在珠光体、球化珠光体组织的体积分数逐渐减少,尤其是 $0.01\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 提高到 $0.02\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 的过程,后者在 $0.05\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时没

有观察到明显的球化珠光体。冷速的增大同时使硬度增加,如图 3 所示。与组织发生明显变化相对应冷速从 0.01 °C/s 提高到 0.02 °C/s 后硬度也显著提

高,同时所有冷速下 55Mn2Cr 钢的硬度均比 55Mn2Cr3 高 20~25 HV。

表 2 不同冷速下的珠光体相变开始 (T_s) 和终了 (T_f) 温度及峰值转变温度 (T_p)

Table 2 Beginning and ending temperatures (T_s , T_f) and peak transition temperature (T_p) for pearlite transformation of the steels in different cooling rates

Cooling rate/(°C/s)		0.01	0.02	0.05	0.1	0.2	0.3
55Mn2Cr steel	$T_s, T_f/^\circ\text{C}$	732	673	725	668	715	657
	$T_p/^\circ\text{C}$	684	678	667	657	640	630
55Mn2Cr3 steel	$T_s, T_f/^\circ\text{C}$	741	687	731	681	716	671
	$T_p/^\circ\text{C}$	700	693	684	673	657	-

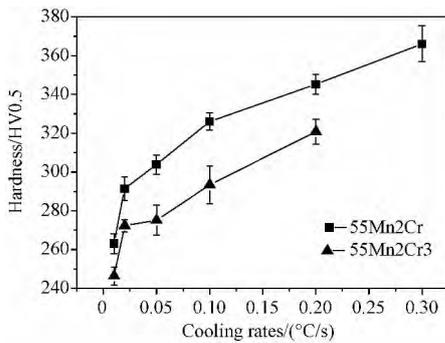


图 3 冷速在 0.01~0.30 °C/s 间组织的显微硬度比较

Fig. 3 Microhardness of the two steels after cooling in the range of 0.01-0.30 °C/s

2.3 珠光体转变激活能

图 5 表示不同冷速下珠光体转变速率与温度的关系,从该图可以得到各冷速下峰值转变处所对应的温度 T_p ,而式 (2) 中的 $\frac{E}{R}$ 为 $\ln\left(\frac{T_p^2}{\varphi}\right)$ 与 $\frac{1}{T_p}$ 的一次函数的斜率,所以将 T_p 代入公式 (2) 经线性拟合计算可得两种钢的珠光体相变激活能 E 。经计算 55Mn2Cr 钢为 465.84 kJ/mol,55Mn2Cr3 钢为 532.63 kJ/mol,如图 6 所示。

图 5 中冷速为 0.01 °C/s 时峰值转变温度附近 55Mn2Cr 钢的珠光体转变速率高于 55Mn2Cr3,即单

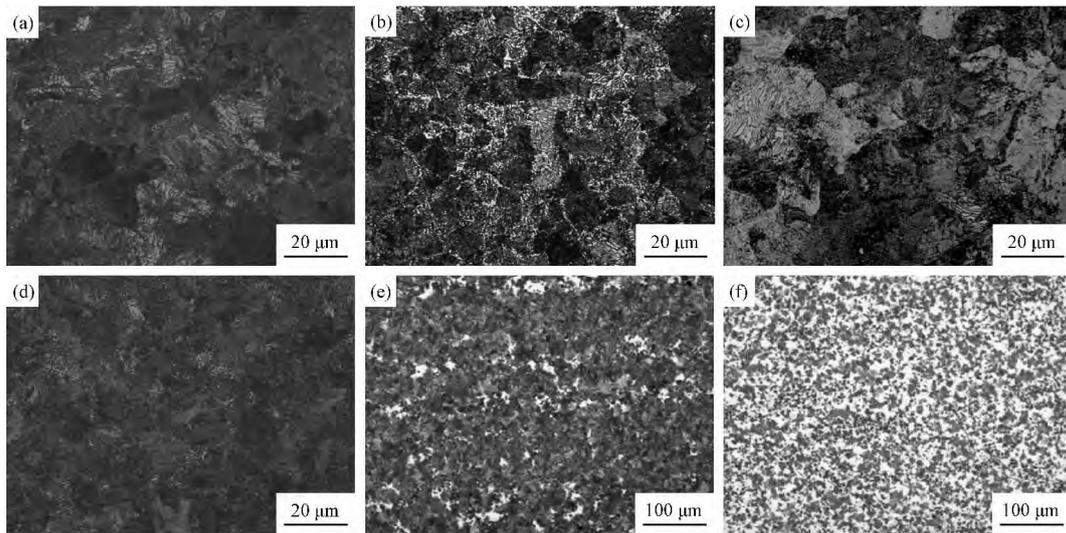


图 4 55Mn2Cr 和 55Mn2Cr3 钢不同冷速下的显微组织

Fig. 4 Optical microstructure of specimens continuously cooled at different rates

(a) 55Mn2Cr 0.01 °C/s; (b) 55Mn2Cr3 0.01 °C/s; (c) 55Mn2Cr 0.02 °C/s; (d) 55Mn2Cr3 0.02 °C/s; (e) 55Mn2Cr 0.37 °C/s; (f) 55Mn2Cr3 0.37 °C/s

位温度内相变量大于后者,这里包括形核和珠光体团的长大对相变量的贡献。在峰值转变温度附近已处于相变后期,此时形核位点急剧减少,相变过程主要是

珠光体团的长大。55Mn2Cr 钢的峰值转变温度比 55Mn2Cr3 钢低 15 °C (如表 3) 左右,按照元素扩散理论在相变速率上应该弱于后者,但是结果相反,这与

二者过冷奥氏体的成分差异密切相关。

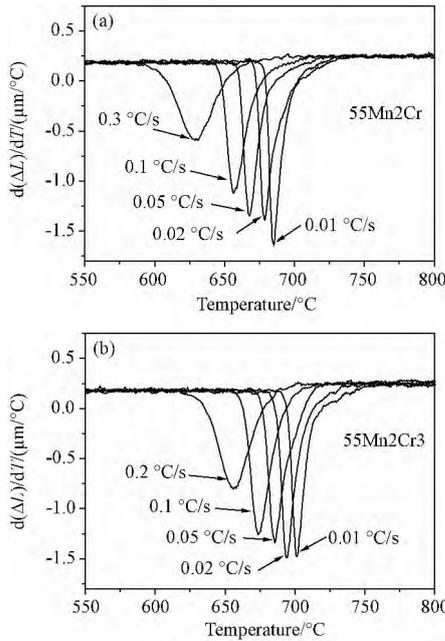


图5 珠光体相变时试样长度变化率与温度的关系
Fig. 5 Linear expansion rates vs temperatures during pearlite transformation of the steels
(a) 55Mn2Cr; (b) 55Mn2Cr3

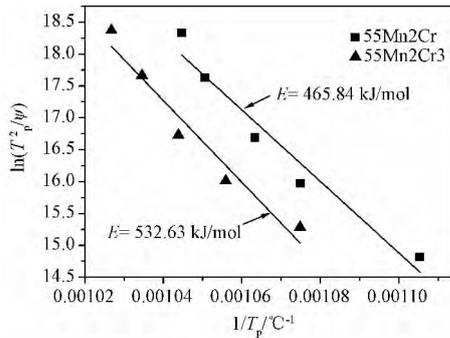


图6 试验钢珠光体相变激活能线性拟合
Fig. 6 Linear fitting for activation energy of pearlite transformation of the steels

表3 55Mn2Cr 及 55Mn2Cr3 钢的热力学计算参数
Table 3 Thermodynamics parameters calculated for 55Mn2Cr and 55Mn2Cr3 steels

Steel	C	Si	Mn	Cr	A_1 /°C	Eutectoid carbon content /mass%	Phases content at 800°C under equilibrium condition /mass%	
							Austenitic	M_7C_3
55Mn2Cr	0.55	0.71	1.92	1.02	738	0.53	100	-
55Mn2Cr3	0.55	0.69	1.81	2.50	757	0.40	98.91	1.09

3 分析与讨论

3.1 Cr 对钢中二次碳化物的影响

从表3所示的利用 Jmatpro 计算的两种钢热力学参数可见,从热力学上讲 55Mn2Cr 钢属于共析钢,而 55Mn2Cr3 钢属于过共析钢,平衡条件下 800 °C 时 55Mn2Cr3 钢含有 1.09% 的 M_7C_3 相,而 55Mn2Cr 钢为全奥氏体;该锰铬钢含铬量 0.5% ~ 5% 之间变化时 760 °C 平衡条件下所含相的种类和含量如图7所示,铬含量 1% 时只存在奥氏体相,而铬含量 2.5% 时除奥氏体外还含有 M_7C_3 相。上述计算表明 55Mn2Cr3 钢更易在珠光体相变前发生碳化物的析出。

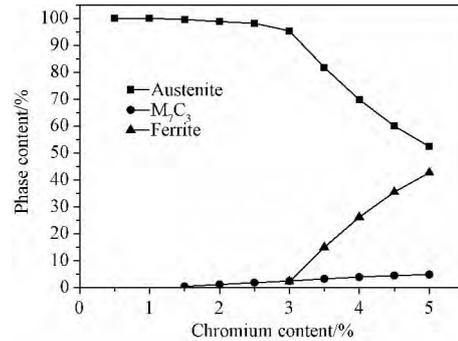


图7 含铬量 0.5% ~ 5% 间 760 °C 平衡态下物相计算
Fig. 7 Phases calculations under equilibrium conditions at 760 °C for different Cr contents

对比图1(a)、1(b)可见 55Mn2Cr 钢的快冷组织没有沿晶界断续状分布的相,而 55Mn2Cr3 钢则明显出现。经扫描电镜观察及 EDS 能谱分析表明这些晶界上分布的相为富含 Mn、Cr 的碳化物(如图8所示)。以上的模拟计算为这一现象提供了理论依据。同时有研究表明^[14],在临界温度以上对过共析钢奥氏体进行变形时由于位错及变形带的增加,将促进合金元素的扩散继而促进碳化物的形核和长大,所以本文中 55Mn2Cr3 钢快冷后组织晶界上有更明显的碳化物存在。

3.2 Cr 对淬透性和 M_s 点的影响

过冷奥氏体的成分是影响淬透性的主要因素。表4为平衡条件下奥氏体中固溶合金元素含量随温度的变化情况,可见 55Mn2Cr3 钢的含铬量一直远高于 55Mn2Cr 钢,在 760 °C 时其含量仍高出 0.66%,而碳含量低 0.15%。从图2和图4(e)、4(f)可看出 55Mn2Cr3 钢的淬透性高于 55Mn2Cr,这样看来虽然碳提高淬透性的能力强于铬,但是由于铬的含量更多所以在提高淬透性上起到了更大的效果。

碳是影响 M_s 点最强烈的元素,随着奥氏体中碳

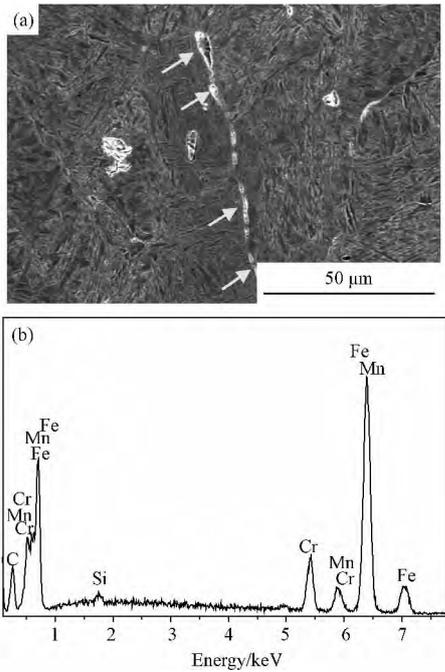


图 8 55Mn2Cr3 钢空冷晶界析出相 SEM 表征 (a) 晶界析出相 SEM 图; (b) 对 (a) 中箭头处晶界析出相的能谱图
Fig.8 (a) SEM micrograph of air-cooled 55Mn2Cr3 steel and (b) EDS spectrum precipitate marked by the arrow in Fig. (a)

表 4 平衡态下两种钢在不同温度下奥氏体中的合金元素含量 (质量分数, %)

Table 4 Composition of the undercooled austenite under equilibrium conditions (mass fraction, %)

Temperatures/°C		760	770	780	790	800	810	820	830
55Mn2Cr	C	0.55	0.55	0.55	0.55	0.55	0.55	0.55	0.55
	Mn	1.92	1.92	1.92	1.92	1.92	1.92	1.92	1.92
	Cr	1.02	1.02	1.02	1.02	1.02	1.02	1.02	1.02
55Mn2Cr3	C	0.4	0.41	0.43	0.44	0.46	0.48	0.49	0.51
	Mn	1.78	1.78	1.79	1.79	1.79	1.8	1.8	1.8
	Cr	1.68	1.76	1.85	1.93	2.02	2.11	2.2	2.29

含量增加 M_s 和 M_f 点不断下降; Cr 也使 M_s 点降低; 而奥氏体晶粒增大将使 M_s 点上升。通常奥氏体化后, 55Mn2Cr 钢相比于 55Mn2Cr3 含碳量高而含铬量低, 晶界析出 (锻后冷却) 或未溶 (重新奥氏体化, 如图 9 (a)) 的碳化物又使后者晶粒更细小, 出现图 2 所示 55Mn2Cr 钢的 M_s 点 (222 °C) 低于 55Mn2Cr3 的 (250 °C) 结果, 说明碳对 M_s 点的影响远大于铬。而得到与此相似的 M_s 点只需在 800 °C 平衡条件下即可 (如图 10), 说明实际试验条件下 (890 °C 奥氏体化保温 5 min) 的奥氏体化状态相当于表 4 中 800 °C 时的平衡状态。

与碳含量密切联系的还有马氏体的形貌。对 Fe-

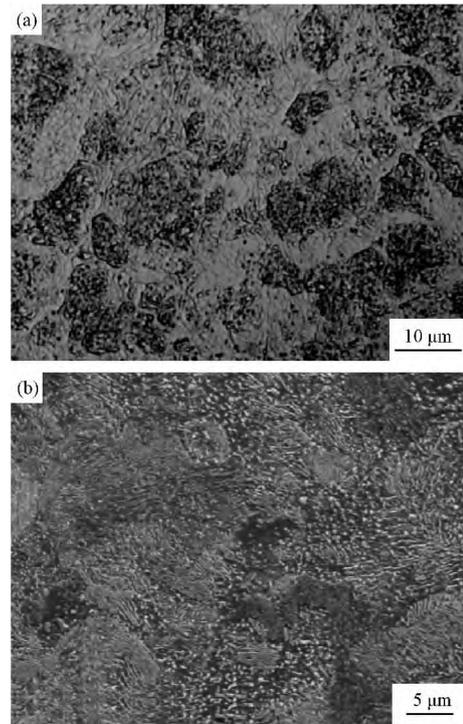


图 9 55Mn2Cr3 钢 890 °C 奥氏体化保温 5 min 后淬火和缓冷组织 (a) 淬火组织; (b) 以 0.01 °C/s 冷却的 SEM 照片
Fig.9 Optical and SEM images for 55Mn2Cr3 steel (a) quenched microstructure after austenitizing at 890 °C for 5 min; (b) SEM image of spheroidized structure cooled at a rate of 0.01 °C/s

C-Cr 系钢中马氏体的研究表明^[15] 随着奥氏体化温度升高, 奥氏体中固溶的碳含量增加, 马氏体的形貌也由板条状向透镜针状转变。本文 55Mn2Cr3 钢锻后快冷组织为板条状马氏体, 55Mn2Cr 钢为板条马氏体加针状马氏体的混合组织, 后者出现针状马氏体则说明过冷奥氏体中固溶碳含量较 55Mn2Cr3 钢高, 出现这一现象的原因是后者晶界碳化物的析出长大消耗了基体中的碳。如表 4 所示, 随温度降低 55Mn2Cr3 钢奥氏体中由于碳化物析出长大使得固溶的碳和铬含量不断降低, 而 55Mn2Cr 钢没有出现上述含量变化。

3.3 Cr 对珠光体相变的影响

从表 3 可见提高铬含量后 A_1 点上升, 在实际的珠光体相变试验中也发现 55Mn2Cr3 钢的 A_{r1} 点更高 (如表 2 所示 T_s)。本文中珠光体相变温度都在 600 °C 以上, 其珠光体团的生长主要由 γ/p 界面上铬的扩散控制^[6-7], 而铬是强碳化物形成元素, 它与碳的相互作用会阻碍界面迁移, 使孕育期延长, C 曲线右移。

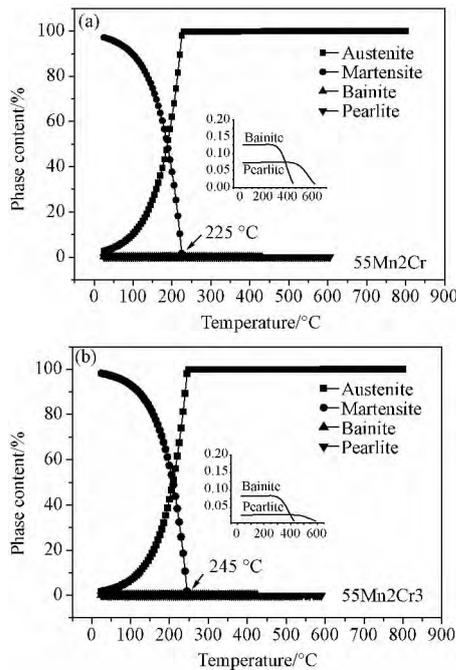


图10 模拟55Mn2Cr和55Mn2Cr3钢平衡条件下800℃奥氏体化后快冷过程中物相变化

Fig. 10 The simulation results of the quenching properties after austenitizing at 800 °C under equilibrium conditions

(a) 55Mn2Cr; (b) 55Mn2Cr3

孕育期内珠光体晶核中的 α 和 Fe_3C 相相互调整位向和形成稳定的传质过程所需消耗的能量^[16]即本文图6所示激活能,二者的差异是由铬含量差异引起的。铬为强碳化物形成元素,其溶质拖曳效应将阻碍碳的扩散,减缓珠光体团生长速率^[6],对于只发生微小相变量的孕育期同样受铬的这种影响。本文中55Mn2Cr3钢于0.01℃/s冷速下在峰值转变温度处的相变量较55Mn2Cr小(如图5)也是上述理论的体现。两个控制相变的因素碳的扩散 D_c^γ 和相变驱动力 ΔG_v 中后者与过冷度正相关,而两种钢 ΔT 分别为54℃和57℃相差无几,所以前者在该冷速下起主导作用,而铬为强碳化物形成元素含铬多的55Mn2Cr3钢自然相变量更少。

珠光体共析转变机制有两种,即碳化物球状长大

的离异共析转变机制和片层状铁素体/渗碳体协同生长的共析转变机制^[17]。铬对相变机制的影响在于其对过冷奥氏体状态的影响。对含铬量0.5%~3.5%的过共析钢研究表明^[18],由于铬增强了碳化物的稳定性,随铬含量增加奥氏体中存在未溶渗碳体的倾向增大,发生离异共析转变的可能性也提高。Verhoeven^[17]提出了离异共析转变的模型,在有未溶碳化物的过冷奥氏体中,若处于两个渗碳体颗粒间的 γ/α 界面、铁素体基体中的渗碳体/铁素体界面和奥氏体基体中的渗碳体/奥氏体界面3个界面存在局部碳平衡,则碳将从 γ/α 界面分别向两侧的渗碳体颗粒扩散并使其长大,而没有形核过程。但这一转变机制随着冷速增大发生的可能性会降低,在不含碳化物颗粒的奥氏体区域则主要发生层片状珠光体的共析转变,含有碳化物颗粒的奥氏体离异共析转变后碳化物颗粒会长大。本文中55Mn2Cr3钢也属于过共析钢,无论是锻后快冷还是重新奥氏体化,其奥氏体中出现碳化物的倾向都比55Mn2Cr大,在随后的缓慢冷却下,两种共析转变机制共同发生造成了球化珠光体和层片状珠光体的混合组织(如图1、图9),而当冷速提高离异共析转变机制逐渐被抑制,达到0.05℃/s时组织中几乎没有观察到球化珠光体组织。

4 结论

1) 55Mn2Cr钢比55Mn2Cr3获得细片状珠光体的冷速范围更大,相同冷速下硬度更高,可以达到350HV。淬透性的提高和球化珠光体组织的出现减小了后者获得片状珠光体的冷速范围;

2) 55Mn2Cr3钢淬透性更高,含铬量从1%提高到2.5%后,临界冷速从0.7℃/s下降到0.6℃/s。铬与碳的强烈相互作用引起的溶质拖曳效应延长了相变孕育期,使C曲线右移;

3) 缓冷条件下55Mn2Cr3钢更易出现球化珠光体组织;相同奥氏体化条件下含铬量高的55Mn2Cr3钢更易出现含未溶碳化物的奥氏体,这些区域在缓冷条件下容易发生离异共析转变,生成球化珠光体组织。

参 考 文 献

- [1] 丁洁. 汽车用微合金非调质钢的应用现状及发展[J]. 金属热处理, 2006, 31(9): 46-48.
DING Jie. Present situation of application and development of microalloyed steels for automobile[J]. Heat Treatment of Metals, 2006, 31(9): 46-48.
- [2] Wright P H. Microalloyed forging steels: a new generation[J]. Advanced Materials and Processes, 1988, (12): 29-34.
- [3] 王传雅. 钢轨钢的现状和发展趋势[J]. 特殊钢, 1994, 15(6): 54-62.
WANG Chuan-ya. Present status and development trend of rail steel[J]. Special Steel, 1994, 15(6): 54-62.

- [4] 叶 平 ,符仁钰 ,何燕霖 ,等. 组织形态对预硬型塑料模具钢(718) 切削加工性能的影响[J]. 上海金属 ,2004 ,26(4) :1 -4.
YE Ping ,FU Ren-yu ,HE Yan-lin ,et al. Effect of microstructure on the machinability of prehardened mould steel for plastics 718 [J]. Shanghai Metals ,2004 ,26(4) :1 -4.
- [5] 江来珠 ,王习顺 ,王建会. 非调质贝氏体型大截面塑料模具钢的研究和开发 - 合金成分与组织和机械性能的关系[J]. 宝钢技术 ,1999 ,(6) :22 -28 ,40.
JIANG Lai-zhu ,WANG Xi-shun ,WANG Jian-hui. Development of large-sized non-quenched and -tempered bainitic steel for plastic mould [J]. Baosteel Technology ,1999 ,(6) :22 -28 ,40.
- [6] Sharma R C ,Purdy G R ,Kirkaldy J S. Kinetics of the pearlite reaction in Fe-C-Cr[J]. Metallurgical Transactions A ,1979 ,10(8) :1129 -1139.
- [7] AL-Salman S A ,Lorimer G W ,Ridley N. Pearlite growth kinetics and partitioning in a Cr-Mn eutectoid steel[J]. Metallurgical Transactions A ,1979 ,10(11) :1703 -1709.
- [8] Chance J ,Ridley N. Chromium partitioning during isothermal transformation of a eutectoid steel[J]. Metallurgical Transactions A ,1981 ,12(7) :1205 -1213.
- [9] Nakase K ,Bernstein I M. The effect of alloying elements and microstructure on the strength and fracture resistance of pearlitic steel[J]. Metallurgical Transactions A ,1988 ,19(11) :2819 -2829.
- [10] 李国宝 ,田世永 ,王 勇. 热处理对含铬低碳钢组织与性能的影响[J]. 金属热处理 ,2012 ,37(5) :46 -49.
LI Guo-bao ,TIAN Shi-yong ,WANG Yong. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of low carbon chromium steel [J]. Heat Treatment of Metals ,2012 ,37(5) :46 -49.
- [11] Kissinger H E. Reaction kinetics in differential thermal analysis[J]. Analytical Chemistry ,1957 ,29(11) :1702 -1706.
- [12] Mittemeijer E J. Analysis of the kinetics of phase transformations [J]. Journal of Materials Science ,1992 ,27(15) :3977 -3987.
- [13] Baumann W ,Leineweber A ,Mittemeijer E J. Failure of Kissinger(-like) methods for determination of the activation energy of phase transformations in the vicinity of the equilibrium phase-transformation temperature [J]. J Mater Sci ,2010 ,45(22) :6075 -6082.
- [14] Khlestov V M ,Konopleva E V ,McQueen H J. Effects of deformation and heating temperature on the austenite transformation to pearlite in high alloy tool steels [J]. Material Science and Technology ,2002 ,18(1) :54 -60.
- [15] Muneo Yaso ,Shigekazu Morito ,Takuya Ohba ,et al. Microstructure of martensite in Fe-C-Cr steel [J]. Materials Science and Engineering A ,2008 ,481 -482:770 -773.
- [16] Han K ,Smith G D W ,Edmonds D V. Pearlite phase transformation in Si and V steel [J]. Metallurgical and Materials Transactions A ,1995 ,26(7) :1617 -1631.
- [17] Verhoeven J D ,Gibson E D. The divorced eutectoid transformation in steel [J]. Metallurgical and Materials Transactions A ,1998 ,29(4) :1181 -1189.
- [18] Luzginova N V ,Zhao L ,Sietsma J. The cementite spheroidization process in high-carbon steels with different chromium contents [J]. Metallurgical and Materials Transactions A ,2008 ,39(3) :513 -521.