

УДК 621.78.04:621.775.2

**В.И. Зурнаджи<sup>1</sup>, В.Г. Ефременко<sup>1</sup>, Н.П. Зайчук<sup>2</sup>, В.Г. Гаврилова<sup>1</sup>, А.В. Джеренова<sup>1</sup>**  
*ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет»<sup>1</sup>*  
*Луцкий национальный технический университет<sup>2</sup>*

### **КИНЕТИКА АТЕРМИЧЕСКОГО МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛЯХ 60С2ХФА И 55С3Г2ХФМБА**

*В статье описаны особенности кинетики атермического мартенситного превращения и положение мартенситной точки  $M_n$  в сталях 55С3Г2ХФМБА и 60С2ХФА. Установлено, что кинетика превращения носит характер, близкий к взрывному, а мартенситные точки составляют 240 и 257 °С, соответственно. Кинетика мартенситного превращения в исследованных сталях достаточно точно описывается уравнением Koistinen-Marburger при фиттинг-параметре, равном 0,012.*

*Ключевые слова:* мартенситное превращение, кинетика, мартенситная точка, структура.

### **В.І. Зурнаджи, В.Г. Єфременко, Н.П. Зайчук, В.Г. Гаврилова, А.В. Джеренова** **КИНЕТИКА АТЕРМІЧНОГО МАРТЕНСИТНОГО ПЕРЕТВОРЕННЯ В СТАЛЯХ 60С2ХФА ТА 55С3Г2ХФМБА**

*У статті описані особливості кинетики атермічного мартенситного перетворення і положення мартенситної точки  $M_n$  в сталях 55С3Г2ХФМБА та 60С2ХФА. Встановлено, що кинетика перетворення носить характер, близький до вибухового, а мартенситні точки становлять 240 і 257 °С, відповідно. Кинетика мартенситного перетворення в досліджених сталях досить точно описується рівнянням Koistinen-Marburger при фиттинг-параметрі, рівному 0,012.*

*Ключові слова:* мартенситні перетворення, кинетика, мартенситна точка, структура.

### **V.I. Zurnadzhy, V.G. Efremenko, N.P. Zaichuk, V.G. Gavrilova, A.V. Dgherenova** **KINETICS OF ATHERMAL MARTENSITIC TRANSFORMATIONS IN STEELS 60Si2CrVA AND 55Si3Mn2CrVMoNbA**

*The vision of martensitic transformation kinetics is very essential for designing the heat treatments modes concerning quenching-and-partitioning technology. The paper presents the data on the kinetics of athermal martensitic transformation in springs steels 60Si2CrVA (0.53 % C; 1.46 % Si; 0.44 % Mn; 0.95 % Cr; 0.10 % V; 0.016 % S; 0.013 % P) and 55Si3Mn2CrVMoNbA (0.56 % C; 2.50 % Si; 1.70 % Mn; 0.50 % Cr; 0.21 % Mo; 0.12 % V; 0.05 % Nb; 0.006 % S; 0.015 % P) after quenching heating at 880 °C and 900 °C respectively. The steel samples were cooled at still air to 50 °C and further - at fridge or liquid nitrogen up to minus 196 °C. The transformation kinetics was recorded using magnetometer equipped with strain gauges for fixing the increase in the amount of the ferromagnetic phase as the temperature in the sample decreases. It was established that the temperatures of the start of martensitic transformation in above mentioned steels are 240 i 257 °C, accordingly. The kinetics of martensitic transformation was to be similar to explosive character. The martensite appears mostly in the temperature range which is by 150 °C below the  $M_s$  temperature. At 100 °C the both steels contain in the structure about 80-90 volume % of martensite. It is shown that the application of known empirical equations could be useful for fairly accurate calculation of the position of the  $M_s$  point for these steels. It was found that the empirical equations of Andrews and Rowland-Lyle are the best for adequate predicting the temperature  $M_s$  for the steels 60Si2CrVA and 55Si3Mn2CrVMoNbA. The kinetics of the martensitic transformation in these steels is described quite accurately by the Koistinen-Marburger equation with a fitting parameter  $a_m$  of 0.012.*

*Keywords:* martensitic transformation, kinetics, martensitic point, structure.

**Постановка проблеми.** Мартенситное превращение играет исключительно важную роль в формировании комплекса механических свойств стали [1]. Температурный интервал протекания превращения определяет морфологию и свойства мартенсита, количество остаточного аустенита, уровень закалочных напряжений, влияя тем самым на свойства закаленной стали. Как правило, при анализе диаграмма превращения аустенита ориентируются на положение температуры начала мартенситного превращения (точку  $M_n$ ), меньше внимания уделяя температуре конца превращения ( $M_k$ ) и кинетике превращения в интервале  $M_n$ – $M_k$ .

**Анализ последних исследований и публикаций.** В ряде случаев знание кинетики мартенситного превращения позволяет правильно выбрать режим и спрогнозировать результаты термической обработки, особенно если она предполагает приостановку охлаждения в мартенситном интервале температур. К таким обработкам относится Q-n-P-технология, заключающаяся в прерывании закалки (Quenching) при температуре ниже  $M_n$  с последующим нагревом до более высокой температуры для диффузионного перераспределения (Partitioning) углерода из мартенсита в аустенит [2]. Насыщение аустенита углеродом приводит к его стабилизации, что обеспечивает повышенную долю остаточного аустенита в структуре стали даже при невысоком уровне ее легирования [3]. С целью сохранения углерода в гамма-фазе и предотвращении его выделения в виде карбидов сталь, предназначенную для Q-n-P обработки,

легируют кремнием или алюминием [4]. После Q-p-R обработки низколегированные стали приобретают высокий комплекс прочностных и пластических свойств, что позволяет им успешно конкурировать со сталями с повышенным содержанием легирующих элементов [5].

Правильный выбор температуры прерывания закалочного охлаждения при Q-p-R обработке важен с точки зрения соотношения объемов мартенсита и аустенита, что, с одной стороны предопределяет степень насыщения аустенита углеродом, а с другой – уровень прочности стали. Экспериментальные данные о кинетике атермического мартенситного превращения в сталях встречаются в литературе редко, что приводит к необходимости проведения специальных исследований.

**Цель работы** – построение кинетической кривой мартенситного превращения в сталях 60C2XФА и 55C3Г2XФМБА для дальнейшего выбора режима их Q-p-R обработки.

**Методика.** Материалом исследований служили стандартная сталь 60C2XФА (0,53 % C; 1,46 % Si; 0,44 % Mn; 0,95 % Cr; 0,10 % V; 0,016 % S; 0,013 % P) и экспериментальная сталь 55C3Г2XФМБА (0,56 % C; 2,50 % Si; 1,70 % Mn; 0,50 % Cr; 0,21 % Mo; 0,12 % V; 0,05 % Nb; 0,006 % S; 0,015 % P). Кинетику мартенситного превращения исследовали с помощью магнитометра, оснащенного тензометрической системой фиксации намагниченности образца. Образец размерами 2x10x12 мм аустенизировали при 880 °C (60C2XФА) или 900 °C (55C3Г2XФМБА) в течение 5 мин, после чего охлаждали на спокойном воздухе в подвешенном состоянии между полюсами магнита. По мере остывания и развития мартенситного превращения образец втягивался в магнитное поле магнитометра, деформируя балку с тензодатчиками. Сигнал от тензодатчиков записывался на компьютере посредством аналого-цифрового преобразователя фирмы «Advantech». Температуру образца фиксировали с помощью приваренной к нему хромель-алюмелевой термопарой. До 50 °C образец охлаждали на воздухе (средняя скорость охлаждения в интервале 880...500 °C составляла 13,3 К/с). Затем образец последовательно охлаждали вне магнитометра до 4 °C, до минус 20 °C и до минус 196 °C (в жидком азоте), после чего помещали в магнитометр и измеряли прирост магнитной фазы.

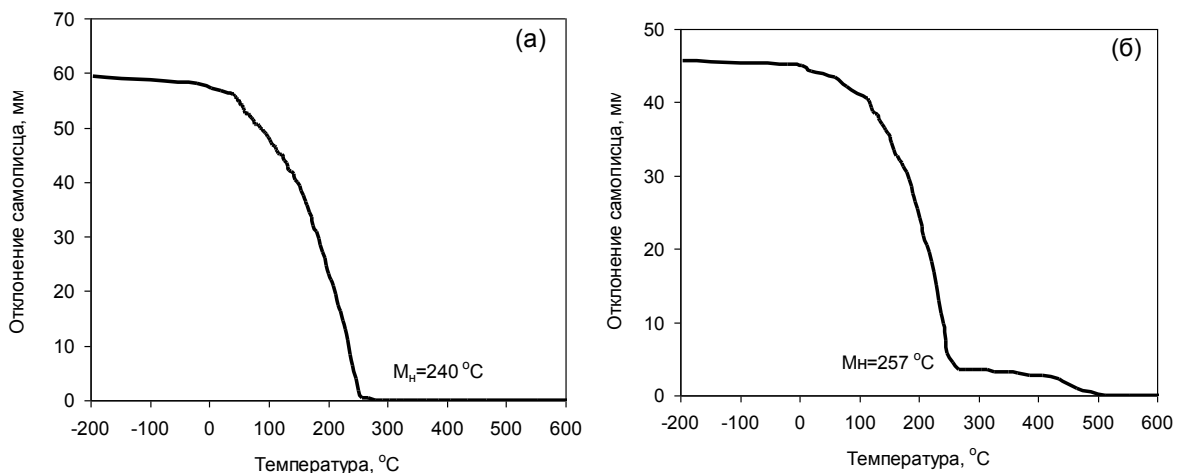


Рис. 1. Магнитометрические кривые охлаждения сталей 55C3Г2XФМБА (а) и 60C2XФА (б).

**Результаты исследований и их обсуждение.** На рисунке 1 приведены магнитометрические кривые охлаждения, характеризующие нарастание магнитности образцов по мере снижения их температуры. В стали 55C3Г2XФМБА ферромагнитная фаза появляется при охлаждении до 240 °C, что фактически соответствует точке  $M_n$  этой стали. Особенностью стали 60C2XФА (рис. 1, б) является то, что при охлаждении образца на воздухе превращение аустенита начинается в бейнитной области при 465 °C; при дальнейшем охлаждении количество ферромагнитной фазы стабилизируется вплоть до 257 °C. Начиная с 257 °C, количества ферромагнитной фазы резко нарастает, свидетельствуя о начале мартенситного превращения. Таким образом, точка  $M_n$  для стали 60C2XФА фиксируется при 257 °C.

Приняли, что охлаждение в жидком азоте обеспечивает достижение температуры конца мартенситного превращения для обеих исследуемых сталей, т.е. гарантирует получение 100 % мартенсита в структуре. Исходя из этого, а также с учетом частичного превращения аустенита в

бейнитной области в стали 60С2ХФА полученные магнитометрические кривые были пересчитаны в кинетические кривые мартенситного превращения, представленные на рисунке 2.

Как следует из рис. 2, для исследуемых сталей мартенситное превращение имеет кинетику, близкую к взрывной, т.е. основная доля мартенсита формируется в интервале температур на 120...150 градусов ниже точки  $M_n$ . Так в стали 55С3Г2ХФМБА охлаждение до 200 °С приводит к появлению 22 % мартенсита, а при 100 °С его количество возрастает уже до 80 %. При более низких температурах интенсивность мартенситного превращения резко снижается. При комнатной температуре в структуре стали 55С3Г2ХФМБА сохраняется около 7 % остаточного аустенита. Для стали 60С2ХФА наиболее резкое нарастание количества мартенсита соответствует интервалу  $M_n - 200$  °С, когда образуется 45 % мартенсита. При более низких температурах интенсивность прироста мартенсита снижается. При охлаждении до 20 °С структура стали содержит около 4 % остаточного аустенита.

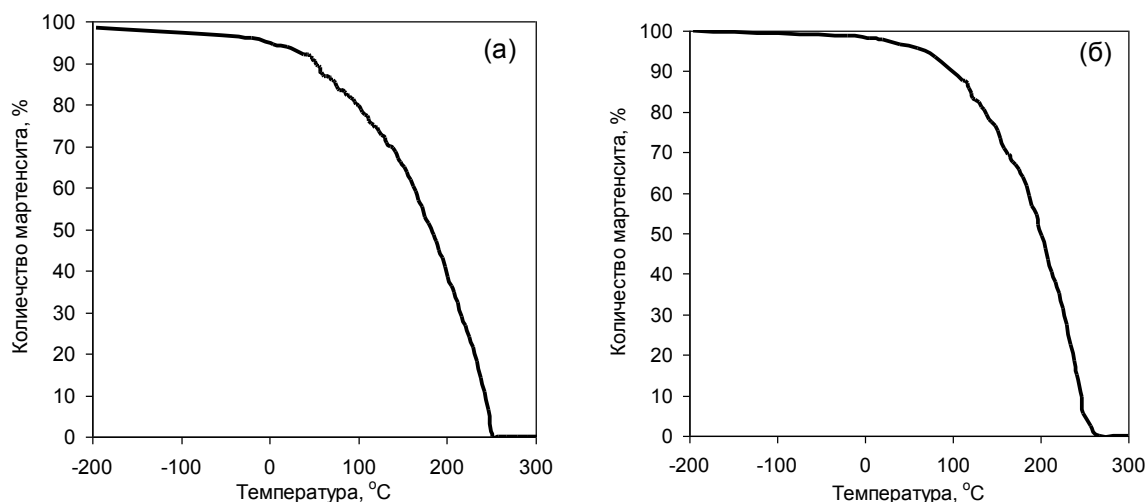


Рис. 2. Кинетические кривые мартенситного превращения в сталях 55С3Г2ХФМБА (а) и 60С2ХФА (б).

Учитывая сложности в экспериментальном определении кинетики и температуры начала мартенситного превращения, достаточно широкое применение находят математические модели и эмпирические уравнения, позволяющие определять указанные параметры расчетным путем [6-26]. Однако, они носят ограниченный характер, что обусловлено различиями в содержании углерода и специфике легирования в сталях различных классов. В связи с этим представляло интерес проанализировать известные уравнения с целью определения их пригодности применительно к рессорным сталям с повышенным содержанием кремния.

Был выполнен расчет положения точки  $M_n$  согласно эмпирическим уравнениям [6-23], результаты представлены в таблице 1. Как следует из таблицы, выражения № 10...15 позволяют с достаточной точностью ( $\pm 4...-8$  °С) рассчитать положение точки  $M_n$  в стали 55С3Г2ХФМБА. Выражения Andrews [13] и Rowland-Lyle [14] дают наименьшую погрешность в определении температуры  $M_n$  для стали 60С2ХФА. Наибольшая погрешность в определении температуры начала мартенситного превращения применительно к исследованным сталям получается при использовании уравнений Tamura [21], Jaffe-Hollomon [22] и Carapella [23].

Наиболее часто для описания кинетики атермического мартенситного превращения используется уравнение [24], предложенное в 1959 году Koistinen и Marburger (К-М). Несмотря на то, что уравнение разработано применительно к нелегированным сплавам системы «железо-углерод», оно содержит фитинг-коэффициент  $a_m$ , при правильном выборе которого может достаточно точно описывать кинетику превращения в легированных сталях различного класса:

$$f = 1 - \exp(-a_m \cdot (M_n - T)) \quad (1)$$

где:  $f$  – объемная доля мартенсита, образованного при температуре  $T$  ниже точки  $M_n$ , °С;  
 $M_n$  – температура начала мартенситного превращения, °С;  
 $a_m$  – фитинг-параметр.

Позже в работах Hougardy [19], van Bohemen [25], Lee и Van Tyne [26] были предложены модифицированные варианты уравнения К-М (табл. 2). В двух последних случаях была

предпринята попытка связать фитинг-параметр с химическим составом стали. Теоретическая модель Hougardy, базируясь на подходе К-М, отличается наличием степенного параметра  $q$ . В уравнении Hougardy и показатель  $q$ , и сам фитинг-параметр (обозначенный в данном случае как  $k$ ) рассчитываются в зависимости от температуры  $M_n$ . Выражение, предложенное van Bohemen, отличается от К-М тем, что фитинг-параметр  $a_m$  рассчитывается по содержанию в стали углерода, марганца, никеля хрома и молибдена. Выражение van Bohemen применимо к достаточно узкому кругу сталей и во многих случаях может давать весьма неточные результаты, поскольку далеко не все стали содержат такие элементы, как никель и молибден. Уравнение, разработанное Lee и Van Тупе в 2012 году, содержит в себе фитинг-параметр ( $K_{LV}$ ) и степенной параметр ( $n_{LV}$ ), значения которых рассчитываются в зависимости от химического состава стали.

Таблица 1

**Значения температуры  $M_n$ , полученные по выражениям [6-23] для сталей  
55С3Г2ХФМБА (№ 1) и 60С2ХФА (№ 2)**

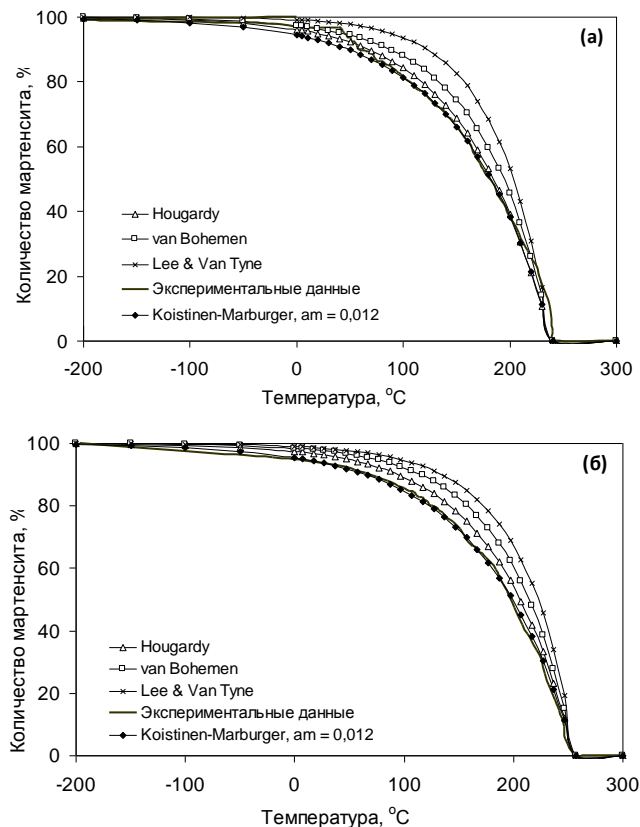
№	Авторы	Выражение	Температура $M_n$ (°C) для стали	
			№ 1	№ 2
1	Попов А.А., Попова Л.Е.[6]	$M_n = 520 - 320[C] - 50[Mn] - 30[Cr] - 20[Ni+Mo] - 5[Cu+Si]$	224	293
2	Capdevila [7]	$M_n = 764,2 - 302,6[C] - 30,6[Mn] - 16,6[Ni] - 8,9[Cr] + 2,4[Mo] - 11,3[Cu] + 8,58[Co] + 7,4[W] - 14,5[Si]$	229	288
3	Krauss [8]	$M_n = 561 - 474[C] - 33[Mn] - 17[Cr] - 17[Ni] - 21[Mo]$	227	279
4	Zhichao [9]	$M_n = 540 - 420[C] - 35[Mn] - 12[Cr] - 20[Ni] - 21[Mo] - 10,5[Si] - 10,5[W] + 20[Al] + 140[V]$	225	289
5	Sverdlin & Ness [10]	$M_n = 561,1 - 473,9[C] - 33[Mn] - 16,7[Cr+Ni] - 21,1[Mo]$	224	293
6	Payson & Savage [11]	$M_n = 498,9 - 316,7[C] - 33,3[Mn] - 27,8[Cr] - 16,7[Ni] - 11,1[Si+Mo+W]$	221	274
7	van Bohemen [12]	$M_n = 565 - 31[Mn] - 13[Si] - 10[Cr] - 18[Ni] - 12[Mo] - 600(1 - \exp(-0,96[C]))$	223	284
8	Andrews [13]	$M_n = 539 - 423[C] - 30,4[Mn] - 17,7[Ni] - 12,1[Cr] - 11[Si] - 7,0[Mo]$	199	258
9	Rowland & Lyle [14]	$M_n = 498,9 - 333,3[C] - 33,3[Mn] - 27,8[Cr] - 16,7[Ni] - 11,1[Si+Mo+W]$	212	265
10	Liu [15]	$M_n = 525 - 350([C]-0,05) - 45[Mn] - 30[Cr] - 20[Ni] - 16[Mo] - 5[Si] - 8[W] + 6[Co] + 15[Al] - 35[V+Nb+Zr+Ti]$	233	298
11	Mahieu [16]	$M_n = 539 - 423[C] - 30,4[Mn] - 7,5[Si] + 30[Al]$	232	290
12	Nehrenberg [17]	$M_n = 498,9 - 300[C] - 33,3[Mn] - 22,2[Cr] - 16,7[Ni] - 11,1[Si+Mo]$	233	288
13	Grange & Stewart [18]	$M_n = 537,8 - 361,1[C] - 38,9[Mn+Cr] - 19,4[Ni] - 27,8[Mo]$	244	292
14	Hougardy [19]	$M_n = 0,495 M_n + 0,00095 M_n^2 + 40$	243	301
15	Kunitake [20]	$M_n = 560,5 - 407,3[C] - 37,8[Mn] - 14,8[Cr] - 19,5[Ni] - 4,5[Mo] - 7,3[Si] - 20,5[Cu]$	242	303
16	Tamura [21]	$M_n = 520 - 361[C] - 39[Mn] - 20[Cr] - 17[V] - 17[Ni] - 10[Cu] - 5[Mo+W] + 15[Co] + 30[Al]$	268	321
17	Jaffe & Hollomon [22]	$M_n = 550 - 350[C] - 40[Mn] - 35[V] - 20[Cr] - 17[Ni] - 10[Cu] - 10[Mo] - 8[W] + 15[Co] + 30[Al]$	270	324
18	Carapella [23]	$M_n = 496,1 \cdot (1 - 0,344[C]) \cdot (1 - 0,051[Mn]) \cdot (1 - 0,018[Si]) \cdot (1 - 0,025[Ni]) \cdot (1 - 0,039[Cr]) \cdot (1 - 0,016[Mo]) \cdot (1 - 0,010[W]) \cdot (1 - 0,067[Co])$	341	372

Прим. В скобках – содержание соответствующего элемента, масс. %

**Функции, описывающие зависимость объемной доли мартенсита от температуры  
переохлаждения аустенита (во всех случаях  $M_n$  подставляется в °С)**

Авторы	Уравнение
Hougardy [19]	$f = 1 - \exp(-k \cdot (M_n - T)^q),$ где: $k = 0,36 \cdot 10^{-3} + 10^{-5} \cdot M_n - 0,34 \cdot 10^{-6} \cdot M_n^2 + 0,32 \cdot 10^{-8} \cdot M_n^3 - 0,52 \cdot 10^{-11} \cdot M_n^4$ $q = 2,08 - 0,76 \cdot 10^{-2} \cdot M_n + 0,16 \cdot 10^{-2} \cdot M_n^2 - 0,90 \cdot 10^{-8} \cdot M_n^3$
van Bohemen [25]	$f = 1 - \exp(-a_m \cdot (M_n - T)),$ где: $a_m = 0,0224 - 0,01007[C] - 7 \cdot 10^{-4}[Mn] - 5 \cdot 10^{-5}[Ni] - 12 \cdot 10^{-5}[Cr] - 10^{-4}[Mo]$
Lee & Van Tyne [26]	$f = 1 - \exp(-K_{LV} \cdot (M_n - T)^{n_{LV}})$ где: $K_{LV} = 0,0231 - 0,0105[C] - 0,0017[Ni] + 0,0074[Cr] - 0,0193[Mo]$ ; $n_{LV} = 1,4304 - 1,1836[C] + 0,7527[C]^2 + 0,0258[Ni] - 0,0739[Cr] + 0,3108[Mo]$

Для оценки применимости названных выражений относительно сталей 55С3Г2ХФМБА и 60С2ХФА, произвели расчет кинетики мартенситного превращения по выражению (1), варьируя величиной параметра  $a_m$  для минимизации различия между расчетными и экспериментальными данными. Кроме того, рассчитали кинетику по выражениям (2)...(4), приведенным в табл. 2. Сравнение расчетных данных с реальной кинетикой мартенситного превращения исследуемых сталей представлено на рисунке 3. Как следует из рисунка, наибольшее приближение к экспериментальным данным дает уравнение К-М при значении  $a_m = 0,012$ . Также достаточно точное описание кинетики дает модель на основе функции Hougardy.



**Рис. 3. Сравнение экспериментальной и расчетных кинетических кривых мартенситного превращения стали 55С3Г2ХФМБА (а) и 60С2ХФА (б)**

Полученные в данной работе данные о положении мартенситной точки  $M_n$  и кинетике мартенситного превращения могут быть использованы для выбора параметров Q-p-R обработки сталей 55С3Г2ХФМБА и 60С2ХФА, что представляет интерес для дальнейших исследований.

**Выводы.**

1. Установлено, что температура начала мартенситного превращения для сталей 55С3Г2ХФМБА и 60С2ХФА составляет 240 °С и 257 °С соответственно. Показано, что

применение известных эмпирических уравнений в ряде случаев обеспечивает достаточно точный расчет положения точки  $M_n$  для данных сталей.

2. Сталі 55С3Г2ХМФБА і 60С2ХФА характеризуються активною кінетикою мартенситного превращення в інтервалі температур від  $M_n$  до  $\sim 100^\circ\text{C}$ , з утворенням 80-90 % мартенсита.

3. Показано, що кінетика мартенситного превращення в сталях 55С3Г2ХМФБА і 60С2ХФА достатньо точно описується рівнянням Koistinen-Marburger при фіттинг-параметре  $a_m$ , рівном 0,012.

### Литература

1. Bag A. Influence of martensite content and morphology on tensile and impact properties of high-martensite dual-phase steels / A. Bag, K. K. Ray, E. S. Dwarakadasa // Metallurgical and Materials Transactions A. – 1999. – № 30(5). – P. 1293-1202.
2. Speer J.G. Partitioning of carbon from supersaturated plates of ferrite, with application to steel processing and fundamentals of the bainite transformation / J.G. Speer, D.V. Edmonds, F.C. Rizzo [etc.] // Solid State and Materials Science. – 2004. – № 8. – P. 219-237.
3. Clarke A. J. Influence of carbon partitioning kinetics on final austenite fraction during quenching and partitioning / A. J. Clarke, J. G. Speer, D. K. Matlock [etc.] // Scripta Materialia. – 2009. – № 61(2). – P. 149-152.
4. De Moor E. Effect of carbon and manganese on the quenching and partitioning response of CMnSi steels / E. De Moor, J. G. Speer, D. K. Matlock [etc.] // ISIJ international. – 2011. – № 51(1). – P. 137-144.
5. Li H. Y. Microstructure and mechanical properties of an ultrahigh-strength 40SiMnNiCr steel during the one-step quenching and partitioning process / H. Y. Li, X. W. Lu, W. J. Li [etc.] // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2010. – № 41(5). – P. 1284-1300.
6. Попов А.А. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита. Справочник термиста / А.А. Попов, Л.Е. Попова. М.: Металлургия, 1961. 36 с.
7. Capdevila C. Determination of Ms temperature in steels: A Bayesian neural network model / C. Capdevila, C. G. de Andrés // ISIJ international. – 2002. – Vol. 42, №. 8. – P. 894-902.
8. Krauss G. Steels: heat treatment and processing principles / G. Krauss // ASM International. – 1990. – P. 43-87.
9. Zhichao L. Computation of Ms temperature in carbon equivalence method / L. Zhichao, L. Pengyan, W. Minggang // Journal of Liaoning Technical University: Nature Science. – 1998. – Vol. 17, №. 3. – P. 293-295.
10. Sverdlin A. V. The Effects of Alloying Elements on the Heat Treatment of Steel / A. V. Sverdlin, A. R. Ness // Steel Heat Treatment Handbook, New York: Marcel Dekker. – 1997. – P. 45-91.
11. Payson P. Martensite reactions in alloy steels / P. Payson, C.H. Savage // Transactions of American Society for Metals. – 1944. – Vol. 33. – P. 261-280.
12. Van Bohemen S. M. C. Bainite and martensite start temperature calculated with exponential carbon dependence / S. M. C. Van Bohemen // Materials Science and Technology. – 2012. – Vol. 28, №. 4. – P. 487-495.
13. Andrews K. W. Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures / K. W. Andrews // Journal of the Iron and Steel Institute. – 1965. – № 203. – P. 721-727.
14. Rowland E.S. The application of Ms points to case depth measurement / E.S. Rowland, S.R. Lyle // Transactions A.S.M. – 1946. – Vol. 37. – P. 27-47.
15. Liu C. A new empirical formula for Ms temperature in pure iron and ultra low carbon alloy steels / C. Liu // Journal of Materials Processing Technology. – 2001. – № 113. – P. 556-562.
16. Mahieu J. Phase transformation and mechanical properties of Si-free CMnAl transformation-induced plasticity-aided steel / J. Mahieu, B. C. De Cooman, J. Maki // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2002. – Vol. 33, №. 8. – P. 2573-2580.
17. Nehrenberg A. E. Contribution to discussion on Grange and Stewart / A. E. Nehrenberg // Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers. – 1946. – Vol. 167. – P. 494-498.
18. Grange R. A. The temperature range of martensite formation / R. A. Grange, H.M. Stewart // Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers. – 1946. – Vol. 167. – P. 467-501.
19. Hougardy H.P. Description and control of transformations in technical applications. Steel: A handbook for materials research and engineering – Volume 1: Fundamentals / H.P. Hougardy // Springer-Verlag. – 1992. – P. 167-200.
20. Kunitake T. Prediction of Ac1, Ac3 and Ms Temperatures by Empirical Formulas / T. Kunitake // Heat Treating (Japan). – 2001. – № 41. – P. 164-168.
21. Tamura I. Steel material study on the strength / I. Tamura // Nikkan Kogyo Shinbun Ltd., Tokyo. – 1970. – 40 p.
22. Grange R.A. Hardenability and quench cracking / R.A. Grange, H.M. Stewart // Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers. – 1946. – № 167. – P. 617-646.
23. Carapella L. A. Computing A11 or Ms (transformation temperature on quenching) from analysis / L.A. Carapella // Metal Progress. – 1944. – Vol. 46. – P. 108.
24. Koistinen D. P. A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels / D. P. Koistinen, R. E. Marburger // Acta metallurgica. – 1959. – Vol. 7, №. 1. – P. 59-60.
25. Van Bohemen S. M. C. Effect of composition on kinetics of athermal martensite formation in plain carbon steels / S. M. C. Van Bohemen, J. Sietsma // Materials science and technology. – 2009. – Vol. 25, №. 8. – P. 1009-1012.
26. Lee S. J. A kinetics model for martensite transformation in plain carbon and low-alloyed steels / S. J. Lee, C. J. Van Tyne // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2012. – Vol. 43, №. 2. – P. 422-427.

### Рецензент

**Маслов Владимир Александрович**, д.т.н., профессор ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет»

Стаття надійшла до редакції 23.03.2018