

УДК 669.017: 669.15 – 194.2: 669.02/09

С. В. Бобырь, А. Ю. Борисенко, О. В. Кукса, Д. В. Лошкарев

**АНАЛИЗ ФАЗОВО-СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ
ОХЛАЖДЕНИИ СТАЛЕЙ С УЧЕТОМ ВОЗНИКАЮЩИХ ДЕФОРМАЦИЙ
И НАПРЯЖЕНИЙ***Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова НАН Украины*

Целью работы является исследование фазово-структурных превращений при охлаждении углеродистых и низколегированных сталей с учетом возникающих структурных деформаций и напряжений. В качестве объекта исследований выбраны низколегированные стали с различным содержанием легирующих элементов – хрома, молибдена, никеля и стали, микролегированные ванадием. По дилатограммам образцов стали находили относительное расширение образца стали до начала фазового превращения аустенита (D_A) и относительное расширение образца стали в процессе фазового превращения аустенита ($D_{ФП}$), которые связаны с относительным удлинением образца через постоянный коэффициент K . Параметр D_A позволяет находить структурные напряжения, которые возникают в переохлажденном аустените стали при наличии градиента температур. Параметр $D_{ФП}$ характеризует напряжения, создаваемые фазовым превращением аустенита. В результате выполненного регрессионного анализа получены зависимости, связывающие химический состав стали, скорость ее охлаждения и параметры D_A и $D_{ФП}$. Выполнен анализ фазово-структурных превращений при охлаждении сталей с учетом возникающих деформаций и напряжений. Установлена эмпирическая зависимость между температурами начала и конца фазового превращения аустенита в стали, физико-химическими параметрами межатомного взаимодействия d и Z_y , скоростью охлаждения и параметрами деформации при охлаждении аустенита D_A и фазовом превращении $D_{ФП}$. Подтверждена адекватность построенных уравнений. Полученные регрессионные уравнения дают возможность рассчитывать параметры деформации D_A и $D_{ФП}$ и критические точки сталей $A_{с1}$ и $A_{с3}$.

Ключевые слова: углеродистые и низколегированные стали, охлаждение, фазово-структурные превращения, температура, деформации и напряжения

Состояние проблемы

Окончательный комплекс свойств сталь для изготовления инструмента горячей деформации – штампов, валков и т.д. приобретает после термической обработки: закалки и отпуска – весьма ответственных и сложных операций, особенно если принять во внимание большой размер изделия. При этом по объему изделий возникают существенные внутренние напряжения, величину которых следует учитывать при назначении режимов охлаждения [1].

Напряжения при термической обработке стальных изделий возникают вследствие объемных деформаций, связанных с неравномерностью температурного поля и неодновременностью протекания структурных превращений. Причем деформации, обусловленные структурными переходами, соизмеримы с температурными деформациями [2]. Описание темпера-

турных и структурных деформаций обычно проводится с помощью суммарного коэффициента линейного расширения [2].

В работах [3-5] установлено, что пластическая деформация порядка 20...30% значительно уменьшает инкубационный период и увеличивает скорость протекания перлитного превращения. Для бейнитного превращения характерно ускорение процесса в ходе самого деформирования, при снятии нагрузки скорость превращения довольно быстро понижается до своего «нормального» значения. Таким образом, определяющим фактором ускорения бейнитного превращения является действующее напряжение [3].

Однако влияние структурных деформаций и соответствующих им напряжений на процессы фазовых превращений до настоящего времени практически не изучено.

Целью работы является исследование фазово-структурных превращений при охлаждении углеродистых и низколегированных сталей с учетом возникающих структурных деформаций и напряжений.

Материал и методика исследований. В настоящем исследовании использованы экспериментальные данные, приведенные в работе [6]. В качестве объекта исследований выбраны низколегированные стали с различным содержанием легирующих элементов - хрома, молибдена и никеля, которые были дополнены сталями, микролегированными ванадием (таблица 1). Точки начала и конца фазовых превращений Тнфп и Тнкп определяли по имеющимся термокинетическим диаграммам превращения аустенита для трех скоростей охлаждения преимущественно с перлитным, бейнитным и мартенситным превращением (Рис.1). По приведенным дилатограммам находили два параметра: относительное расширение образца стали до начала фазового превращения аустенита – D_A и относительное расширение образца стали в процессе фазового превращения аустенита – $D_{ФП}$. Экспериментальные данные обрабатывали методами регрессионного анализа и с применением физико-химической модели Э.В. Приходько [7].

Изложение основных результатов исследования

Параметр D_A характеризует собой дополнительную (к термической) деформацию (относительное удлинение) образца стали ε_A . Она возникает при его охлаждении в сравнении с эталонным образцом с нормированным (известным) коэффициентом линейного расширения α .

Величины D_A и $D_{ФП}$ связаны с относительным удлинением образца через постоянный коэффициент K :

$$\varepsilon_A = D_A/K; \quad \varepsilon_{ФП} = D_{ФП}/K. \quad (1)$$

В то же время, одноосное напряжение связано с относительным удлинением образца простой зависимостью [2, 9]:

$$\sigma = E \times \varepsilon, \quad (2)$$

где E – модуль упругости стали ($\sim 2,17 \times 10^5$ МПа).

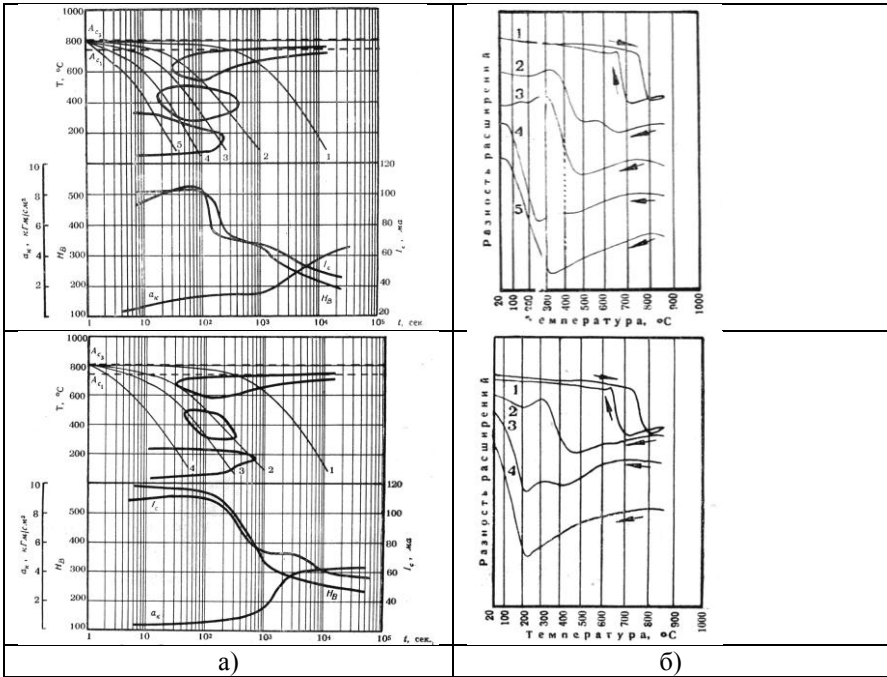


Рисунок 1 – Термокинетические диаграммы и свойства, кривые нагрева и охлаждения дилатометрических образцов стали 45ХГФ (а) и 60ХГФ (б) [6].

С учетом этого, параметр D_A позволяет нам находить структурные напряжения, которые возникают в переохлажденном аустените стали при наличии градиента температур $\Delta T = (T_a - T_{нфп})$ по сечению образца (изделия) вдоль одной из осей координат, где T_a – температура аустенитизации образца. При этом термические напряжения образца вдоль этой оси равны [2]:

$$\sigma_T = E \times \varepsilon_T = E \times \alpha \Delta T. \quad (3)$$

Тогда напряжение рассчитываемое по формуле:

$$\sigma_A = E \times \varepsilon_A, \quad (4)$$

представляет собой дополнительное к термическому структурное напряжение в аустените стали перед началом фазового превращения.

Параметр $D_{ФП}$, характеризует напряжения, создаваемые фазовым превращением аустенита. Известно, что при охлаждении в аустените α -фаза образуется с увеличением объема кристаллической решетки, что на микроуровне создает напряжения между фазами. Их значения вдоль одной оси координат можно оценить по формуле:

$$\sigma_{ФП} = E \times \varepsilon_{ФП} = E \times D_{ФП}/K \quad (5)$$

Таблица 1. Химический состав, скорость охлаждения, параметры деформации и расчетные напряжения сталей

	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V	P	S	$V_{охл}^{\circ}$ C/c	D_A	$D_{ФП}$	$T_{нф}$ п	$T_{кф}$ п	σ_a	$\sigma_{фп}$
Ст3	0,18	0,49	0,01	0,01	0,01	0,01	0,01	0,03	0,03	10,8	2,5	24	720	380	100,2	801,2
										25,2	2	24	690	390	66,8	801,2
										0,1	-2	14	780	650	-66,8	467,4
20X	0,18	0,59	0,23	0,84	0,11	0,01	0,01	0,026	0,02	5,8	1	23	690	270	33,4	767,9
										18,8	1	23	620	200	33,4	767,9
										0,1	-2	14	800	510	-66,8	467,4
25X2	0,24	0,05	0,09	2,34	0,08	0,01	0,01	0,017	0,01	0,8	-2	16	760	370	-66,8	534,2
										10,7	-2	22	720	250	-66,8	734,5
										0,1	-2	11	760	630	-66,8	367,2
25H	0,24	0,62	0,29	0,07	0,6	0,01	0,01	0,014	0,013	9,1	1,5	16	690	340	133,5	534,2
										31,3	-1	19	650	340	-33,4	634,3
										0,1	-2	15	690	570	-66,8	500,8
25H4	0,24	0,15	0,26	0,01	4,2	0,01	0,01	0,01	0,01	2,0	-3	24	600	380	-100,2	801,2
										26,6	0,5	24	560	340	16,7	801,2
										0,1	-2	13	840	690	-66,8	434,0
15M	0,17	0,36	0,27	0,01	0,08	0,51	0,01	0,014	0,018	1,1	-0,5	20	760	460	-16,7	667,7
										13,3	2	27	690	250	66,8	901,4
										0,0	-1	12	820	700	-66,8	400,6
армко	0,03	0,01	0,01	0,01	0,01	0,01	0,01	0,01	0,01	6,2	-0,5	24	840	440	-33,4	801,2

										24,5	2,5	29	810	320	100,2	968,2
										0,1	-2,5	17	740	620	-83,5	567,5
20XH	0,18	0,56	0,23	0,65	1,09	0,01	0,01	0,026	0,02	3,7	1,5	22	650	270	50,1	734,5
										29,4	0	22	560	190	0,0	734,5
										0,1	-2,5	17	750	630	-83,5	567,5
20XГ	0,2	0,98	0,31	1,03	0,08	0,01	0,01	0,023	0,02	1,2	-2	18	700	340	-66,8	600,9
										18,5	2	23	580	160	66,8	767,9
										0,1	-1,5	11	720	650	-50,1	367,2
40	0,39	0,63	0,18	0,12	0,09	0,01	0,01	0,016	0,005	5,4	2	19	690	440	66,8	634,3
										23,5	-0,5	20	650	460	-16,4	667,7
										0,1	-1,5	11	750	650	-50,1	367,2
45	0,45	0,63	0,26	0,01	0,09	0,01	0,01	0,02	0,02	7,8	-2,5	21	670	440	-83,5	701,1
										31,8	-1,5	22	630	410	-50,1	734,5
										0,1	-1,5	7	700	640	-50,1	233,7
65	0,66	0,57	0,21	0,01	0,01	0,01	0,01	0,024	0,006	1,1	-1,5	17	680	580	-50,1	567,5
										9,6	-3	8	600	400	-100,2	267,1
										0,1	-1	11	745	660	-33,4	367,2
45XГФ	0,46	0,87	0,17	1,08	0,09	0,01	0,23	0,032	0,02	2,8	-1	12	500	230	-33,4	400,6
										17,6	-8	24	330	160	-267,1	801,2
										0,1	-2	11	740	650	-66,8	367,2
60XГФ	0,58	0,99	0,22	1,02	0,1	0,01	0,2	0,02	0,016	2,4	-5	17	490	100	-166,9	567,5
										14,2	-10	23	230	60	-333,9	767,9

Происходящая на микроуровне деформация приводит к образованию дефектов кристаллической решетки - вакансий, дислокаций, поверхностей раздела между фазами и кристаллами. Проходящая по всему объему образца микродеформация переходит в макродеформацию образца, характеризуемую его суммарным относительным удлинением $\varepsilon_{\text{ФП}}$.

Значение коэффициента K в формуле (5) найдем из следующих соображений. При медленном охлаждении армко-железа изменение объема при фазовом превращении составляет 0,6%, а относительное удлинение образца $\varepsilon_{\text{ФП}} = 0,2\%$ [9]. Такому значению $\varepsilon_{\text{ФП}}$ соответствует значение $D_{\text{ФП}}$ равное 13 (таблица 1). Отсюда $K = D_{\text{ФП}} / \varepsilon_{\text{ФП}} = 6500$, $\sigma_{\text{ФП}} = 434$ МПа.

Расчетное напряжение фазового превращения армко-железа $\sigma_{\text{ФП}}$ имеет весьма значительную величину. При фазовых превращениях аустенита стали в бейнит и мартенсит напряжения в стали увеличиваются, достигая значений 968 МПа (таблица 1).

В результате выполненного регрессионного анализа получены следующие зависимости, связывающие химический состав стали, скорость ее охлаждения и параметры D_{Δ} и $D_{\text{ФП}}$:

$$D_{\Delta} = 0,286 - 6,24 * C + 1,23 * Mn - 2,95 * Si - 0,7 * Cr - 0,01 * Ni + 1,84 * Mo - 13,1 * V + 109,7 * P - 81,1 * S + 0,494 * \lg V_{\text{охл}}, (R^2 = 0,50) \quad (6);$$

$$D_{\text{ФП}} = 20,98 - 15,3 * C + 0,64 * Mn - 2,1 * Si + 0,235 * Cr + 0,5 * Ni + 3,46 * Mo + 10,5 * V - 18,1 * P + 23,9 * S + 3,44 * \lg V_{\text{охл}}, (R^2 = 0,7) \quad (7)$$

Из уравнения (6) видно, что положительное влияние на параметр D_{Δ} оказывают такие параметры, как марганец, молибден, фосфор и скорость охлаждения. Ванадий оказывает влияние со знаком « \rightarrow » на величину деформации аустенита.

В таблице (1) приведены расчетные значения напряжений в аустените стали при наличии градиента температур ΔT . На параметр $D_{\text{ФП}}$ углерод, кремний и фосфор оказывали отрицательное воздействие. Увеличение содержания ванадия повышало внутренние напряжения фазового превращения в стали. Установленные зависимости характеризуются достаточно высокой согласованностью между экспериментальными и расчетными данными (рис. 2.)

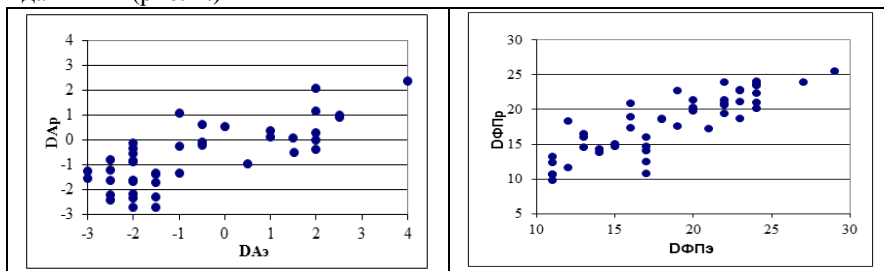


Рисунок 2 – Соответствие между экспериментальными и расчетными данными для параметров D_{Δ} и $D_{\text{ФП}}$.

На основании имеющихся данных были получены также регрессионные зависимости температур начала и конца фазового превращения аустенита в стали от химического состава, скорости охлаждения и параметров внутренних деформаций D_A и $D_{ФП}$.

$$T_{нфп} = 883,1 - 42,5 * C - 157,7 * Mn + 64,3 * Si - 11,8 * Cr - 46,9 * Ni - 116 * Mo - 214,4 * V - 4484 * P + 3152 * S - 73,2 * \lg V_{охл} + 19,3 * D_A, (R^2 = 0,89) \quad (8);$$

$$T_{кфп} = 586,7 + 98,6 * C - 197,2 * Mn + 221,6 * Si - 102,3 * Cr - 51,4 * Ni - 257,3 * Mo - 51,8 * V - 1439 * P + 2058 * S - 137,9 * \lg V_{охл} + 5,8 * D_A - 0,86 * D_{ФП}, (R^2=0,85) \quad (9)$$

На температуру начала фазового превращения аустенита $T_{нфп}$ все легирующие элементы, за исключением кремния и серы, а также скорость охлаждения оказывали отрицательное воздействие. На температуру конца фазового превращения аустенита углерод, кремний и сера оказывали положительное влияние. Марганец, хром, никель, молибден, ванадий, фосфор, скорость охлаждения и напряжения фазового превращения оказывали отрицательное воздействие на $T_{кфп}$. Особо стоит отметить фосфор, отрицательное влияние которого на эти температуры является весьма сильным.

По имеющимся экспериментальным данным были построены регрессионные уравнения для расчета критических точек сталей $A_{с1}$ и $A_{с3}$:

$$A_{с1} = 716,3 + 1,68 * C + 5,42 * Mn - 37,57 * Si + 20,81 * Cr - 9,76 * Ni + 51,8 * Mo + 8,3 * P + 228 * S - 180 * S, (R^2 = 0,93) \quad (10);$$

$$A_{с3} = 899 - 142,8 * C - 2 * Mn - 95 * Si - 2,73 * Cr - 18,2 * Ni + 75,2 * Mo - 18 * V - 477 * P + 580 * S, (R^2 = 0,92) \quad (11)$$

Для сокращения числа параметров модели («свертки» химического состава стали) экспериментальные данные обрабатывались также с применением физико-химической модели Э.В. Приходько [7]. Рассчитанные коэффициенты парной корреляции между параметрами этой модели и другими параметрами приведены в таблице 2.

Учитывая наиболее значимые параметры, получены регрессионные модели с физико-химическими параметрами и скоростью охлаждения, построенные без учета (12, 13) и с учетом (14, 15) параметров внутренних деформаций D_A и $D_{ФП}$:

$$T_{нфп} = 33335,111 + 748 * d - 26277,917 * tga - 1987 * ZY - 64,341 * \lg V_{охл} (R = 0,84); \quad (12)$$

$$T_{кфп} = 643,234 + 1017,85 * d + 69957,64 * tga - 2949,8 * ZY - 137,011 * \lg V_{охл}, (R = 0,91); \quad (13)$$

$$T_{нфп} = 935,967 + 578,558 * d - 1519,117 * ZY + 15,698 * D_A - 71,167 * \lg V_{охл} (R = 0,88); \quad (14)$$

$$T_{кфп} = 7674,866 - 1348,14 * d - 2871,09 * ZY - 1,60771 * D_{ФП} - 131,292 * \lg V_{охл}, (R = 0,92); \quad (15)$$

Таблица 2. Коэффициенты парной корреляции между параметрами модели

	ZY	d	tga	ΔZY	Δd	Rol	Тнфп	Ткфп
ZY	1							
d	-0,41467	1						
tga	0,304953	-0,6349	1					
ΔZY	0,990411	-0,47731	0,433077	1				
Δd	-0,42664	0,999565	-0,63274	-0,48833	1			
Rol	0,426472	-0,94467	0,351138	0,446002	-0,94568	1		
Тнфп	-0,54959	0,445706	-0,35254	-0,57105	0,445823	-0,41056	1	
Ткфп	-0,30733	-0,05878	0,096417	-0,27838	-0,05724	0,010257	0,723861	1
Ig Vохл	-0,08247	0,000439	0,003686	-0,07713	0,002468	-0,00904	-0,54546	-0,79227
C	0,391288	-0,99618	0,619774	0,452544	-0,99417	0,946481	-0,44141	0,059067
Mn	0,396738	-0,52395	0,124739	0,394831	-0,52131	0,575901	-0,48329	-0,14255
Si	0,508309	-0,19683	0,295447	0,529261	-0,20576	0,12538	-0,28828	-0,12618
Cr	0,58837	0,095086	-0,52576	0,478343	0,082388	0,151861	-0,13042	-0,30078
Ni	0,428059	0,206138	0,506004	0,484992	0,199536	-0,42846	-0,15581	-0,12616
Mo	-0,29181	0,198006	-0,19315	-0,30582	0,198882	-0,16826	0,205808	0,080948
V	0,463821	-0,34212	0,005032	0,437439	-0,33435	0,432134	-0,51434	-0,22852
P	-0,04614	-0,33367	-0,06521	-0,05694	-0,33453	0,416111	-0,18019	0,022775
S	-0,09516	-0,00285	-0,16756	-0,1134	0,003338	0,0619	-0,07815	-0,05898
D1	-0,50423	0,435798	-0,231	-0,50781	0,43287	-0,45476	0,436381	-0,00291
D2	-0,16935	0,510677	-0,30337	-0,19989	0,511429	-0,49027	-0,2314	-0,60128

Модели, построенные с учетом параметров внутренних деформаций D_A и $D_{ФП}$, имели более высокие коэффициенты множественной регрессии, чем модели без их учета. Взаимосвязь между экспериментальными и расчетными данными для Тнфп и Ткфп по разным моделям приведена на рис. 3 а, б. Проведенные исследования показали также, что изменение температур фазовых превращений имеет разный характер для сталей с низким и относительно высоким содержанием хрома и никеля. Последние дают нелинейное искажение исследуемых величин в области температур менее 450°С. Поэтому целесообразно рассмотреть возможность построения моделей для сталей с низким и высоким содержанием хрома соответственно.

Модельные зависимости (8) – (11) были применены для расчета критических точек стали 5ХНМ. Эта сталь не участвовала в базе данных для создания регрессионных моделей. Экспериментальные и расчетные данные для критических точек этой стали и их взаимосвязь приведена на рис. 4. Имеется достаточное соответствие между экспериментальными и расчетными данными.

Выводы.

1. В результате выполненного анализа установлено, что значение параметра деформации аустенита D_A при охлаждении стали повышают марганец, молибден, фосфор и скорость охлаждения. Углерод и ванадий снижают величину деформаций в аустените при охлаждении стали.

2. Параметр $D_{ФП}$, характеризующий деформации и напряжения, создаваемые фазовым превращением аустенита, снижают такие элементы

как углерод, кремний и фосфор. Увеличение содержания ванадия повышает внутренние напряжения фазового превращения в стали.

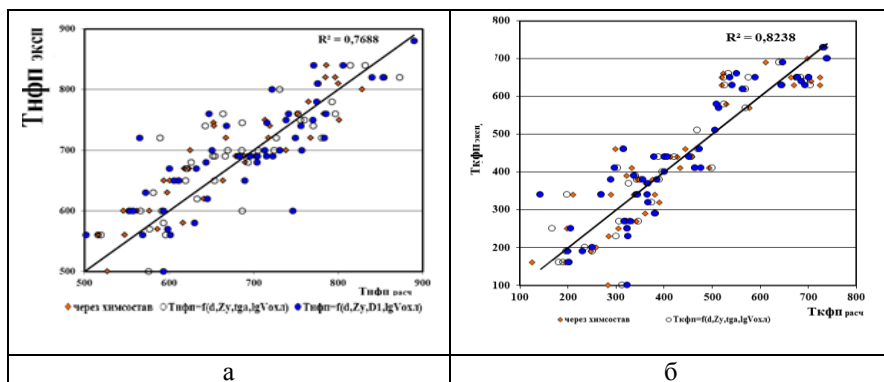


Рисунок 3 – Сравнительный анализ экспериментальных и расчетных данных для полученных зависимостей

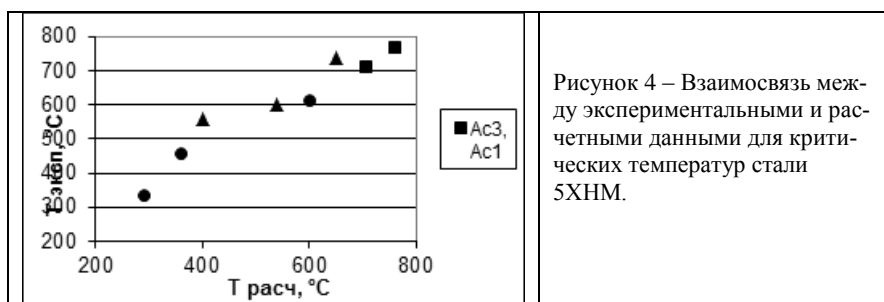


Рисунок 4 – Взаимосвязь между экспериментальными и расчетными данными для критических температур стали 5XNM.

3. Построены регрессионные зависимости температур начала и конца фазового превращения аустенита в стали от химического состава, скорости охлаждения и структурных параметров D_A и $D_{ФП}$.

4. Получены зависимости между температурами начала и конца фазового превращения аустенита в стали, физико-химическими параметрами d и Zy , скоростью охлаждения и структурными параметрами D_A и $D_{ФП}$.

5. Подтверждена адекватность построенных моделей для температур начала и конца фазовых превращений аустенита для стали 5XNM, не входящей в базу данных для построения моделей.

6. В настоящей работе установлено влияние химического состава, структурных деформаций, напряжений и параметров термической обработки сталей на процессы фазовых превращений. Это позволяет не только учитывать их взаимное влияние на процессы структурообразования низколегированных сталей, но и управлять формированием их структуры и

свойств.

Библиографический список

1. *Буркин, С.П.* Остаточные напряжения в металлопродукции : учебное пособие / С. П. Буркин, Г. В. Шимов, Е. А. Андрюкова. — Екатеринбург :Изд-во Урал. ун-та, 2015. — 248 с.
2. *Абрамов В.В.* Напряжения и деформации при термической обработке стали. – К.: Вища школа, 1985. – 133с.
3. *Зин Чер К., Мартинович И.И., Фалдин А.А.* Влияние напряжений и деформаций на бейнитное превращение в сталях // Новые конструкционные стали и методы их упрочнения: Материалы семинара. – М.: МДНТП, 1984. – С.41-45.
4. *Займовский В.А., Фалдин А.А.* Эффект запоминания формы и структурная наследственность в стали 40ХНЗМ // Физика металлов и металловедение, 1984. – Т.58. – Вып.1. – С.106-112.
5. *О причинах ускорения бейнитного превращения при низкотемпературной деформации аустенита / В.А. Займовский, В.А. Маргинович, О.В. Самедов, А.А. Фалдин // Физика металлов и металловедение, 1986. – Т.61. – Вып.4. – С.760-768.*
6. *Романов П.В., Радченко Р.П.* Превращения аустенита при непрерывном охлаждении стали (Атлас термокинетических диаграмм). – Новосибирск, Изд-во СО АН СССР, 1960 . – 403с.
7. *Приходько Э.В.* Эффективность комплексного легирования сталей и сплавов. – К.: Наукова думка, 1995. – 292с.
8. *Белоус М.В., Браун М.П.* Физика металлов - К.: Вища школа, 1985. - 373с.
9. *Бажанов В. Л.* Механика деформируемого твердого тела: учебное пособие для бакалавриата и магистратуры / В. Л. Бажанов. — М.: Издательство Юрайт, 2018. — 178 с.
10. *Надау А.* Пластичность и разрушение твердых тел. Т.2 – М.: Мир, 1960 – С.461.

Reference

1. *Burkin, S.P.* Ostatechnyye napryazheniya v metalloproduktzii : uchebnoye posobiye / S.P. Burkin, G. V. Shimov, Ye. A. Andryukova. — Yekaterinburg :Izd-vo Ural. un-ta, 2015. — 248 s.
2. *Abramov V.V.* Napryazheniya i deformatsii pri termicheskoy obrabotke stali. – K.: Vishcha shkola, 1985. – 133s.
3. *Zin Cher K., Martinovich I.I., Faldin A.A.* Vliyaniye napryazheniy i deformatsiy na beynitnoye prevrashcheniye v stalyakh // Novyye konstruksionnyye stali i metody ikh uprochneniya: Materialy seminaru. – M.: MDNTP, 1984. – S.41-45.
4. *Zaymovskiy V.A., Faldin A.A.* Effekt zapominaniya formy i strukturnaya nasledstvennost' v stali 40KH3M // Fizika metallov i metallovedeniye, 1984. – T.58. – Vyp.1. – S.106-112.

5. *O prichinakh uskoreniya beynitnogo prevrashcheniya pri nizkotemperaturnoy deformatsii austenita / V.A. Zaymovskiy, V.A. Martinovich, O.V. Samedov, A.A. Faldin // Fizika metallov i metallovedeniye, 1986. – T.61. – Vyp.4. – S.760-768.*
6. *Romanov P.V., Radchenko R.P. Prevrashcheniya austenita pri nepreryvnom okhlazhdenii stali (Atlas termokineticheskikh diagramm). – Novosibirsk, Izd-vo SO AN SSSR, 1960. – 403s.*
7. *Prikhod'ko E.V. Effektivnost' kompleksnogo legirovaniya staley i splavov. – K.: Naukova dumka, 1995. – 292s.*
8. *Belous M.V., Braun M.P. Fizika metallov - K.: Vishcha shkola, 1985. - 373s.*
9. *Bazhanov V. L. Mekhanika deformiruyemogo tverdogo tela: uchebnoye posobiye dlya bakalavriata i magistratury / V. L. Bazhanov. — M.: Izdatel'stvo Yurayt, 2018. — 178 s.*
10. *Nadai A. Plastichnost' i razrusheniye tverdykh tel. T.2 – M.: Mir, 1960 – S.461.*

С. В. Бобирь, А. Ю. Борисенко, О. В. Кукса, Д. В. Лошкарев

Аналіз фазово-структурних перетворень при охолодженні сталей з урахування виникаючих деформацій та напружень

Метою роботи є дослідження фазово-структурних перетворень при охолодженні вуглецевих і низьколегованих сталей з урахуванням виникаючих структурних деформацій і напружень. Як об'єкт досліджень вибрано низьколеговані сталі з різним вмістом легуючих елементів - хрому, молібдену, нікелю і сталі, що мікролеговані ванадієм. За діаграмами зразків сталі знаходили відносно розширення зразка сталі до початку фазового перетворення аустеніту (D_A) і відносно розширення зразка сталі в процесі фазового перетворення аустеніту ($D_{ФП}$), що пов'язані з відносним подовженням зразка через постійний коефіцієнт K . Параметр D_A дозволяє знаходити структурні напруги, що виникають в переохоложеному аустеніте сталі при наявності градієнта температур. Параметр $D_{ФП}$ характеризує напруги, що створені фазовим перетворенням аустеніту. В результаті виконаного регресійного аналізу отримано залежності, що зв'язують хімічний склад сталі, швидкість її охолодження і параметри D_A і $D_{ФП}$. Виконано аналіз фазово-структурних перетворень при охолодженні сталей з урахуванням виникаючих деформацій і напружень. Встановлено емпіричну залежність між температурами початку і кінця фазового перетворення аустеніту в сталі, фізико-хімічними параметрами міжатомної взаємодії d і Z_y , швидкістю охолодження і параметрами деформації при охолодженні аустеніту D_A і фазовому перетворенні $D_{ФП}$. Підтверджено адекватність визначених рівнянь. Отримані регресійні рівняння дають змогу розраховувати параметри деформації D_A і $D_{ФП}$ і критичні точки сталей A_{C1} і A_{C3} .

Ключові слова: вуглецеві і низьколеговані сталі, охолодження, фазово-структурні перетворення, температура, деформації та напруги

S. V. Bobyr, A. Yu. Borisenko, O. V. Kuksa, D. V. Loshkarev

Analysis of phase-structural transformations during cooling of steels, taking into account the deformations and stresses

The aim of the work is to study the phase-structural transformations during cooling of carbon and low-alloy steels, taking into account the resulting structural deformations and stresses. Low-alloyed steels with different content of alloying elements - chromium, molybdenum, nickel and steel, micro-alloyed with vanadium were chosen as the object of research. The dilatograms of steel samples were used to find the relative expansion of the steel sample before the start of austenite phase transformation (D_A) and the relative expansion of the steel sample during austenite phase transformation (D_{FT}), which are associated with the relative elongation of the sample through a constant factor K . The parameter D_A allows you to find structural stresses that arise in supercooled austenite steel in the presence of a temperature gradient. The parameter D_{FT} characterizes the stresses created by the phase transformation of austenite. As a result of the performed regression analysis, dependences were obtained that link the chemical composition of the steel, its cooling rate, and the parameters D_A and D_{FT} . The analysis of phase-structural transformations during the cooling of the steel with the occurring deformations and stresses. An empirical relationship has been established between the temperatures of the beginning and end of the phase transformation of austenite in steel, the physicochemical parameters d and Z_y , the cooling rate, and the deformation parameters when the austenite is cooled D_A and the phase transformation D_{FT} . Confirmed the adequacy of the constructed equations. The obtained regression equations make it possible to calculate the deformation parameters D_A and D_{FT} and critical points of the steel Ac_1 and Ac_3 ..

Keywords: carbon and low-alloy steels, cooling, phase-structural transformations, temperature, deformations and stresses

*Статья поступила в редакцию сборника 29.10.2018 года,
прошла внутреннее и внешнее рецензирование (Протокол заседания
редакционной коллегии сборника №1 от 26 декабря 2018 года)
Рецензенты: д.т.н., проф. Л.В.Камкина; д.т.н., проф. Д.Н.Тогобицкая*