

УДК 621.774.35

**О ВОЗМОЖНОСТИ ПРЕВРАЩЕНИЙ В БОРИДНЫХ ФАЗАХ В СТАЛИ 04X14T3P1Ф, ПРИМЕНЯЕМОЙ В АТОМНОЙ ЭНЕРГЕТИКЕ****С. И. Губенко, соиск., В. Н. Беспалько, к. т. н., доц., Е. В. Жиленкова, соиск., С. С. Пшедромирский, студ.***Национальная металлургическая академия Украины*

Развитие ядерной энергетики, создание и эксплуатация ядерно-энергетических установок различных типов предусматривают повышение радиационной стойкости конструкционных материалов. Одной из основных характеристик материалов активной зоны является поперечное сечение поглощения нейтронов. Бор один из химических элементов, который характеризуется наибольшим значением этой величины. Поэтому для изготовления чехловых труб, используемых при хранении отработанных тепловыделяющих сборок атомных электростанций, применяют высокохромистую сталь легированную бором.

Анализ диаграмм состояния двойных и многокомпонентных систем Fe-B, Cr-B, Ti-B, Fe-B-Cr, Ti-B-Cr и других [1, 2] позволяет предположить, что в исследуемой стали присутствует значительное количество боридных фаз. Проведенные ранее исследования с применением металлографического и рентгеноструктурного методов установили наличие в стали 04X14T3P1Ф боридов (Ti,Fe,V)<sub>2</sub>B, (Fe,Cr)<sub>2</sub>B, (Ti,Fe,Cr)<sub>2</sub>B, которые оказывают значительное влияние на свойства стали [3, 4]. Полученные закономерности изменения морфологии боридов при пластической деформации и их влияние на свойства стали требуют определения и дальнейшего уточнения температурных интервалов фазовых превращений в исследуемой стали.

Целью работы было исследование природы боридных фаз стали 04X14T3P1Ф. Химический состав стали приведен в таблице 1.

*Таблица 1**Химический состав стали 04X14T3P1Ф*

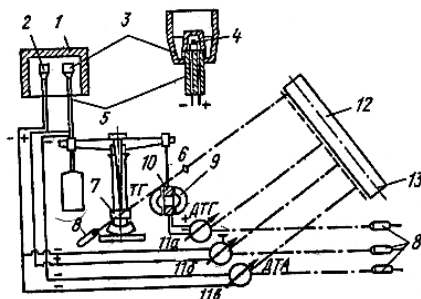
Содержание химических элементов, %							
C	Mn	Si	Cr	B	Ti	V	Ni
0,04	0,38	0,48	14,5 - 16,2	1,2 - 2,4	2,3	0,24	0,34

**Материалы и методики исследований.** Для исследования химических реакций и превращений, происходящих при нагреве высокохромистой стали с бором, применяли метод дифференциальной термографии. Кривые термогравиметрического анализа (TG, DTG и DTA) были получены с помощью дериватографа, принципиальная схема которого приведена на рис. 1 [5].

При проведении исследований скорость нагрева составляла 100 град/мин, навески брали весом 0,780 – 1,020 г. Кривая TG характеризует изменение массы образца при нагреве, кривая DTG – скорость изменения массы образца при нагреве, кривая DTA – кривая изменения энтальпии, характеризующая изменение величины теплового эффекта процесса. Одновременное измерение

массы и энтальпии позволяет полнее анализировать происходящие превращения.

Исследования проводили на образцах, отобранных от исходной заготовки (обр. 1) и полос после горячей деформации при различных температурах (обр. 2, 3). От каждого образца отбирали стружку: масса навески № 1 составляла 1,020 г; № 2 – 0,800 г; № 3 – 0,780 г.



**Рис. 1.** Принципиальная схема дериватографа [5]: 1 – печь; 2, 3 – тигли; 4 – спаи термопар; 5 – термопары; 6 – оптическая щель; 7 – весы; 8 – осветитель; 9 – постоянный магнит; 10 – катушка; 11 – гальванометры; 12 – светочувствительная бумага; 13 – барабан

**Результаты исследований и их обсуждение.** Анализ хода кривых ТГ показал, что изменение массы горячекатаных образцов аналогичен: в интервале температур 25 – 900°С масса образцов практически не изменялась, интенсивный рост массы наблюдали при температурах выше 900 °С. При нагреве образца 1 (исходная заготовка) его масса не изменялась в интервале температур 25 – 400 °С. Однако, дальнейшее повышение температуры в интервале 400 - 900 °С приводило к потере массы образца на 1,5 % (потеря веса составляла 16 мг). Значительный прирост массы образца 1, как и для горячекатаных образцов, наблюдали при температурах выше 900 °С. Данные по изменению массы исследуемых образцов приведены в таблице 2.

Анализ кривых ДТГ – скорости изменения массы образца во времени показал, что при повышенных температурах (выше 800°С) ход кривых для всех исследуемых образцов аналогичен, однако несколько отличаются температуры перегибов (табл. 3). При температурах ниже 800°С для образцов 2 и 3 (горячекатаная полоса) величина скорости изменения массы образцов во времени остается величиной постоянной и не зависит от температуры нагрева. Для образца 1 (исходная заготовка) в интервале температур 400 – 550°С величина скорости изменения массы образцов во времени зависит от температуры, что свидетельствует о прохождении превращений в исследуемом сплаве. В интервале температур 400- 450°С наблюдали уменьшение скорости изменения массы образца, при температурах 450-500-550 °С происходило увеличение скорости изменения массы образца с разной интенсивностью (табл. 4).

Изменение массы образцов при нагреве от 25 до 1000 °С, полученное при анализе кривых ТГ

№ образца	Масса навески, мг	Изменение массы образца				Суммарный привес массы	
		Интервал температур, °С	Привес массы, мг	Потеря массы, мг	Изменение массы, %	мг	%
1	1020	25 – 400	-	-	-	48	4,7
		400 - 500	-	16	1,5		
		500 – 830	-	-	-		
		830 – 900	5	-	0,5		
		900 - 1000	43	-	4,2		
3	780	25 - 900	-	-	-	40,0	5,1
		900 - 1000	40	-	5,1		
43	800	25 - 180	-	-	-	20,0	2,5
		180 - 200	3	-	0,37		
		200 - 900	-	-	-		
		900 - 1000	17	-	2,13		

Таблица 3

Интервал температур, характеризующий изменения скорости изменения массы образцов 2, 3 (горячекатаная полоса), при нагреве

Интервал температур, °С		№ участка	Характеристика участка
Образец № 1	Образец № 3		
25 - 950	25 - 900	I	Постоянная скорость изменения массы образца при низких температурах
900 - 1000	900 - 970	II	Увеличение скорости изменения массы образца
выше 1000	выше 970	III	Постоянная скорость изменения массы образца

Для всех исследуемых образцов на кривых ТДА можно выделить три участка (рис. 2):

- участок I, имеет значительные отличия для исходной заготовки и горячекатаных полос;

- участок II, имеет общие точки перегиба, однако температурные интервалы перегибов имеют разную величину;

- участок III – имеет общие закономерности для всех исследуемых образцов.

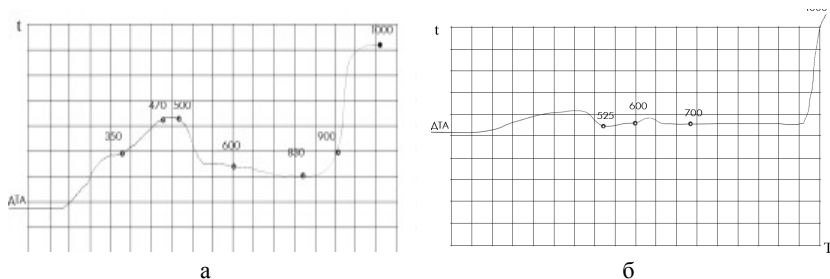
Анализ кривых ДТА показал, что значительное отличие в ходе кривых для исходной заготовки (обр. 1) и горячекатаных образцов (2, 3) наблюдали при температурах ниже 700 °С. При дальнейшем повышении температуры кривые ДТА у всех образцов изменялись аналогично. Резкое изменение хода кривых

фиксируют при температуре 900 °С, что свидетельствует о наличии фазового превращения во всех образцах исследуемой стали.

*Таблица 4*

*Интервал температур, характеризующий изменения скорости изменения массы образца I (исходная заготовка) при нагреве*

Интервал температур, °С	№ участка	Характеристика участка
25 - 400	I	Постоянная скорость изменения массы образца при низких температурах
400-450	II	Уменьшение скорости изменения массы образца
450-500-550	III	Увеличение скорости изменения массы образца
550-810-900	IV	Постоянная скорость изменения массы образца при высоких температурах
900-950	V	Увеличение скорости изменения массы образца при высоких температурах
выше 950	VI	Постоянная скорость изменения массы образца при высоких температурах

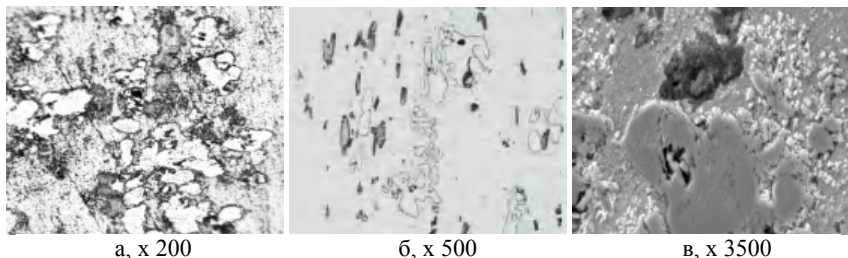


**Рис. 2.** Кривые ДТА: а – образец 1; б – образец 2

Отличия в ходе кривых ДТА при низких температурах, по-видимому, можно объяснить различным исходным состоянием исследуемых образцов. В исходном состоянии (заготовка) в ферритной матрице присутствуют бориды, не претерпевшие влияние термомеханического воздействия. Что касается горячедеформированных образцов, то здесь очевидно влияние термодеформационной обработки на структуру боридных фаз (рис. 3).

Очевидно, анализировать превращения в боридах необходимо в металле исходной заготовки, где нет влияния термодеформационного воздействия, а изменение величины теплового эффекта в интервале температур 300 – 350°С, 350 - 470°С и 500 - 600 °С выражено максимально, по сравнению с кривыми ДТА, полученных при анализе горячедеформированных образцов. В тоже

время во всех образцах величина теплового эффекта значительно изменялась в интервале температур 900 - 1000°C, что свидетельствует об аналогичных превращениях в исследуемых образцах. Поскольку исследуемая сталь во всем изучаемом интервале температур находится в ферритном состоянии перегибы на кривых, скорее всего, обусловлены превращениями в боридных фазах.



**Рис. 3.** Структура исследуемой стали: а – исходная заготовка; б, в – после горячей деформации

**Выводы.** Изучение кривых термогравиметрического анализа свидетельствуют о фазовых и структурных превращениях происходящих в боридных фазах стали 04X14ТЗР1Ф.

#### Использованная литература.

1. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа. Справочник. Под редакцией О.А Банных., М. Е. Дриза. М., Metallurgia, 1986, с. 439.
2. Ф.Шанк. Структура двойных сплавов. М., Metallurgia, 1973, с. 760..
3. С.И. Губенко, В.Н Беспалько, Е.В. Жиленкова. Влияние температуры и степени деформации на характер изменения эвтектических боридов в высокохромистой стали с бором // Теория и практика металлургии.- Днепропетровск, 2006.- № 4-5.- с.158-160.
4. С.И.Губенко, В.Н. Беспалько, Е. В. Жиленкова, Ю. П. Синицына Влияние боридов на технологические свойства высокохромистой стали. Строительство, материаловедение, машиностроение. Сб. науч. труд. ПГАСА, вып. 32, ч. 1, серия «Стародубовские чтения 2011», Днепропетровск, 2011, с. 231- 236.
5. Металловедение и термическая обработка стали: Справ. изд. – 3-е изд., перераб. и доп. В 3-х т. Т1. Методы испытаний и исследования/ Под ред. Бернштейна М.Л., Рахштадта А.Г. М.: Metallurgia, 1983. 352 с.