

**СТРУКТУРА,  
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ**

УДК 669.1'292:539.219.3

**ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ДОБАВОК ВАНАДИЯ  
НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВЕЖЕЛИТОГО  
И АУСТЕНИТИЗИРОВАННОГО ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА**

© 2019 г. Х. Бахшинежад<sup>а</sup>, А. Хонарбахшрауф<sup>а, \*</sup>, Х. Абдолла-Пур<sup>а</sup>

<sup>а</sup>Факультет материалов и металлургии, Семнанский университет, Семнан, Иран

\*e-mail: ahonarbakshsh@semnan.ac

Поступила в редакцию 12.07.2017 г.

После доработки 08.09.2018 г.

Принята к публикации 10.12.2018 г.

Присутствие ванадия как легирующего элемента по-разному сказывается на свойствах литейных чугунов. Изучено влияние различного объема добавок ванадия, включая 0, 0.87 и 1.45 вес. %, на микроструктуру, на формирование различных фаз и на механические свойства свежелитого и аустениitizedированного высокопрочного (АВП) чугуна. После отливки, приготовления и определения химического состава образцов были проведены их термообработка (ТО) по аустенизации при 900°C в течение 45 мин и ТО, состоящая в закалке с изотермической выдержкой в бейнитной области в течение 60 мин при 350°C. Тесты на растяжение и ударную вязкость, а также рентгеноструктурный анализ (РСА) и металлографические (ОМ) исследования были проведены с целью изучить механические свойства и структуру АВП чугуна. Микроструктура образцов включала карбиды в аусферритной матрице. Результаты показали, что с ростом содержания ванадия, прочность на растяжение и работа ударного разрушения высокопрочного чугуна (с шаровидным графитом) уменьшаются, тогда как ТО может улучшить эти показатели.

*Ключевые слова:* высокопрочный чугун, закалка с изотермической выдержкой в бейнитной области, ванадий, микроструктура, механические свойства, рентгеновская дифракция

**DOI:** 10.1134/S0015323019050012

**ВВЕДЕНИЕ**

Аустениitizedированный высокопрочный чугун (АВПЧ) был создан как перспективный конструкционный материал с уникальным сочетанием таких свойств, как хорошая деформируемость, прочность [1–4], износостойкость [5–7], усталостная прочность [8–10] и вязкость разрушения [11–14].

Привлекательные и выдающиеся свойства АВПЧ относят на счет его уникальной микроструктуры. Когда термообработка (ТО), состоящая в закалке с изотермической выдержкой в бейнитной области (ЗВБО), проводится на высокопрочном чугуне (ВПЧ), возникает микроструктура, состоящая из феррита ( $\alpha$ ) и высокоуглеродистого аустенита ( $\gamma_{\text{ВУ}}$ ) с шаровидным графитом в матрице, совершенно отличная от микроструктуры, формирующейся в сталях после ЗВБО и состоящей из феррита и карбида (бейнита). По этой причине продукт ЗВБО реакции в ВПЧ чаще называют аусферритом, чем бейнитом [2, 15].

Превращение в ВПЧ при ЗВБО проходит в два этапа (по двухступенчатой реакции). На первом этапе первичный аустенит ( $\gamma$ ) распадается на

игольчатый феррит и высокоуглеродистый аустенит [2, 3, 16]:



Если литье осуществляется при ЗВБО температуре в течение продолжительного времени, будет происходить вторая реакция. На этом этапе высокоуглеродистый аустенит может распасться на феррит и карбид:



Наилучшие свойства АВПЧ достигаются после завершения первого этапа (1-ой реакции) и перед стартом 2-ой реакции (второго этапа). Этот промежуток времени между моментом окончания 1-ой реакции и началом второго этапа превращения получил название “технологического окна”. Для того чтобы увеличить протяженность “технологического окна”, осуществляют добавку таких химических элементов, как никель, молибден и медь. Эти элементы предотвращают дальнейший распад аустенита в перлит и феррит при охлаждении [15–19].

**Таблица 1.** Химический состав свежелитых высокопрочных чугунов (вес. %)

Материал	C	Si	Mn	S	P	Mg	V	Fe
ВПЧ	3.67	2.41	0.03	0.018	0.023	0.03	–	Ост.
ВПЧ с 0.87% V	3.65	2.43	0.06	0.015	0.021	0.03	0.87	Ост.
ВПЧ с 1.45% V	3.65	2.44	0.07	0.016	0.023	0.03	1.45	Ост.

Указанные легирующие добавки в чугуне имеют огромное влияние на микроструктуру и свойства АВПЧ. Контролируя химический состав и параметры ТО, можно получить различный размер, форму и пространственное распределение гранул шарового графита, а также обеспечить контроль за микроструктурой матрицы. Такие легирующие элементы, как кремний, медь, никель, молибден, хром, ванадий и титан находят в этом случае обычное применение [20].

Во многих статьях показано, что добавка ванадия сказывается на микроструктуре матрицы чугуна. Поскольку ванадий является стабилизатором карбида, его добавка сказывается и на улучшении затвердевания метастабильной подсистемы аустенит–цементит, и как следствие, она обнаруживает тенденцию способствовать формированию эвтектического карбида [21–25].

Было установлено, что добавка ванадия вплоть до 0.5 вес. % слегка снижает количество глобулярного графита. Подобно многим другим элементам, ванадий ограничивает формирование аустенита в железе за счет сужения области существования аустенита на равновесной диаграмме состояний системы Fe–C. Это означает, что ванадий отчасти способствует увеличению образования феррита, и, следовательно, температура превращения возрастает. Когда ванадий добавляют в чугун, в микроскопе можно наблюдать маленькие светлого контраста включения. Также улучшаются предел текучести и прочности на растяжение, а вместе с ними и износостойкость материала [23–25].

Итак, в этой работе мы исследовали влияние добавки 0.87 или 1.45 вес. % ванадия вместе с ЗВБО термообработкой на механические свойства, микроструктуру и колебания фазового состава ВП чугуна.

#### МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Формы для литья были изготовлены в песке с привлечением натриевого жидкого стекла в качестве связующего компонента и углекислого (CO<sub>2</sub>) газа, для получения Y-образных отливок размером 55 × 150 × 180 мм (согласно рекомендациям ASTM стандарта A897/A897M-16). Для противодействия эффекту давления, возникающему из-за увеличения удельного объема графита при затвердевании, все изложницы были изготовлены за 24 ч до начала процедуры литья, с целью дости-

жения требуемой прочности конструкции. Расплавы высокопрочного чугуна были приготовлены из слитков доменного чугуна и ферросплавов с использованием индукционной 3-кВт плавильной печи с объемом загрузки 25 кг и номинальной мощностью 60 кВт. Ванадий добавляли в расплав в форме феррованадия при 1550°C перед разливкой. После удаления шлака каждая порция расплава была разлита в льячку, предварительно нагретую до 1570°C. Затем плунжерным методом была проведена сфероидизирующая обработка расплава отливки, с использованием достаточного количества Fe–Si–5% Mg. Для того чтобы вызвать кристаллизацию расплава, в нее окончательно добавляли Fe–75% Si-сплав.

Все объемы плавов были разлиты в изложницы при температурах 1350–1370°C. Их итоговый химический состав определяли электроискровым оптикоэмиссионным спектроскопическим методом (см. табл. 1).

Образцы были приготовлены с прицелом на проведение тестов на растяжение и разрывных испытаний по методу Шарпи из нижней части Y-блоков (в соответствии с рекомендациями ASTM), по стандартам A897 и ASTM E23 соответственно).

ТО по аустенитизации была проведена при 900°C в течение 45 мин в муфельной печи, а затем в течение 60 мин в соляной ванне температурой 350°C была осуществлена ЗВБО термообработка. Микроструктура образцов была исследована методом оптической микроскопии после их полировки и травления 2%-ным раствором Нитала (раствор азотной кислоты в спирте) при комнатной температуре.

Для изучения морфологии матрицы были использованы РСА-методы, позволившие оценить объемную долю аустенита, а также размеры ячейки феррита. Рентгеновская съемка проведена в CuK $\alpha$ -излучении при 35 кВ и силе тока 30 мА, в диапазоне углов дифракции 2 $\theta$  от 35° до 85°, скорость сканирования 1°/мм. Полученные дифракционные профили были изучены для установления положения пиков интенсивности рассеяния и фазовой структуры с помощью компьютерной программы X'Pert High Score. Для феррита были рассмотрены рефлексы от плоскостей (110), (200) и (211) ОЦК решетки, а для аустенита – рефлексы от плоскостей (111), (200) и (220) ГЦК-решетки.

Для определения объемной доли аустенита  $V_\gamma$  в матрице высокопрочного чугуна, прошедшего ЗВБО термообработку, было использовано следующее уравнение:

$$V_\gamma = \frac{1}{1 + I_\alpha I_\gamma^{-1} R} \times 100\%, \quad (3)$$

где  $I_\alpha$  – пик интенсивности (110) от феррита ( $\alpha$ ),  $I_\gamma$  – пик интенсивности (111) от аустенита ( $\gamma$ ),  $R$  – константа, характерная для проведенных измерений, величиной 0.85.

Для определения размера ферритного зерна ( $d$ ) было использовано уравнение Шерера:

$$d = \frac{0.9\lambda}{\beta \cos \theta}, \quad (4)$$

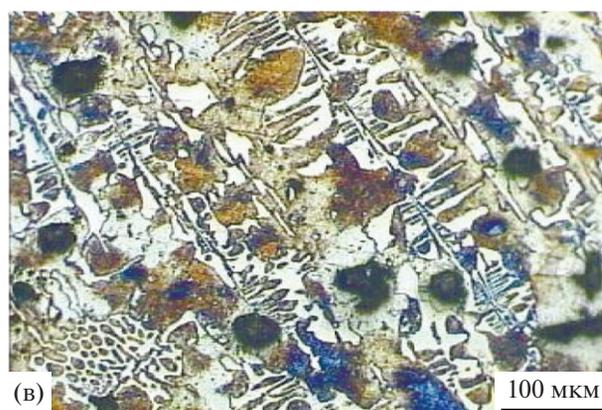
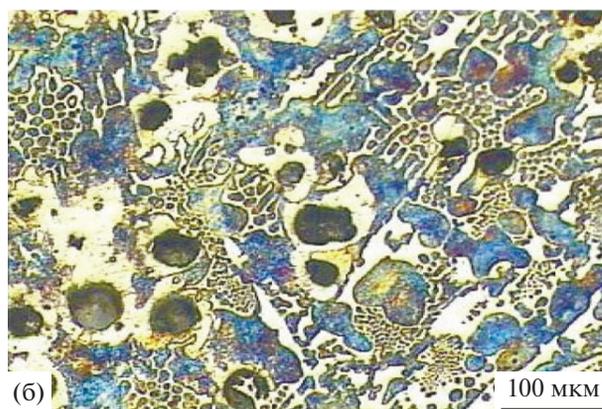
где  $\lambda$  – длина волны падающего рентгеновского излучения,  $\beta$  – ширина (211) пика от феррита на половине высоты в радианах,  $\theta$  – угол Брэгговского отражения [26–28].

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

В работе были исследованы образцы различного состава – с ванадием и без него, а также прошедшие или не прошедшие ЗВБО термообработку. На рис. 1 представлены изображения микроструктуры свежелитых образцов после травления. Как видно на рис. 1а, микроструктура свежелитого образца ВП чугуна без ванадия содержит гранулы шарового графита в ферритной и перлитной матрице. На рис. 1б, в представлены изображения микроструктуры свежелитых образцов с ванадием. Фазовая структура была проанализирована РСА методами.

Рентгеновские дифрактограммы свежелитых образцов представлены на рис. 2. Рентгеновская дифрактограмма свежелитого образца ВПЧ без ванадия (рис. 2а) показывает, что ферритная фаза ( $\alpha$ ) фиксируется при  $2\theta$  углах  $44^\circ$ ,  $65^\circ$  и  $82^\circ$ , что соответствует (110), (200) и (211) плоскостям, наряду с присутствием карбидной фазы  $\text{Fe}_3\text{C}_2$ . На рис. 2б, в показано, что с добавкой ванадия появляется карбид  $\text{V}_4\text{C}_3$ , вдобавок к ферритной ( $\alpha$ ) и карбидной ( $\text{Fe}_3\text{C}$ )-фазам.

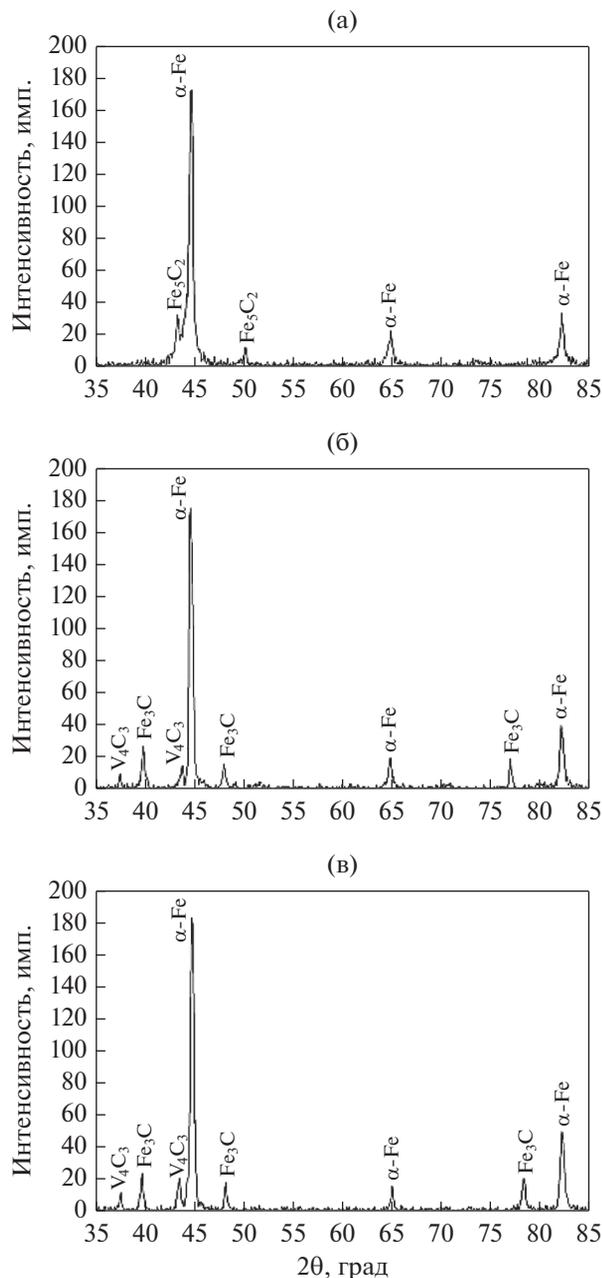
Во время затвердевания расплава ванадий способствует формированию эвтектического карбида железа, что объясняется снижением стабильной эвтектической температуры наряду с увеличением соответствующей метастабильной температуры. Также ванадий в некоторой степени способствует формированию перлита во время эвтектоидного превращения. Наблюдается и тот факт, что добавка ванадия приводит к формированию в микроструктуре дополнительной фазы [23–25]. В твердом состоянии растворимость легирующего элемента уменьшается с падением температуры. Таким образом, когда аустенит насыщается вана-



**Рис. 1.** Микроструктура образцов перед ЗВБО термообработкой: а – ВПЧ, б – ВПЧ с 0.87 вес. % V, в – ВПЧ с 1.45 вес. % V.

дием, дальнейшее его охлаждение приводит к выпадению карбида ванадия. Растворение легирующих элементов в жидких и твердых фазах железа приводит к изменениям в равновесной диаграмме состояний системы Fe–C.

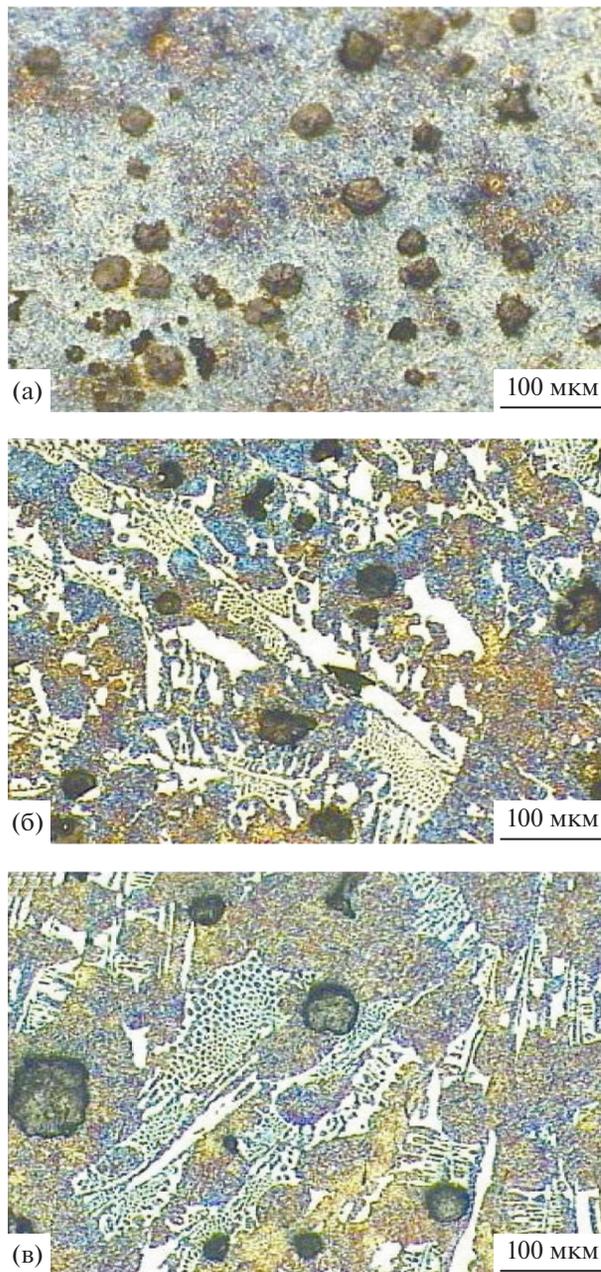
В общем случае элементы, добавка которых приводит к увеличению разницы между эвтектическими стабильной и метастабильной температурами, способствуют формированию графита, тогда как элементы, добавка которых приводит к



**Рис. 2.** Дифрактограммы образцов перед их ЗВТО т/обработкой: а – ВПЧ, б – ВПЧ с 0.87 вес. % V, в – ВПЧ с 1.45 вес. % V.

сокращению указанной разницы, увеличивают формирование карбида. Ванадий принадлежит к числу тех легирующих элементов, которые снижают “зазор” между эвтектическими стабильной и метастабильной температурами и тем самым способствует карбидообразованию [29–31].

Микроструктура образцов после их ЗВТО термообработки представлена на рис. 3. Видно, что в объеме матрицы, наряду с игольчатым ферритом также наблюдается аустенит (аусферрит) с дисперсными гранулами шарового графита. С ро-



**Рис. 3.** ЗВТО термообработки. а – АВПЧ, б – АВПЧ с 0.87 вес. % V, в – АВПЧ с 1.45 вес. % V.

стом величины добавки ванадия, оказалось, что количество игольчатого феррита в матрице снижается. Присутствие ванадия привело к формированию грубых эвтектических карбидов пластинчатой, блочной и ячеистой морфологии. Это отмечается и в работах других авторов [32, 33].

Можно утверждать, что присутствие в микроструктуре обогащенных ванадием грубых частиц есть результат эвтектической реакции во время затвердевания в межячеистых областях, которые обогащены по ванадию и углероду.

По дифрактограммам можно судить и о кристаллической структуре образцов после их ЗВБО термообработки. Результаты РСА представлены на рис. 4. Рентгеновская дифрактограмма образцов после их ЗВБО термообработки, представленная на рис. 4а, показывает, что ферритная и аустенитная фазы с ГЦК кристаллической решеткой фиксируются при  $2\theta$  углах в  $43^\circ$ ,  $50^\circ$  и  $74^\circ$ , с отвечающими им плоскостями

(111), (200) и (220), соответственно. На рис. 4б, в присутствие в наших образцах карбида ванадия  $V_4C_3$  (на  $37^\circ$  съемки, а также присутствие карбида железа  $Fe_3C$  на  $40^\circ$  и  $49^\circ$ ) подтверждается этими рентгенограммами.

После ЗВБО термообработки интенсивность карбидных пиков ослабевает. Для проведения сравнения пиков интенсивности рассеяния от феррита и аустенита возьмем пик (110) для феррита и пик (111) для аустенита. Интенсивности обоих пиков снижаются при возрастании содержания ванадия. В образцах свежелитого высокопрочного чугуна максимум интенсивности пика рассеяния от феррита наблюдается на образце, содержащем 1.45 вес. % ванадия. На ЗВБО образцах ВП чугуна максимум интенсивности пиков рассеяния от феррита и аустенита наблюдается на образцах, легированных ванадием. С ростом содержания ванадия, интенсивности пиков рассеяния от феррита и аустенита уменьшаются по высоте. Из сравнения ВПЧ и АВПЧ образцов следует, что максимальная интенсивность пика рассеяния от феррита наблюдается на образце, содержащем 1.45 вес. % ванадия.

О том, как сказывается добавка ванадия на величину объемной доли аустенита, можно судить по данным табл. 2. Результаты показывают, что объемная доля аустенита уменьшается с ростом содержания ванадия. Добавка ванадия приводит к формированию карбидов ванадия, которые вполне могут сохраняться нерастворенными в процессе ЗВБО термообработки.

Результаты измерения размера зерна феррита на различных образцах также приведены в табл. 2. Отмечено, что частицы карбида ванадия выступают в качестве центров зарождения феррита. Тем самым увеличение числа таких центров зарождения во время аустенит–ферритного превращения приводит к снижению размера зерна феррита [30, 34]. Основываясь на теориях роста зерен, в материалах с частицами вторичных фаз [35] на росте зерен должны сказываться эффекты пиннинга межзеренных границ на таких частицах. Поэтому размер ферритного зерна уменьшается по мере увеличения объемной доли этих частиц. С другой стороны, наша термообработка привела к росту ферритного зерна, что можно объяснить сокращением при ней числа центров зарождения

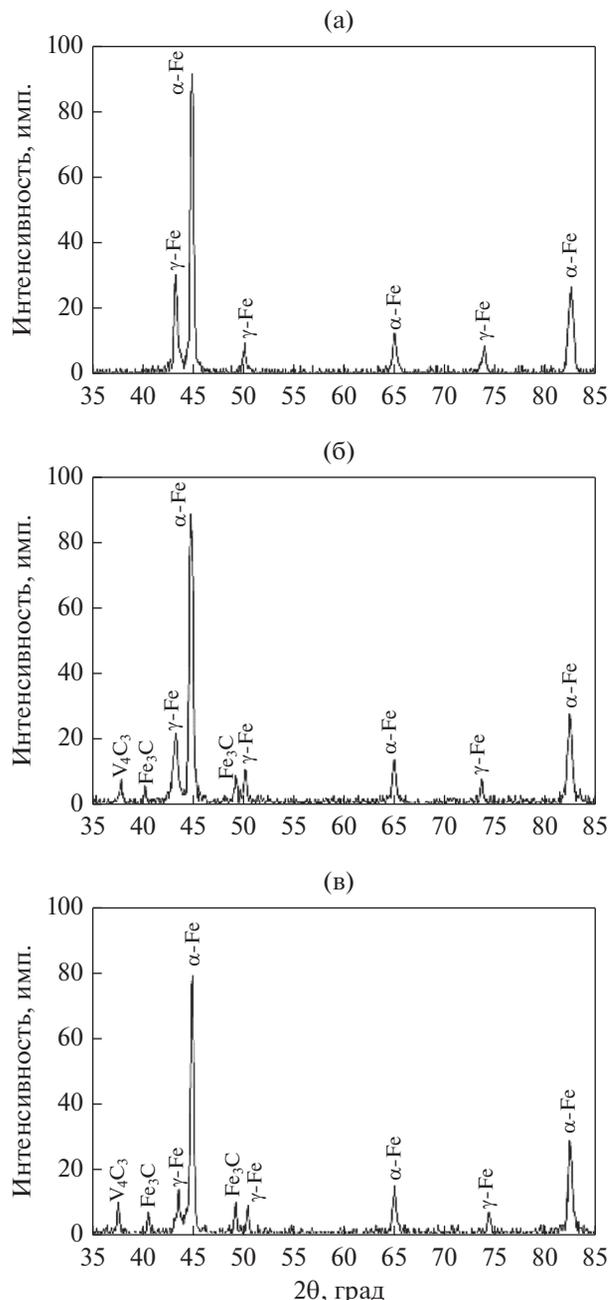


Рис. 4. Дифрактограммы образцов после их ЗВБО термообработки. а – АВПЧ, б – АВПЧ с 0.87 вес. % V, в – АВПЧ с 1.45 вес. % V.

феррита, а также уменьшением объемной доли выделений карбида.

О том, как сказывается добавка ванадия на прочности на растяжение наших образцов, можно судить по данным табл. 2. В свежелитых образцах рост содержания ванадия сопровождается монотонной убылью прочности на растяжение. После ЗВБО термообработки ВПЧ образцов прочность на растяжение достигает своего максималь-

**Таблица 2.** Эффект ванадия на объемную долю аустенита, размер зерна феррита, прочность на растяжение и энергию ударного разрушения

Тип чугуна	Объемная доля аустенита, %	Размер зерна феррита, нм	Прочность на растяжение, Н/мм <sup>2</sup> , ±10%	Энергия ударного разрушения, Дж, ±5%
ВПЧ	—	72.9	532	10
АВПЧ	28	77.1	968	12
ВПЧ с 0.87% V	—	58.3	404	4
АВПЧ с 0.87% V	22	62.5	639	5
ВПЧ с 1.45% V	—	45.5	374	2.4
АВПЧ с 1.45% V	17	53.5	621	3

ного значения 968 Н/мм<sup>2</sup>, и затем, с ростом добавки ванадия, она снижается по мере уменьшения количества игольчатого феррита. Таким образом, проводя ЗВБО термообработку, мы снижаем эффективное влияние ванадия на рост температуры вязко-хрупкого перехода, улучшаем структуру и увеличиваем прочность на растяжение.

Результаты измерений энергии ударного разрушения (ЭУР) образцов ВПЧ с разным содержанием ванадия также представлены в табл. 2. С ростом добавки ванадия, ЭУР образцов снижается за счет возрастания хрупкости. Для АВПЧ образцов значения ЭУР слегка выше в сравнении с ВПЧ образцами, что может быть связано с более высокой способностью аусферритной матрицы к деформированию.

Карбидная фаза зарождается и растет на оксидных бимолекулярных пленках. Эти бимолекулярные пленки (БМП) представляют собой окисленные “обломки” поверхности расплава, которые наслаиваются, наезжая друг на друга во время помешивания или разливания расплава, и каждая, испытывая всестороннюю компрессию, оказывается в объеме расплава во взвешенном состоянии (как в суспензии) [36]. Эти БМП могут действовать в роли трещин внутри карбидов, вырастающих с включением БМП в себя и оказывающихся в хрупком состоянии. Эти БМП в ВПЧ могут приводить к сокращению объема пор и к возникновению поверхностей хрупкого (откольного) разрушения, являющихся большими, гладкими и в основном состоящих из фасеток хрупкого разрушения и, следовательно, приводящих к снижению механических свойств. Аустенитизация может оказывать позитивный эффект, так что она может приводить к упрочнению на оксид-оксидных интерфейсах в центральной части БМП, и как результат, БМП уже не могут всегда выступать в роли зародышей трещин.

## ВЫВОДЫ

1. Рост содержания ванадия приводит к уменьшению размера ферритного зерна, объемной до-

ли аустенита, прочности на растяжение и энергии ударного разрушения. С ростом содержания ванадия, количество карбидов возрастает, что и сказывается на отмеченных выше свойствах.

2. Аустенитизация образцов при 900°C в течение 45 мин и последующая закалка с изотермической выдержкой в бейнитной области при 350°C в течение 60 мин (ЗВБО обработка) приводят в итоге к увеличению размера ферритного зерна, прочности на растяжение и энергии ударного разрушения в сравнении с образцами, не подвергавшимися указанной комплексной термообработке.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Harding R.A., Gilbert G.N.J.* Why the properties of ductile irons should interest engineers // *Br. Foundrym.* 1986. V. 79. P. 489–496.
2. *Dodd J.* High strength, high ductility ductile irons. // *Mod. Cast.* 1978. V. 68(5). P. 60–66.
3. *Gundlach R.B., Janowak J.F.* Development of a ductile iron for commercial austempering // *AFS Trans.* 1983. V. 94. P. 377–388.
4. *Johansson M.* Austenitic bainitic ductile iron // *AFS Trans.* 1977. V. 85. P. 117–122.
5. *Schmidt I., Schuchert A.* Unlubricated wear of austempered ductile cast iron // *Z. Metall.* 1987. V. 78. P. 871–875.
6. *Sahin Y., Erdogan M., Kilicli V.* Wear behavior of austempered ductile irons with dual matrix structures // *Mater. Sci. Eng. A.* 2007. V. 444. P. 31–38.
7. *Bartosiewicz L., Krause A.R., Alberts F.A., Iqbal Singh, Putatunda S.K.* Influence of microstructure on high cycle fatigue behavior of austempered ductile cast iron // *Mater. Charact.* 1993. V. 30(4). P. 221–234.
8. *Shanmugam P., Rao P.P., Udupa K.R., Venkataraman N.* Effect of microstructure on the fatigue strength of an austempered ductile Iron // *J. Mater. Sci.* 1994. V. 29(18). P. 4933–4940.
9. *Bartosiewicz L., Krause A.R., Sengupta A., Putatunda S.K.* Relationship between fatigue threshold and fatigue strength in austempered ductile cast iron // *Int. Symp. Test. Fail. Anal.* 1990. V. 16. P. 323–336.
10. *Bartosiewicz L., Duraiswamy S., Sengupta A., Putatunda S.K.* Near threshold fatigue crack growth behavior of

- austempered ductile cast iron // *Morris Fine Symp.* 1991. 135–138.
11. *Rao P.P., Putatunda S.K.* Influence of microstructure on fracture toughness of austempered ductile cast iron // *Met. Mater. Trans. A.* 1997. V. 28. P. 1457–1470.
  12. *Janowak J.F., Norton P.A.* A guide to mechanical properties possible by austempering, 1.5% Ni, 0.3% Mo iron // *AFS Trans.* 1985. V. 88. P. 123–135.
  13. *Putatunda S.K., Singh I.* Fracture toughness of unalloyed austempered ductile cast iron // *J. Test. Eval.* 1995. V. 23. P. 325–332.
  14. *Doong J.L., Chen C.* Fracture toughness of bainitic-nodular cast iron // *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 1989. V. 12. P. 155–165.
  15. *Putatunda S.K., Kesani S., Tackett R., Lawes G.* Development of austenite free ADI (austempered ductile cast iron) // *Mater. Sci. Eng. A* 2006. V. 435–436. P. 112–122.
  16. *Moore D.J., Rouns T.N., Rundamn K.B.* The effect of heat treatment, mechanical deformation, and alloying element additions on the rate of bainite formation in austempered ductile irons // *J. Heat Treat.* 1985. V. 4(1). P. 7–24.
  17. *Janowak J.F., Gundlach R.B., Eldis G.T., Rohrling K.* Technical advances in cast iron metallurgy // *AFS Int. J. Cast Met.* 1982. V. 6. P. 28–42.
  18. *Eric O., Sidjanin L., Miskovic Z., Zec S., Jovanovic M.T.* Microstructure and toughness of Cu–Ni–Mo austempered ductile iron // *Mater. Lett.* 2004. V. 58. P. 2707–2711.
  19. *Yang J., Putatunda S.K.* Improvement in strength and toughness of austempered ductile cast iron by a novel two-step austempering process // *Mater. Des.* 2004. V. 25. P. 219–230.
  20. *Kiani-Rashid A.R.* The bainite transformation and the carbide precipitation of 4.88% aluminium austempered ductile iron investigated using electron microscopy // *J. Alloy. Compd.* 2009. V. 477. P. 490–498.
  21. *Ohide T., Ikawan K.* Effect of vanadium on the as-cast and isothermally transformed structures of spheroidal graphite cast iron // *J. Jpn. Foundrym. Soc.* 1985. V. 57. P. 522–527.
  22. *Maselenkov S.B., Teikh V.A., Silman G.I., Thomas V.K.* Distribution of V, Mo, Cu, and W in cast iron // *J. Rus. Cast. Prod.* 1969. P. 375–377.
  23. *Filippov A.S., Blank E.M., Ivelier V.S.* Influence of vanadium additions on the structure and properties of irons // *J. Rus. Cast. Prod.* 1969. P. 289–291.
  24. *Barton R.* The influence of alloying elements in cast iron // *J. Br. Cast Iron Res. Assoc.* 1960. V. 8. P. 567–585.
  25. *Dawson J.V.* Vanadium in cast iron // *Uk Inter. Exch. Pap.* 1982. P. 1–16.
  26. *Myszkaa D., Gietka T.* Comparing the possibilities of austenite content determination in austempered ductile iron // *Arch. Found. Eng.* 2011. V. 11. P. 135–140.
  27. *Gietka T., Dymski S.* The attempt at evaluation of the ADI microstructure with the use of the image analysis // *Arch. Found. Eng.* 2010. V. 10. P. 57–62.
  28. *Cullity B.D.* Elements of X-ray diffraction, 2nd edn., 1974.
  29. *Rezyani M., Harding R.A., Campbell J.* The effect of vanadium in as-cast ductile iron // *Int. J. Cast Met. Res.* 1997. V. 10. P. 1–15.
  30. *Todd J.A., Li P.* Microstructure mechanical properties relationships in isothermally transformed vanadium steels // *Met. Trans. A.* 1986. V. 17. P. 1991–2002.
  31. *Ubhi H.S., Baker T.N.* The influence of manganese and silicon on the precipitation of vanadium carbide in steel // *Mater. Sci. Eng.* 1988. P. 189–199.
  32. *Laino S., Sikora J.A., Dommarco R.C.* Development of wear resistant carbidic austempered ductile iron (CADI) // *Wear.* 2008. V. 265. P. 1–7.
  33. *Sun X., Wang Y., Li D.Y., Wang G.* Modification of carbidic austempered ductile iron with nano ceria for improved mechanical properties and abrasive wear resistance // *Wear.* 2013. V. 301. P. 116–121.
  34. *Crooks M.J., Garrate-Reed A.J., Van der Sande J.B., Owen W.S.* The isothermal austenite ferrite transformation in some deformed vanadium steels // *Met. Trans. A.* 1982. V. 13. P. 1347–1353.
  35. *Fan D., Chen L., Ping S.P.* Numerical simulation of Zener pinning with growing second-phase particles // *J. Am. Ceram. Soc.* 1998. V. 81. P. 526–532.
  36. *Campbell J.* Castings. 2nd edn., Butterworth, 2003.