

УДК 669.71.539.104

**Б. Г. Гусейнов, М. Б. Бабанлы**

Азербайджанский технический университет, Баку

## ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКОГО СПЛАВА ЧУГУНА С ОКСИДОМ АЛЮМИНИЯ

*Рассмотрены вопросы, связанные с упрочнением высококачественного синтетического чугуна, содержащего оксид алюминия, при термической закалке. Проанализировано влияние дисперсности и количества упрочняющей фазы оксида алюминия ( $Al_2O_3$ ), которое способствовало торможению роста кристаллов при распаде остаточного аустенита при отпуске изотермически закаленного расплава чугуна + оксид алюминия. Установлено, что этому способствуют высокодисперсные частицы оксида алюминия.*

**Ключевые слова:** синтетический чугун, оксид алюминия, изотермическая закалка, блочная структура, микроструктура, присадка.

*Розглянуто питання, які пов'язані зі зміцненням високоякісного синтетичного чавуну, що містить оксид алюмінію, при термічному загартуванні. Також розглянуто вплив дисперсності та кількості зміцнюючої фази оксиду алюмінію ( $Al_2O_3$ ), що сприяло гальмуванню росту кристалів при розпаді залишкового аустеніту при відпустці ізотермічно загартованого розплаву чавун + оксид алюмінію. Встановлено, що цьому сприяють високодисперсні частинки оксиду алюмінію.*

**Ключові слова:** синтетичний чавун, оксид алюмінію, ізотермічне загартування, блокова структура, микроструктура, присадка.

*In this scientific work discusses issues which are related to hardening of high quality synthetic iron containing aluminum oxide by thermal quenching. At the same time, examined the influence of particle size and number of the hardening phase of aluminum oxide ( $Al_2O_3$ ), which contributed to the inhibition of crystal growth in the decay of residual austenite during tempering isothermally quenched melt iron + alumina. Created that, it is promoted by fine particles of aluminum oxide.*

**Key words:** synthetic iron-cast, oxide-aluminum, isothermal hardening, block structure, microstructure, additive.

### Введение

**В** настоящее время внимание исследователей привлекают сплавы, содержащие высокодисперсные частицы второй фазы – окислы и оксиды, сохраняющие упрочненное состояние материала при относительно повышенных температурах. Особенность этих сплавов, содержащих включения оксидов, подтверждает факт измельчения субзерен матрицы [1,2].

Среди наиболее перспективных технологий, применяемых при создании материалов, используемых в нефтяной, автомобильной, машиностроительной и других отраслях промышленности, является субструктурное упрочнение металлических материалов, содержащих оксиды алюминия, нитрид кремния, оксиды циркония и др. При этом частицы второй фазы способствуют торможению роста дисперсных выделений при распаде остаточного аустенита и мартенсита во время отпуска.

Создание материалов на основе высококачественного синтетического чугуна, содержащего оксиды алюминия, является на сегодняшний день, одной из важных задач.

*Целью данной работы* является установление закономерностей формирования тонкой структуры на базе этих материалов в процессе термической обработки.

*Основное содержание.* В данной работе была поставлена задача – выяснить влияние режима изотермической закалки, а именно, температуры нагрева синтетического чугуна и температуры последующего отпуска на структуру и свойства указанного сплава. Для решения этой задачи необходимо:

– провести плавку высококачественного синтетического чугуна по технологии,

представленной в работе [3], и использовать результаты ранее проведенных исследований как исходный материал;

- получить расплав чугуна с оксидом алюминия;
- провести изотермическую закалку образцов, отлитых из этого расплава, с целью выявления влияния оксида алюминия на структуру и свойства указанного сплава.

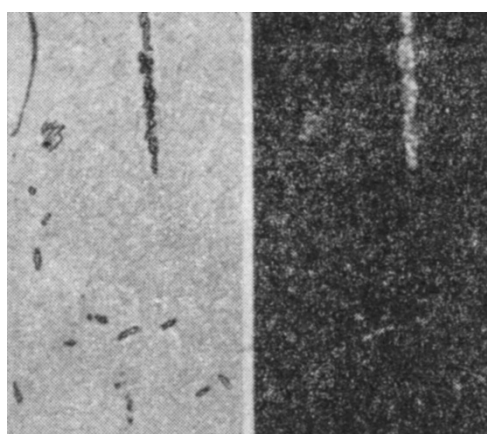
Химический состав высококачественного синтетического чугуна (%) – 3,01 С; 2,53 Si; 0,24 Mn;  $\leq 0,02$  P;  $\leq 0,02$  S; 0,1 Cr; 0,5 Ni; 0,25 Cu; 0,08 Ti.

Механические свойства цилиндрических и клиновидных образцов, отлитых из этого чугуна: твердость НВ составляет 310-315; предел прочности при растяжении  $\sigma_b = 620-630$  МПа; удлинение при растяжении:  $\delta = 1,5-1,8$  %. Результаты исследования этого чугуна, принятого как исходный материал, приведены в табл. 1.

Микроструктуры исходного чугуна до и после изотермической заковки и отпуска приведены на рис. 1 и 2. Из рис. 1 видно, что при температуре 350 °С из аустенита выделяется  $\alpha$ -фаза (феррит), который имеет вид мелких светло травящихся

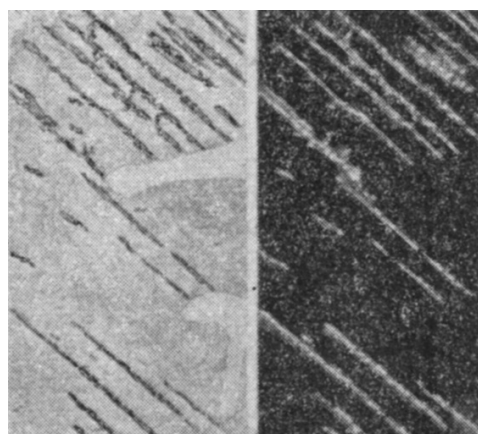
**Таблица 1. Свойства исходного чугуна до и после изотермической заковки**

До изотермической заковки и отпуска				
$\sigma_b$ , МПа	НВ	плотность, г/см <sup>3</sup>	относительный износ, г	микроструктура
400	260	7,37	0,004	$\Pi_d \leq 0,2$
После изотермической заковки и отпуска				
$\sigma_b$ , МПа	НВ	плотность, г/см <sup>3</sup>	относительный износ, г	микроструктура
620	310	7,48	0,003	Верхний бейнит + ост. аустенит + графит



*a*                      *б*

Рис. 1. Образование верхнего бейнита после выдержки образцов при температуре 350 °С в свинцовой ванне в течение 2-х часов; травление проводилось в спиртовом растворе HNO<sub>3</sub>: *a* – не травленная; *б* – травленная,  $\times 500$



*a*                      *б*

Рис. 2. Образование верхнего бейнита после 6-ти часовой выдержки при температуре 350 °С; травление HNO<sub>3</sub>: *a* – не травленная; *б* – травленная,  $\times 500$

равноосных участков внутри дендритных ветвей аустенита. Следует полагать, что с увеличением выдержки их количество увеличится.

Из рис. 2 видно, что даже длительная выдержка (6 ч) при 350 °С обеспечивает превращение лишь незначительной части аустенита.

В данной работе изучали влияние количества и дисперсности оксида алюминия, а также температуры изотермической закалки и времени выдержки при этой температуре на тонкую структуру и свойства этого материала.

Исследовались сплавы чугуна + Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, содержащие 1 и 3 %мас. оксида алюминия дисперсности 1 мкм, полученные методом смешивания жидкого чугуна с Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в ковше при температуре 1280-1300 °С.

Образцы изготавливали в виде цилиндров размерами Ø30×300 мм. При этом образцы нагревали в муфельной электропечи до 910-920 °С и подвергали экзотермической закалке в расплаве свинца, имеющего температуру 350 °С, и в соляной ванне (NaCl+Na<sub>2</sub>CO<sub>2</sub>) при температуре 250 °С. Образцы при этой температуре выдержали 2 и 6 ч, затем охлаждали на воздухе. Величину аустенитного зерна определяли стандартным методом. Отпуск проводили в печи при температурах 200, 300, 400 и 650 °С. Затем образцы (диаметр и длина 20 мм) разрезали перпендикулярно продольной оси на две половины. Одну половину использовали для рентгеновских исследований, другую – для изготовления металлографических шлифов и измерения твердости. Величину зерна определяли на металлографическом микроскопе МИМ-7, а размер блоков – с помощью рентгеновского аппарата УРС-50И методом аппроксимации по методике Курдюмова и Лысака. На приборе Бринелля определяли твердость в пяти местах, и брали среднее значение.

Механические и физические свойства до и после ввода оксида алюминия (после изотермической закалки при температуре 350 °С) приведены в табл. 2.

Сравнительный анализ табличных данных показывает, что повышение прочностных свойств после ввода окиси алюминия незначительно и составляет 8 МПа по прочности и 6 единиц по твердости. Это объясняется влиянием дисперсных оксидов алюминия, которые способствовали торможению роста аустенитных кристаллов. Плотность и относительный износ остались приблизительно на прежнем уровне. В микроструктуре серьезные изменения также отсутствуют кроме размера аустенитных зерен.

Изменения характеристик тонкой структуры сплава чугуна + 1% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> с размером частиц оксида алюминия, равным 0,5 мкм, в зависимости от температуры изотермической закалки представлены на рис. 3.

**Таблица 2. Свойства расплава чугуна до и после присадки оксида алюминия**

До присадки оксида алюминия					
$\sigma_b$ , МПа	НВ	плотность, г/см <sup>3</sup>	относительный износ, г	микроструктура	размер аустенитного зерна, мкм
620	310	7,48	0,003	верхний бейнит + ост. аустенит + графит	450
После присадки оксида алюминия					
$\sigma_b$ , МПа	НВ	плотность, г/см <sup>3</sup>	относительный износ, г	микроструктура	размер аустенитного зерна, мкм
628	316	7,50	0,003	верхний бейнит + ост. аустенит + графит и включения оксида алюминия	280

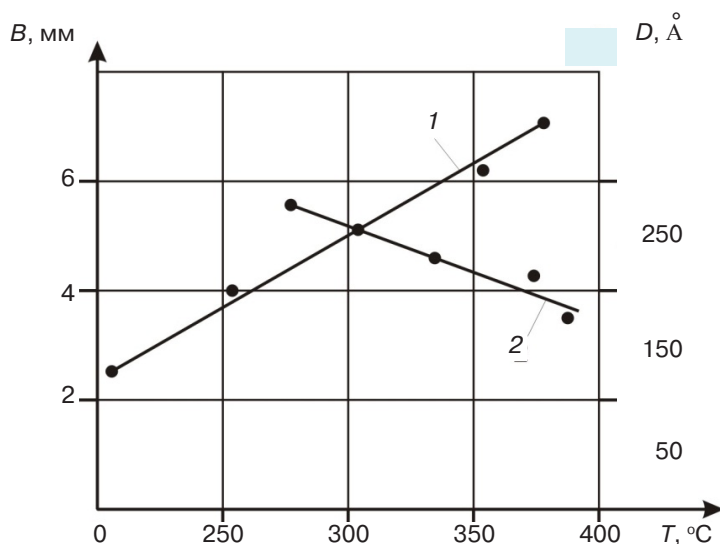


Рис. 3. Влияние температуры изотермической заковки на ширину (B) интерференционных линий (420) (1) и блоки мозаики (D, Å) (2) сплава чугун +1% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (d = 0,5 мкм)

Как следует из рис. 3, повышение температуры от 250 до 400 °С, приводит к повышению размера блоков мозаики, повышение дисперсности упрочняющей фазы – к уширению интерференционных линий сплава, что свидетельствует об изменении величины блоков мозаики. Размер блоков мозаики в сплаве чугун +1% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> изменяется от 280 до 250 Å при величине частиц Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> до 0,5 мкм.

Основным методом изучения процесса отпуска этого расплава был рентгеноструктурный анализ. При этом исследовали влияние состава сплава на изменение тонкой структуры в процессе отпуска. Время начала распада остаточного аустенита определяли методом визуальной оценки характера интерференционных линий по появлению первых точечных рефлексов на линиях рентгенограммы. В данной работе установлено, что при использовании такой методики время начала распада зависит от дисперсности частиц. При изменении дисперсности частиц оксида алюминия от 1 до 0,5 мкм в сплаве, содержащем 1 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, время начала распада изменялось от 4 до 6 ч соответственно. Таким образом, на начальной стадии распада роль дисперсных включений в сплаве сводится к торможению границ растущего зародыша при отпуске. Тормозящая роль частиц увеличивается с возрастанием дисперсности частиц оксида алюминия. Это изменение блочной структуры в процессе распада аустенита определяется дисперсностью частиц оксида алюминия. Так, величина блоков мозаики в сплаве с 1 % оксида алюминия дисперсности 0,5 мкм изменяется в пределах 214,8-444 Å при изменении времени отпуска от 4 до 6 ч (рис. 4).

Таким образом, при использовании высококачественного синтетического чугуна с высокой плотностью, прочностью и твердостью необходимо выбирать состав сплава, который обеспечивает торможение роста выделяющихся карбидов при распаде остаточного аустенита – продукта изотермической заковки. Определены также механические и физические свойства образцов после отпуска в различных температурах. Установлено, что прочностные свойства материала ( $\sigma_b$  и НВ) повысились до 650 МПа и 320 единиц, соответственно. Причиной повышения прочностных свойств являются карбидные частицы, распавшиеся при отпуске остаточного аустенита и окруженные дисперсными частицами оксида алюминия, которые не увеличиваются из-за торможения их роста.

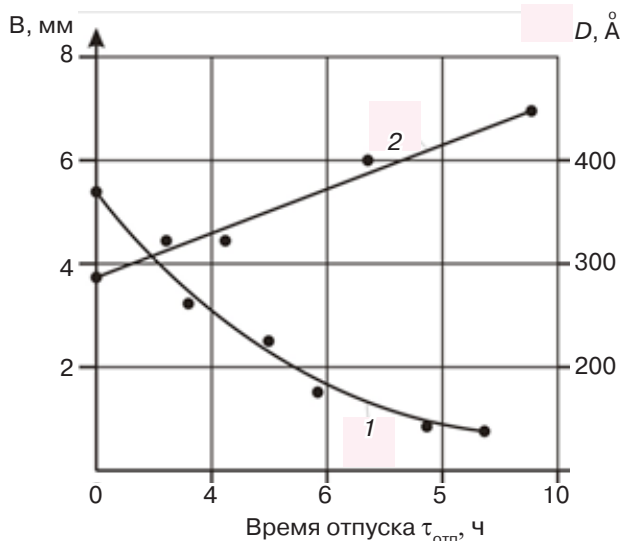


Рис. 4. Влияние времени отпуска по ширине ( $B$ , мм) интерференционных линий (420) (1) и блоки мозаики ( $D$ , Å) (2) сплава чугун + 1%  $Al_2O_3$  ( $d = 0,5\text{мкм}$ )

### Выводы

- Разработан режим термической обработки высококачественного синтетического чугуна, содержащего 1% мас.  $Al_2O_3$  дисперсностью 0,3, 0,5 и 1,0 мкм, состоящий из изотермической заковки при 350 °С и последующего отпуска при температурах 250, 300, 350 и 400 °С, с выдержками при этих температурах 2 и 6 ч.
- Повышение температуры отпуска от 250 до 400 °С способствует снижению ширины интерференционных линий от 5 до 2 мм и повышению размера блоков мозаики от 200 до 400 Å.
- Отпуск изотермически закаленного расплава (чугун + 1% мас.  $Al_2O_3$ ) способствует распаду остаточного аустенита при температуре 400 °С, выделившись при этом из аустенита дисперсные карбиды, окруженные дисперсными частицами  $Al_2O_3$ , не могут расти, что способствует росту прочностных свойств.



### Список литературы

1. Савицкий К. В. К вопросу об упрочнении металлов с дисперсными частицами // Исследование по жаропрочным сплавам – М.: Изд-во Ан СССР, 1982. – С. 11-12.
2. Елютин В. П. Исследование влияния дисперсных включений окиси алюминия на некоторые характеристики спеченного сплава // Порошковая металлургия. – 1986. – № 4. – С. 24-26.
3. Гусейнов Б. Г., Бабанлы М. Б., Исмаилов Ф. С. Износостойкий биметалл из синтетического чугуна // Процессы литья. – 2011. – № 4. – С. 54-58.

Поступила 30.04.2013