

## Список літератури

1. Блантер М. Е. Теория термической обработки / М. Е. Блантер – М. : Металлургия, 1984. – 328 с.
2. Gabarelo F. G. Very strong bainite / Gabarelo F.G., Bhadeshia H. K. D. H. // Current opinion in solid state and materials science. – 2004. – N 8. – P. 251–257.
3. Garcia-Mateo C. Development of hard bainite / Garcia-Mateo C., Gabarelo F. G., Bhadeshia H. K. D. H. // ISIJ International. – 2003. – Vol. 43. – N 8. – P. 1238–1243.
4. Тушинский Л. И. Теория и технология упрочнения металлических сплавов / Л. И. Тушинский. – Новосибирск: Наука, 1990. – 306 с.
5. Гудремон Э. Специальные стали : в 2-х т. / Гудремон Э. ; [пер. с нем.]. – М. : Металлургия, 1966. – 1274 с.
6. Брыков М. Н. Основы теории износостойкости железистоуглеродистых сплавов при абразивном изнашивании / М. Н. Брыков // Problems of Tribology. – 2007. – № 2. – С. 46–56.
7. Сильман Г. И. Диаграмма состояния сплавов системы Fe-C-Mn и некоторые структурные эффекты в этой системе. Часть 1. Межфазное распределение марганца / Г. И. Сильман // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2005. – № 2. – С. 11–15.

Одержано 15.11.2010

**Коваль А.Д., Брыков М.М., Капустян О.С., Тимофієнко Д.М. Дослідження кінетики утворення нижнього бейніту в структурі високовуглецевої низьколегованої сталі**

Подано результати експерименту з формування структури нижнього бейніту в сталі типу 120Г3 при температурі ізотермічної витримки 200 °С. Час до початку бейнітного перетворення за цієї температури становить  $5 \cdot 10^5 \sim 5,8$  діб). Вже через  $10^6$  с макротвердість сталі збільшується з HV 260 до HV 540. Мікротвердість ділянок бейніту досягає  $H_{50} 650$  (~55 HRC).

**Ключові слова:** високовуглецеві сталі, ізотермічне гартування, нижній бейніт, кінетика утворення, твердість.

**Koval A., Brykov M., Kapustjan A., Timofeenko D. Investigations of kinetics of lower bainite formation in high-carbon low alloyed steel**

The results of experiment of lower bainite structure formation in 120Г3 steel with the 200 °C isothermal holding temperature are presented. There are  $5 \cdot 10^5$  sec. (5,8 days) required to initiate transformation at given temperature. After  $10^6$  sec. macrohardness increases from HV 260 up to HV 540. Microhardness of bainitic areas reaches  $H_{50} 650$  (~55 HRC).

**Key words:** high-carbon steels, isothermal conditioning, lower bainite, kinetics of formation, hardness.

УДК:669.431.6: 669.27: 669.275

О. А. Глотка, канд. техн. наук В. Л. Грешта, д-р техн. наук А. Д. Коваль

Національний технічний університет, м. Запоріжжя

**ПРИРОДА ВАЖКОТОПКОГО БРУХТУ ТА ВСТАНОВЛЕННЯ ЗАКОНОМІРНОСТЕЙ РОЗПОДІЛУ ХІМІЧНИХ ЕЛЕМЕНТІВ ПО ФАЗОВИХ СКЛАДОВИХ**

Розглянуто природу важкотопкого брухту та закономірності розподілу хімічних елементів по фазових складових. Установлено, що сплав відноситься до «важких» сплавів системи W-Ni-Fe з відповідною середньою концентрацією 95–3–2 % (мас.). Значна частка вольфраму знаходиться в твердому розчині на основі вольфраму, включення якого мають сферичну форму та рівномірно розташовані по об'єму. Нікель та залізо розташовуються на межах твердого розчину на основі вольфраму, що приводить до збільшення характеристики пластичності сплаву.

**Ключові слова:** важкотопкий брухт, розподіл хімічних елементів, фази, растровий електронний мікроскоп.

Використання важкотопких матеріалів у чистому вигляді в металургії є обмеженим у зв'язку з необхідністю впровадження спеціальних технологічних пристосувань, а властивості знаходяться на задовільному рівні (в більшості матеріалів). Тому раціонально виготовляти сплави на основі важкотопких елементів, які будуть мати добрі високотемпературні властивості та задовільні механічні властивості.

Одним з найбільш тугоплавких елементів є вольфрам, який виготовляється з порошків оксидів шляхом відновлення. В подальшому порошок спікають в штабіки з яких виготовляють проволочку, або використовують

для легування сталей. Іншим напрямком використання вольфраму є виготовлення за допомогою порошкової металургії сплавів, які поєднують різні механічні та фізичні властивості. До таких матеріалів відносяться порошкові сплави систем вольфрам-мідь, вольфрам-срібло, вольфрам-нікель, вольфрам-нікель-залізо, вони поєднують високу електро- і теплопровідність із зносостійкістю вольфраму і відносяться до групи «важких» сплавів з високою густиною. Їх використовують для виготовлення робочих частин рубильників, вимикачів, електродів для контактної зварки, роторів гіроскопів, радіаційних екранів, контейнерів для зберіган-

ня радіоактивних відходів, частин керма літаків, ракет з високою масою та ударних частин снарядів.

Метою роботи є виявлення природи ударних частин снарядів, які гіпотетично виготовляються з «важкого» сплаву та визначення розподілу елементів по фазових складових.

### Матеріали та методика дослідження

Термін можливого зберігання виробів визначається швидкістю корозії корпусу і становить 20–30 років. По завершенні встановленого строку з метою запобігання передчасного виходу з ладу виробу підлягають утилізації із відокремленням ударних частин.

Конструктивні складові ударних частин снарядів має масу 1–1,5 кг з розмірами  $\varnothing$  50 та довжиною 100 мм. Орієнтовна кількість відходів важкотопкого брухту, яка отримується в рік на території України, становить 100 000 тон. Тому гостро постає задача вирішення питання утилізації важкотопкого брухту з найменшими матеріальними витратами та зміною технологічного процесу отримання легованих сталей та сплавів.

Відомо, що брухт містить значну частку вольфраму (більше 50 %) та домішки, кількість яких коливається в межах 10–20 % мас. [1]. Найбільш раціональним способом визначення хімічного складу важкотопкого брухту було обрано спектральний метод як відносно простий та швидкий. Але з великою точністю визначити кількість вольфраму в брухті неможливо, оскільки база еталонів майже до всіх спектрометрів обмежується 18 % мас., що характерно для інструментальної швидкорізальної сталі P18. Тому встановлення природи важкотопкого брухту та розподілу елементів по фазових складових і дослідження мікроструктури було проведено за допомогою електронної мікроскопії на растровому електронному мікроскопі PEM-106I, оснащеному системою рентгеноспектрального енергодисперсійного мікроаналізу.

Аналіз мікроструктури важкотопкого брухту проходив при прискорювальній напрузі від 20 до 30 кВ та силі струму зонда від 10  $\mu$ A до 30  $\mu$ A у вторинних та відбитих електронах. Кількісний мікрорентгеноспектральний аналіз виконаний при напрузі 20 кВ з порівнянням отриманих спектрограм з еталонними, які записані в базу комп'ютера від еталонних матеріалів. Точність детектування елементів спектрометром знаходилася на рівні 0,1 % мас.

Зразки перед випробуванням механічно шліфували, полірували та травили в реактивах Марбл (100 мл HCl, 20 г CuSO<sub>4</sub>, 100 мл H<sub>2</sub>O) та Мураками (10 г NaOH, 10 г K<sub>3</sub>[Fe(SN)<sub>6</sub>], 100 мл H<sub>2</sub>O) упродовж 5–8 секунд.

### Результати дослідження та їх обговорення

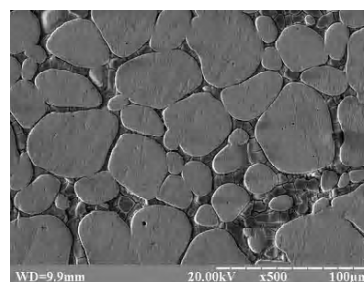
Мікроструктура дослідженого важкотопкого брухту характерна для сплавів, виготовлених порошковим методом, тобто притаманні певною мірою рівномірно розподілені сферичні вкраплення в матриці (рис. 1). При цьому виявлені окремі зони, в яких частка мат-

риці майже зводиться до мінімуму і сферичні зерна стикаються одне з одним. Таке схоплення викликано, ймовірно, коагуляцією вкраплень під час високотемпературного рідиннофазного спікання. В деяких зонах спостерігається підвищена кількість матриці, в середній частині якої виявлені грані сферичних вкраплень. На рис. 1, б добре видно, що світлі вкраплення мають практично сферичну форму зі змінним розміром від 10 до 100 мкм. На вкрапленнях спостерігається мікрорельєф, що нагадує гребені, які спрямовані в одному напрямку з певною періодичністю, а бокові стінки мають рівну та гладку поверхню.

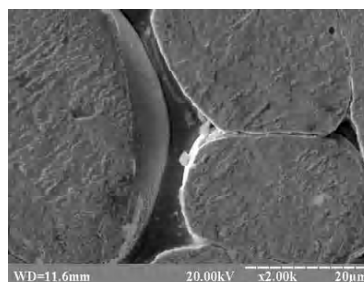
Рентгеноспектральним мікроаналізом сферичних вкраплень (рис. 2, точка 1) визначено, що вони мають вольфрамову природу. Хоча прилежові зони можуть мати комплексний склад і бути збагаченими на вольфрам, нікель та залізо. Відомо, що вольфрам є карбідотворювальним елементом і виявляє схильність до утворення інтерметалідів, отже, саме на границі можуть утворюватися вказані фази.

Аналіз складу матриці (рис. 2, точка 2) дає змогу стверджувати, що гіпотеза з приводу віднесення важкотопкого брухту до «важких» сплавів повністю підтверджується. Маємо середній хімічний склад, який притаманний саме для сплавів системи W-Ni-Fe. Проте частка нікелю та заліза в перехідних зонах міжфазних границь із наближенням зонда до вольфрамових вкраплень збільшується частка вольфраму в темних ділянках матричного розчину.

Для виявлення розподілу елементів та домішок на межі між матрицею та вкрапленнями було проведено дослідження розподілу по січній протяжності 21,3 мкм, яка перетинала дві фази (рис. 3). Зонд переміщувався дискретно по 25 точках з кроком 1 мкм, тобто довжина лінії сканування була дещо більшою (25 мкм).



а



б

Рис. 1. Мікроструктура важкотопкого брухту

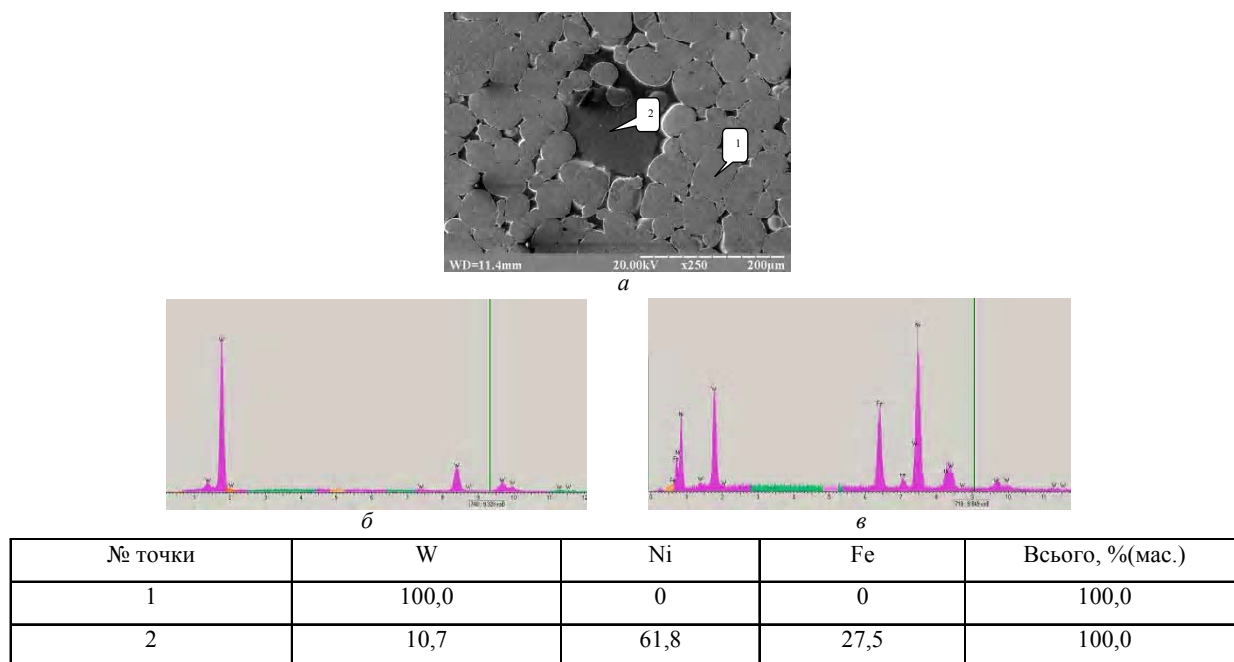


Рис. 2. Мікроструктура важкотопкого брухту з відміченими місцями аналізу (а), спектрограми від місць, що аналізуються, (б, в) та приблизний хімічний склад місць, що аналізуються (г)

Детальний аналіз результатів дослідження дає змогу стверджувати, що в примежових зонах спостерігаються зони з усередненим значенням легувальних елементів, тобто можлива присутність інтерметалідних з'єднань як на основі вольфраму, так і на основі заліза і нікелю. Карбідна фаза вздовж лінії сканування матриці та включення не виявлено, що пояснюється відсутністю вуглецю.

Шкідливі домішки, які частіше за все розташовуються сегрегаціями по границях зерен, не виявлені. Це може бути пояснено незначною чутливістю прилада, яка знаходиться на рівні 0,1 % (мас.). Хоча одночасно можна стверджувати і про незначну частку домішок у брухті, які при витопленні лігатур будуть виведені в шлак та видалені з розплаву.

Для визначення середнього хімічного складу важкотопкого брухту використовувався метод сканування по площині шліфа 5×7 мм (площа була вибрана максимальна для фокусної відстані, з якої можливо отримати задовільний рівень інтенсивності рентгенівського випромінювання). Середній вміст легувальних елементів у важкотопкому брухті становить W95,72-Ni2,93-Fe1,35 % (мас.), таким чином важкотопкий брухт можна віднести до «важких» сплавів системи W-Ni-Fe (ВНЖ 95-3-2) з концентрацією, яка наближається до 95 % W, 3 % Ni та 2 % Fe(мас.).

Порівняння мікроструктури та розподілу хімічних елементів по фазових складових між важкотопким брухтом та феровольфрамом марки ФВ70 (рис. 4) показує, що в феровольфрамі також існують вкраплення вольфраму з матрицею на основі заліза та перехідними зонами, де кількість вольфраму та заліза знаходиться на одному рівні, що може свідчити про існування інтерметалідів.

Але температура плавлення в ФВ70 (3089 К) значно нижча за температуру плавлення важкотопкого брухту (3473 К), що викликає підвищення енергії для розплавлення брухту, а отже, є невигідним і потребує певного доопрацювання. З метою зниження витрат на розплавлення використано переплавлення брухту на лігатури з вмістом вольфраму 30, 50 та 70 % (мас.) вольфраму, що призвело до зниження температури плавлення та зниження ліквідаційних явищ у виплавленій лігатурі.

### Висновки

1. Встановлено, що в Україні щорічно утилізується до 100 тонн важкотопкого брухту з високою кількістю вольфраму;
2. Виявлено, що в матриці важкотопкого брухту окрім заліза та вольфраму, наявний нікель в розмірі 3 % (мас.), який є негативною домішкою для більшості сталей;
3. Встановлено, що мікроструктура та розподіл легувальних елементів важкотопкого брухту схожа на мікроструктуру феровольфраму марки ФВ 70;
4. Відсутність карбідної фази в структурі досліджуваного матеріалу позитивно позначається на технологічності виготовлення лігатур із зниженою кількістю теплоти на розплавлення;
5. Шкідливі домішки, які швидше за все виділяються по межах зерен, не виявлено, їхня концентрація знаходиться поза зоною чутливості прилада, тобто менше 0,1 % (мас.);
6. З метою зниження витрат енергії на розплавлення та розчинення важкотопкого брухту запропоновано виплавлення лігатур, які знизять температуру плавлення та покращать розподіл легувальних елементів по перетину виливка.

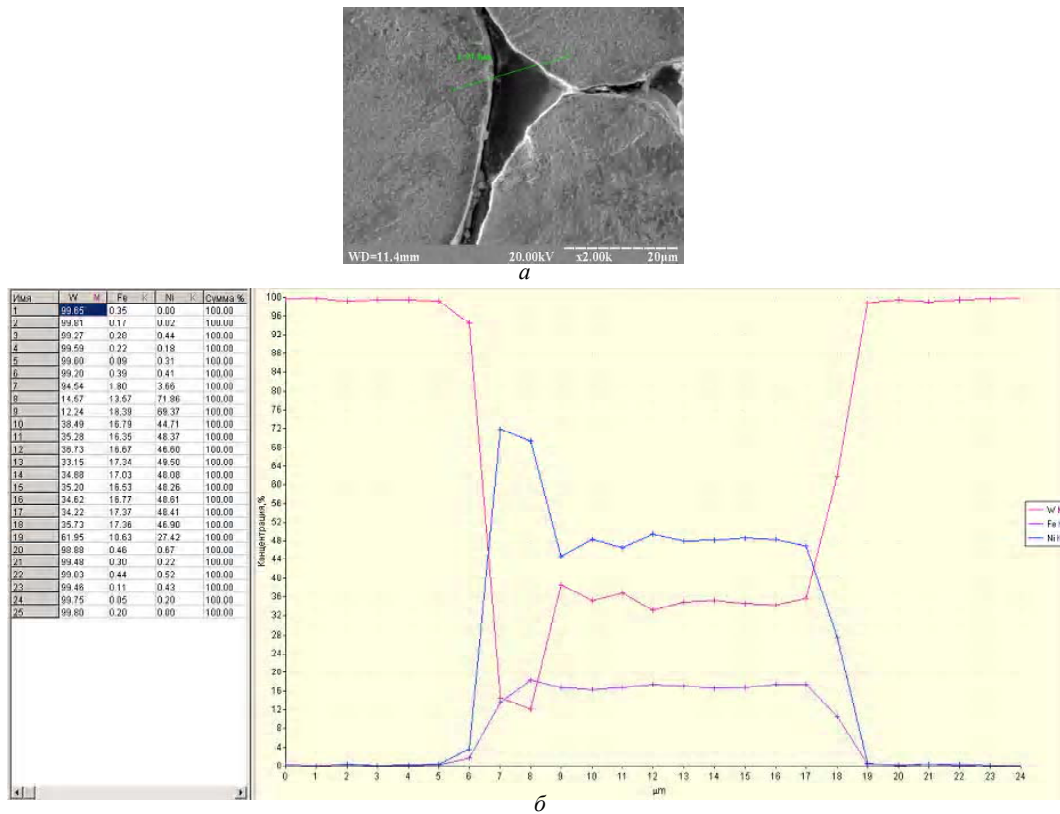
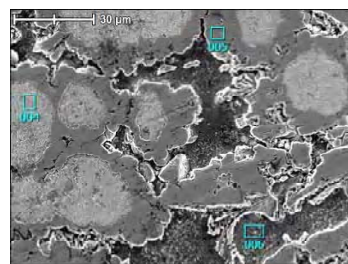


Рис. 3. Мікроструктура важкотопкого брукту з відміченою лінією сканування (а) та приблизний хімічний склад із графіком розподілу по точках сканування (б)



№ точки	Fe	W	Всього, %
004	0	100,0	100
005	47,47	52,53	100
006	89,15	10,85	100

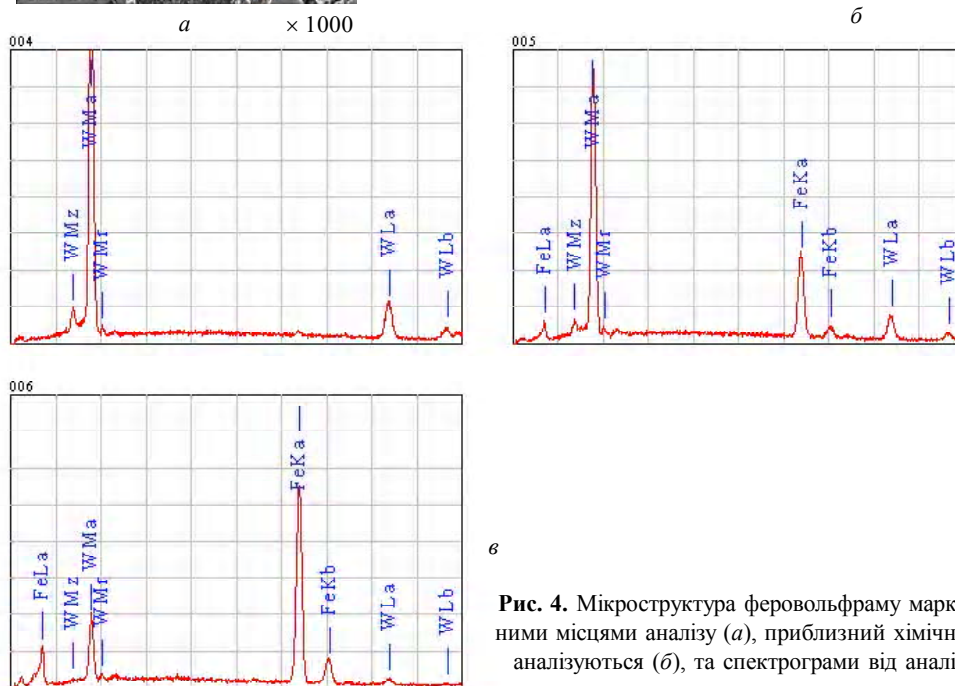


Рис. 4. Мікроструктура феровольфраму марки ФВ 70 з відміченими місцями аналізу (а), приблизний хімічний склад точок, що аналізуються (б), та спектрограми від аналізованих точок (в)

## Список літератури

1. Глотка О. А. Дослідження важкотопкого брукту, що містить вольфрам / О. А. Глотка, А. Д. Коваль,

Л. П. Степанова // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2007. – № 1. – С. 17–20.

Одержано 10.02.2011

**Глотка А.А., Грешта В.Л., Коваль А.Д. Природа тугоплавкого лома и установление закономерностей распределения химических элементов по фазовым составляющим**

*Рассмотрено природу тугоплавкого лома и закономерности распределения химических элементов по фазовым составляющим. Установлено, что сплав относится к «тяжелым» сплавам системы W-Ni-Fe с соответствующей средней концентрацией 95–3–2 % (масс.). Значительная часть вольфрама находится в твердом растворе на основе вольфрама и равномерно распределена по объему. Никель и железо размещаются по границам твердого раствора на основе вольфрама, что приводит к увеличению характеристики пластичности сплава.*

**Ключевые слова:** тугоплавкий лом, распределение химических элементов, фазы, растровый электронный микроскоп.

**Glotka A., Greshtha V., Koval A. Nature of refractory scrap and finding laws of distribution on chemicals element phase components**

*The nature of melting scrap and laws of chemical elements distribution in the phase components was considered. It was established that the alloy belongs to the «hard» alloy system W-Ni-Fe with the corresponding average concentration of 95–3–2 % (by weight). A large portion of tungsten in solid solution based on tungsten, and is uniformly distributed over the volume. Nickel and iron are located along the boundaries of the solid solution based on tungsten, which leads to an increase in plasticity characteristics.*

**Key words:** refractory scrap, distribution of chemical elements, phase, scanning electron microscope.

УДК 669.1.017:536.42

Канд. техн. наук О. Г. Сидоренко<sup>1</sup>, канд. техн. наук И. П. Федорова<sup>1</sup>,  
А. П. Сухой<sup>1</sup>, д-р техн. наук В. Е. Ольшанецкий<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Институт черной металлургии НАНУ, г. Днепропетровск,

<sup>2</sup>Национальный технический университет, г. Запорожье

## О СУЩЕСТВОВАНИИ ЗАРОДЫШЕЙ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ФАЗЫ В ТЕМПЕРАТУРНОЙ ОБЛАСТИ УСТОЙЧИВОГО СОСТОЯНИЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ФАЗЫ

*Показано, что после достижения определенного стабильного размера остаточными объемами низкотемпературной фазы, поступивших при нагреве в температурную область устойчивого состояния высокотемпературной фазы, а также зародышами низкотемпературной фазы, образовавшимися при температурах этой же области, дополнительное как увеличение, так и уменьшение их размеров должно сопровождаться выделением теплоты. А так как это запрещено с позиции принципа Ле Шателье-Брауна, то такие объемы низкотемпературной фазы могут бесконечно долго существовать в равновесии с высокотемпературной фазой.*

**Ключевые слова:** зародыши низкотемпературной фазы, области устойчивого состояния старой (новой) фазы, принцип Ле Шателье-Брауна.

В настоящее время известны предположения о возможности длительного существования зародышей низкотемпературной фазы в термодинамическом равновесии с высокотемпературной в области устойчивого состояния последней [1, 2]. Тем не менее преобладающим при этом является мнение о том, что образовавшиеся в высокотемпературной области зародыши

низкотемпературной фазы должны растворяться [3, 4]. Но в то же время ни первая, ни вторая из названных гипотез достаточных доказательств своей правоты не имеют.

Обоснование возможности длительного сосуществования объемов низкотемпературной фазы с высокотемпературной в области термодинамически устой-