



Рис. 1. Розподіли густини дислокацій:

1 – режим №1, 2 – режим № 2, 3 – режим № 3, 4 – режим № 4

діли густини дислокацій.

Таким чином, за умови лінійного зміцнення, густина дислокацій має типовий нормальний розподіл. На другій стадії процесу зміцнення класичні моделі зміцнення передбачають існування параболічних залежностей між напруженням та густиною дислокацій з одного боку, і між напруженням та деформацією – з іншого [1, 8].

#### Перелік посилань

1. Ольшанецкий В. Ю. Імовірнісні форми розподілу густини дислокацій в сталі / В. Ю. Ольшанецкий, І. Ю. Нагорна // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2003. – № 5. – С. 96–100.
2. Деформационное упрочнение и развитие дислокационной структуры в поликристаллических ОЦК-металлах / [В. И. Трефилов, В. Ф. Моисеев, Е. П. Пешковский та ін.] // Известия вузов. Физика. – 1987. – № 9. – С.25–33.
3. Смирнов Б. И. Дислокационная структура и упрочнение металлов / Б. И. Смирнов – Л.: Наука, 1981. – 235 с.
4. Коттрелл А. Х. Дислокации и пластическое течение в кристаллах / А. Х. Коттрелл; [пер.с англ.]. – М.: Металлургиздат, 1958. – 264 с.
5. Ландау Л. Д., Лившиц Е. М. Теория упругости / Л. Д. Ландау, Е. М. Лившиц. – М.: Наука, 1965. – 203 с.
6. Фихтенгольц Г. М. Курс дифференциального и интегрального исчисления / Г. М. Фихтенгольц. – М.: Наука, 1966. – Т. 2. – 379 с.
7. Герасимович А. И. Математическая статистика / А. И. Герасимович. – М.: Высшая школа, 1983. – 279 с.
8. Ольшанецкий В. Ю. Закон розподілу густини дислокацій у кристалічній структурі корозостійкої сталі / В. Ю. Ольшанецкий, І. Ю. Нагорна // Вісник Черкаського державного технологічного університету. – 2002. – №3. – С. 104–106

Одержано 15.11.2010

#### Кисилева И.Ю., Ольшанецкий В.Е. О теоретической оценке распределения плотности дислокаций в ферритных коррозионностойких сталях на стадии линейного упрочнения

С использованием вероятностного подхода получено распределение плотности дислокаций в ферритных коррозионностойких сталях на стадии линейного упрочнения в виде гауссовского (нормального) закона.

**Ключевые слова:** плотность дислокаций, распределение, гауссовский (нормальный) закон.

#### Kysilova I., Ol'shanetskiy V. Theoretical estimation of ferritic corrosionresistant steels dislocation density distributon for linear hardening

Using stochastic method the distribution of dislocation density for ferritic corrosionresistant steels for linear hardening has been obtained in Gauss (normal) form.

**Key words:** dislocation density, distribution, Gauss (normal) law.

УДК 539.4:620.1

Д-р техн. наук В. Ф. Терентьев<sup>1</sup>, канд. техн. наук Е. В. Блинов<sup>1</sup>,  
канд. техн. наук С. Ю. Мушникова<sup>2</sup>, канд. техн. наук Д. В. Просвирнин<sup>1</sup>,  
О. А. Харьков<sup>2</sup>, О. В. Фомина<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН, г. Москва

<sup>2</sup> КНЦКФ ЦНИИ Конструкционных материалов «Прометей», г. Санкт-Петербург

## СТАТИЧЕСКАЯ И УСТАЛОСТНАЯ ПРОЧНОСТЬ АУСТЕНИТНОЙ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛИ С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ АЗОТА

Исследована статическая и усталостная прочность аустенитной высокопрочной коррозионностойкой стали с повышенным содержанием азота после различных видов обработки. Рассмотрены механизмы образования и распространения усталостной трещины.

**Ключевые слова:** прочность, статическое растяжение, усталость, структура, излом, трещина.

© В. Ф. Терентьев, Е. В. Блинов, С. Ю. Мушникова, Д. В. Просвирнин, О. А. Харьков, О. В. Фомина, 2011

ISSN 1607-6885 Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні №1, 2011

47

## Введение

В последние годы все более широкое применение для высоконагруженных узлов ответственных конструкций находят азотсодержащие коррозионностойкие аустенитные и дуплексные конструкционные стали [1–13] с высокими физико-механическими свойствами. Эти стали используются в конструкциях атомных энергетических установок, в качестве пружинных релаксационностойких элементов, имплантантов и в других областях применения. Так, например, коррозионностойкая аустенитная сталь 316L, легированная азотом, успешно используется в качестве материала для некоторых компонентов атомных реакторов с жидкометаллическим охлаждением [7].

К числу важнейших механических свойств азотсодержащих аустенитных сталей, которые часто определяют несущие способности конструкций, относятся характеристики усталостной прочности [5–9]. В работе [12] показано, что характеристики малоциклового усталости стали 316L (0,03–0,25 % N) улучшаются с возрастанием содержания азота до 0,12 %, а в интервале от 0,12 до 0,25 % долговечность остается постоянной.

В настоящей работе изучалась статическая и усталостная прочность экспериментальной высокопрочной коррозионностойкой высокоазотистой аустенитной стали 04X20H6Г11M2АФБ в различном структурном состоянии.

### Материал и методика эксперимента

Химический состав экспериментальной стали марки 04X20H6Г11M2АФБ приведен в таблице 1.

Были изучены статические и усталостные свойства новой высокоазотистой коррозионностойкой немаг-

нитной стали 04X20H6Г11M2АФБ в различном структурном состоянии. Из полученных заготовок были изготовлены цилиндрические образцы в различном структурном состоянии для проведения статических и циклических испытаний, а также для изучения механизмов разрушения с использованием растровой электронной микроскопии (микроскоп VEGA\SB).

Были проведены испытания на статическое растяжение, ударную вязкость и усталостную прочность в условиях повторного напряжения трех серий образцов, обработанных по следующим режимам: серия 1 – прокатный нагрев в интервале температур 900–110 °С и закалка в воду (структура состоит из вытянутых текстурированных зерен с повышенной плотностью дислокаций и большим количеством тонких двойников деформации) (рис. 1, а); серия 2 – прокатный нагрев в интервале температур (900–1100) °С и закалка в воду, закалка с 1100 °С в воду (наблюдается равноосная структура с размером зерна ~ 20 мкм и с большим количеством двойников отжига); серия 3 – прокатный нагрев в интервале температур (900–1100) °С и закалка в воду, закалка с 1100 °С в воду и нагрев до 700 °С и охлаждение на воздухе (структура такая же как у образцов серии 2, однако наблюдается мелкодисперсные выделения  $Cr_2N$ ).

Механические свойства при статическом растяжении определяли на стандартных 5-кратных образцах с диаметром рабочей части 6 мм (из каждой серии испытывали по два образца) на механической 10-тонной машине Инстрон 3380, а испытания на усталость проводили на сервогидравлической 10-тонной машине Инстрон 8801 в условиях повторного растяжения с минимальным напряжением цикла 20 МПа с частотой нагружения 30 Гц. Цилиндрические образцы для ис-

Таблица 1 – Химический состав стали 04X20H6Г11M2АФБ (вес. %).

C	N	Cr	Mn	Ni	Mo	V	Si	S	P	Ca
0,045	0,50	22,73	14,18	8,03	1,96	0,14	0,27	0,005	0,011	0,002

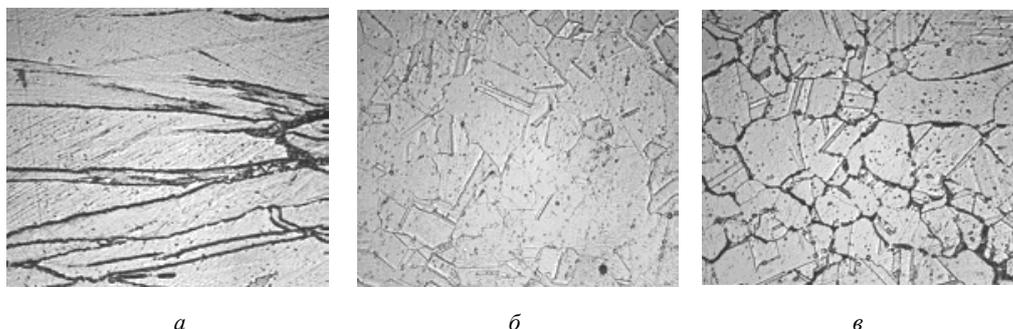


Рис. 1. Структура стали 04X20H6Г11M2АФБ, обработанной по различным режимам: а – серия 1; б – серия 2; в – серия 3 (× 500)

пытаний на повторное растяжение имели корсетную рабочую часть с радиусом закругления 50 мм и рабочим сечением диаметром 4 мм.

### Механические свойства при статическом растяжении и ударная вязкость

Механические свойства исследованных серий образцов представлены на таблице 2. Видно, что максимальными прочностными свойствами ( $\sigma_B$  и  $\sigma_{0,2}$ ) обладает 1 серия образцов (закалка с прокатного нагрева).

Максимальные значения прочностных свойств (особенно по уровню значений условного предела текучести) наблюдается у образцов серии 1. Это связано с повышенной плотностью дислокаций, когда закалка производится непосредственно с прокатного нагрева. Кроме того, в структуре в этом случае наблюдается большое количество тонких двойников деформации. Характеристики пластичности ( $\delta$  и  $\psi$ ) и ударной вязкости, соответственно несколько выше у образцов серий 2 и 3. В случае равноосной структуры (образцы серий 2 и 3) характеристики механических свойств близки между собой, хотя условный предел

текучести выше у образцов серии 3, что связано с началом распада пересыщенного твердого раствора и образованием мелкодисперсных выделений типа  $Cr_2N$ .

### Циклическая прочность

Кривые усталости исследованных серий образцов представлены на рис. 2. Образцы 1 серии (кривая 1) имеют максимальный предел выносливости (680 МПа), а ограниченная долговечность в интервале максимальных циклических напряжений (700–900) МПа в несколько раз выше, чем у образцов серий 2 и 3 (кривые 2 и 3). Такое большое различие в уровне циклической прочности между образцами серии 1 и серий 2–3, по-видимому, связано повышенным уровнем условного предела текучести у образцов серии 1, при сохранении достаточно высокой пластичности и ударной вязкости. Ограниченная долговечность образцов серий 2 и 3 в интервале максимальных напряжений цикла от 550 до 900 МПа практически одинакова, а предел выносливости составляет для обеих серий  $\sim$  (530–540) МПа.

Таблица 2 – Механические свойства стали 04X20H6Г11M2АФБ

Маркировка образцов	Технология получения	Механические свойства при растяжении				Ударная вязкость KCV <sup>+20</sup> , Дж/см <sup>2</sup>
		$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	
1	Состояние поставки с завода (закалка с прокатного нагрева)	966,0	765,4	39,2	64,8	207,3
		993,4	832,2	32,5	60,7	205,4
2	ЗПН + 1100 °С, 1 час, охлаждение в воде	940,7	590,4	46,2	69,3	241,5
		939,4	593,4	49,2	70,2	234,8
3	ЗПН + 1100 °С, 1 час, охлаждение в воде + 700 °С, 1 час, охлаждение на воздухе	953,6	623,7	50,0	64,0	214,3
		965,3	644,2	44,0	63,1	234,4

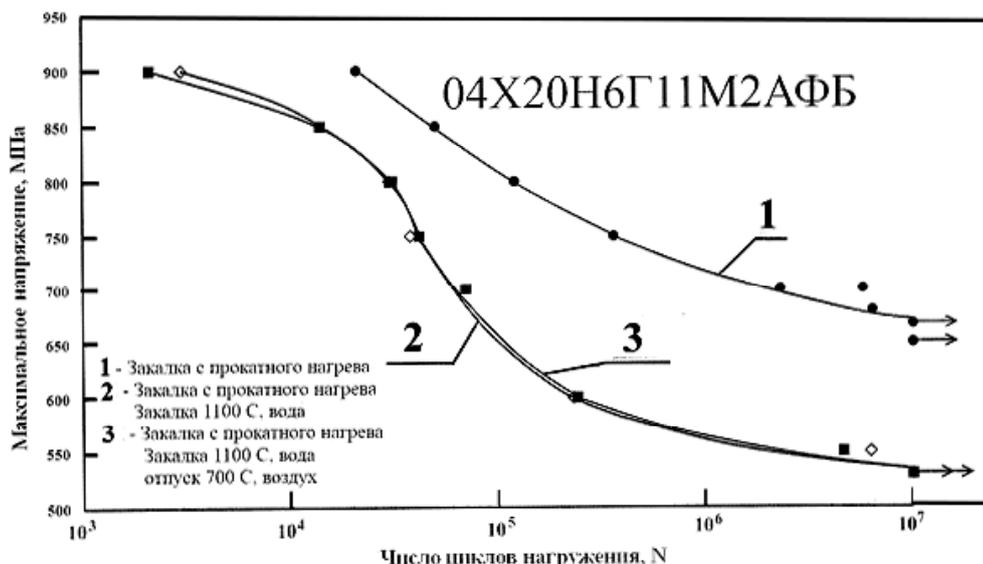


Рис. 2. Кривые усталости стали 04X20H6Г11M2АФБ (номера кривых усталости соответствуют сериям образцов по таблице 2)

Интересно сравнить полученные результаты усталостной прочности стали 04Х20Н6Г11М2АФБ с ранее полученными данными в ИМЕТ им. А. А. Байкова РАН по усталостной прочности азотсодержащей стали 05Х22АГ15Н8М2Ф-Ш (рис. 3) [21]. Из сравнения рис. 2 и 3 видно, что образцы 1-й серии стали 04Х20Н6Г11М2АФБ имеют значительно более высокий предел выносливости (680 МПа), чем образцы стали 05Х22АГ15Н8М2Ф-Ш, предел выносливости которых лежит в интервале (490–530) МПа (рис. 3). Следует, однако, отметить, что если в настоящей работе испытания на усталость проводились в условиях повторного растяжения, то в работе [21] образцы испытывались на чистый изгиб с вращением.

### Фрактография усталостного разрушения

Фрактографические картины поверхностей усталостного разрушения исследованных серий образцов из стали 04Х20Н6Г11М2АФБ изучались на образцах, разрушившихся при высоких значениях максимального напряжения (900 МПа) и при напряжениях, близких к пределу выносливости (при 550 МПа для образцов серий 2 и 3) и при 700 МПа для образцов серии 1.

На рис. 4 представлены характерные картины поверхности разрушения образца 1-й серии, испытанного при максимальной циклическом напряжении 900 МПа и разрушившегося при  $N = 2,1 \cdot 10^4$  циклов. На макрокартине поверхности излома можно выделить три зоны (рис. 4, а): зоны А и Б усталостного распространения трещины и зоны В статического долома. На рис. 4, б показано место зарождения усталостной трещины в зоне А с характерными усталостными бороздками. Однако в дальнейшем трещины распространяется по механизму вязкого ямочного разрушения. В области Б

зарождение и распространения усталостной трещины происходит по чисто усталостному механизму разрушения, связанного с бороздчатым рельефом поверхности (рис. 4, в–е). Расстояние между бороздками составляет  $\sim 0,2\text{--}0,3$  мкм (рис. 4, д). При переходе к стадии статического долома наблюдается более грубый рельеф (рис. 4, ж). В некоторых местах наблюдается смешанная картина разрушения: на фоне ямочного разрушения виден бороздчатый рельеф (рис. 4, з). Статический долом в зоне В связан с чисто вязким ямочным рельефом (рис. 4, и).

При максимальном циклическом напряжении 700 МПа и долговечности до разрушения  $N = 5,7 \cdot 10^6$  циклов образца серии 1 наблюдаются следующие зоны поверхности усталостного разрушения (рис. 5, а): А – зона зарождения трещины, Б – зона чисто усталостного разрушения (стрелками показано направление распространения трещины), зона В – вязкого статического долома по механизму отрыва, а в зоне Г статический долом связан со сдвиговым характером разрушения. Детали этих характерных поверхностей разрушения представлены на рис. 5, б–и. На рис. 5, б. показано место зарождения усталостной трещины, а на рис. 5, в поверхность усталостного разрушения. В обоих случаях разрушение связано с чисто усталостным бороздчатым механизмом распространения. В некоторых местах на бороздчатый рельеф разрушения накладывается сдвигообразование по одной из систем скольжения (рис. 5, з). На рис. 5, д, е представлена картина зоны перехода от усталостного разрушения к статическому долому. Перед самым статическим долом по-прежнему наблюдается чисто усталостный рельеф (рис. 5, ж), а долом в зоне В связан с довольно грубым вязким ямочным рельефом (рис. 5, з, и).

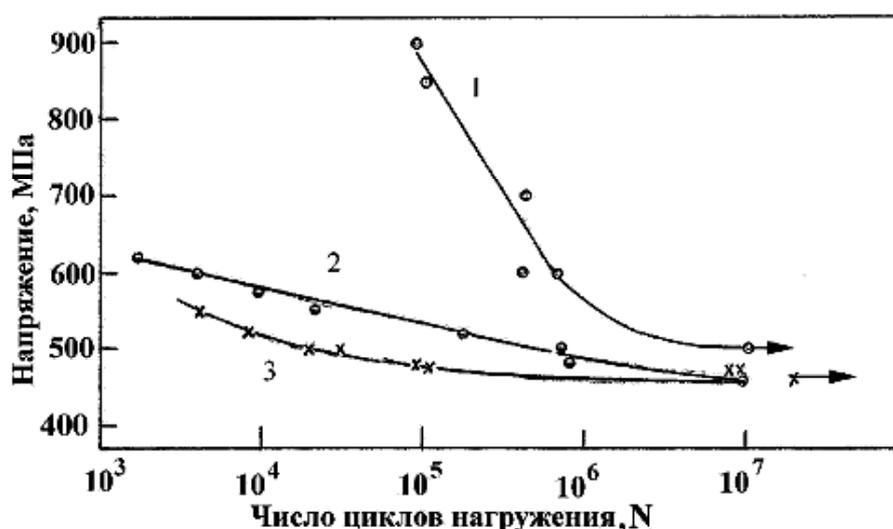


Рис. 3. Кривые усталости гладких образцов из стали 05Х22АГ15Н8М2Ф-Ш:

- 1 – горячая ковка + закалка от 1100 °С в воду; 2 – горячая ковка + прокатка при 900 °С с обжатием на 40 %; гладкие;  
3 – горячая ковка + закалка от 1100 °С + старение 5000 – 10 ч [21]

На рис. 6 и 7 представлены фратографические особенности усталостного разрушения образцов серии 2 из стали 04Х20Н6Г11М2АФБ. При высоком напряжении (900 МПа), близком к пределу прочности, на макрокартине излома можно выделить три зоны (рис. 6, *a*): зона А связана с вязким статическим доломом, в зонах Б и В также наблюдается вязкое ямочное разрушение с той разницей, что в случае зоны Б разрушение происходит по механизму отрыва (рис. 6, *б*), а в зоне В по механизму сдвига (рис. 6, *в*). На рис. 6, *г* на небольшом участке в зоне Б на фоне вязкого ямочного разрушения наблюдается небольшая область с признаками усталостной бороздчатости рис. 6, *г*. В целом характер разрушения такой же, как и наблюдается при статическом разрушении.

При максимальном циклическом напряжении 550 МПа, близком к пределу выносливости, наблюдается классический усталостный излом с зоной зарож-

дения усталостной трещины (зона А на рис. 7, *a*), зоной распространения усталостной трещины (зона Б) и зоной статического долома (зона В). На всей поверхности разрушения, связанной с распространением усталостной трещины, наблюдается довольно грубый вязкий рельеф с характерными усталостными бороздками (рис. 7, *б-з*). Статический долом связан с типичным вязким ямочным разрушением (рис. 7, *и*).

Фратография усталостного разрушения образцов серии 3 представлена на рис. 8 и 9. Разрушение при высоком циклическом напряжении (900 МПа), как и образца серии 2 при таком напряжении), носит характер статического вязкого разрушения (рис. 8, *a*) с зоны вязкого отрыва (зона А) и зоны сдвига (зона Б). В первом случае на поверхности излома наблюдаются классические вязкие ямки (рис. 8, *б-з*), а во втором случае в области сдвигового разрушения наблюдаются вытянутые ямки (рис. 8, *д, е*).

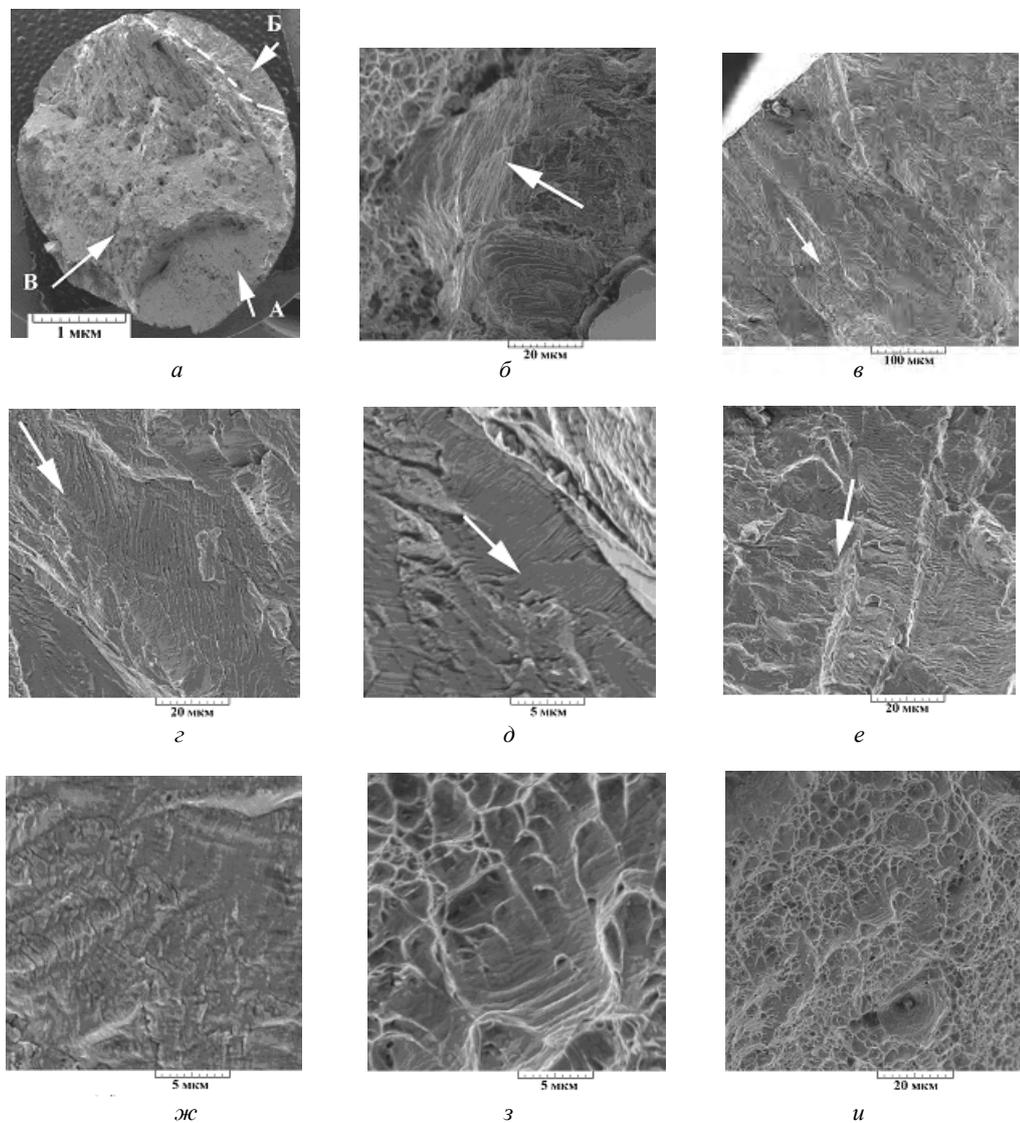


Рис. 4. Фратография усталостного разрушения образца серии 1 ( $\sigma = 900$  МПа,  $N = 2,1 \cdot 10^4$  циклов)

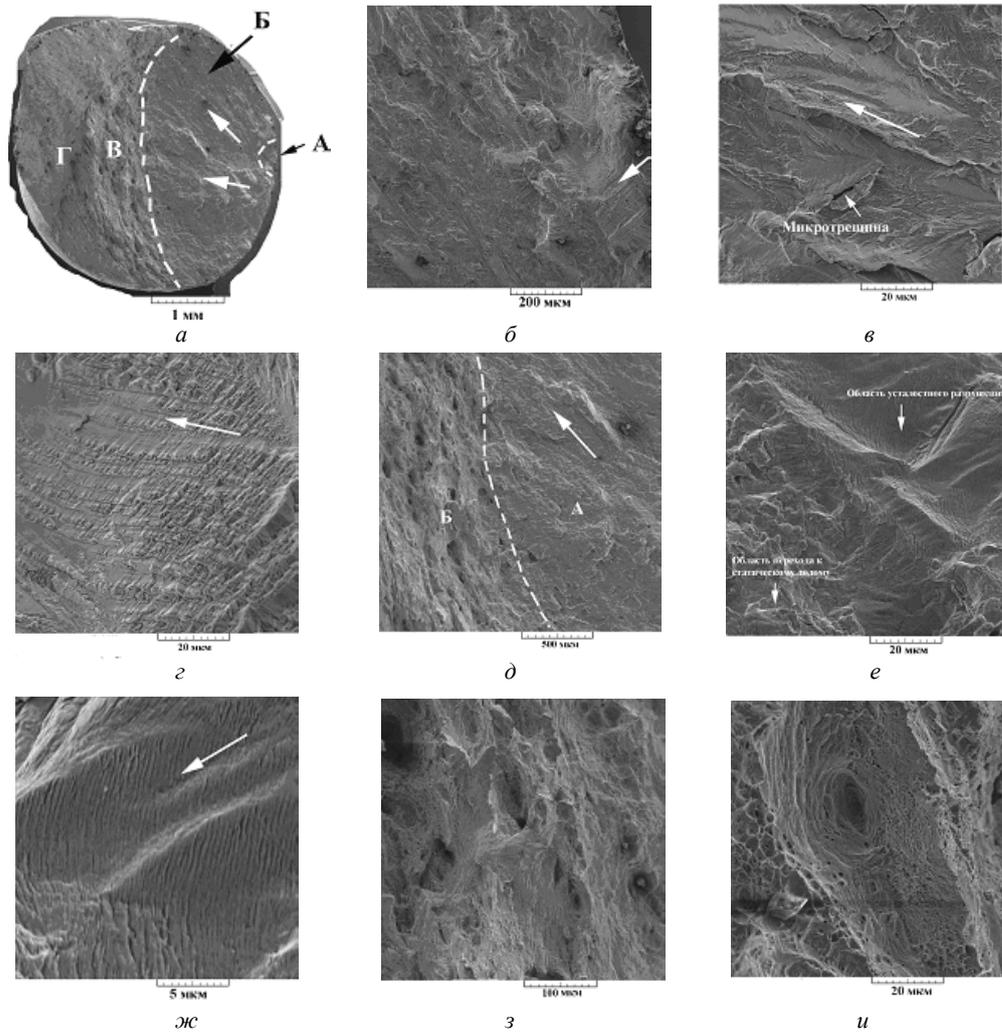


Рис. 5. Фрактография усталостного разрушения образца серии 1 ( $\sigma = 700 \text{ МПа}$ ,  $N = 5,7 \cdot 10^6$  циклов)

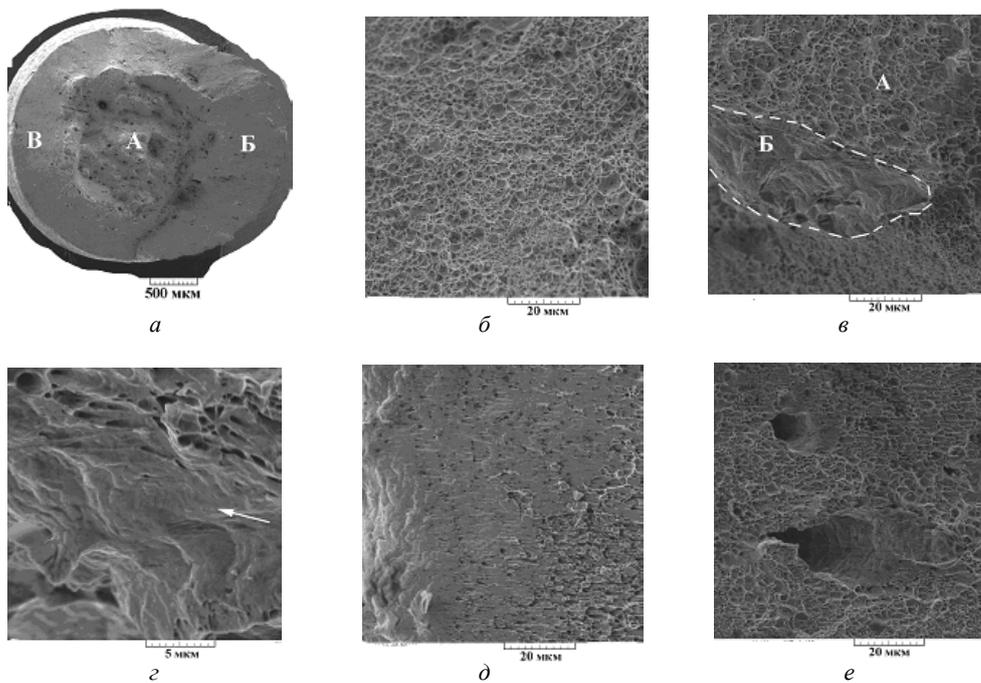


Рис. 6. Фрактография усталостного разрушения образца серии 2 ( $\sigma = 900 \text{ МПа}$ ,  $N = 2,1 \cdot 10^3$  циклов)

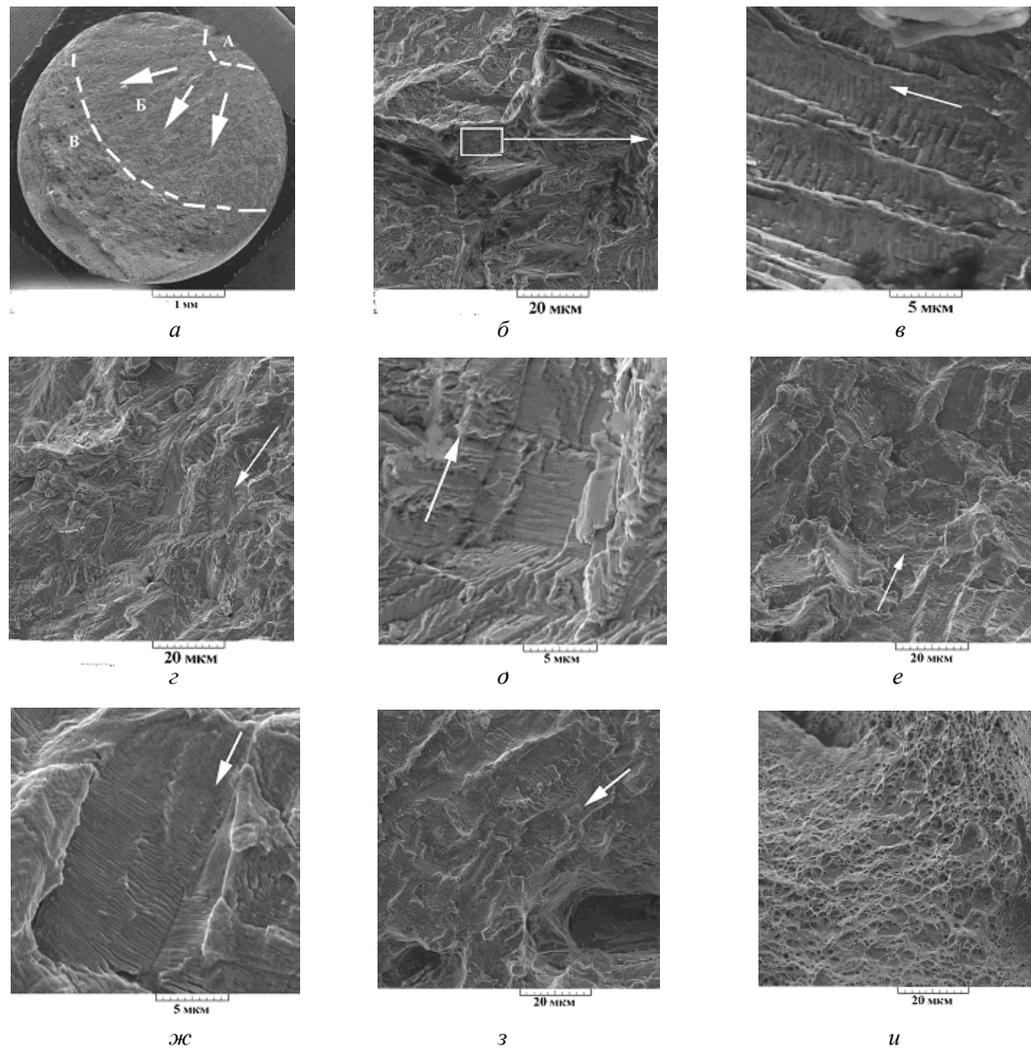


Рис. 7. Фрактографія усталостного розриву зразка серії 2 ( $\sigma = 550$  МПа,  $N = 4,5 \cdot 10^6$  циклів)

При максимальному циклічному напруженні, близькому до межі вичерпаності, макрокартину усталостного зламу являється типовою (рис. 9, а) з характерними основними зонами: зоною А – зародження усталостної тріщини, зоною Б – розповсюдження усталостної тріщини і зоною В – статического долома. На рис. 9, з, в більш детально представлено зона зародження усталостної тріщини. Видно, що зародження усталостної тріщини відбувається по певній кристаллографічній площині і нагадує фасетку крихкого розриву (рис. 9, в). При подальшому розвитку усталостної тріщини спостерігається досить розвинутий рельєф з руйнуванням по певним кристаллографічним площинам, на поверхні яких спостерігаються неявно виражені усталостні бороздки (рис. 9, з, д). Ближче до статического долома поверхня усталостного розриву носить типовий бороздчастий мікрорельєф (рис. 9, е–з). Статический вязкий ямочний излом спостерігається при остаточному руйнуванні (рис. 9, и).

Суммувавши отримані результати фрактографічних досліджень зразків серій 1 і 3, можна сказати, що при високих циклічних напруженнях, близьких до межі міцності, характер поверхні руйнування у всіх досліджуваних серіях матеріалу подібний чашечному вязкому статическому излому з двома зонами: відриву і сдвигу. Лише в разі серії 1 спостерігається невелика зона з характерними ознаками усталостного розповсюдження тріщини. Це пов'язано з тим, що умовна межа текучості у цій серії вище (таблиця 1), ніж в разі серій 2 і 3. При циклічних напруженнях, близьких до межі вичерпаності, на усталостних зламах можна виділити характерні зони руйнування: зародження усталостної тріщини, розповсюдження усталостної тріщини і статического долома. Во всіх випадках розповсюдження усталостної тріщини пов'язано з типовим бороздчастим рельєфом, однак в разі зразків серії 2 і 3 за рахунок їх більш високої пластичності рельєф поверхні усталостного розриву більш вязкий, ніж у зразків серії 1.

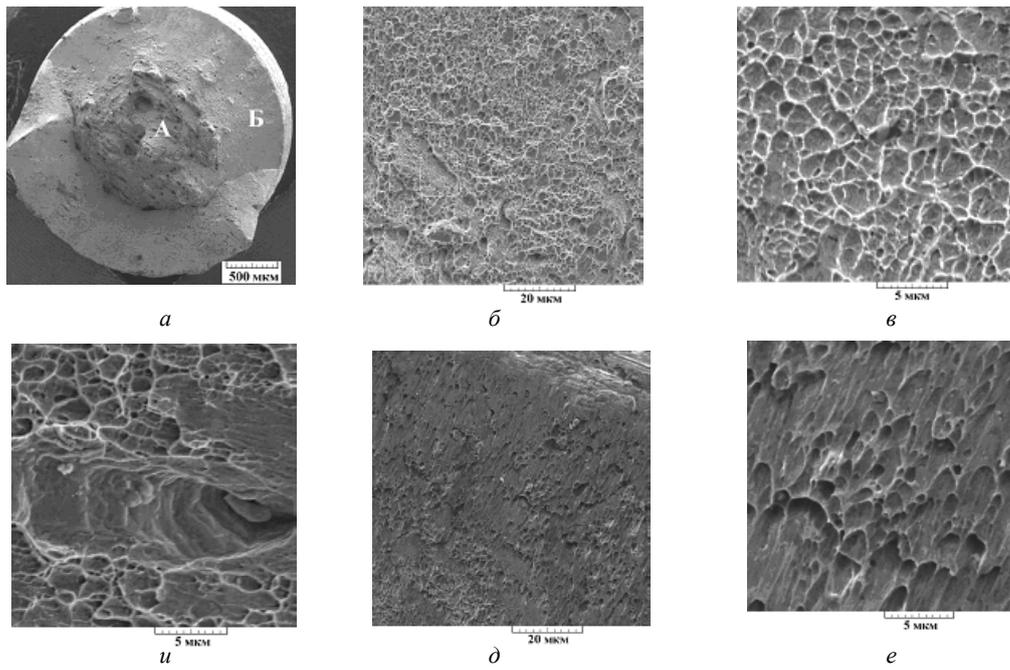


Рис. 8. Фрактография усталостного разрушения образца серии 3 ( $\sigma = 900\text{МПа}$ ,  $N = 3 \cdot 10^3$  циклов)

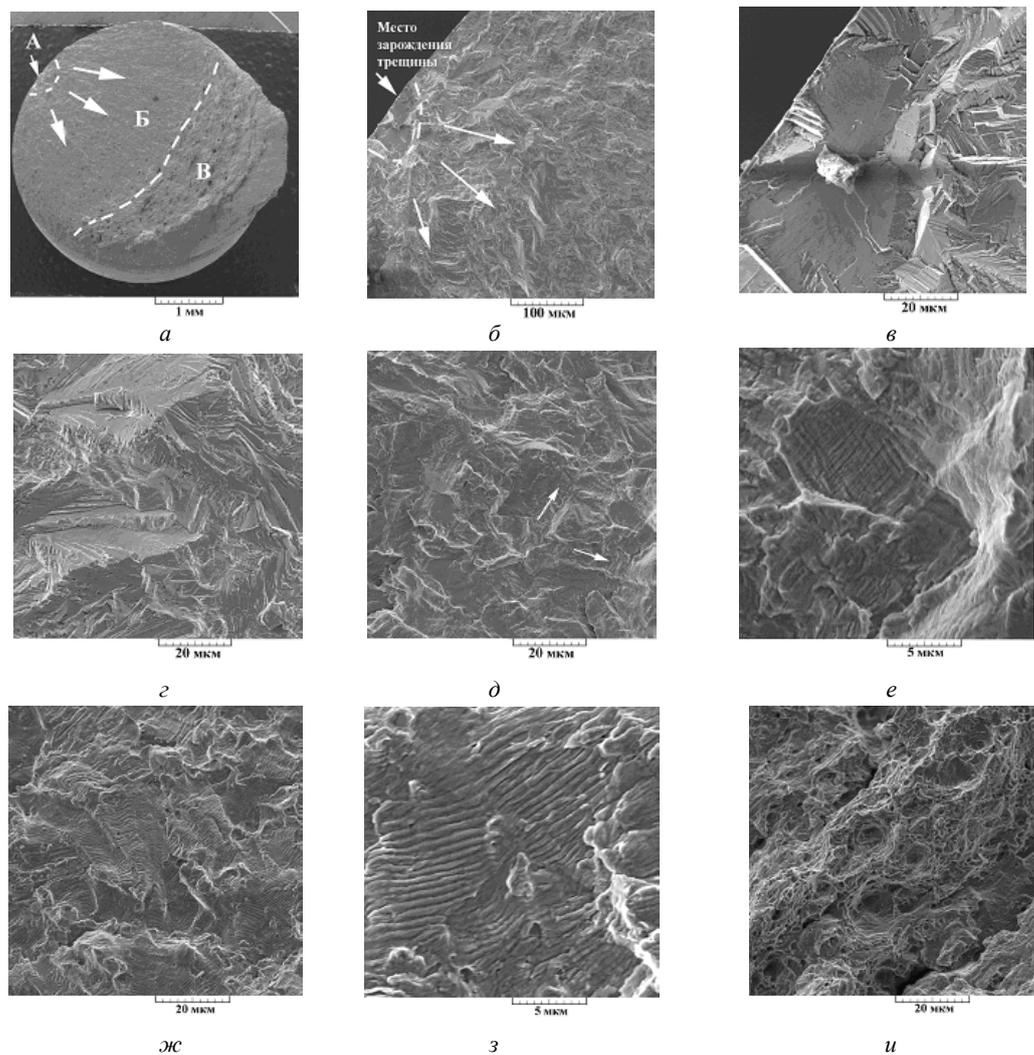


Рис. 9. Фрактография усталостного разрушения образца серии 3 ( $\sigma = 550\text{МПа}$ ,  $N = 6,2 \cdot 10^6$  циклов)

**Выводы**

1. Экспериментальная аустенитная азотсодержащая сталь 04X20H6Г11М2АФБ при исследованных режимах термомеханической обработки обладает высокими прочностными характеристиками при статическом растяжении (предел прочности находится в интервале значений от 939 до 993 МПа, а условный предел текучести от 590 до 832 МПа). Она также имеет высокие характеристики пластичности и ударной вязкости.

2. Максимальной циклической прочностью (ограниченной долговечностью в интервале напряжений (700–900) МПа и пределом выносливости – 680 МПа) обладают образцы из стали 04X20H6Г11М2АФБ серии 1 (закалка с прокатного нагрева) за счет большой плотности дислокаций, текстурного состояния (вытянутые вдоль прокатки зерна) и большого количества тонких двойников деформации. У образцов серий 2 и 3 в результате повторной закалки и отжига образуется равноосная структура с двойниками отжига, и в случае, если после повторной закалки производится отжиг образцы серии 3, в структуре также наблюдаются мелкодисперсные выделения типа  $\text{Cr}_2\text{N}$ . За счет значительного снижения уровня условного предела текучести у образцов серий 2 и 3 по сравнению с образцами серии 1 у этих серий предел выносливости находится в интервале (530–540) МПа, что на ~ 140 МПа ниже, чем предел выносливости у образцов серии 1. В целом образцы из стали 04X20H6Г11М2АФБ всех исследованных серий обладают достаточно высокой усталостной прочностью, если принять во внимание известные литературные данные по циклической прочности аустенитных азотсодержащих сталей.

3. Фрактографические исследования образцов после испытания на усталость показал, что при высоких циклических напряжениях, близких к пределу прочности, характер поверхности разрушения у всех исследованных серий материала подобен чашечному вязкому статическому излому с двумя зонами: отрыва и сдвига. Лишь в случае серии 1, которые обладают более высоким пределом текучести, наблюдается небольшая зона с характерными признаками усталостного распространения трещины. При циклических напряжениях, близких к пределу выносливости, на усталостных изломах можно выделить характерные зоны разрушения: зарождения усталостной трещины, распространения усталостной трещины и статического долома. Во всех случаях распространение усталостной трещины связано с типичным бороздчатым рельефом, однако в случае образцов серии 2 и 3 за счет их более высокой пластичности рельеф поверхности усталостного разрушения более вязкий, чем у образцов серии 1.

**Перечень ссылок**

1. Прямое и обратное упругие последствия пружинной ленты из азотсодержащей стали Х21Г10Н7МБФ / [О. А. Банных, С. В. Грачев, Л. А. Мальцева и др.] // МиТОМ. 2006. – № 1 (607). – С. 8–11.
2. Исследование структуры и механических свойств стали 08Х14АН4МДБ, полученной методом высокоградиентной направленной кристаллизации / [В. М. Блинов, О. А. Банных, М. В. Афанасьев и др.] // Деформация и разрушение материалов. – 2006. – № 3. – С. 12–16.
3. Влияние термической обработки на структуру и механические свойства особо высокопрочной коррозионно-стойкой мартенситно-аустенитной стали / [О. А. Банных, В. М. Блинов, А. Б. Шалькевич и др.] // Металлы. – 2005. – № 3. – С. 51–60.
4. Циклическая прочность аустенитной коррозионно-стойкой стали с повышенным содержанием азота / [В. Ф. Терентьев, И. О. Банных, Е. В. Блинов и др.] // Деформация и разрушение материалов, 2009. – № 3. – С. 29–35.
5. Study on low cycle fatigue property of austenitic stainless steel under stress-controlled condition / [Ding J., Zhang D., Nishida S. etc.] // Acta met. Sin. 2002. Vol. 38. – N 12. – P. 1261–1265.
6. Vongt J.-B. Analysis of the Fatigue Dislocation Structures in a Duplex Stainless Steel Alloyed with Nitrogen / Vongt J.-B., Saadi B. A., Fost J. // Z. Metallkd. – 1999. – Vol. 90. – N 5. – P. 3213–328.
7. Vongt J.-B. Role of the microstructure on fatigue properties of 475 °C aged duplex stainless steels / Vongt J.-B., Massol K., Fost J. // Int. J. of Fatigue. 2002. Vol. 24. – N 6. – P. 627–633.
8. Massol K. Fatigue Behaviour of New Duplex Stainless Steels Upgraded by Nitrogen Alloying / Massol K., Vongt J.-B., Fost J. // ISIJ. 2002. – Vol. 42. – N 3. – P. 310–315.
9. Effect of temperature on the low cycle fatigue behaviour of nitrogen alloyed type 316L stainless steel / [Srinivasan V. S., Sandhya R., Rao B. S. etc.] // Int. J. of Fatigue. 1991. – Vol. 13. – N 6. – P. 471–478.
10. Fatigue and Corrosion Fatigue of High Nitrogen Austenitic Stainless Steel / Diener M., Speidel M. // HNS 2003 (High Nitrogen Steels): vdf Hochschulverlag AG an der ETH Zurich. 2003. – P. 211–215.
11. Kim Y. H. Nitrogen-Alloyed, Metastable Austenitic Stainless Steel for Automotive Structural Applications / Kim Y. H., Kim K.Y., Lee Y. D. // HNS 2003 (High Nitrogen Steels): vdf Hochschulverlag AG an der ETH Zurich. 2003. – P. 149–158.
12. Degallix S. Influence of nitrogen solutes and precipitates on low cycle fatigue of 316L stainless steels / Degallix S., Degallix G., Fost J. // ASTM STP 942 (American Society for Testing and Materials) 1988. – P. 798–811.
13. Влияние содержания азота на усталость коррозионно-стойких сталей. Ч. I. Аустенитные стали / [В. Ф. Терентьев, А. Г. Колмаков, В. М. Блинов, Е. В. Блинов] // Деформация и разрушение материалов, 2007. – № 2. – С. 2–28.

Одержано 06.12.2010

**Терентьев В.Ф., Блинов С.В., Мушникова С.Ю., Просвірнін Д.В., Харков О.А., Фоміна О.В. Статична та втомна міцність аустенітної корозійновитривалої сталі з підвищеним вмістом нітрогену**  
*Досліджено статичну та втомну міцність аустенітної високоміцнісної корозійновитривалої сталі з підвищеним вмістом нітрогену після різних видів оброблення. Розглянуто механізми утворення та розповсюдження втомної тріщини.*

**Ключові слова:** міцність, статичний розтяг, втома, структура, злам, тріщина.

УДК 620.18

Д-р техн. наук В. Ю. Ольшанецький

Національний технічний університет, м. Запоріжжя

## ПРО ТЕОРЕТИЧНІ ПІДХОДИ ДО ПОБУДОВИ НОВИХ ТА УТОЧНЕННЯ ІСНУЮЧИХ БІНАРНИХ ДІАГРАМ ФАЗОВОЇ РІВНОВАГИ

Пропонується розрахунковий метод побудови бінарних діаграм рівноваги із застосуванням віртуальних температур в наближенні необмежених взаємних розчинностей компонентів термодинамічних систем.

**Ключові слова:** діаграма стану, вільна енергія, рівноважна концентрація, віртуальна температура.

Кількість спроб побудови діаграм стану в розрахунковий спосіб, користуючись співвідношеннями рівноважної термодинаміки, є обмеженою [1].

Це пов'язано в першу чергу з відсутністю надійних алгоритмів таких розрахунків, бо збіжність отриманих результатів з експериментальними даними часто-густо є такою, що ніяк не може задовольнити дослідників, які працюють над створенням чи уточненням подібних діаграм. У той же час розробка певних підходів для розв'язання такого роду питань є дуже бажаною, оскільки дозволить на підставі обрахування надійних ліній стабільних діаграм стану, встановлених при застосуванні коректних фізичних методів визначення критичних температурних точок, провести уточнення деяких інших ліній, що були нанесені на ту чи іншу діаграму вельми наближено (хоча б через значні експериментальні труднощі).

У роботі в рамках моделі зв'язків найближчих атомів бінарних розчинів (атомів першої координаційної сфери, що оточують розчинний атом у її центрі) було здійснено спробу шляхом розв'язання рівнянь рівноваги отримати спрощені аналітичні співвідношення для ліній фігуративних точок (у системі температура-хімічний склад), що склало основу створення низок фрагментів як складових відповідних алгоритмів побудови діаграм рівноважного стану будь-яких сплавів. Ці фрагменти, на думку автора, здатні забезпечувати необхідну точність оцінок розчинності сплавів поблизу вертикалей чистих речовин з урахуванням у деяких випадках віртуальних температур плавлення компонентів системи (за умовним припущенням наявності їх схильності до необмеженої взаємної розчинності перш за все у твердому стані).

Нехай деяка бінарна система А–В має дійсно необмежену розчинність компонентів в обох агрегатних станах і складається в інтервалі кристалізації з двох фаз  $L$  (рідина) і  $\alpha$  (тверда кристалічна фаза). Тоді на підставі відомих співвідношень для вільних енергій (за Гельмгольцем) обох фаз можна скласти в нашому випадку більш зручні вирази, а саме:

$$F_L(C, T) = E_L^A + (E_L^B - E_L^A)C + RT[C \ln C + (1 - C) \ln(1 - C)] - aT, \quad (1)$$

$$F_\alpha(C, T) = E_\alpha^A + (E_\alpha^B - E_\alpha^A)C + RT[C \ln C + (1 - C) \ln(1 - C)] - bT \quad (2)$$

і отримати рівняння рівноваги такого виду:

$$1. \left[ \left( \frac{\partial F_L}{\partial C} \right)_T \right]_{C_L} = \left[ \left( \frac{\partial F_\alpha}{\partial C} \right)_T \right]_{C_\alpha}; \quad (3)$$

$$2. F_L(C_L) - \left[ \left( \frac{\partial F_L}{\partial C} \right)_T \right]_{C_L} C_L = F_\alpha(C_\alpha) - \left[ \left( \frac{\partial F_\alpha}{\partial C} \right)_T \right]_{C_\alpha} C_\alpha. \quad (4)$$

Тут  $E_{\alpha(L)}^{A(B)}$  – внутрішні енергії чистих речовин;  $a(b)T$  – наближені (неконфігураційні) теплові фактори, які практично не впливають на характер концентраційних кривих вільної енергії [2].

Розв'язуючи рівняння (3) і (4), отримуємо вирази для  $C_L(T)$  і  $C_\alpha(T)$  у вигляді таких співвідношень: