

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ, МЕТАЛЛУРГИЯ
MATERIALS ENGINEERING, METALLURGY

УДК 539.4:669.3

Поступила в редакцию 09.09.2016

Received 09.09.2016

А. Ф. Ильющенко¹, И. В. Фомихина¹, М. М. Дечко², В. Н. Ковалевский³

¹*Институт порошковой металлургии НАН Беларуси, Минск, Беларусь,*

²*Белорусский аграрный технический университет, Минск, Беларусь,*

³*Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь*

**ДЕФОРМАЦИОННОЕ ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ ЗЕРЕН МИКРОСТРУКТУРЫ
ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ НЕСТАЦИОНАРНОЙ ИНТЕНСИВНОЙ
ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ВЗРЫВОМ**

Изучена зависимость размера зерна легированных высокопрочных сталей аустенитного, бейнитного, мартенситно-старееющего классов от температуры и степени деформации при нестационарной интенсивной пластической деформации взрывом. Построена модель, позволяющая рассчитать величину предела диспергирования и учитывающая зависимость коэффициента зернограницной диффузии от степени деформации и температуры. Результаты расчетов по предложенной формуле и их сравнение с экспериментальными данными показывают удовлетворительное совпадение. Отклонение составляет 3–5%. Установлено, что интенсивное измельчение под действием высокоскоростной пластической деформации взрывом высокопрочных сталей происходит при степенях деформации 20–30%. Увеличение степени деформации до 30–40% не приводит к изменению размера зерна. При деформациях более 40–50% накопленная пластическая деформация, вызывающая дополнительный локальный разогрев материала, обуславливает развитие рекристаллизационных процессов, в результате чего размеры зерна увеличиваются. При деформациях выше 50–60% в материалах возможно появление трещин.

Ключевые слова: интенсивная пластическая деформация взрывом, температура, измельчение зерна, модель предела диспергирования.

A. Ph. Ilyushchenko¹, I. V. Fomikhina¹, M. M. Dechko², V. N. Kovalevskij³

¹*Powder Metallurgy Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus,*

²*Belarusian State Agrarian Technical University, Minsk, Belarus,*

³*Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus*

**DEFORMATIONAL GRAIN GRINDING OF ALLOYED STEELS
MICROSTRUCTURE AT NON-STATIONARY INTENSE PLASTIC DEFORMATION BY EXPLOSION**

Dependence of grain size of alloyed high-strength steels of austenitic, bainitic, maraging classes on temperature and degree of deformation at non-stationary intensive plastic deformation by explosion has been studied. A model which enables to calculate dispersing limit value considering dependence of coefficient of grain-boundary diffusion on degree of deformation and temperature is constructed. The results of calculations by the offered formula and their comparing to experimental data show satisfactory coincidence. A rejection is 3–5%. It is set that the intensive growing shallow under the action of high-speed flowage the explosion of alloyed high-strength steels takes place at the degrees of deformation 20–30%. Increase of degree of deformation to 30–40% does not cause the change of size of grain. At deformations more than 40–50% the accumulated flowage causes additional local warming-up of material and development of recrystallizational processes, sizes of grain increase as a result. At deformations higher 50–60% appearances of cracks in materials is possible.

Keywords: intensive plastic deformation by explosion, temperature, grain grinding, the model of dispersing limit.

Введение. Известно, что в результате интенсивной пластической деформации металлов на уровне их микроструктуры образуется большое количество дефектов дислокационного и дисклинационного типов, приводящих к фрагментации кристаллической структуры. По мере деформирования происходит разориентация возникающих фрагментов, приводящая к измельче-

нию зерен микроструктуры, достигающих некоторого предельного значения d_{\min} . Величина d_{\min} зависит от типа структуры, способа деформирования и параметров процесса: скорости, степени и температуры деформации [1, 3].

В ряде работ предпринята попытка построения математических моделей, позволяющих рассчитать теоретическое значение d_{\min} [1–6]. В [1] изучены математические модели, описывающие зависимость величины предела измельчения зерен от природы материала и температуры интенсивной пластической деформации по технологии равноканального углового прессования. Данный метод реализует схему, при которой деформирование металла протекает в стационарных условиях (с постоянной и относительно невысокой скоростью деформации, при постоянных степени и температуре деформации). В качестве модельных структур рассматриваются однородные микроструктуры металлов и сплавов.

Деформационное измельчение зерен описано в [1] на основе двух механизмов фрагментации:

1. Аккомодационное внутризеренное скольжение. Формирующиеся на границах зерен дефекты и, в первую очередь, стыковые дисклинации создают в зернах микроструктуры мощные поля внутренних напряжений σ_i , вызывающие внутризеренное скольжение. Процесс деформации протекает под действием внутренних напряжений и обеспечивает релаксацию запасенной упругой энергии, связанной, главным образом, со стыковыми дисклинациями. При достижении некоторой критической мощности стыковых дисклинаций начинается испускание со стыков оборванных дислокационных стенок, вызывающих фрагментацию зерен.

2. Аккомодация стыковых дисклинаций путем диффузионного массопереноса. Энергия активации зернограницной диффузии в неравновесных границах зерен существенно зависит от избыточного свободного объема, связанного с внесенными в границу дефектами. При высокой плотности дефектов избыточный свободный объем может стать столь значительным, что энергия активации зернограницной диффузии может стать равной энергии активации диффузии в расплаве [5]. При малых размерах фрагментов скорость диффузионной аккомодации стыковых дисклинаций становится такой высокой, что мощность стыковых дисклинаций не может достичь критической величины, необходимой для испускания оборванной дислокационной стенки, т.е. для фрагментации. Вследствие развития диффузионной аккомодации стыковых дисклинаций появляется предел деформационного измельчения зерен, т.е. минимальный размер зерна, который не может быть уменьшен при заданных условиях пластического деформирования материала.

Основные этапы эволюции структуры, приводящие к образованию мелких зерен, включают в себя [1]: образование скоплений дислокаций; преобразование их в несовершенные границы, обособляющие ячейки – области кристалла с относительно малой плотностью дислокаций; образование полос, которые по мере нарастания деформации уменьшаются в поперечных размерах, изменяют направление развития и пересекаются.

Формирование мелких зерен является результатом многочисленных пересечений предельно тонких полос с большеугловыми границами.

Для расчета минимального размера зерна, достижимого при этих условиях, предложена следующая зависимость:

$$(d^*)^{3,5} \geq \chi \frac{K}{G} \frac{\delta D_b^*}{A_1 \xi \varepsilon_v} \frac{G \Omega}{kT}, \quad (1)$$

где $\chi = \psi/\varphi$ – геометрический коэффициент, в котором ψ – коэффициент пропорциональности, связывающий напряжение, вызывающее пластическую деформацию зерен, с пределом текучести материала, φ – геометрический множитель порядка 1; K – коэффициент Холла–Петча, связывающий предел текучести поликристаллического материала с размером зерна.

В ряде исследований показано, что коэффициент Холла–Петча зависит от различных факторов, сопровождающих процесс деформирования кристаллических структур [1–4]. В [3] приведена формула для расчета коэффициента Холла–Петча для крупнокристаллических металлов:

$$K_0 = \sqrt{\frac{2Gb\sigma^*}{\pi(1-\nu)}}. \quad (2)$$

Здесь σ^* – напряжение в зерне, при котором начинается пластическая деформация. В [3] эта величина приведена для IF-сталей (сталь с микроструктурой без дефектов внедрения) и равна 450 МПа; ν – коэффициент Пуассона (для сталей 0,25); G – модуль сдвига, равный $8,1 \cdot 10^4$ МПа; b – вектор Бюргерса, равный $2,58 \cdot 10^{-10}$ м для ГЦК- и $2,48 \cdot 10^{-10}$ м для ОЦК-решеток.

Расчет по формуле дает значение коэффициента Холла–Петча для ГЦК ($8,93 \cdot 10^4$ кг/(с²·м^{1/2}))- и ОЦК ($8,76 \cdot 10^4$ кг/(с²·м^{1/2}))-решеток; δ – ширина границы, равная удвоенному вектору Бюргерса, $\delta = 2b = 5,16 \cdot 10^{-10}$ м; D_b^* – коэффициент зернограницной диффузии, равный $D_{b0}^* \exp(Q_b^*/kT)$; Q_b^* – энергия активации самодиффузии в равновесных границах зерен; Ω – атомный объем, равный $1,18 \cdot 10^{-23}$ см³ или $1,18 \cdot 10^{-29}$ м³; T – температура процесса, К.

В [6] указывается, что энергия активации зернограницной диффузии в неравновесных границах зерен значительно зависит от избыточного свободного объема, связанного с внесенными в границу дефектами. При малой плотности внесенных дефектов наблюдаются обычные значения $Q_b \sim 9 kT_m$. При высокой плотности дефектов избыточный свободный объем может стать таким значительным, что величина энергии активации зернограницной диффузии будет равной значению энергии активации диффузии в расплаве $Q_L \sim 3 kT_m$ [4]. Из этого следует, что данный параметр может быть переменным для различных условий деформирования (температуры и степени деформации).

В [2] приведено значение предэкспоненциального множителя коэффициента зернограницной диффузии ($D_{b0}^* = 10^{-8}$ м³/с) и утверждается, что полученная величина носит оценочный характер. Для точного вычисления величины d_{\min} необходима подробная информация о значениях D_b^* и зависимости $D_b^*(\dot{\epsilon}_v)$, а также сведения о величине локальной скорости деформации $\dot{\epsilon}_v$. Откуда можно предположить, что значение D_{b0}^* меняется в широких пределах в зависимости от условий деформирования; k – постоянная Больцмана, равная $1,38 \cdot 10^{-23}$ Дж/К; A_1 – численный параметр, равный 10 [1]; ξ – коэффициент однородности пластической деформации, равный 10^{-4} [1].

Цель работы – экспериментальное и теоретическое исследование зависимости размера зерна легированных высокопрочных сталей аустенитного, бейнитного, мартенситно-старяющего классов от температуры и степени деформации при нестационарной интенсивной пластической деформации взрывом и построение модели, позволяющей рассчитывать величину предела диспергирования.

Результаты и их обсуждение. Модель диспергирования. В ее основе лежат теория неравновесных границ зерен [3, 4] и результаты экспериментальных и теоретических исследований структуры и свойств легированных сталей, подвергнутых интенсивной пластической деформации [5–9].

Процесс деформирования при обработке легированных сталей взрывом радикально отличается от стационарного процесса. Силовое воздействие на деформируемую заготовку реализуется в результате кратковременного и интенсивного силового импульса. Протекающие при этом процессы принципиально отличаются от стационарных. На макроуровне деформирование происходит с нарастающей скоростью. Значительная часть механической энергии переходит в тепло. Температура обработанной заготовки увеличивается на несколько десятков градусов. На микроуровне локальные разогревы могут быть более значительными. Вследствие динамических силовых воздействий возможна неоднородность упругой и пластической деформаций. Микроструктура легированных сталей представляет собой сложную гетерогенную смесь зерен различных фазового и химического составов.

Немонотонный характер деформирования металлов при обработке взрывом позволяет предположить, что в уравнении параметры D_{b0}^* и D_b^* , связанные с зернограницной диффузией, зависят от степени деформации, т. е. они будут рассматриваться как функции степени деформации ϵ . Физические механизмы, определяющие эти функции, изучены недостаточно. Поэтому будем исходить из некоторых эмпирических предположений.

Поскольку в нашем эксперименте изменялась не скорость, а степень деформации, то были предприняты попытки связать ее со структурой материала. Предположили, что при деформации

взрывом скорость деформации непостоянна, потому что она происходит под действием ударной волны (вызвана кратковременным воздействием большой силы). Следовательно, скорость деформации увеличивается во времени. Таким образом, чем больше степень деформации, тем выше ее скорость по окончании процесса. Исходя из этого приняли, что средняя скорость деформации пропорциональна степени деформации $\dot{\epsilon}_v = c\dot{\epsilon}$, а константа скорости c равна скорости звука в металле (скорость ударной волны взрыва) $6 \cdot 10^3$ м/с.

В [2] утверждается, что для точного вычисления величины d_{\min} необходимы подробные сведения о значениях D_b^* и зависимости $D_b(\dot{\epsilon}_v)$, а также о величине локальной скорости деформации $\dot{\epsilon}_v$. Можно предположить, что значение D_{b0}^* меняется в широких пределах в зависимости от условий деформирования.

На основе кинематического уравнения фрагментации [9] в [3] выведена зависимость оценки накопленной тензорной плотности дислокаций от степени деформации, которая представлена экспоненциальной формулой вида $\beta_0 \exp(-\beta_1 \epsilon) + \beta_2$. Указано, что численные оценки качественно совпадают с экспериментальными данными. Поэтому допустим, что зависимость коэффициента зернограничной диффузии от степени деформации может принимать вид

$$D_{b0}(\epsilon) = \beta_0[\beta_1 \exp(-\beta_2) + 1]. \quad (3)$$

Как отмечено в [6], по мере накопления дефектов кристаллической структуры Q_b^* может меняться от $Q_b^* \sim 9kT_m$ до $Q_L^* \sim 3kT_m$, т. е. убывать. Для простоты примем, что в зависимости от степени деформации и связанного с ней накопления дефектов это убывание линейно:

$$Q_b(\epsilon) = \beta_3 - \beta_4 \epsilon, \quad (4)$$

где $\beta, \beta_1, \dots, \beta_5$ – некоторые коэффициенты, которые могут быть подобраны эмпирическим путем на основе экспериментальных данных.

Исходя из вышесказанного, с учетом зависимости коэффициента зернограничной диффузии D_b от степени деформации $\dot{\epsilon}_v$ и температуры формула (1) примет вид

$$d_{\min}(\epsilon) = \left(\chi k \frac{\delta D_{b0}(\epsilon) \exp\left(-Q_b(\epsilon) \frac{T_m}{T}\right) \frac{\Omega}{kT}}{A_1 \xi c \epsilon} \right)^{\frac{1}{3,5}}. \quad (5)$$

Экспериментальные данные. Воздействие высокоскоростной деформации ($\epsilon = 30$ –75%) на стали аустенитного класса исследовали на склонной к упрочнению при деформации экономно-легированной никелем стали 10X12Г4Н4ЮМ, имеющей однофазную структуру аустенита. Поскольку структура стали в исходном состоянии представляет собой аустенит, упрочнение взрывом проводили без нагрева при 290 К. Результаты эксперимента приведены в табл. 1, фотографии микроструктур – на рисунке *a, б, в*.

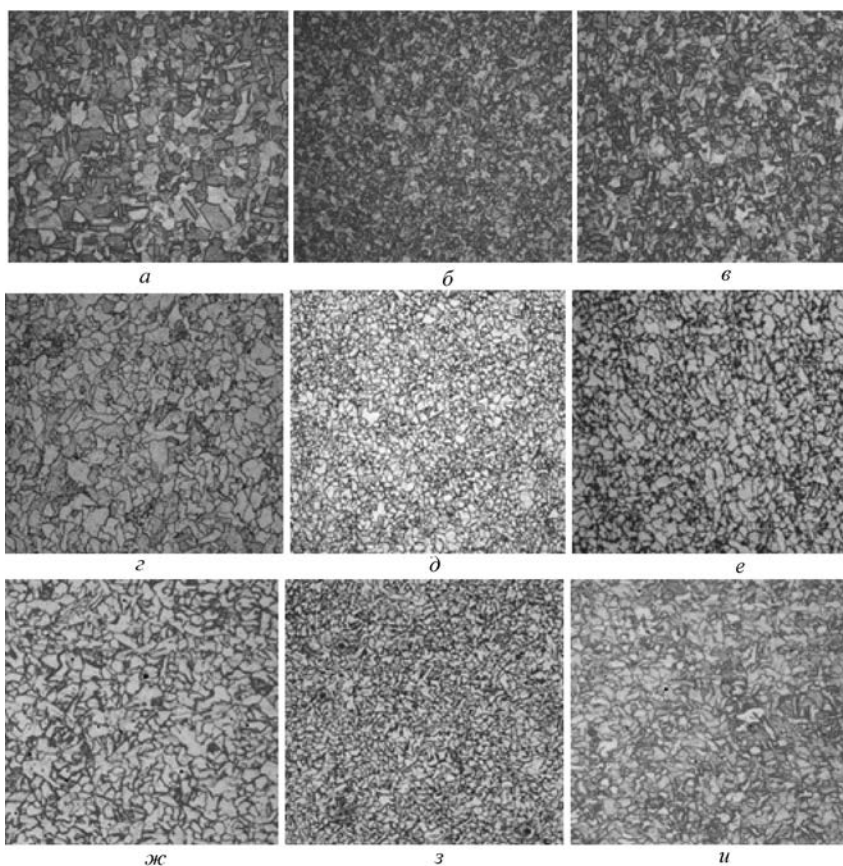
Определено, что интенсивное измельчение стали 10X12Г14Н4ЮМ под действием высокоскоростной пластической деформации взрывом происходит при степенях деформаций в диапазоне 20–40% и составляет в среднем 2–6 мкм относительно исходного зерна в 16–18 мкм. Затем процесс измельчения приостанавливается и при деформациях более 40–50% зерно незначительно увеличивается в размерах до 3–5 мкм. При степенях деформации более 50% происходит разрушение материала. Предел диспергирования стали 10X12Г14Н4ЮМ соответствует степени деформации порядка 30%.

Для стали бейнитного класса 38ХНЗМФА подобное экспериментальное исследование выполнено при трех различных температурах (290, 670, 1120 К), при которых сталь имеет структуру бейнита (α' -фаза) с ОЦК-решеткой (290, 670 К) и аустенита (γ -фаза) с ГЦК-решеткой (1120 К) (табл. 2, рисунок *г, д, е*).

Установлено, что эффект измельчения при деформировании стали 38ХНЗМФА при 1120 К проявляется сильнее, чем при 290 и 670 К. Зависимость размера зерна от степени деформации при данных температурах имеет аналогичный характер: измельчение до степеней деформации

Таблица 1. Экспериментальные данные зависимости размера зерна от степени деформации при 290К для стали аустенитного класса 10X12Г14Н4ЮМ

Степень деформации $\bar{\varepsilon}$	Участок измерения	Размер зерна, мкм	Степень деформации $\bar{\varepsilon}$	Участок измерения	Размер зерна, мкм
Без деформации (исходное состояние)	1	18,6	0,49	1	3,5
	2	17,1		2	2,2
	3	15,8		3	1,8
	4	16,3		4	3,0
	5	14,5		5	1,5
		Средний 16,5			Средний 2,4
0,03	1	16,8	0,58	1	2,6
	2	14,5		2	1,0
	3	14,0		3	2,2
	4	13,8		4	1,2
	5	15,0		5	2,0
		Средний 14,8			Средний 1,8
0,19	1	8,3	0,70	1	3,3
	2	9,6		2	1,9
	3	7,8		3	1,5
	4	8,5		4	2,2
	5	9,2		5	2,1
		Средний 8,7			Средний 2,2
0,31	1	6,9	0,75	1	3,5
	2	5,0		2	2,8
	3	4,5		3	2,1
	4	4,1		4	1,9
	5	5,0		5	1,7
		Средний 5,1			Средний 2,4



Микроструктуры сталей 10X12Г14Н4ЮМ (*a*, *б*, *в* – температура деформирования 290 К), 38ХН3МФА (*z*, *д*, *e* – температура деформирования 290 К), 03Н18К9М5ТЮ (*жс*, *з*, *и* – температура деформирования 1120 К) в зависимости от степени деформации: *a*, *б*, *в* – $\varepsilon = 5\text{--}10\%$, $30\text{--}40\%$, $50\text{--}60\%$ соответственно; *z*, *жс* – $\varepsilon = 3\text{--}5\%$, *б*, *з* – $\varepsilon = 20\text{--}30\%$; *e*, *и* – $\varepsilon = 40\text{--}50\%$; $\times 1000$

Т а б л и ц а 2. Экспериментальные данные зависимости размера зерна от степени деформации при 290, 670, 1120 К для стали бейнитного класса 38ХНЗМФА

Степень деформации $\bar{\epsilon}$	Участок измерения	Размер зерна стали 38ХНЗМФА, мкм		
		290 К	670 К	1120 К
Без деформации (исходное состояние)	1	19,5	20,1	20,0
	2	15,9	18,3	19,5
	3	17,0	16,7	18,7
	4	18,3	19,0	17,9
	5	15,6	16,5	19,8
		Средний 17,3	Средний 18,1	Средний 19,2
0,01	1	16,8	10,9	11,9
	2	17,0	13,7	7,5
	3	14,6	11,0	7,0
	4	13,9	14,3	8,6
	5	15,0	12,8	9,4
		Средний 15,5	Средний 12,5	Средний 8,9
0,05	1	13,7	6,7	3,5
	2	10,8	8,3	4,7
	3	9,5	10,2	5,4
	4	12,4	9,4	7,9
	5	10,7	11,0	6,7
		Средний 11,4	Средний 9,1	Средний 5,6
0,19	1	9,3	5,8	1,9
	2	7,4	6,3	3,7
	3	5,8	4,6	2,2
	4	6,9	3,2	3,3
	5	8,5	4,7	2,9
		Средний 7,6	Средний 4,9	Средний 2,8
0,25	1	7,9	2,2	3,5
	2	6,4	4,7	3,2
	3	5,8	4,0	1,4
	4	7,0	3,5	1,3
	5	6,5	5,1	2,0
		Средний 6,7	Средний 3,9	Средний 2,3
0,37	1	7,1	3,8	3,0
	2	8,9	2,6	1,9
	3	6,8	4,9	1,8
	4	7,6	4,3	2,5
	5	7,9	2,1	1,4
		Средний 7,7	Средний 3,5	Средний 2,1
0,45	1	9,1	4,6	2,9
	2	8,6	3,8	1,8
	3	7,7	4,5	2,6
	4	6,9	2,9	3,0
	5	7,3	3,3	2,3
		Средний 7,9	Средний 3,8	Средний 2,5

20–30%, отсутствие изменения размера при 30–40% и последующий рост зерна при степени деформации выше 40–50%.

Для стали мартенситно-старееющего класса 03Н18К9М5ТЮ представлены экспериментальные данные зависимости размера зерна от степени деформации при температурах 290 К – мартенсит (α' -фаза) с ОЦК-решеткой и 1120 К – аустенит (γ -фаза) с ГЦК-решеткой (табл. 3, рисунок ж, з, и).

Исследовано, что эффект измельчения при деформировании мартенситно-старееющей стали 03Н18К9М5ТЮ в аустенитном состоянии при 1120 К проявляется сильнее, чем при 290 К. Измельчение происходит до степеней деформации 20–40% с последующим ростом зерна при степени деформации выше 40–50%. Увеличение степеней деформации более 50% вызывает разрушение материала. Предел диспергирования стали 03Н18К9М5ТЮ достигается при степенях деформации 20–30%.

Таблица 3. Экспериментальные данные зависимости размера зерна от степени деформации при 290, 1120 К для стали мартенситно-старяющего класса 03Н18К9М5ТЮ

Степень деформации $\bar{\epsilon}$	Участок измерения	Размер зерна стали 03Н18К9М5ТЮ, мкм	
		290 К	1120 К
Без деформации (исходное состояние)	1	19,7	21,0
	2	20,8	16,3
	3	17,9	17,9
	4	21,5	18,7
	5	18,9	19,5
		Средний 19,8	Средний 18,7
0,10	1	11,8	4,9
	2	13,6	6,7
	3	12,9	8,2
	4	15,5	6,0
	5	13,0	6,7
		Средний 13,4	Средний 6,5
0,20	1	11,4	2,6
	2	8,8	5,1
	3	10,3	4,3
	4	8,1	3,7
	5	12,0	3,9
		Средний 10,1	Средний 3,9
0,30	1	7,7	4,9
	2	9,0	2,0
	3	10,3	2,8
	4	7,8	2,5
	5	9,5	3,4
		Средний 8,9	Средний 3,1
0,40	1	8,4	1,8
	2	7,3	3,5
	3	10,1	4,2
	4	8,5	2,7
	5	9,7	2,3
		Средний 8,8	Средний 2,9
0,50	1	7,1	2,1
	2	9,5	4,2
	3	10,4	3,3
	4	11,2	3,6
	5	8,0	5,0
		Средний 9,2	Средний 3,6
0,60	1	8,7	3,9
	2	9,0	4,3
	3	9,8	2,6
	4	12,6	5,5
	5	11,7	5,7
		Средний 10,4	Средний 4,4

Анализ экспериментальных данных зависимости размера зерна от степени деформации (табл. 1–3) показывает, что интенсивное измельчение высокопрочных сталей под действием высокоскоростной пластической деформации взрывом происходит при степенях деформации 20–30%. Затем существует диапазон деформаций 30–40%, в котором изменения размера зерна не происходит. При деформациях более 40–50% накопленная пластическая деформация, вызывающая дополнительный локальный разогрев материала, приводит к развитию рекристаллизационных процессов, в результате размеры зерна увеличиваются. При деформациях выше 50–60% в материалах возможно появление трещин.

Сопоставление с экспериментом. Сравнение результатов расчетов по формуле (1) с экспериментальными данными показывает удовлетворительное совпадение (отклонение не более 5%) при степенях деформации до 20–30%. Однако при использовании данной модели диспергирования при дефор-

маціях вышэ 30% расходжэнне становіцца значыльным (больш 15%), не ўлічваецца фізіка працэса нестационарнай інтэнсіўнай пластычнай дэфармацыі матэрыяла взрывом.

Вядзенне поправачных каэфіцыентаў, улічваючых залежнасць каэфіцыента зерногранічнай дыфузіі D_b ад ступені дэфармацыі ϵ_v і тэмпературы (5), дазваляе атрымаць сапаставімыя вынікі. Адрозненне ад эксперыментальных даных складае 3–5%. У табл. 4 прыведзены значэнні ўсіх параметраў, уваходзячых у ўраўненне (5). Расчэты выкананы ў праграме Mathcad.

Т а б л и ц а 4. Значэнні параметраў, іспользаваных пры расчэтах залежнасці памера зэрна ад ўмоў дэфармавання

Марка сталі	$T_{\text{деф}}$, К	Структура	Вектор Бюргера b , м	Предэкспоненціальны множытель каэфіцыента зерногранічнай дыфузіі, м ³ /с			Энергія актывацыі зерногранічнай дыфузіі Q_b	
				β_0	β_1	β_2	β_3	β_4
10X12Г14Н4ЮМ	290	γ -фаза ГЦК	$2,58 \times 10^{-10}$	2×10^6	2×10^4	-16	6	-1,4
38ХНЗМФА	290	α' -фаза ОЦК	$2,48 \times 10^{-10}$	4×10^5	40	-9	4,5	-1,6
	670	α' -фаза ОЦК	$2,48 \times 10^{-10}$	10^3	15	-15	7,7	-1,4
	1120	γ -фаза, ГЦК	$2,58 \times 10^{-10}$	1	15	-15	9	-1
03Н18К9М5ТЮ	290	α' -фаза ОЦК	$2,48 \times 10^{-10}$	2×10^6	20	-10	4,4	-1
	1120	γ -фаза, ГЦК	$2,58 \times 10^{-10}$	2×10^5	53	-20	18	-5,8

П р и м е ч а н и е. G – модуль сдвига – $8,5 \cdot 10^4$ МПа; ν – каэфіцыент Пуассона – 0,25; $\sigma_{\text{т.зэрна}}$ – прэдел тэкучасці зэрна – 450 МПа; k – пастаянная Больцмана – $1,381 \cdot 10^{-23}$ кг·м²/(с²·К); Ω – атамны аб'ём – $1,18 \cdot 10^{-29}$ м³; χ – геаметрычны каэфіцыент – 1; A – лічэбны параметр – 10; ξ – каэфіцыент аднароднасці пластычнай дэфармацыі – 10^{-4} ; c – каэфіцыент залежнасці скорасці дэфармацыі ад ступені дэфармацыі – $6 \cdot 10^3$ м/с; T_m – тэмпература плаўлення для сталі 10X12Г14Н4ЮМ – 1683 К, для сталей 38ХНЗМФА і 03Н18К9М5ТЮ – 1810 К.

Заклученне. Проведены эксперыментальнае і тэарэтычнае ісследванне залежнасці памера зэрна легіраваных высокапрочных сталей аустенітнага, бейнітнага, мартенсітна-стараючага класоў ад тэмпературы і ступені дэфармацыі пры нестационарнай інтэнсіўнай пластычнай дэфармацыі взрывом.

Построена мадэль, дазваляючая расчэтываць велічыню прэдела дыспергіравання, улічваючы залежнасць каэфіцыента зерногранічнай дыфузіі D_b ад ступені дэфармацыі ϵ_v і тэмпературы.

Расчэты і графікі выкананы з іспользаваннем праграмы Mathcad. Пададаны сапаставімыя з эксперыментальнымі значэннямі даныя. Адрозненне складае 3–5%.

Спісок іспользаваных істочнікаў

1. Прэдел дыспергіравання пры РКУ-дэфармацыі. Вліянне тэмпературы / В.Н. Чувільдеев [і др.] // Докл. РАН. – 2004. – Т. 396, № 3. – С. 332–338.
2. Чувільдеев, В. Н. Прэдел ізмельчэння зэрнаў пры РКУ-дэфармацыі / В. Н. Чувільдеев, В. И. Копылов // Металлы. – 2004. – №1. – С. 22–35.
3. Утяшев, Ф. З. Дэфармацыйныя метады атрыmania наноструктуріраваных матэрыялаў і магчымасці іх іспользавання ў авіяцыйна-касмічнай тэхніцы і тэхналогіі. – 2009. – № 10 (67). – С. 7–11.
4. Соотнашеніе Холла–Петча в нано- і мікросталічных металлах, пададзенных метадамі інтэнсіўнага пластычнага дэфармавання / А. В. Нохрін [і др.] // Фізика граніц зэрнаў в металлах, сплавах і кераміках // Вестнік Ніжнегорскага ўніверсітэта ім. Н.И. Лобачевскага. – 2010. – № 5(2). – С. 142–146.
5. Чувільдеев, В. Н. Нераўнаважныя граніцы зэрнаў в металлах. Тэорыя і прылоўенія / В. Н. Чувільдеев. – М.: Фізматліт, 2004. – 304 с.
6. Чувільдеев, В. Н. Мікромеханізм дэфармацыйна-стимуліраванай зерногранічнай самодыфузіі / В. Н. Чувільдеев // Фізика металлаў і металлаведэнне. – 1996. – Т. 81, № 5. – С. 5–13.
7. Нохрін, А. В. Эксперыментальныя і тэарэтычныя ісследванія эвалюцыі структуры субмікrostалічных металлаў, пададзенных метадамі інтэнсіўнага пластычнага дэфармавання: дыс. ... д-ра фіз.-мат. навук: 01.04.07 / А. В. Нохрін. – Н. Новгород, 2014. – 320 л.
8. Kaibyshev, O. A. Superplasticity: Microstructural Refinement and Superplastic Roll Forming / O. A. Kaibyshev, F. Z. Utyashev // Futurepast. Arlington, VA22201 USA. – 2005. – P. 386.
9. Утяшев, Ф. З. Современныя метады інтэнсіўнай пластычнай дэфармацыі / Ф. З. Утяшев. – Уфа: УГАТУ, 2008. – 313 с.

References

1. Chuvil'deev, V. N., Kopylov, V. I., Nokhrin, A. V., Makarov, I. M. and Lopatin, Yu. G. (2004), "Limit of dispersing at ECA-deformation. Influence of temperature", *Doklady Akademii Nauk* [Paper of RAN], vol. 396, no. 3, pp. 332–338.
2. Chuvil'deyev, V. N. and Kopylov, V. I. (2004), "Limit of grains crumbling at ECA-deformation", *Metally* [Metals], no. 1, pp. 22–35.
3. Utyashev F. Z. (2009), "Deformation methods of nanostructured materials production and possibilities of their utilization in air jet motors building", *Aviatsionno-kosmicheskaya tekhnika i tekhnologiya* [Aviation and space technics and technologie], no. 10 (67), pp. 7–11.
4. Nokhrin, A. V., Chuvil'deyev, V. N., Kopylov, V. I., Lopatin, Yu. G., Pirozhnikova, O. E., Sakharov, N. V., Piskunov, A. V. and Kozlova, N. A. (2010), "Correlation Hall – Petch in nano- and microcrystalline metals, produced by methods of intensive plastic deformation", *Fizika granits zeren v metallakh, splavakh i keramikakh. Vestnik Nizhegorodskogo universiteta im. N. I. Lobachevskogo* [Physics of grains limits in metals, alloys and ceramics. News of Nizny Novgorod University of N. I. Lobachevsky], no. 5(2), pp. 142–146.
5. Chuvil'deyev, V. N. (2004), *Neravnovesnye granitsy zeren v metallakh. Teoriya i prilozheniya* [Non-equilibrium limits of grains in metals. Theory and additions], Physmatlit, Moscow, RU.
6. Chuvil'deyev, V. N. (1996), "Micro mechanism of deformation-stimulated grain- limit self diffusion", *Fizika metallov i metallovedenie* [Physics of metals and metals science], vol. 81, no. 5, pp. 5–13.
7. Nokhrin, A. V. (2014), "Experimental and theoretical investigations of sub-microcrystalline metals evolution produced by method of intensive plastic deformation", D. Sc. Thesis, Condensed Matter Physics, The Federal state autonomous educational institution of higher education "Nizhny Novgorod State University. Lobachevskii", N. Novgorod, RU.
8. Kaibyshev, O. A. and Utyashev, F. Z. (2005), "Superplasticity: Microstructural Refinement and Superplastic Roll Forming", *Futurepast. Arlington, VA22201 USA*, p. 386.
9. Utyashev, F. Z. (2008), *Sovremennye metody intensivnoi plasticheskoi deformatsii* [Modern methods of intensive plastic deformation], USATU, Ufa, RU.

Информация об авторах

Ильющенко Александр Федорович – член–корреспондент, доктор технических наук, профессор, генеральный директор Государственного научно-производственного объединения порошковой металлургии (220005, г. Минск, ул. Платонова, 41, Беларусь). E-mail: alexil@mail.belpak.by

Фомихина Ирина Викторовна – кандидат технических наук, старший научный сотрудник, зав. лабораторией металлофизики. ГНУ «Институт порошковой металлургии» НАН Беларуси (220005, г. Минск, ул. Платонова, 41, Беларусь). E-mail: iscentr@tut.by или ivfom@tut.by

Дечко Михаил Михайлович – кандидат технических наук, доцент кафедры «Основы научных исследований и проектирования». Белорусский аграрный технический университет (220023, г. Минск, пр. Независимости, 99, Беларусь). E-mail: mdechko@rambler.ru

Ковалевский Виктор Николаевич – доктор технических наук, профессор кафедры «Порошковая металлургия, композиционные материалы и покрытия». Белорусский национальный технический университет (220013, г. Минск, ул. Я. Коласа, 24, Беларусь). E-mail: vn.kovalevskii@gmail.com

Для цитирования

Ильющенко, А. Ф. Деформационное измельчение зерен микроструктуры легированных сталей при нестационарной интенсивной пластической деформации взрывом / А. Ф. Ильющенко, И. В. Фомихина, М. М. Дечко, В. Н. Ковалевский // Вес. Нац. акад.наук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2016. – № 4. – С. 7–15.

Information about the authors

Ilyushchenko Alexandr Fedorovich – Corresponding member Dr. Sc. (Engineering), Professor, General Director of State Scientific and Production Association of Powder Metallurgy (SSPA PM) of the National Academy of Sciences of Belarus, (41, Platonov str. 220005, Minsk, Belarus). E-mail: alexil@mail.belpak.by

Fomikhina Irina Victorovna – Ph. D. (Engineering), Senior Scientific Researcher, Head of metalphysics laboratory of SSI "Powder Metallurgy Institute" of the National Academy of Sciences of Belarus (41, Platonov str. 220005, Minsk, Belarus). E-mail: iscentr@tut.by or ivfom@tut.by

Dechko Mikhail Mikhailovich – Ph. D. (Engineering), Assistant Professor, the Department "Bases of scientific investigations and designing". Belarusian National Technical University (99, Nezavisimosti Ave., 220023, Minsk, Belarus). E-mail: mdechko@rambler.ru

Kovalevsky Viktor Nikolaevich – Dr.Sci. (Engineering), Professor of chair "Powder metallurgy, composite materials and coatings". Belarusian National Technical University (24, Ya.Kolas str. 220013, Minsk Belarus). E-mail: vn.kovalevskii@gmail.com

For citation

Ilyushchenko A. Ph., Fomikhina I. V., Dechko M. M., Kovalevskij V. N. Deformational grain grinding of alloyed steels microstructure at non-stationary intense plastic deformation by explosion. *Proceedings of the National academy of sciences of Belarus, physical-technical series*, 2016, no. 4, pp. 7–15.