

**И.Ю. Приходько**, д.т.н., с.н.с., зав. отделом, ORSID 0000-0001-5651-8106

**М.А. Дедик**, н.с., ORSID 0000-0001-8585-896X

*Институт черной металлургии НАН Украины им. З.И. Некрасова*

**Стефан Брандт**, Швеция, консультант,

**К.А.Гогаев**, член-корр. НАНУ, д.т.н., зав. отделом, ORSID 0000-0002-0304-2535

**А.И. Иценко**, к.т.н., с.н.с.

**В.С.Воропаев**, к.т.н., с.н.с., ORSID 0000-0001-7408-5957

*Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича*

### **КОМПЛЕКСНОЕ КОНЕЧНО-ЭЛЕМЕНТНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ПРОИЗВОДСТВА ТИТАНОВЫХ ПОЛОС НЕСИММЕТРИЧНОЙ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКОЙ ПОРОШКА С ПОСЛЕДУЮЩИМ СПЕКАНИЕМ**

**Аннотация.** Реализовано конечно-элементное численное моделирование и выполнено исследование процессов производства тонких титановых полос на основе рассмотрения двух ключевых последовательных процессов: несимметричной прокатки порошка и спекания прокатанного изделия с применением модели Бранда-Нильсона. Приведены результаты исследования процессов уплотнения и спекания порошка титана с помощью единой математической модели, предложенной Яном Брандтом. Для расчетов использованы экспериментально определенные напряжения чистого сдвига и объемного модуля сжатия при гидростатическом сжатии и одноосном сжатии. Условия трения между поверхностями валков и порошком определялись как функция изменения кулоновского коэффициента трения от относительной скорости скольжения поверхностей валка и заготовки. Анализ результатов позволяет количественно оценить влияние параметров технологии процессов уплотнения и спекания на изменение напряженного состояния и относительной плотности в объеме изделий на стадиях процессов производства. Показано, что применение диаграмм изменения плотности и напряжений по Мизесу для коррекции режима спекания позволит избежать появления дефектов (недостаточно однородная плотность спеченного материала и наличия микротрещин) при интенсивном нагревании металла в печи. Разработка режимов спекания на основе модели Бранда-Нильсона упрощает совершенствование технологии при спекании объемных тел, что является более трудоемким процессом, чем спекание тонких пластин. Данная модель может применяться при разработке режимов спекания различных материалов, так как учитывает влияние основных явлений в этом процессе. Варьированием параметров технологии

*«Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії». – 2019. - Вып.33*

*«Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy». – 2019. – Collection 33*

ISSN 2522-9117 *«Fundamental'nye i prikladnye problemy černoj metallurgii». – 2019. – Vypusk 33*

возможно достигать целенаправленных воздействий на показатели качества изделий и предотвращать образование в них микротрещин.

**Ключевые слова:** несимметричная прокатка порошка, спекание, титан.

**Ссылка для цитирования:** Приходько И.Ю., Дедик М.А., Стефан Брандт, Гогаев К.А., Иценко А.И., Воронаев В.С. Комплексное конечно-элементное исследование процессов производства титановых полос методами несимметричной холодной прокатки порошка с последующим спеканием. //«Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії». – 2019. - Вып.33. – С.173-192. (In Russian). DOI 10.52150/2522-9117-2019-33-173-192

**Введение.** Для достижения высокой прочности и уменьшения себестоимости деталей из твердых (карбид вольфрама) или высокопрочных (титан) металлов используются процессы порошковой металлургии, такие как уплотнение порошков и их спекание.

Спекание, как технология, была известна еще в доисторическую эпоху, как обжигание керамических изделий. Но производство металлических деталей путем спекания было возможно после 1940-х годов только после начала фундаментального изучения данного процесса с научной точки зрения [1]. Разумным представляется совместное рассмотрение и изучение этих двух процессов – уплотнение и спекание [2].

**Математическая модель сопротивления деформации порошка титана в процессе несимметричной прокатки**

Модель Бранда-Нильсона (БН) [3] позволяет моделировать два процесса – уплотнение порошка и последующее его спекание. На данном этапе изучали уплотнение, где поверхность нагружения описывается уравнениями:

$$\sigma_y(d) = \begin{cases} C_0(d) - C_1(d)J_1 - C_2(d)J_1^2 & \text{при } J_1 \geq LX(d) \\ \frac{\sqrt{[(L-1)X(d)]^2 - [(J_1 - LX(d)]^2}}{R} & \text{при } J_1 < LX(d) \end{cases} \quad (1)$$

Коэффициенты  $C_0$ ,  $C_1$  и  $C_2$  в уравнении (1) определяются при  $J_1 = LX(d)$  для обеспечения прочности порошка при одноосном сжатии.

Модель уплотнения порошка предполагает разделение деформации на пластическую и упругую части, как и в модели Друккера-Праггера (ДП).

Модель БН, как и ДП, учитывает поверхности разрушения и уплотнения, а также, кроме этого, – изотропное, анизотропное и кинематическое упрочнения и условие течения.

Вводится тензор компактности  $\hat{P}$  для отображения начальной конфигурации плотности порошка по все трем направлениям:

$$\hat{P} = \begin{bmatrix} P_{11} & P_{12} & P_{13} \\ P_{21} & P_{22} & P_{23} \\ P_{31} & P_{32} & P_{33} \end{bmatrix}, \quad (2)$$

и, следовательно, относительная плотность  $d$  рассчитывается по формуле

$$d = \det \hat{P} = \frac{\rho_0}{\rho}, \quad (3)$$

Упругие свойства порошка задаются в виде зависимости от относительной плотности (модуль объемного сжатия). Поверхность нагружения (рис. 1) ограничена на сжатие и растяжение.

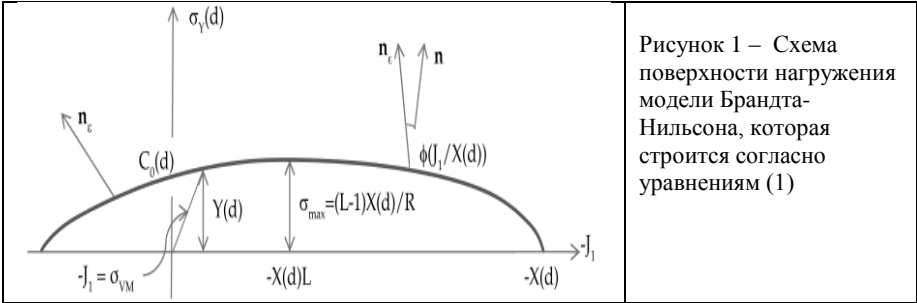


Рисунок 1 – Схема поверхности нагружения модели Брандта-Нильсона, которая строится согласно уравнениям (1)

Изменение пластической деформации происходит, согласно неассоциированному закону течения, и задается направлением приращения:

$$\mathbf{n}_\varepsilon = \begin{pmatrix} \cos\varphi & -\sin\varphi \\ \sin\varphi & \cos\varphi \end{pmatrix} \mathbf{n}, \quad (4)$$

где

$$\mathbf{n} = \frac{\sigma_y(d)}{\sigma_{max}} \left( \frac{\partial \sigma_y}{\partial J_1} \right), \quad (5)$$

$\mathbf{n}$  - нормаль к поверхности текущести, как показано на рис. 1. Угол  $\varphi$  определяется только при положительных значениях относительного объемного напряжения  $J_1/X(d) > 0$ , при отрицательных значениях угол определяется внутри поверхности для обеспечения гладкости кривой пластического течения и устранения численных проблем при решении.

Изменение тензора компактности напрямую связано с изменением пластического течения и записывается в виде:

$$\hat{P} = -\frac{1}{2} (\varepsilon_p P + P \varepsilon_p). \quad (6)$$

Тензор обратных напряжений (упрочнение упругой части поверхности нагружения) определяется:

$$\mathbf{k} = J_1 H(e) \left( \mathbf{P} - \frac{Tr(P)}{3} \mathbf{I} \right), \quad (7)$$

где  $e$  - показатель интенсивности анизотропии. Он принимает значение от 1 до 2 и изменяется в зависимости от пластической деформации и работы пластической деформации:

$$\dot{e} = c_a \sqrt{\frac{1}{2} \dot{\varepsilon}_p^d : \dot{\varepsilon}_p^d} - c_v J_1 \varepsilon_p^m W(d, J_1) + c_d \dot{\varepsilon}_p^d : \sigma W(d, J_1), \quad (8)$$

где работа пластичности  $W(d, J_1)$ , которая определяется:

$$W(d, J_1) = - \left[ \frac{J_1}{X(d)} \right]^p \int_{d_0}^d \frac{X(\xi)}{3\xi} d\xi, \quad (9)$$

где  $d_0$  начальная относительная плотность.

В табл. 1 приведены обозначения и значения параметров уплотнения Брандта-Нильсона для порошка титана.

Таблица 1 – Параметры модели уплотнения Брандта-Нильсона для порошка титана

Параметр	Обозначение	Значение
Начальная плотность, кг/м <sup>3</sup>	$\rho_0$	1450
Коэффициент Пуассона	$\nu$	0,2
Коэффициент начальной анизотропии	$e$	1
Начальная относительная плотность	$d_0$	0,32
Коэффициент определения купольной части	$L/X$	0,75
Коэффициент определения купольной части	$R$	1
Коэффициент пластической сдвиговой деформации	$c_a$	$1,0 \cdot 10^{-8}$
Коэффициент пластической девиаторной работы	$c_d$	$1,0 \cdot 10^{-8}$
Коэффициент пластической объемной работы	$c_v$	$1,0 \cdot 10^{-8}$
Экспоненциальный коэффициент	$p$	0,0001

Экспериментально определены напряжения как функции от относительной плотности при гидростатическом сжатии (рис. 2, а), одноосном сжатии (рис. 2, б), напряжения чистого сдвига (рис. 3), а также объемный модуль сжатия (рис. 4) [4-5].

Кривые на рис. 2–4 определяют коэффициенты уравнений (1), по которым строится поверхность нагружения.

На рис. 5 представлена функция масштабирования  $H(e)$  для обратных напряжений (7) в зависимости от изменения коэффициента интенсивности анизотропии пластической деформации.

Приращение пластической деформации происходит по закону течения через направление нормали с углом смещения, который определяется экспериментально как функция от  $J_1/X$  (рис. 6, зависимости (4-5)).

Условие трения между поверхностями валков и порошком определялось как функция изменения кулоновского коэффициента трения от относительной скорости скольжения поверхностей валка и заготовки (7), согласно закону [8]:

$$f = f_d + (f_s - f_d)e^{-d|V_{rel}|}, \quad (10)$$

где  $f_s$  и  $f_d$  - динамический и статический коэффициенты трения,  $d$  - коэффициент сглаживания,  $V_{rel}$  - относительная скорость поверхностей валка и порошка.

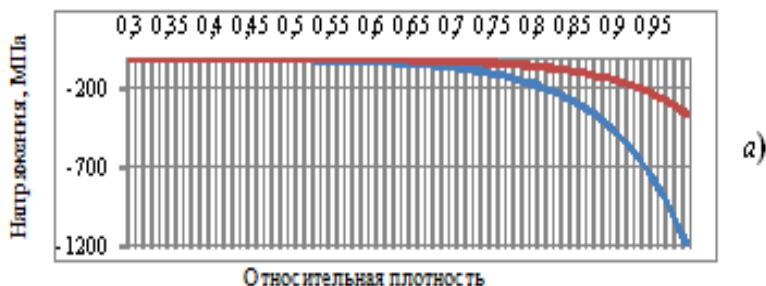


Рисунок 2 – Напряжения в порошке титана при экспериментах на гидростатическое (а) [4] и одноосное (б) [5] сжатия как функции от относительной плотности

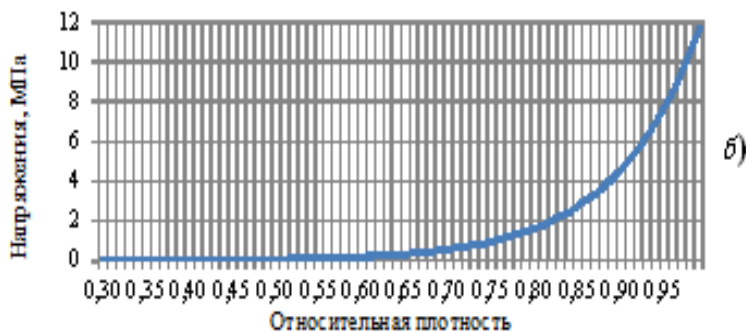


Рисунок 3 – Напряжения в порошке титана при эксперименте на чистый сдвиг как функция от относительной плотности [6]



Рисунок 4 – Объемный модуль сжатия порошка титана в зависимости от разной относительной плотности [4]

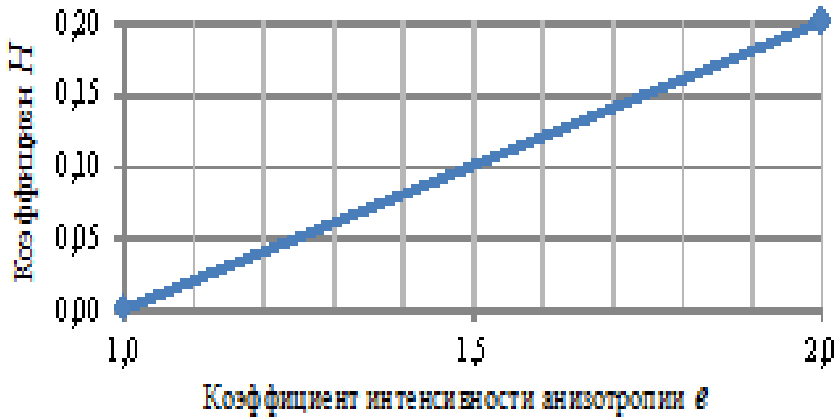


Рисунок 5 – Функция масштабирования  $H(e)$  для обратных напряжений в уравнении (7) [7]

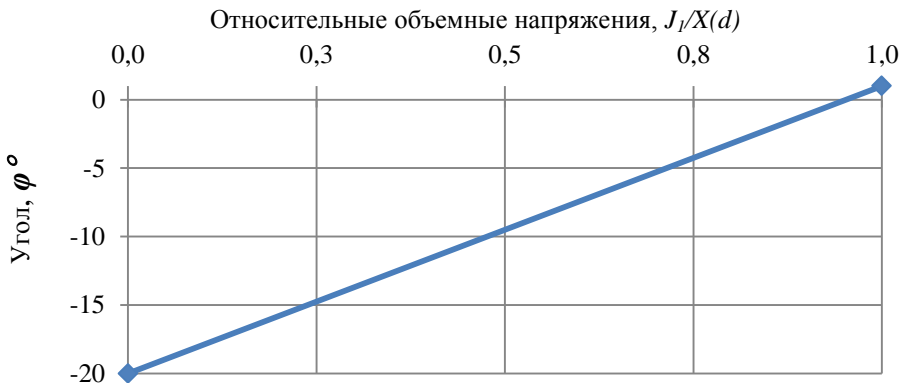


Рисунок 6 – Угол изменения направления пластических деформаций, как функция  $\varphi(J_v/X(d))$  от относительных объемных напряжений [7]

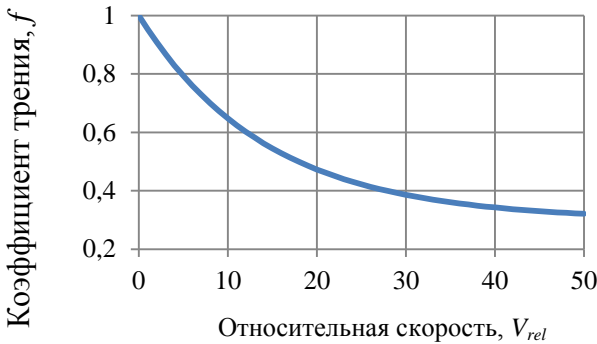


Рисунок 7 –  
Изменение  
коэффициента трения  
по зависимости (10).  
Параметры  
уравнения (10):  
 $f_d = 0,3; f_s = 1; d = 0,07$

Рис. 7 – Изменение коэффициента трения по зависимости (10)

Из рис. 7 следует, что когда относительная скорость между валком и заготовкой равна нулю, то коэффициент трения покоя (коэффициент сцепления) равен единице. Обычно эффект сцепления возникает в начале зоны уплотнения и в очаге деформации, когда возникает опережение или отставание.

#### Математическая модель спекания титановых полос

Уплотнение титанового порошка в процессе спекания происходит и после предварительной обработки его давлением в процессе несимметричной прокатки. Математическая модель, описывающая процесс спекания, разработана на основе теорий диффузионной Френкеля и свободного объема Козна-Турнбула [9].

Модель спекания состоит из тепловой и вязкоупругой частей и определяется через девиаторные и средние напряжения [2-3]:

$$\dot{\sigma}^m = 3K^s(\dot{\varepsilon}^m - \dot{\varepsilon}_T - \dot{\varepsilon}_p^m) \quad (11)$$

Скорость тепловой деформации пропорциональна коэффициенту теплового расширения  $\alpha = 9 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ :

$$\dot{\varepsilon}_T = \alpha \dot{T} \quad (12)$$

Объемный модуль упругости  $K^s$  при спекании определяется так же, как и в модели уплотнения:

$$K^s = f_{ks}(T)K(d), \quad (13)$$

где  $f_{ks}$  - функция масштабирования объемного модуля упругости в зависимости от температуры, определяемая по формуле:

$$f_{ks} = 1 - T/T_{\text{плавления}} \quad (14)$$

где  $T_{\text{плавления}} = 1668 \text{ } ^\circ\text{C}$ .

Скорость пластической деформации описывается законом:

$$\dot{\epsilon}_p = \frac{1}{2G^v} \sigma^d + \frac{1}{3K^v} (\sigma^m - \sigma^s) \quad (15)$$

где  $\sigma_s$  – напряжение спекания,  $K_v$  – объемный модуль вязкости,  $G_v$  – вязкость модуля сдвига.

Наибольшее внимание при анализе модели спекания уделялось определению объемного модуля вязкости  $K_v$ , так как его изменение зависит от трех составляющих: изменение плотности, диффузионных процессов, а также скорости нагрева (описание и значения параметров приведены в табл. 2, а их зависимости от относительной плотности температуры - на рис. 8-9):

$$\frac{1}{K^v} = 3f_k(d) \left\{ d_{v1} \exp\left(-\frac{d_{v2}}{R_{gas}(T - T_0)}\right) + d_{s1} \exp\left(-\frac{d_{s2}}{R_{gas}(T - T_0)}\right) \right\} [1 + f_{s2}(T)\xi] \quad (16)$$

Таблица 2 – Значения констант из уравнения (16) [10]

Параметр	Значение	Параметр	Значение
Коэффициент объемной диффузии, $d_{v1}$	$5 \times 10^{-3} \text{ м}^3/\text{сек}$	Коэффициент поверхностной диффузии, $d_{s1}$	$2.5 \times 10^{-12} \text{ м}^2/\text{сек}$
Энергия активации для объемной диффузии, $d_{v2}$	267 кДж/моль	Энергия активации для поверхностной диффузии, $d_{s2}$	220 кДж/моль

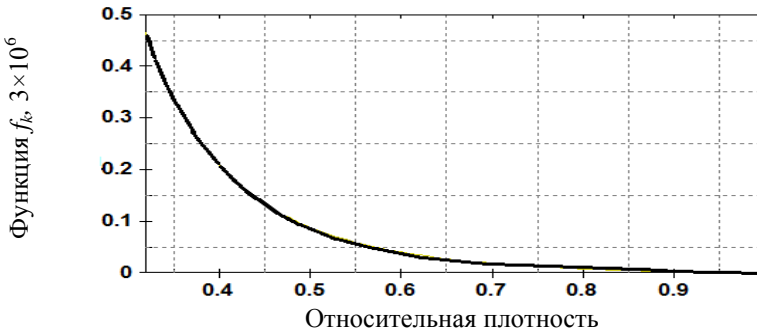


Рис. 8 – Функция  $f_k$  масштабирования модуля вязкости при разной плотности титана (из уравнения (14))



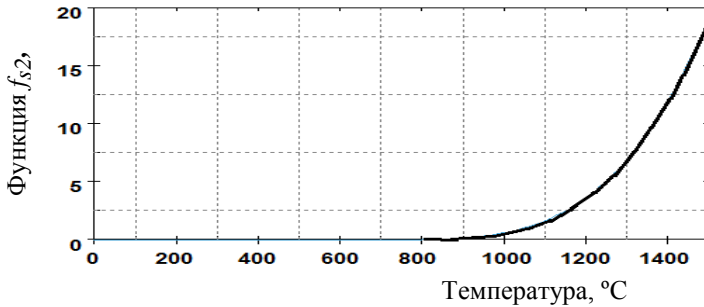


Рис. 9 – функция  $f_{s2}$  (из уравнения 16), определяет подвижность зерен при разной температуре, основываясь на теории свободного объема Коэна и Турнбула (1959) [9]

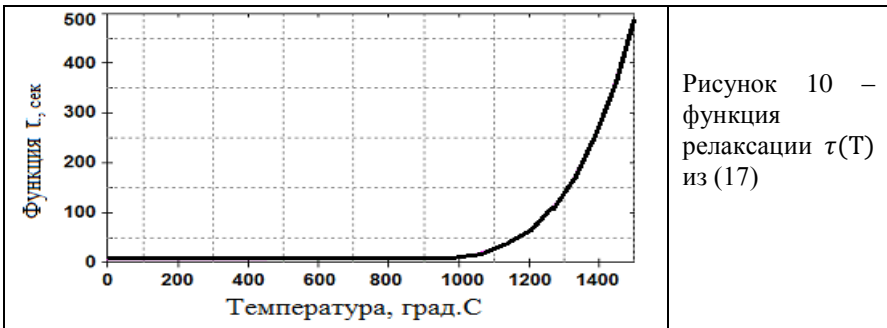


Рисунок 10 – функция релаксации  $\tau(T)$  из (17)

$\xi$  следует понимать, как параметр временного упрочнения. Он связан с уравнением:

$$\dot{\xi} + \xi/\tau(T) = \dot{T}, \quad (17)$$

где  $\dot{T}$  - скорость изменения температуры;  $\tau(T)$  - функция релаксации по времени параметра  $\xi$  в зависимости от температуры (рис. 10).

Модуль вязкости при сдвиге зависит от вязкости коэффициента Пуассона  $\nu^v$  [12]:

$$\frac{1}{G^v} = \frac{2[1+\nu^v(d)]}{3[1-2\nu^v(d)]} \frac{1}{K^v}, \quad (18)$$

где

$$\nu^v(d) = \frac{1}{2} \sqrt{\frac{d}{3-2d}} \quad (19)$$

Напряжения спекания рассчитываются по зависимости:

$$\sigma_s = f_{s1}(d) \frac{\gamma}{l_0}, \quad (20)$$

где  $f_{s1}(d)$  - функция масштабирования напряжений спекания, определяемая в зависимости от относительной плотности  $d$ , согласно формуле [11]:

$$f_{s1}(d) = 2^3 \sqrt{\frac{6d}{1-d}} \quad (21)$$

где  $\gamma$ - плотность энергии натяжения равна  $2 \text{ Дж/м}^2$ ;  $l_0$  - начальный размер зерна перед спеканием, равный  $10 \text{ мкм}$ .

Моделирование процесса спекания осуществляли для титановой пластины толщиной  $1 \text{ мм}$ , длиной  $32 \text{ мм}$  и шириной  $16 \text{ мм}$  с начальной относительной плотностью равной  $0,96$ .

Для отображения влияния тепловых эффектов при моделировании процесса спекания решалась связанная термомеханическая задача. Для термической задачи задавали удельную теплоемкость и теплопроводность, как функции от температуры (рис. 11-12).

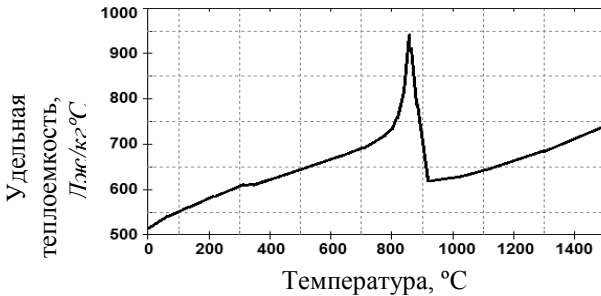


Рисунок 11 –  
Изменение  
удельной  
теплоемкости  
титана в  
зависимости от  
температуры

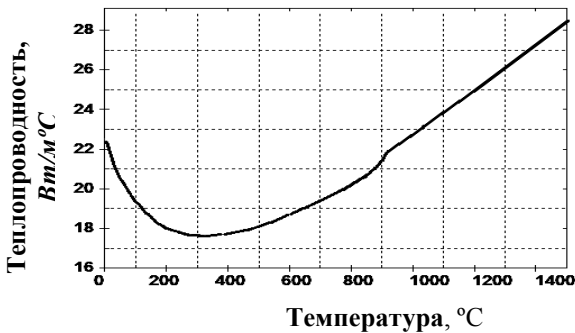


Рисунок 12 –  
Изменение  
теплопроводность  
титана в  
зависимости от  
температуры

Тепловые граничные условия задавались в виде конвективной нагрузки с коэффициентом теплоотдачи  $1000 \text{ кВт/м}^2 \text{ °C}$  и функцией температуры от времени (рис. 13 -режим спекания).



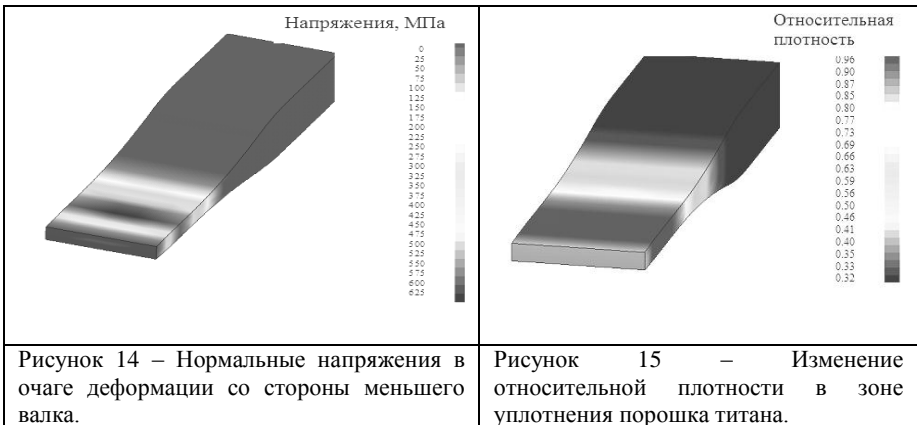
Рисунок 13 – Режим спекания прокатанной титановой пластины

Время спекания, с

### Анализ результатов моделирования

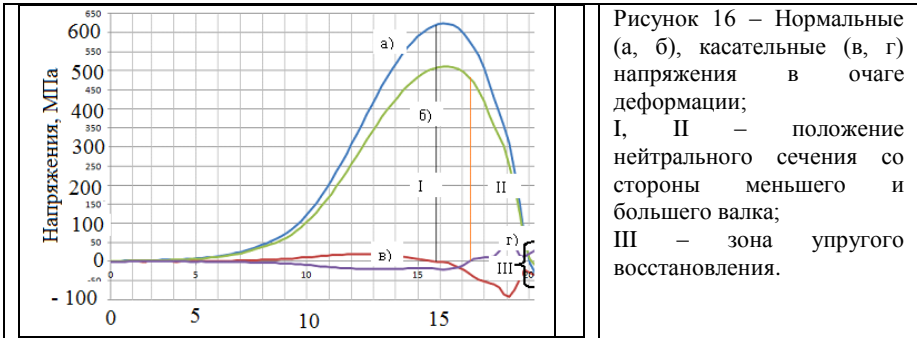
**Несимметричная холодная прокатка.** В результате решения для модели БН были получены поля напряжения заготовки в очаге деформации со стороны меньшего вала (рис. 14) и поле уплотнения - рис.15. Со стороны вала меньшего диаметра максимальная величина напряжений составляет 625 МПа, в то время как со стороны вала большего диаметра максимальные напряжения составляют 510 МПа.

Из рис. 15 следует, что в зоне уплотнения заготовки передний конец уже выходящей из валков заготовки имеет несколько меньшую относительную плотность (порядка 0,85), поэтому передние концы в процессе производства обрезают. При воздействии сжимающих усилий со стороны валков передний конец не только уплотняется, но и растягивается за счет свободного упругого восстановления. Следующие элементы за передним концом растягиваются и восстанавливаются по толщине в меньшей мере.



Наиболее интенсивное уплотнение заготовки образуется в зоне выхода ее из валков, это объясняется значением параметра  $L/X$ , который характеризует положение зоны уплотнения. Положения нейтральных

сечений I и II со сторон валков меньшего и большего диаметра соответствуют центрам зон сцепления (прилипания). А протяженность этих зон соответствует области монотонного изменения знака касательных напряжений (напряжений трения). За пределами этих зон сцепления присутствуют зоны опережения и отставания. Модель БН учитывает упругое восстановление полосы (зона III на рис. 16) на выходе из очага деформации.



**Спекание полосы** В результате проведенного моделирования процесса спекания пластины из титана были получены поля напряжений и уплотнения. Процесс уплотнения моделировали при температуре спекания 1250 °С.

На рис.17 показаны графики изменения относительной плотности пластины из титана в соответствии с наложенным температурным режимом спекания. Более интенсивное изменение плотности наблюдается на угловом краю пластины (график – 2), относительная плотность достигает значения 0,995, в то время как по центру пластины (график – 3) относительная плотность составляет 0,994.

График изменения относительной плотности на рис.17 условно можно разделить на три зоны: I – зона теплового расширения, в которой с повышением температуры плотность не меняется, но происходит расширение пластины за счет влияния коэффициента теплового расширения; II – зона спекания, в которой при увеличении температуры и ее выдержке происходит увеличение плотности титановой пластины; III- зона охлаждения, в которой плотность не меняется с понижением температуры.

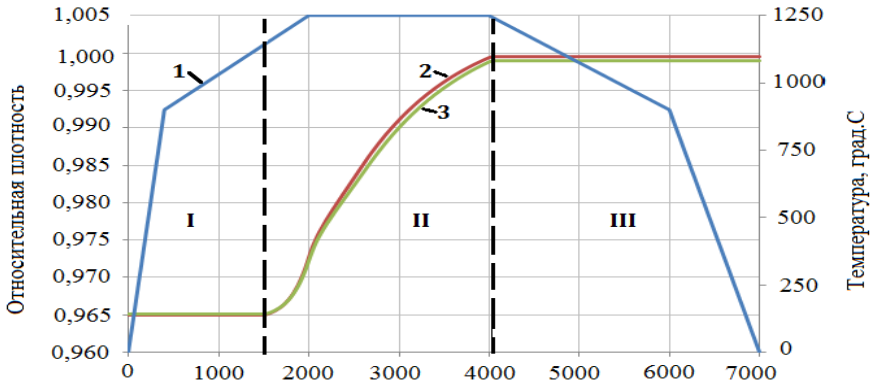


Рисунок 17 – Изменение относительной плотности пластины в процессе спекания на угловом краю – 3 и в центре – 2 в процессе спекания – 1; I – зона теплового расширения при нагреве; II – зона спекания титановой пластины; III – зона сужения при охлаждении

На рис.18 показано распределение относительной плотности в титановой пластине в начале и в конце процесса спекания.

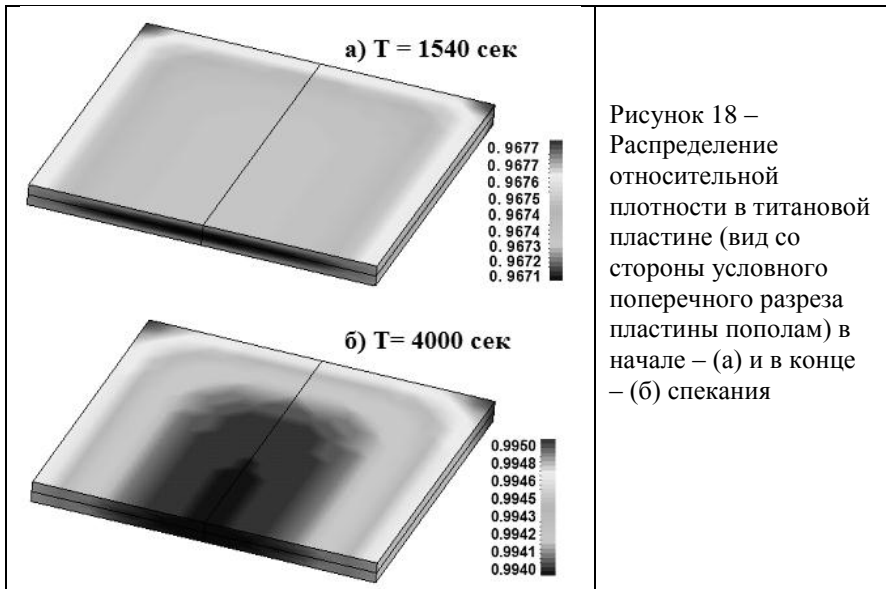


Рисунок 18 – Распределение относительной плотности в титановой пластине (вид со стороны условного поперечного разреза пластины пополам) в начале – (а) и в конце – (б) спекания

На рис.19-б показано изменение напряжений в период спекания. Максимальные напряжения (29 кПа) возникают в начале участка, где начинается температурная выдержка при монотонном возрастании плотности (рис. 17).

На рис.19 представлено изменение эквивалентных напряжений по Мизесу в процессе спекания титановой полосы. Для удобства анализа напряженного состояния временной интервал был разбит на три участка по аналогии с рис.17.

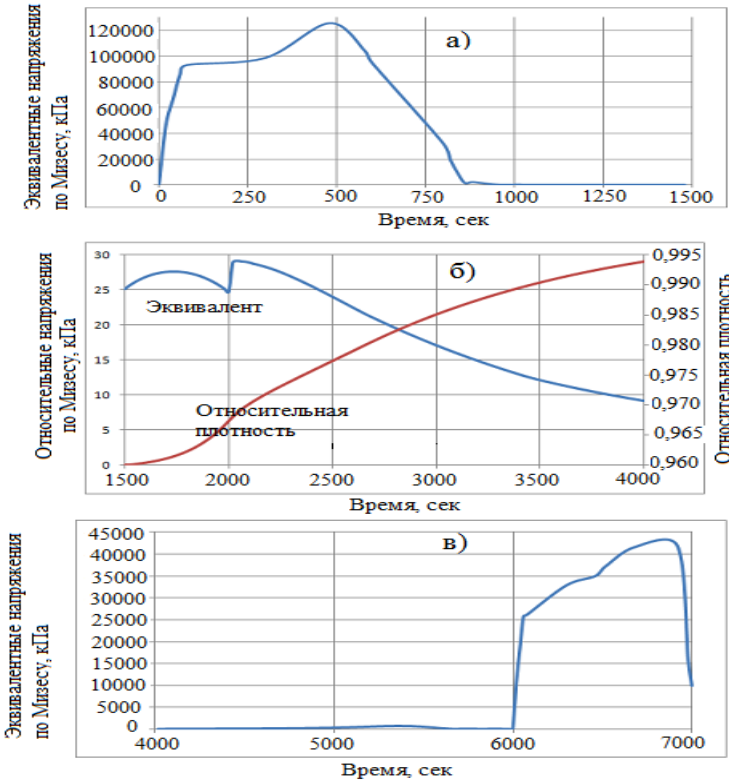


Рисунок 19. – Изменение эквивалентных напряжений по Мизесу и относительной плотности на временных интервалах – а) зона нагрева, при постоянной начальной плотности; – б) зона спекания, изменения плотности; – в) зона охлаждения, плотность постоянна

На рис. 19-а показано изменение эквивалентных напряжений по Мизесу в период нагрева на временном участке, при котором относительная плотность не изменяется. Наибольшее возрастание напряжений (130 МПа)

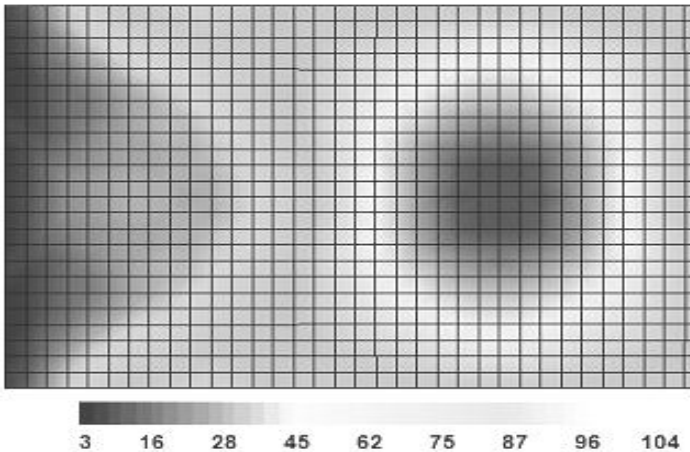
«Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії». – 2019. - Вып.33  
 «Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy». – 2019. – Collection 33

ISSN 2522-9117 «Fundamental'nye i prikladnye problemy černoj metallurgii». – 2019. – Vypusk 33

происходит на временном участке от 0 сек – 400 сек, где скорость нагрева равна  $2,25\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{сек}$ . Данный уровень напряжений является не критичным, так как предел прочности для титана составляет около 550 МПа. В период времени 400сек – 1500 сек уровень напряжений значительно уменьшается до 25 кПа за счет снижения скорости нагрева до  $0,22\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{сек}$ . На данном участке напряжения являются исключительно термическими.

На рис.19-в показано напряженное состояние при охлаждении титановой пластины. В период времени с 4000 сек до 6000 сек, где скорость охлаждения составляет  $0,175\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{сек}$ , уровень напряжений уменьшается до 5 кПа. А в период от 6000 сек до 7000 сек при скорости охлаждения  $0,9\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{сек}$  напряжения резко возрастают до уровня 43 МПа.

На рис. 20 представлено распределение эквивалентных напряжений по Мизесу в период разогрева, где за счет большой скорости охлаждения  $2,25\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{сек}$ , они достигают максимального уровня 130 МПа в центре пластины. Аналогичное распределение напряжений наблюдается и в период охлаждения пластины (6000 сек – 7000 сек).



Эквивалентные напряжения по Мизесу, кПа

Рисунок 20 – Напряженное состояние титановой пластины в период разогрева ( $T = 480\text{ сек}$ )

На рис. 21 показано изменение напряжений спекания в период температурной выдержки (рис. 17), где плотность монотонно возрастает. Таким образом, была исследована и реализована модель спекания Брандта-Нильсона на примере титановой пластины. Установлено влияние температурных скоростей на процесс спекания.

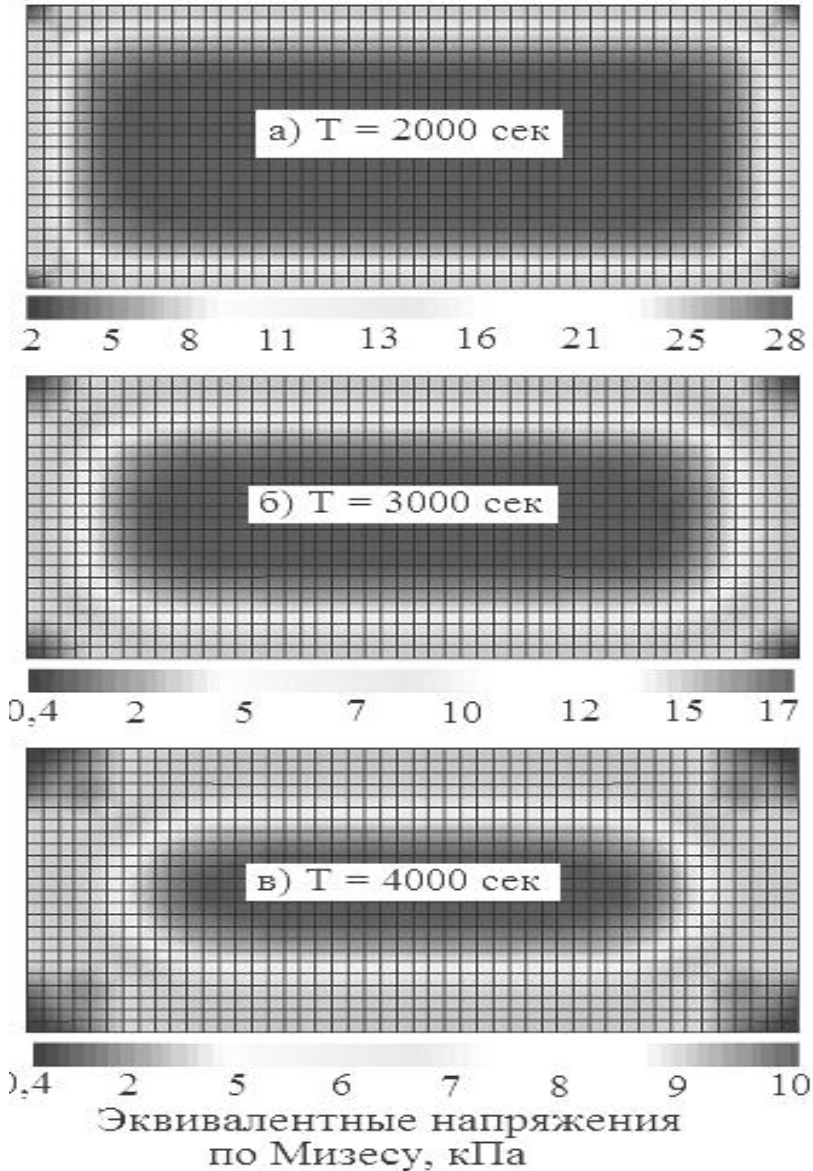


Рисунок 21 – Напряженное состояние титановой пластины в период спекания при нулевой температурной скорости



**Выводы.** Поскольку основные причины брака при спекании спрессованных деталей являются недостаточно однородная плотность спеченного материала и наличие микротрещин при очень интенсивном нагревании металла в печи, то применение диаграмм изменения плотности (рис. 18) и напряжений по Мизесу (рис. 20) для коррекции режима спекания позволит избежать появления подобных дефектов в производстве. Спекание объемных тел является более трудоемким процессом, чем спекание тонких пластин, поэтому разработка режимов спекания на основе результатов модели БН упрощает совершенствование технологии.

Варьированием параметрами технологии возможно достигать целенаправленных воздействий на показатели качества изделий и предотвращать образование в них микротрещин.

### Библиографический список / Reference

1. Kang Suk-Joong L., *Sintering. Densification, Grain Growth and Microstructure.* Elsevier Butterworth-Heinemann Linacre House, Jordan Hill, Oxford OX2 8DP 30 Corporate Drive, Burlington, MA 01803, (2005), 265p.
2. Brandt, J., Nilsson L. (1999). A constitutive model for compaction of granular media, with account for deformation induced anisotropy. *Mechanics of Cohesive. Frictional Materials*, 4, 391–418. [https://doi.org/10.1002/\(SICI\)1099-1484\(199907\)4:4<391::AID-CFM68>3.0.CO;2-0](https://doi.org/10.1002/(SICI)1099-1484(199907)4:4<391::AID-CFM68>3.0.CO;2-0)
3. Brandt, J., (1998). On Constitutive Modeling of the Compaction and Sintering of Cemented Carbides, Department of Mechanical Engineering, Linköping University, Linköping, Sweden.
4. Carlson S.R., Bonner B.P., F.J. Ryerson, M.M. Hart. (2006). *Compaction of Ceramic Microspheres, Spherical Molybdenum Powder and Other Materials to 3 GPa.* Lawrence Livermore National Laboratory. Livermore, California 94551. 129 p. <https://doi.org/10.2172/899097>
5. Siegkas, P., Tagarielli, V.L., Petrinic, N. & Lefebvre, L.P.. (2010). The compressive response of a titanium foam at low and high strain rates. *Springer Science-Business Media, LLC.* <https://doi.org/10.1007/s10853-010-5147-3>
6. Zadeh, H.K.. (2010). *Finite element analysis and experimental study of metal powder compaction.* A thesis submitted to the Department of Mechanical and Materials Engineering in conformity with the requirements for the degree of Doctor of Philosophy Queen's University Kingston, Ontario, Canada. September, 2010. 165pp.
7. Andersson D.C., Larsson P., Cadario A., Lindskog P. (2010). *On the influence from punch geometry on the stress distribution at powder compaction.* Department of Solid Mechanics, Royal Institute of Technology SE-10044 and Sandvik Tooling Sverige AB, SE-12680, Stockholm, Sweden, Powder Technology 202, 78–88. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2010.04.016>

8. *Avallone E.A., Baumeister III T., Sadegh Ali.M.. (2007). Marks' Standard Handbook for Mechanical Engineers. Eleventh Edition, USA. Library of Congress Catalog Card Number: 87-641192. 2305pp.*
9. *Cohen, M.H. & Turnbull, D. (1959). Journal chemical and physics. 31. 1164. <https://doi.org/10.1063/1.1730566>*
10. *Zhigang Zak Fang. (2010). Sintering of advanced materials, fundamentals and processes. Woodhead Publishing Limited, Abington Hall, Granta Park, Great Abington, Cambridge CB21 6AH, UK, 2010, 483p.*
11. *Haglund S.A., Agren J., Lindskog P., Uhrenius B. (1996). Solid state sintering of cemented carbides in Sintering 1995-1996, R. G. Cornwall, R. M. German and G. L. Messing eds, Marcel Dekker, New York, 1996, pp. 141—148.*
12. *Young-Sam Kwon, Suk-Hwan Chung, Chantal Binet, Rui Zhang, Renata S. Engel, Nicholas J. Salamon et al. Application of Optimization Technique in the Powder Compaction and Sintering Processes. 9.131-9.146 pp.*

**І.Ю. Приходько**, д.т.н., с.н.с., зав. відділом, ORCID 0000-0001-5651-8106

**М.О. Дедік**, ORCID 0000-0001-8585-896X

*Інститут чорної металургії НАН України ім. З.І. Некрасова*

**Стефан Брандт**, Швеція, консультант

**К.О.Гогаєв**, член-кор. НАНУ, д.т.н., зав. відділом, <https://orcid.org/0000-0002-0304-2535>

**О.І. Іщенко**, к.т.н., с.н.с.

**В.С.Воропаєв**, к.т.н., с.н.с., ORCID 0000-0001-7408-5957

*Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича*

**Комплексне скінчено-елементне дослідження процесів виробництва титанових штаб несиметричною холодною прокаткою порошку з наступним спіканням**

**Анотація.** Реалізовано скінчено-елементне чисельне моделювання та виконано дослідження процесів виробництва тонких титанових штаб на основі розгляду двох ключових послідовних процесів: несиметричної прокатки порошку і спікання прокатоного виробу із застосуванням моделі Бранда-Нільсона. Для розрахунків використані експериментально певні напруги чистого зсуву і об'ємного модуля стиснення при гідростатичному стисканні і одноосьовому стисканні. Умови тертя між поверхнями валків і порошком визначалися як функція зміни кулонівського коефіцієнта тертя від відносної швидкості ковзання поверхонь валка і заготовки. Наведено результати дослідження процесів ущільнення і спікання порошку титану за допомогою єдиної математичної моделі, запропонованої Яном Брандтом.

Аналіз результатів дозволяє кількісно оцінити вплив параметрів технології процесів ущільнення і спікання на зміну напруженого стану і відносної щільності в обсязі виробів на стадіях процесів виробництва. Показано, що застосування діаграм зміни щільності та напружень по Мизесу для корекції режиму спікання дозволить уникнути появи дефектів (недостатньо однорідна щільність спеченого матеріалу і наявності мікротріщин) при інтенсивному нагріванні металу в печі. Розроблення режимів спікання на основі моделі Бранда-Нільсона спрощує вдосконалення

*«Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії. – 2019. - Вып.33*

*«Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy». – 2019. – Collection 33*

ISSN 2522-9117 *«Fundamental'nye i prikladnye problemy černoj metallurgii». – 2019. – Vypusk 33*

технології при спіканні об'ємних тіл, що є більш трудомістким процесом, ніж спікання тонких пластин.

Дана модель може застосовуватися при розробці режимів спікання різних матеріалів, тому що враховує вплив основних явищ в цьому процесі. Варіюванням параметрів технології можливо досягати цілеспрямованих впливів на показники якості виробів і запобігати утворенню в них мікротріщин.

**Ключові слова:** несиметрична прокатка порошку, спікання, титан.

**I.Yu. Prykhodko**, Dr. Sci., Senior Researcher, Head of Department, ORCID 0000-0001-5651-8106

**M.O. Dedik**, ORCID 0000-0001-8585-896X

*Iron and Steel Institute named after Z.I. Nekrasov of the NAS of Ukraine*

**Stefan Brandt**, Sweden, consultant

**K.O. Gogaev**; NAS Corresponding Member, Dr. Sci., Head of Department, ORCID 0000-0002-0304-2535

**A.I. Itsenko**, PhD, Senior Researcher

**V.S. Voropaev**, PhD, Senior Researcher, ORCID 0000-0001-7408-5957

*Institute of Materials Science named after I.N. Frantsevich*

**Comprehensive finite-element study of processes for the production of titanium strips by asymmetric cold rolling of a powder followed by sintering**

**Summary.** Finite-element numerical modeling was implemented and a study of the production processes of thin titanium strips was carried out on the basis of two key sequential processes: asymmetric powder rolling and sintering of the rolled product using the Brand-Nielson model. The results of studying the processes of compaction and sintering of titanium powder using a single mathematical model proposed by Jan Brandt are presented. For the calculations we used experimentally determined shear stresses and volumetric compression modulus under hydrostatic compression and uniaxial compression. The friction conditions between the surfaces of the rolls and the powder were determined as a function of the change in the Coulomb coefficient of friction on the relative sliding speed of the surfaces of the roll and the workpiece. An analysis of the results allows a quantitative assessment of the influence of the technology parameters of the compaction and sintering processes on the change in the stress state and relative density in the volume of products at the stages of production processes. It is shown that the application of the von Mises density and stress diagrams for the correction of the sintering regime allows avoiding the appearance of defects (insufficiently uniform density of the sintered material and the presence of microcracks) during intense heating of the metal in the furnace. The development of sintering modes based on the Brand-Nielson model simplifies the improvement of technology in the sintering of bulk bodies, which is a more time-consuming process than sintering of thin plates. This model can be used in the development of sintering regimes for various materials since it takes into account the influence of basic phenomena in this process. By varying the technology parameters it is possible to achieve targeted effects on product quality indicators and prevent the formation of microcracks in them.

**Keywords:** asymmetric powder rolling, sintering, titanium.

**For citation:** *Prikhod'ko I.YU., Dedik M.A., Stefan Brandt, Gogayev K.A., Itsenko A.I., Voropayev V.S. Kompleksnoye konechno-elementnoye issledovaniye protsessov proizvodstva titanovykh polos metodami nesimmetrichnoy kholodnoy prokatki poroshka s posleduyushchim spekaniyem. [Comprehensive finite element study of titanium strip production processes using asymmetric cold rolling of powder with subsequent sintering.]. «Fundamental'nye i prikladnye problemy černoj metallurgii».[Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy] 2020, 34. 173-192. (In Russian). DOI 10.52150/2522-9117-2019-33-173-192*

*Статья поступила в редакцию сборника 25.09.2019 года, прошла внутреннее и внешнее рецензирование (Протокол заседания редакционной коллегии сборника №1 от 23 декабря 2019 года)*