

## Самоорганизация структуры системы TiC—Co при аэродинамическом упрочнении

### Self-organization structures of structures of TiC-Co with aerodynamic hardening

*Рассмотрены основные превращения субструктур в твердых сплавах, подвергнутых воздействию волнами звуковой частоты. Изложен принцип самоорганизации в кристаллических и дислокационных структурах твердых сплавов.*

*The basic transformation of sub-structure in solid alloys subjected effects waves of sound frequency. Lays down the principle of self-organization in crystalline and dislocation structures of hard alloys.*

**Ключевые слова:** твердые сплавы, аэродинамическое упрочнение, дислокационные превращения, самоорганизация, плотность дислокаций.

**Keywords:** hard alloys, aerodynamic hardening, dislokacionnye, self-organization, dislocation density.

#### Введение

При аэродинамическом упрочнении (АДУ) твердых сплавов, заключающемся в высокоэнергетическом волновом воздействии на материал образца в диапазоне акустических частот, лежащих в звуковом спектре, происходят изменения в его кристаллической решетке и в дислокационных структурах [1, 2]. В результате изменяются параметры структуры и свойства материала, в частности повышается стойкость твердосплавного инструмента, работающего с ударными нагрузками [3, 4, 5].

Упругие волны оказывают существенное влияние на изменение структурного состояния кристаллических решеток и распространение дислокаций в твердом теле [6]. Особенно существенна роль упругих волн на дислокации при распространении их в деформируемом или циклически нагружаемом теле.

На основании свойств, присущих твердым поликристаллическим телам и волновым процессам, предложено за счет применения явления резонанса, свойственного волновым гармоническим процессам, значительно увеличить энергию внешнего воздействия [2, 3].

Свойства поликристаллических тел тесно связаны с плотностью дислокаций (размерами области искажений кристаллической решетки в окрестности дислокации), подвижностью, степенью взаимодействия с дефектами решетки и т.д. Получение бездислокационных кристаллов приводит к резкому повышению прочности материалов. При увеличе-

нии количества дислокаций прочность резко снижается, так как на несколько порядков уменьшаются усилия, необходимые для осуществления сдвигов в зернах металла при его деформировании и разрушении. При плотности дислокаций  $10^6$ — $10^7$  см<sup>-2</sup> прочность минимальна [7].

Эффект значительного повышения плотности дислокаций наблюдается только в хорошо отожженных образцах с небольшой исходной плотностью дислокаций). На рис. 1 представлена дислокационная структура  $\alpha$ -Fe в исходном (необлученном) состоянии и после воздействия низкоэнергетической плазмы тлеющего разряда. После воздействия плазмы тлеющего разряда плотность дислокаций существенно возрастает, а структура соответствует состоянию глубоко деформированного материала [8].

Деформационные субструктуры по мере развития деформаций возникают не случайным образом, а в определенной последовательности, следуя друг за другом [9]. Для твердых спеченных сплавов свойственны в том или ином роде две основные последовательности дислокационных превращений субструктур.

Согласно схеме дислокационных превращений (рис. 2), каждый тип дислокационной субструктуры существует в определенном интервале плотностей дислокаций. Этот интервал является постоянным для конкретного вида материала, причем при переходе от одного материала к другому и смене способа деформирования он мало изменяется.

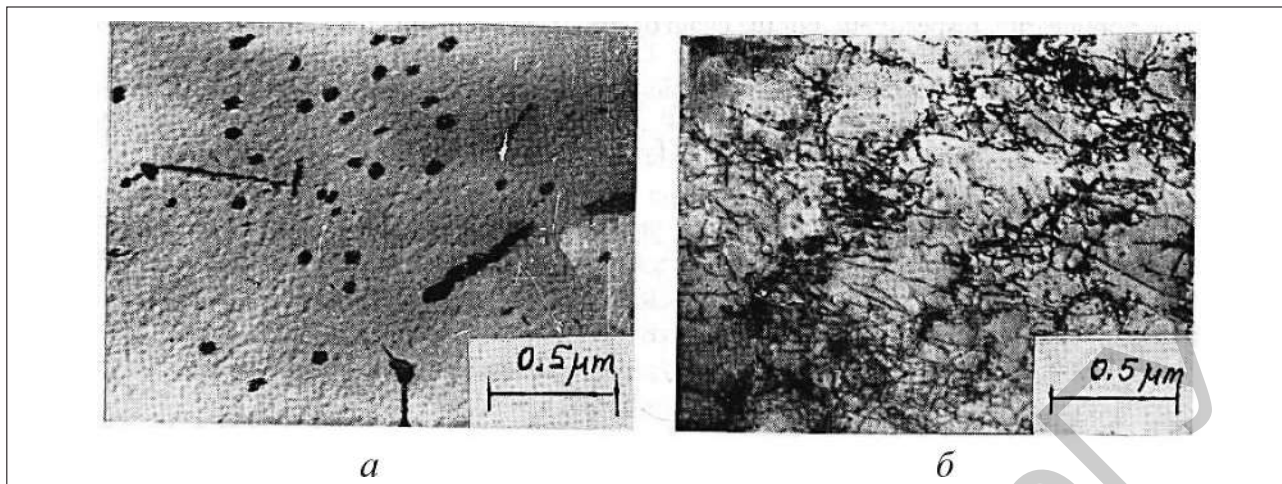


Рис. 1. Дислокационная структура  $\alpha$ -Fe:

*a* — необлученное состояние; *b* — после облучения в плазме тлеющего разряда при напряжении 1 кВ на расстоянии 8,19 мм от поверхности облучения [8]

В схеме превращений (рис. 2) плотность дислокаций убывает в порядке развития субструктур: хаос  $\rightarrow$  клубки  $\rightarrow$  стенки ячеек  $\rightarrow$  субграницы полосовой субструктуры. Величина  $\rho$  для хаотической субструктуры соответствует порядку размера кристалла, для ячеистой — порядку ширины стенок ячеек, для

микроросовой — порядку междислокационного расстояния в субграницах, то есть последовательно убывает. Соответственно убывает и энергия  $\epsilon$  дислокационной субструктуры.

Формирование каждого типа субструктуры происходит в результате дислокационных перераспреде-

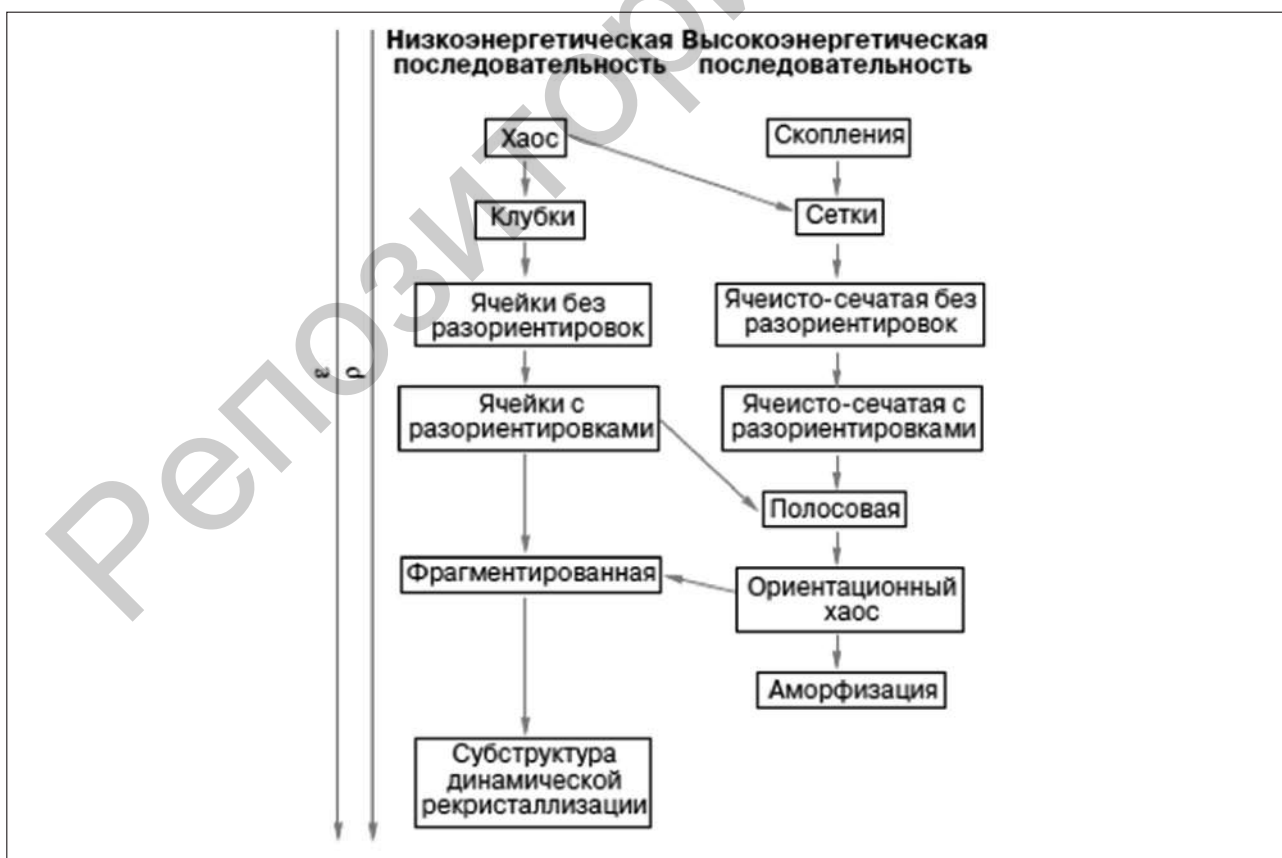


Рис. 2. Последовательность дислокационных превращений, наблюдаемых при активной деформации сплавов

лений при взаимодействии между дислокациями, тогда как действие внешних приложенных напряжений, которые вызывают развитие скольжения и генерацию дислокаций в объеме материала, в таком формировании незначительно [10]. При этом, плотность дислокаций увеличивается, а расстояние между ними уменьшается.

Одной из важных величин при формировании последовательности превращений субструктур является радиус экранирования упругого поля дислокаций, представляющий собой расстояние, на которое простирается упругое поле отдельной дислокации в ансамбле дислокаций. Такой характер процессов в формировании дислокационной субструктуры свидетельствует о самоорганизации в ней и позволяет рассматривать ее в ряде случаев как почти самостоятельную подсистему деформированного материала.

Доказательством существования процесса самоорганизации является наличие функциональных зависимостей между параметрами субструктуры. Наиболее простой вид зависимости — линейный и такого типа зависимости наблюдаются экспериментально [9, 10].

Необходимой предпосылкой эффекта самоорганизации является наличие потока упорядоченной энергии, поступающей в систему от внешнего источника для последующего перехода части этой энергии в энергию неупорядоченных процессов, то есть в процессы диссипации.

Именно благодаря этому потоку система становится активной, то есть приобретает способность к автономному образованию диссипативных структур [11] — устойчивых пространственно-неоднородных структур, возникающих в результате развития неустойчивостей в однородной неравновесной диссипативной среде.

Управление этим процессом может осуществляться с помощью слабых воздействий, которые и влияют на выбор того или иного конкретного состояния. Таким образом, существует возможность управлять динамикой хаотических систем, то есть посредством достаточно слабых воздействий переводить первоначально хаотические системы из режима хаотических колебаний на требуемый динамический режим и тем самым стабилизировать их поведение [11].

Обнаружен переход между самоорганизующимся критическим состоянием, имеющим бесконечное число степеней свободы, и детерминированным хаосом, при котором динамика системы описывается несколькими коллективными степенями свободы.

От степени упорядоченности расположения дислокаций зависит энергия субструктур. При упорядоченном расположении дислокаций их дальнедействующее поле гасится упругими полями дислокаций. Это приводит к понижению общей энергии дислокационной подсистемы. Используя экспериментальные значения параметров субструктур можно вычислить энергии суб-

структур и определить их зависимости от степени деформации и плотности дислокаций [12].

Формирование упорядоченных дислокационных образований приводит к тому, что при тех же деформациях или плотностях дислокаций энергия вновь образующихся структур оказывается ниже энергии предыдущих, то есть структуры эволюционируют к квазиравновесным состояниям.

В работе [13] выдвинута гипотеза, базирующаяся на низкоэнергетическом воздействии на твердые сплавы и возбуждении нелинейных колебаний в кристаллических решетках, которые приводят к развитию процессов самоорганизации в ионной подсистеме кристаллических структур и к изменению физико-механических свойств облученных материалов за счет формирования новых метастабильных долгоживущих структур кристаллических решеток и дислокаций.

### Основная часть

Результаты исследований изменений дислокационных образований, связанных с процессами возбуждения и самоорганизации в кристаллических и дислокационных структурах твердых сплавов, после воздействия АДУ проводились в двух независимых лабораториях.

При исследованиях, проводимых на дифрактометре ДРОН-3.0 в монохроматизированном кобальтовом ( $\text{CoK}_\alpha$ ) излучении в геометрии по Брэггу-Брентано, рентгеновская съемка осуществлялась в сканирующем режиме с шагом  $0,1^\circ$  при напряжении 30 кВ и анодном токе 15 Ма, при этом дифрагированный вторичный пучок монохроматизировался с помощью графитового монохроматора НГП.

Физическое уширение дифракционных линий определялось методом аппроксимации. В качестве эталона использовался образец электрополированной меди. Определение интегральной интенсивности дифракционных линий осуществлялось с помощью программного приложения HS++, разработанной Голландской фирмой Pan Analytical, которое осуществляло аппроксимацию пиков псевдогауссовой кривой, а затем рассчитывало площадь и высоту (уширение = площадь/высота) аппроксимированной кривой.

При этом учитывалось в виде коррекции то, что в случае наложения нескольких программа может провести разделение пиков некорректным образом. Величина межплоскостных расстояний определялась из соотношения Вульфа-Брэгга:

$$2d \sin \theta = n\lambda \quad (1)$$

где  $d$  — межплоскостное расстояние;  $\theta$  — угол дифракции (брэгговский угол);  $n$  — порядок дифракционного максимума;  $\lambda$  — длина волны излучения.

Кроме того, в расчетах использовались показатели:  $B_{гр}$  — графическое уширение дифракционных линий, обусловленное геометрией съемки, а также физическими причинами (дефектами кристаллической решетки и/или размером кристаллитов);  $\beta$  — физическое уширение дифракционных линий, обусловленное только дефектами кристаллической решетки и/или размером кристаллитов.

При исследовании параметров тонкой структуры методом рентгеновской дифракции, проводимым на рентгеновском дифрактометре «Ultima IV» фирмы Rigaku в ( $CuK_{\alpha}$ ) излучении с вращением образца в собственной плоскости, осуществляли измерения дифракция рентгеновских лучей на трехмерной кристаллической решетке.

Для этого проводилась съемка полной рентгенограммы в непрерывном режиме с заданным шагом по углу  $0,1^{\circ}$ – $0,5^{\circ}$  и интервалом углов  $2\theta = 3^{\circ}$ – $150^{\circ}$  (данные условия съемки выбираются с учетом нахождения линий предполагаемых фаз картотек ICDD (PDF-2 Release 2016 RDB) и COD).

Сбор и обработка информации осуществлялись с помощью программы «Standard Measurement», расшифровка фазового состава полученной рентгенограммы проводилась в программе «PDXL2». Идентификация фазового состава проводилась в режимах автоматического поиска эталонных образцов в полной базе данных ICDD (PDF-2 Release 2016 RDB) и COD.

Исследования дефектов кристаллической решетки проводилось по уширению линий на рентгенограммах поликристаллов. Так, уширение, обусловленное дисперсностью областей когерентного рассеяния пропорционально  $\sec\Theta$ , наличие в решетке

напряжений II рода (микронапряжений) приводит к уширению, пропорциональному  $\tg\Theta$ , а дефекты упаковки вызывают уширение, пропорциональное  $\sec\Theta$ .

Исходя из того, что физическое уширение дифракционных линий, обусловленное дислокациями, находится в удовлетворительной корреляции с данными прямых методов фиксации дислокаций при помощи рентгеноструктурного анализа, то, согласно [14], плотность дислокаций определялась из выражения:

$$\rho = \frac{m \cdot \beta^2 \cdot g^2 \Theta}{b^2}, \quad (2)$$

где  $m$  — коэффициент, учитывающий тип дислокаций кристаллической решетки,  $m = 1,0$  [14];  $\beta$  — физическое уширение дифракционной линии, рад.;  $b$  — вектор Бюргерса,  $b = 1,25 \cdot 10^{-10}$  м [14].

Фрагменты рентгеновской дифрактограммы стандартного и упрочненного методом АДУ образцов из твердого сплава Т5К10 представлены на рис. 3.

Результаты обработки рентгеновских спектров для твердого сплава Т5К10, изображенных на рис. 3, приведены в таблице.

Из таблицы видно, что при упрочнении методом АДУ происходит уменьшение уширения дифракционных линий в среднем на 14,6 %, что при наличии корреляционной связи между уширением дифракционных линий и плотностью дислокаций означает, что плотность дислокаций в образцах из сплава Т5К10 уменьшается на 17 %.

Как показано в [1-5] это приводит к значительному росту надежности процесса торцового фрезерования стальных поковок и отливок.

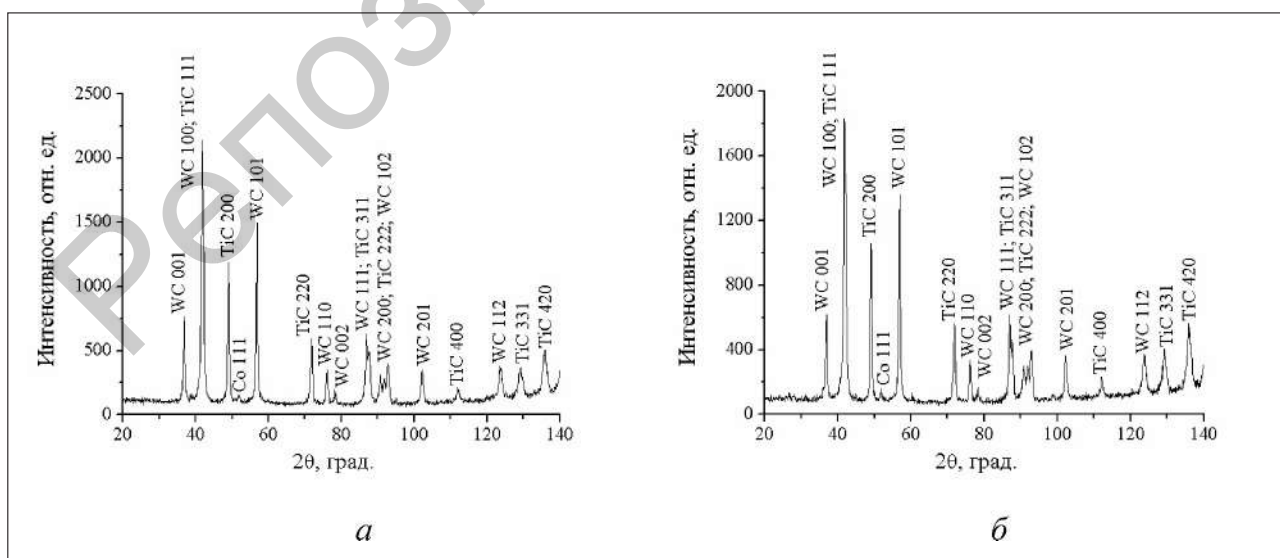


Рис. 3. Рентгеновский спектр образцов твердого сплава Т5К10:

а — стандартный; б — упрочненный методом АДУ

Величины уменьшения плотности дислокаций в образцах из сплава T5K10, упрочненных методом АДУ, по сравнению со стандартными (неупрочненными)

2 $\theta$ , град.	Величина физического уширения дифракционных линий $\beta$ , рад.		Уменьшение линий уширения (плотности дислокаций), %
	стандартный	упрочненный АДУ	
36,839	0,6834	0,6350	7,6 %
42,213	0,4677	0,3998	17,0 %
49,074	0,6916	0,6102	13,3 %
51,797	1,3671	0,7815	74,9 %
71,830	0,8843	0,8416	5,1 %
76,099	0,8822	0,7863	12,2 %
86,907	1,1623	0,9619	20,8 %
87,642	0,7861	0,7197	9,2 %
90,721	1,1820	1,0798	9,5 %
91,863	0,7156	0,6519	9,8 %
92,806	0,9841	0,7699	27,8 %
102,172	1,0727	0,9736	10,2 %
112,006	1,3604	1,0856	25,3 %
123,600	1,5226	1,4063	8,3 %
129,104	1,6746	1,4768	13,4 %
Среднее значение			14,6 %

## Выводы

1. При исследовании на мезоскопическом уровне физических параметров новых структур, образующихся после прекращения внешнего воздействия волнами звуковой частоты, большинство их переходит в новое равновесное состояние, не являющимся повторением ранее существующего. В результате происходит перестройка кристаллических решеток и коллективное движение групп дислокаций тонкодисперсных капиллярно-пористых систем с последующим формированием или уничтожением дислокационных структур.

2. Такая перестройка структуры твердых сплавов основана на самоорганизационных процессах, происходящих на уровне кристаллических решеток и дислокационных образований.

3. Применение аэродинамического упрочнения приводит к снижению плотности дислокаций в твердых сплавах T5K10 по сравнению со стандартными неупрочненными твердыми сплавами на 17 %, что, в свою очередь, позволяет повысить надежность фрезерования стальных поковок и литья

## Библиографический список

1. Жигалов А. Н., Маслов А.Р. Повышение эффективности фрезерования путем совершенствования структуры режущих твердых сплавов / Новые материалы, оборудование в промышленности и технологии:

материалы междунар. науч.-техн. конф. — Могилев: Белорус.-Рос.ун-т. 2016. — С. 62.

2. Maslov A. R., Jigalov A.N. A Method of Increasing Hard-Alloy Wear Resistance via Aerodynamic Impact // Journal of Friction and Wear. 2014. No.5 P. 421–425.

3. Маслов А.Р., Жигалов А.Н. Повышение сопротивления изнашиванию твердых сплавов методом аэродинамического воздействия // Трение и износ. 2014. № 5. Т. 35. С. 461–466.

4. Жигалов А.Н., Маслов А.Р., Шатуров Г.Ф. Повышение эффективности фрезерования путем совершенствования структуры режущих твердых сплавов // Вестник машиностроения. 2015. № 8. С. 20–23.

5. Zhigalov A.N., Maslov A. R., Shaturov G.F. Improved Hard Alloys for Efficient Milling // Russian Engineering Research. 2015. Vol. 11(35). P. 818–821.

6. Старков В.К. Физика и оптимизация пособие / В.К. Старков, Л.В.Тарасенко, С.А. Пахомова и др. — М.: ИНФРА-М, 2013. — 472 с.

7. Tereshko I.V. Active Modification and Amorphisation of Materials by Low-Energy Ion Irradiation / I.V. Tereshko / In: Application of Particle and Laser Beams in Materials Technology. — London: Kluwer Academic Publishers. 1995. P. 595–602.

8. Конева Н.А. Физическая природа стадийности пластической деформации. / Н.А. Конева, Э.В. Козлов // Изв. Вузов. Физика, 1990. Т. 33. № 2. С. 89–108.

9. Григорьев С.Н. Методы повышения стойкости режущего инструмента: учебник для студентов вузов. — М.: Машиностроение, 2011. — 368 с.

10. Лоскутов А.Ю. Введение в синергетику / А.Ю. Лоскутов, А.С. Михайлов. — М.: Наука, 1990. — 272 с.

11. Козлов Э.В. Эволюция дислокационной субструктуры и термодинамика пластической деформации металлических материалов // Э.В. Козлов, В.А. Старенченко, Н.А. Конева // Металлы. 1993. № 5. С. 152—161.

12. Мрочек Ж.А. Компьютерное моделирование процессов самоорганизации и наноструктурирования в

металлах и сплавах / Ж.А. Мрочек, И.В. Терешко, В.А. Логвини др. — Минск.: Теоретическая и прикладная механика (вып. 28). 2013. С. 75—84.

13. Синай Я.Г. Современные проблемы эргодической теории / Я.Г. Синай. — М.: Физматлит, 1995. — 201 с.

14. Григорьев С.Н. Современные инструментальные материалы: учеб. пособие / С.Н. Григорьев, В.А. Гречишников, А.Р. Маслов, А.Г. Схиртладзе. — М.: ИЦ МГТУ «Станкин». 2011. — 104 с.

*Жигалов Анатолий Николаевич* — канд. техн. наук, доцент кафедры технологии машиностроения Барановичского ГУ.

Тел.: 8(1037529) 630-15-17. E-mail: jigalov6@mail.ru

*Маслов Андрей Руффович* — д-р техн. наук, профессор кафедры высокоэффективных технологий обработки МГТУ «СТАНКИН».

Тел.: 8(499) 972-94-92. E-mail: volsama@yandex.ru

*Zhigalov Anatoly Nikolaevich* — Candidate of Engineering Sciences, Associate professor of the sub-department «Engineering technology of Baranovochy State University».

Tel.: +7(10375-29) 630-15-17. E-mail: jigalov6@mail.ru

*Maslov Andrei Ruffovich* — D. Sc. in Engineering, Professor of the sub-department «Highefficient processing technologies» of MSTU «STANKIN».

Tel.: +7(499) 972-94-92. E-mail: volsama@yandex.ru