

меров включений TiC в металлокерамическом спеке. Кроме того, плавление УДЧ нихрома и титана (средний размер  $\sim 2 \mu\text{m}$ ), окруженных прослойками из твердых частиц сажи (средний размер  $\sim 0.3 \mu\text{m}$ ), приводит к их локальному уплотнению и увеличению площади контактной границы между частицами сажи и титана, что ускоряет реакцию синтеза. Однако недостаточное содержание металла-связки приводит к остаточной распределенной пористости в синтезированном металлокерамическом спеке, поскольку микропустоты, образовавшиеся из-за поглощения УДЧ сажи, плотность которой существенно меньше плотности карбида титана, не могут быть полностью заполнены металлом-связкой. При увеличении объемного содержания металла-связки до 30% пористость синтезированного спека, а, следовательно, и порошковых частиц, значительно падает, поскольку расплав (Ni-Cr) достаточно равномерно распределяется в поровом пространстве металлокерамики. При дальнейшем увеличении объемного содержания (Ni-Cr) связки до 40% отмеченная тенденция сохраняется: происходит дальнейшее уменьшение размера включений TiC, равномерно распределенных в (Ni-Cr) (рис. 2).

В то же время, СВ-синтез под давлением способствует большей дезинтеграции агломератов, состоящих из ультрадисперсных частиц титана, ускорению плавления последних и, как следствие, приводит к их дополнительному диспергированию в синтезированном металлокерамическом спеке (рис. 3).

Литература.

1. O.P. Solonenko, A.E. Chesnokov, and A.V. Smirnov, Production and plasma spraying of cermet powders TiC-NiCr with given volume content of carbide ultra-fine inclusions// Proc. of ITSC'2014, 21-23 May 2014, Barcelona, Spain. - P. 373-378.
2. O.P. Solonenko, V.E. Ovcharenko, Yu.F. Ivanov, and A.A. Golovin, Plasma-sprayed metal-ceramic coatings and modification of their structure with pulsed electron-beam irradiation, Journal of Thermal Spray Technology, 2011, Vol. 20, Issue 4. - P. 927-938.
3. Патент на полезную модель № RU 33037 U1 от 11.03.2003. Планетарная шаровая мельница. Автор: Леуткин Аркадий Алексеевич. Патентообладатель: Закрытое акционерное общество "Активатор".
4. А.Г. Мержанов, Твердопламенное горение, Черноголовка, ИСМАН, 2000. - 224 с.

### МОДИФИЦИРОВАНИЕ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКОГО СОЕДИНЕНИЯ $\text{Ni}_3\text{Al}$ НАНОЧАСТИЦАМИ ТУГОПЛАВКОГО ХИМИЧЕСКОГО СОЕДИНЕНИЯ

\*\*\*В.Е. Овчаренко, д.т.н., профессор, Лю Гуансюнь\*\*\*, д.т.н., Е.Н. Боянгин\*, к.т.н., н.с.

\*Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения  
Российской академии наук, 634021, Томск, пр. Академический, 2/4

\*\*Национальный исследовательский Томский политехнический университет,  
634050, Томск, пр. Ленина, 30

\*\*\*Пекинский институт авиационных материалов, Пекин, КНР

E-mail: ove45@mail.ru

#### 1. Введение

Со времени создания в середине прошлого века в Англии жаропрочного интерметаллического сплава нимоник во всех странах мира наблюдается постоянно растущее внимание к разработкам новых методов повышения физических и прочностных свойств интерметаллических сплавов на основе алюминидов никеля  $\text{Ni}_3\text{Al}$  [1-5]. Основное внимание уделяется методам комплексного легирования, направленной кристаллизации, получения изделий из монокристаллов [6-9]. При этом сохраняется необходимость разработки новых подходов к получению интерметаллических сплавов нового поколения для авиационного и ракетного двигателестроения, энергетики больших мощностей, химической промышленности, отличающихся более высокими физическими и прочностными свойствами.

Известно, что физические и прочностные свойства интерметаллических сплавов в значительной мере зависят от структурно-фазового состояния их зеренной структуры – измельчение зеренной структуры повышает предел текучести сплавов, предел их прочности и величину деформации до разрушения [10]. Принимая во внимание, что известные методы измельчения зеренной структуры интерметаллических сплавов методами комплексного легирования и термической обработки к настоящему времени практически исчерпали свои потенциальные возможности, в настоящей работе приведены результаты исследования влияния на размерность зеренной структуры, физические и прочностные свойства интерметаллического соединения  $\text{Ni}_3\text{Al}$  наноразмерных частиц тугоплавкого химического соединения нитрида TiN, как потенциальных стопоров роста отдель-

ных зерен при формировании зеренной структуры интерметаллида на стадии его кристаллизации из расплава [11,12].

## 2. Материалы и методики экспериментальных исследований

Образцы интерметаллического соединения были получены методом высокотемпературного синтеза в порошковой смеси никеля (ПНК,  $\sim 2,0 \mu\text{m}$ ) с алюминием (АСД,  $\sim 1,0 \mu\text{m}$ ) стехиометрического состава в режиме теплового взрыва смеси под давлением. Наноразмерные частицы нитрида титана (рис. 1) в количестве 0,3; 0,5 и 0,7 мас.% добавляли в исходную порошковую смесь никеля с алюминием на стадии смешения порошков. Рентгенофазовый анализ синтезированных образцов интерметаллида был проведен в излучении  $\text{Cu K}\alpha$  при 40 кВ и 40 мА. Зеренную структуру интерметаллических сплавов исследовали методами оптической металлографии (Neophot 32) и сканирующей электронной микроскопии (SEM-515 Philips с энергодисперсионным анализатором элементного состава EDAX ECON IV) после ионного травления металлографических шлифов. Исследование прочности образцов на растяжение проводили на машине «INSTRON» со скоростью растяжения 0,2 мм/мин.

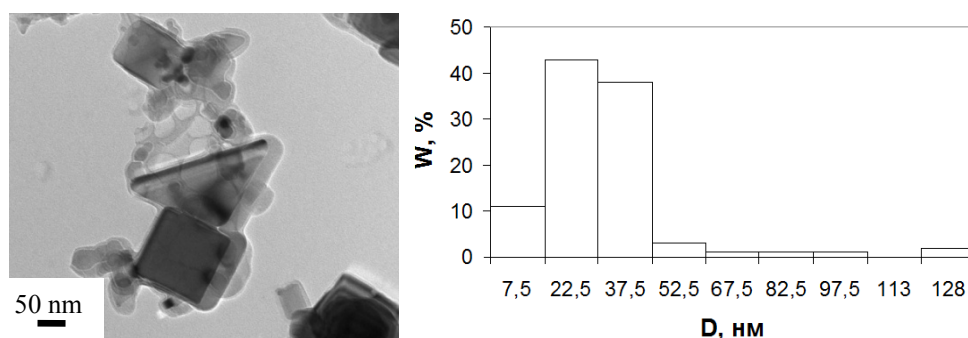


Рис. 1. Общий вид и распределение по размерам наночастиц TiN.

## 3. Результаты исследования и их обсуждение

На рис. 2 представлены зеренные структуры синтезированного под давлением интерметаллида  $\text{Ni}_3\text{Al}$  стехиометрического состава и интерметаллида  $\text{Ni}_3\text{Al}$  с добавками в исходную порошковую смесь никеля с алюминием различного количества наноразмерных частиц нитрида титана.

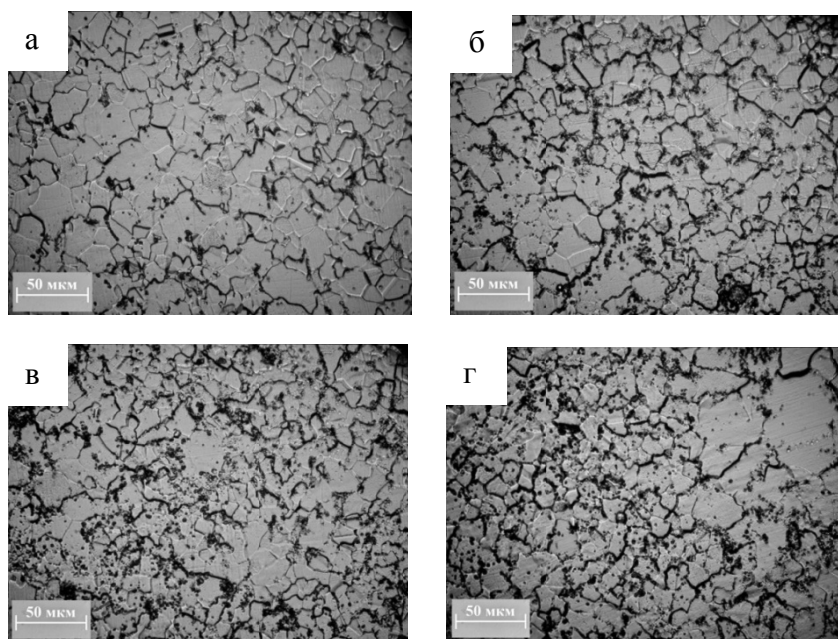


Рис. 2. Зеренные структуры синтезированного под давлением интерметаллического соединения  $\text{Ni}_3\text{Al}$  стехиометрического состава (а) и интерметаллического соединения  $\text{Ni}_3\text{Al}$  с добавками в исходную порошковую смесь никеля с алюминием различного количества наноразмерных частиц нитрида титана TiN: 0,3 мас.% (б), 0,5 мас.% (в), 0,7 мас.% (г)

Графическая зависимость среднего размера зерна в синтезированном интерметаллиде от содержания наночастиц нитрида титана представлена на рис. 3.

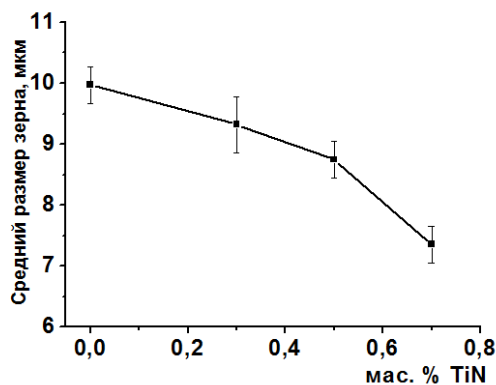


Рис. 3. Зависимость среднего размера зерна в синтезированном интерметаллиде  $\text{Ni}_3\text{Al}$  от содержания наноразмерных частиц TiN

Можно констатировать, что введение в исходную порошковую смесь никеля с алюминием наночастиц TiN приводит к измельчению зеренной структуры интерметаллида и тем в большей степени, чем выше содержание наночастиц в порошковой смеси.

Исследование тонкой структуры рельефа поверхности образцов интерметаллида после ионного травления показало, что наноразмерные частицы нитрида титана преимущественно распределены по границам зерен. На рис. 4 а,б представлены микрофотографии поверхности зерна и энергетические спектры элементного состава тела зерна и наноразмерной частицы на границе зерна.

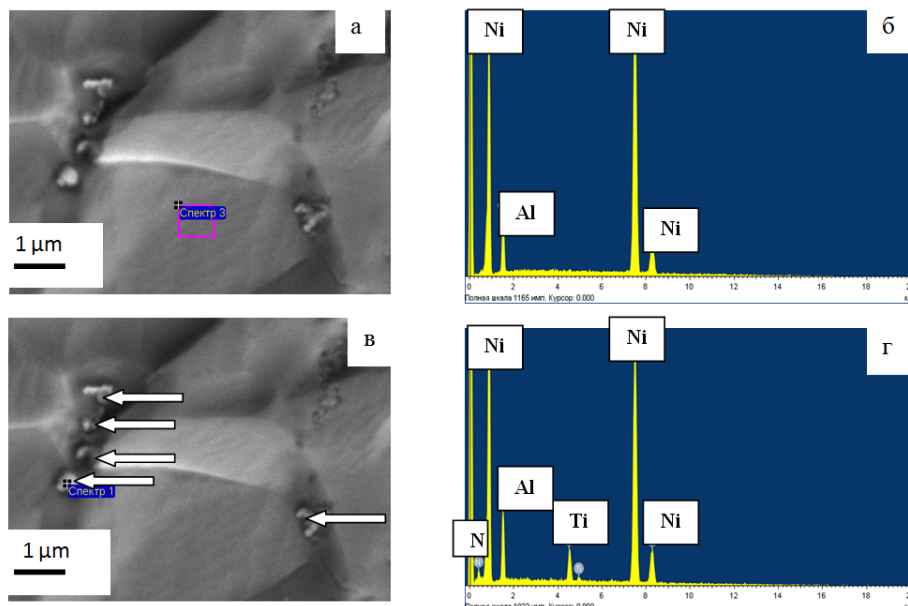


Рис. 4. Поверхность синтезированного под давлением интерметаллида  $\text{Ni}_3\text{Al}$  с добавкой 0,5 мас.% наноразмерных частиц TiN (показаны стрелками) (а,в) и энергетические спектры элементного состава тела зерна (б) и наноразмерной частицы на границе зерна (г)

На границах зерен синтезированного интерметаллида хорошо видны наноразмерные частицы, энергетический спектр которых показывает, что они содержат азот и титан (рис. 4, в,г).

В соответствии с изменением размерности зеренной структуры интерметаллического соединения при введении в исходную порошковую смесь наноразмерных частиц нитрида титана происходит изменение его физических свойств – износостойкости и величины коэффициента трения, основных

показателей для оценки эффективности материалов в качестве пар трения для эксплуатации при повышенных температурах и нагрузках.

Исследования температурных зависимостей износостойкости были основаны на анализе треков резания по поверхности интерметаллических образцов контртелом из твердого сплава. На рис. 5 представлены общий вид трека резания по поверхности интерметаллического образца (а) и профиль канавки резания (б), позволяющий определить глубину резания, площадь поперечного сечения канавки резания и интенсивность интрузии материала испытываемого образца из канавки резания, как параметров износостойкости испытываемых материалов.

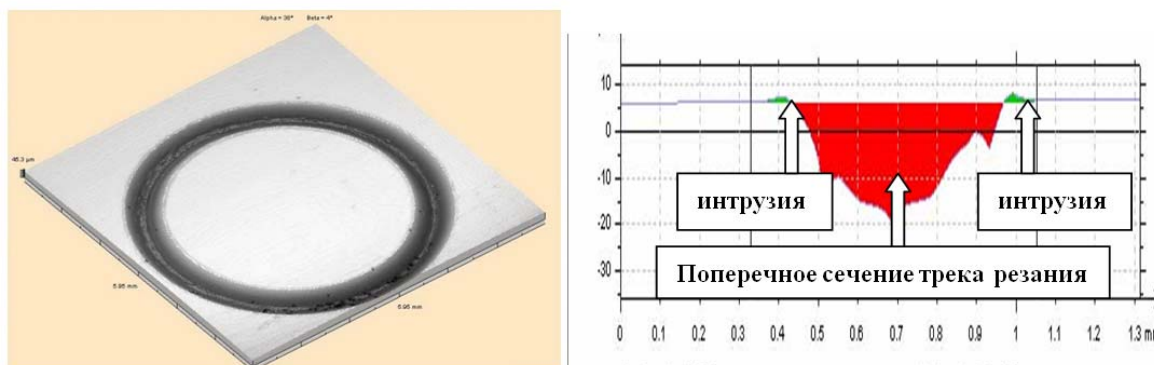


Рис. 5. Общий вид трека резания образца синтезированного интерметаллида контртелом из твердого сплава (а) и профиль поперечного сечения канавки резания (б)

На рис. 6 представлены зависимости величины площади поперечного сечения канавки резания от содержания в образцах интерметаллида наночастиц TiN при температурах 20, 200, 400 и 600 °C (а), температурные зависимости величины площади поперечного сечения канавок резания при различном содержании в образцах интерметаллида наночастиц TiN (б) и температурные зависимости интенсивности интрузии (по высоте выхода материала образца из канавки резания) на образцах интерметаллида с различным содержанием наноразмерных частиц TiN (в).

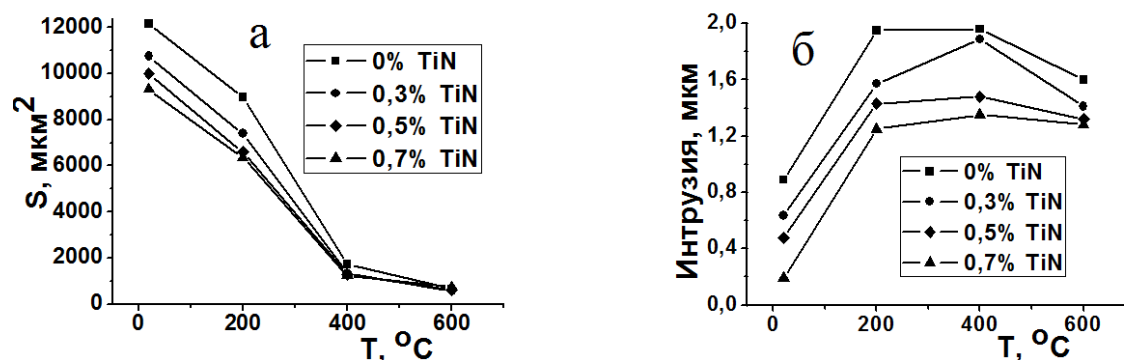


Рис. 6. Зависимости величины площади поперечного сечения канавки резания от содержания в образцах интерметаллида наночастиц TiN при температурах 20, 200, 400 и 600 °C (а), температурные зависимости величины площади поперечного сечения канавок резания при различном содержании в образцах интерметаллида наночастиц TiN (б) и температурные зависимости интенсивности интрузии на образцах интерметаллида с различным содержанием наноразмерных частиц TiN (в)

Представленные на рис. 6а данные позволяют констатировать, что введение в интерметаллид наночастиц TiN в значительной степени влияет на его износостойкость - с повышением содержания наночастиц TiN повышается износостойкость интерметаллида практически во всем исследованном интервале температур. Неотъемлемой частью понятия износостойкости является проявление эффекта интрузии материала из зоны его силового взаимодействия с высокотвердым контртелом (рис. 6б). Количество материала, вышедшее на поверхность выше нулевой отметки поверхности исследуемого

образца с контртелом, отражает устойчивость материала к внешнему силовому воздействию в условиях трения в высоконагруженных механических системах. Из рис. 6б следует, что введение в интерметаллид наночастиц TiN снижает интенсивность интрузии материала во всем исследованном температурном интервале и тем в большей степени, чем выше содержание наночастиц в интерметаллиде.

Представленные температурные зависимости устойчивости интерметаллического соединения  $\text{Ni}_3\text{Al}$  к внешнему механическому воздействию от содержания в его структуре микроколичеств наночастиц нитрида титана коррелируют с температурными зависимостями другого определяющего технический уровень трибосистем параметра – величины коэффициента трения по внешней поверхности материала. На рис. 7 представлены температурные зависимости величины коэффициента трения по внешней поверхности интерметаллических образцов от содержания в образцах наночастиц TiN.

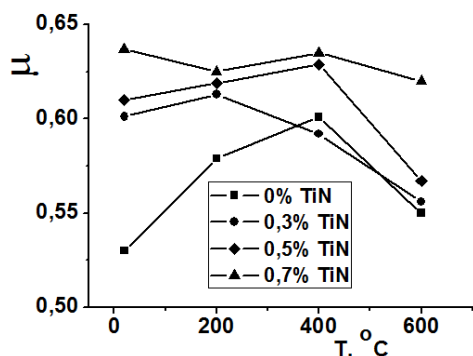


Рис. 7. Температурные зависимости величины коэффициента трения по внешней поверхности образцов интерметаллического соединения  $\text{Ni}_3\text{Al}$  в зависимости от содержания в образцах наночастиц нитрида титана

Повышение дисперсности зеренной структуры, износостойкости и снижение температурной зависимости величины коэффициента трения при введении в интерметаллическое соединение  $\text{Ni}_3\text{Al}$  наноразмерных частиц TiN адекватно соотносится с температурной зависимостью предела прочности интерметаллида на растяжение. На рис. 8 представлены температурные зависимости предела прочности синтезированных под давлением интерметаллического соединения  $\text{Ni}_3\text{Al}$  и интерметаллического соединения  $\text{Ni}_3\text{Al}$  с добавкой 0,5 мас.% наноразмерных частиц TiN.

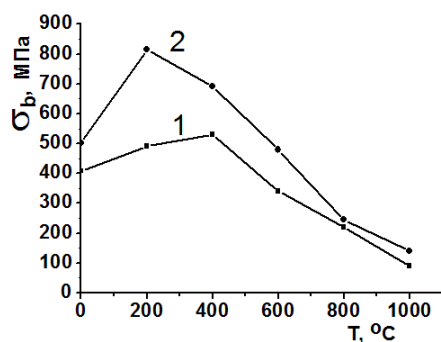


Рис. 8. Температурные зависимости предела прочности интерметаллического соединения  $\text{Ni}_3\text{Al}$  (1) и интерметаллического соединения  $\text{Ni}_3\text{Al}$  с добавкой 0,5 мас.% наночастиц TiN (2)

предделением наночастиц по границам зерен в процессе кристаллизации интерметаллического соединения.

3. Уменьшение среднего размера зерна повышает износостойкость и прочность интерметаллического соединения  $\text{Ni}_3\text{Al}$  в температурном интервале от 20 до 1000 °C, что является принципиально важным для эксплуатации интерметаллического сплава в качестве составляющей пары трения в высоконагруженных механических системах.

Температурные зависимости величины коэффициента трения по внешней поверхности синтезированного интерметаллида при различном содержании в образцах интерметаллида наночастиц нитрида титана отражают две основные особенности. Во-первых, с введением наночастиц нитрида титана незначительно, но повышается величина коэффициента трения по внешней поверхности во всем исследованном температурном интервале. Во-вторых, с введением наночастиц нитрида титана стабилизируется и при содержании 0,7 мас.% TiN практически нивелируется температурная зависимость коэффициента трения. Последнее имеет принципиально важное значение, как показатель температурной стабильности трибологических свойств пар трения в высоконагруженных механических системах.

Добавка 0,5 мас.% наночастиц TiN приводит к повышению предела прочности интерметаллида во всем исследованном температурном интервале, вплоть до 1000 °C. Наибольшее повышение предела прочности наблюдается на первой стадии аномальной температурной зависимости – предел прочности при 200 °C повышается почти в два раза.

Закключение.

1. Введение в порошковую смесь никеля с алюминием стехиометрического состава наноразмерных частиц нитрида титана приводит к уменьшению среднего размера зерна в синтезированном под давлением алюминиде никеля  $\text{Ni}_3\text{Al}$  и тем в большей степени, чем выше содержание наночастиц в исходной порошковой смеси.

2. Модифицирующее влияние наночастиц нитрида титана на зеренную структуру синтезированного под давлением интерметаллида определяется преимущественным рас-

*Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук РФ на 2013-2020 годы.*

*Литература*

1. Суперсплавы П. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок/Под ред. Симса Ч.Т., Столоффа Н.С., Хагеля К.К.: Пер. с англ. В 2-х книгах.-М.: Металлургия, 1995.
2. Мровец С., Вербер Т. Современные жаростойкие материалы: Справочник.-М.: Металлургия, 1986.-359 с.
3. Каблов Е.Н. Конструкционные материалы на основе интерметаллидов Ni и Ti для высокотемпературных деталей газотурбинных двигателей авиационного и энергетического применения // Перспективные материалы. 2007. № 1. С.77-83.
4. Поварова К.Б. Перспективы развития конструкционных сплавов на основе интерметаллидов // Перспективные материалы. 2007. № 5. С.481-489.
5. Структура и свойства интерметаллических материалов с нанозональным упрочнением. Колл. Авторы/Под научной редакцией Е.Н. Каблова и Ю.Р. Колобова.-М.: Издательский Дом МИСиС, 2008.-328с.
6. Сомов А.И., Тихоновский М.А. Эвтектические композиции.-М.: Металлургия.-1975.-304 с.
7. Монокристаллы волокон и армированные ими материалы. Под ред. А.Т.Туманова. М.: Мир. 1973. 464 с.
8. Портной К.И., Бабич Б.Н., Светлов И.Л. Композиционные материалы на никелевой основе. М.: Металлургия. 1979. 264 с.
9. Гессингер Г.Х. Порошковая металлургия жаропрочных сплавов: Челябинск: Металлургия, Челябинское отделение. 1988. 320 с.
10. Кишкин С.Т., Строганов Г.Б., Логунов А.В. Литейные жаропрочные сплавы на никелевой основе. М.: Машиностроение. 1987. 116 с.
11. Плазмохимический синтез ультрадисперсных порошков и их применение для модифицирования металлов и сплавов / Сабуров В.П., Черепанов А.Н., Жуков М.Ф., Галевский Г.В., Крушенко Г.Г., Борисов В.Т. Новосибирск: Наука. 1996. 312 с.
12. Модифицирование сталей и сплавов дисперсными инокуляторами / Сабуров В.П., Еремин Е.Н., Черепанов А.Н., Миннеханов Г.Н. Омск: изд-во ОмГТУ. 2002, 212 с.

**ПРИНЦИПИАЛЬНЫЕ СХЕМЫ ЭЛЕМЕНТОВ  
ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ СИСТЕМЫ ДЛЯ ОБРАБОТКИ ОТВЕРСТИЙ  
НА КОМПЬЮТЕРИЗИРОВАННОМ ОБОРУДОВАНИИ**

*С.П. Пестов, к.т.н., доц., С.Н. Юдин, инж.*

*Филиал ФГБОУ ВПО «ЮУрГУ» (НИУ) в г. Усть-Катаве  
456043, г. Усть-Катав, ул. Центральная, 38, тел. (35167)-2-64-04  
E-mail: yudinsn@susu.ac.ru*

При обработке деталей на компьютеризированном оборудовании, в частности на станках с устройствами ЧПУ, необходимо выделять этап настройки оборудования и этап формообразования, рассматривая их с учётом специфики обеспечения точности обработки поверхностей деталей на этих этапах [1]. Проанализируем наиболее трудоёмкие операции обработки поверхностей отверстий на таком оборудовании.

Этап настройки оборудования с устройствами ЧПУ определяет в основном точность расположения осей отверстий [2]. При этом точность расположения осей отверстий на этапе настройки достаточно высока и сопоставима в отдельных случаях с точностью позиционирования подвижных узлов станка с ЧПУ в заданные координаты. Однако, при дальнейшей обработке на этапе формообразования отверстий возникают значительные трудности в обеспечении точности обработки, особенно по расположению оси при выполнении полуступенчатых и чистовых переходов концевыми мерными инструментами типа многолезвийных зенкеров, разверток и т.п. Для повышения точности обработки поверхностей отверстий на универсальном оборудовании и автоматических линиях широко применяются направляющие элементы типа кондукторных плит, втулок и т.п. На оборудовании с устройствами ЧПУ такие элементы практически не используются, что связано с необходимостью быстрой переналадки элементов технологической системы для направления. Таким образом, для повышения точности обработки отверстий на компьютеризированном оборудовании необходимо разработать быстропереналаживаемые элементы технологической системы для направления инструмента.