

Особенности упрочнения металломатричных композиционных материалов при введении малого количества наноразмерных упрочняющих добавок

д.т.н. проф. Еремеева Ж.В., к.т.н. проф. Лопатин В.Ю., Симонова Е.В.
НИТУ МИСЦ

8 (495) 638-44-09, eremeeva-shanna@yandex.ru

Аннотация. В статье рассмотрены особенности упрочнения металломатричных композиционных материалов при введении малого количества наноразмерных упрочняющих добавок.

Ключевые слова: упрочняющие наночастицы, металломатричный композит.

Введение

Развитие современной науки и техники предъявляет повышенные требования к материалам конструкционного и функционального назначения. Значительные успехи в области создания таких материалов были достигнуты с развитием композиционных материалов (КМ) с металлической матрицей, упрочненной высокомодульными армирующими частицами, волокнами или усами.

Изучение процесса структурообразования КМ при введении упрочняющих наночастиц и прогнозирование свойств новых материалов является актуальной задачей исследований в области материаловедения и требует поиска новых подходов.

Введение в матрицу дисперсных прочных частиц повышает жёсткость, жаропрочность и размерную стабильность КМ, улучшает триботехнические характеристики. Указанный комплекс свойств дисперсно-упрочненных КМ на основе алюминиевых сплавов обеспечивает им конкурентные преимущества, что определяет успех их применения в автомобилестроении, судостроении и аэрокосмической технике.

Механические и триботехнические свойства дисперсно-упрочненных КМ зависят от ряда факторов: механических свойств материалов матрицы и армирующих частиц, объемного соотношения компонентов, фракционного состава и распределения дисперсной фазы, прочности и характера связи между матрицей и наполнителем, структуры КМ и характера последующей обработки – термической или термомеханической.

Согласно классическим представлениям о механизме упрочнения, увеличение содержания армирующей фазы приводит к увеличению прочностных характеристик, однако пластичность при этом заметно снижается. В общем случае прочность при растяжении и пластичность дисперсно-упрочненных КМ ниже, чем у матричных сплавов, что обусловлено преимущественным зарождением трещин на поверхностях раздела или в участках скопления наполнителей. [1]

Модуль упругости дисперсно-упрочненных композитов рассчитывают по правилу аддитивности:

$$E_c = V_m E_m + V_p E_p$$

где: V_m и V_p – объемные доли матрицы и частиц,

E_c , E_m и E_p – модули упругости КМ, матрицы и частиц соответственно.

Очевидно, что в силу ряда описанных выше причин реальные модули отличаются от расчетных. Существенное влияние на эксплуатационные и механические свойства композитов оказывает тип упрочняющей фазы (фазы-наполнителя).

Блокированные частицами субграницы и границы зерен сами по себе являются препятствиями для движущихся дислокаций. В связи с этим механизм субструктурного упрочнения в дисперсно-упрочненных материалах может проявляться качественно иначе, чем в обычных металлах и сплавах.

Для создания обобщенной теории упрочнения металлов и сплавов некогерентными дисперсными частицами необходимо рассматривать в совокупности многочисленные факто-

ры, влияющие на подвижность дислокаций. К ним относятся морфология частиц и тип их связи с матрицей, наличие примесных атомов, строение границ, различия в механизмах преодоления дислокациями препятствий и др. Единой теоретической модели дисперсного упрочнения не существует, что связано со сложностью учета всех факторов, влияющих на характер взаимодействия частиц с движущимися дислокациями. [2]

Прямой эффект низкотемпературного упрочнения от частиц в дисперсно-упрочненных КМ не столь велик, как косвенный эффект упрочнения вследствие стабилизации частицами блочной структуры, формирующейся при деформации. При оценке влияния структурных факторов на высокотемпературные свойства дисперсно-упрочненных КМ следует учитывать не только форму и размеры зерен, но и характер стабильной структуры, формирующейся при деформационно-термической обработке под воздействием тонких упрочняющих частиц.

Распределения упрочняющих частиц по объему сплава может происходить по двум схемам, указанным на рисунке 1.

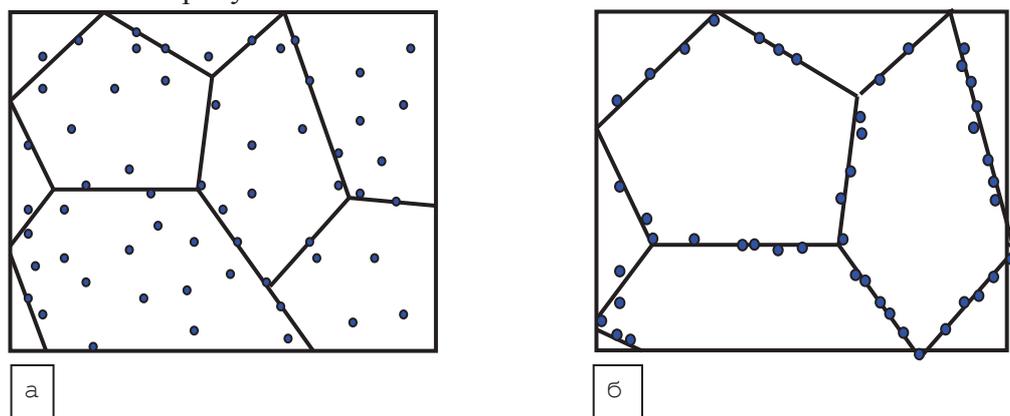


Рисунок 1. Типы дисперсно-упрочненных структур: а) дисперсная, б) агрегатная

Дисперсная схема – частицы равномерно распределены по всему объему матрицы и находятся как в теле зерен, так и по их границам. Такая схема является наиболее предпочтительной с точки зрения механических свойств, но и наиболее труднодостижимой. Равномерное распределение частиц в матрице дает наименьшую длину пробега дислокации. Увеличение объемного содержания наночастиц с 1 до 7 % об. уменьшает среднюю длину пробега дислокации на 50 %, дальнейшее увеличение содержания упрочняющих частиц неэффективно т.к. не происходит значительного уменьшения длины пробега дислокации;

Агрегатная схема – частицы упрочняющей фазы располагаются преимущественно по границам зерен. При этом влияние частиц сводится к закреплению субграниц, стабилизации мелкой субзеренной структуры при комнатной и умеренной температурах, стабилизации неравноосных зерен при высоких температурах и, как следствие - затруднению протекания процесса ползучести.

Высокие механические свойства дисперсно-упрочненных КМ во многом обусловлены запасенной энергией деформации, представляющей собой в основном энергию дислокационных субграниц. Сохранение высокого уровня микроискажений способствует повышению жаропрочности.

Необычные собственные свойства сверхтонких структур (наночастиц, тонких пленок, нанотрубок и нанопластин), а также механические свойства новых материалов, полученных на основе таких наноструктур, вызывают большой интерес и требуют объяснения. Необычные свойства новых материалов в первую очередь связывают и с особыми собственными механическими свойствами таких сверхтонких структур и с особенностями взаимодействия таких структур с другим материалом при контакте. Попытки объяснить особенности поведения таких материалов при деформировании на основе традиционных представлений и методов механики деформируемого твердого тела в целом следует признать неудачными. Фактически

признается, что для моделирования необычных механических свойств таких материалов следует привлекать новые подходы.

В работе [3] показано, что для неоднородного материала на границе контакта фаз терпят разрыв нормальные производные перемещений, если условия контакта и композит в целом рассматриваются в рамках классической теории. Условия контакта перемещений на границе фаз не может устранить скачков в нормальных производных. Для такой среды на границе фаз терпят разрыв компоненты деформаций, один из индексов которых совпадает с нормалью к поверхности контакта фаз.

Следовательно, нельзя считать, что для всего композита в целом выполняются условия совместности деформации. Таким образом, КМ, рассматриваемый с позиции классической теории упругости, не является непрерывной средой, а является средой с распределенной системой некоторых дефектов. Им соответствует система внутренних неучтенных взаимодействий со своей областью взаимодействия.

На рисунке 2 показан эффект увеличения модуля упругости модифицированной матрицы при армировании её нанотрубками.

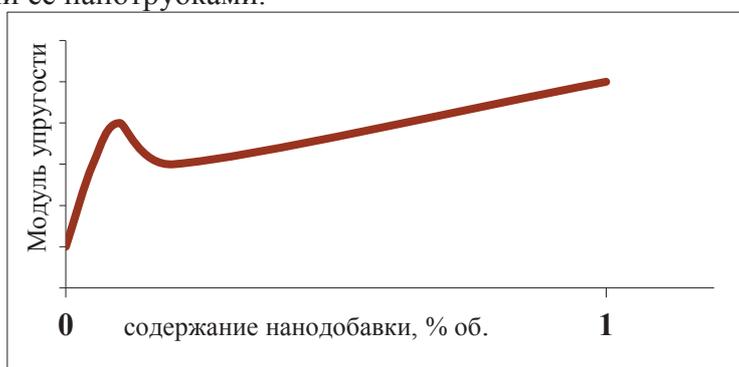


Рисунок 2. Зависимость модуля упругости от содержания нанотрубок

Эффект увеличения модуля упругости при малых содержаниях наноразмерных добавок (менее 0,1 %) объясняется приведенным выше анализом характеристик межфазного слоя. Если по какой-либо причине размер «когезионной зоны», т.е. зоны кристаллизации, значителен и фактически «поглощает» весь материал, то этот факт ведет к резкому повышению модуля упругости в зоне «когезионного» слоя, т.е. во всем материале. В данном случае модуль упругости диктуется модулем жесткой фазы, при этом слабая, мягкая фаза не разгружается, поскольку она вся перекрывается «жесткой» межфазной зоной. Авторы [4] предполагают, что такой упрочняющий эффект следует ожидать только при весьма малом содержании наноразмерных включений, менее 0,1 %. Между тем экспериментального подтверждения такого упрочнения для металлических матриц ранее не приводилось.

Описанная выше концепция моделирования наноматериалов и сред с микроструктурой, предложенная Лурье С.А., Беловым П.А. и др [1-3], является новой и на сегодняшний день не имеет аналогов в России и за рубежом. Сделанные выводы не встречались в работах других авторов и имеют прямое отношение к развитию технологии получения новых материалов.

Материалы и методы исследования

В качестве материала матрицы использовали технический алюминий марки А99 (ГОСТ 11069–2001) в слитках. В качестве упрочняющих частиц использовали наноразмерные частицы нитрида кремния (Si_3N_4), диоксида циркония (ZrO_2), оксида алюминия (Al_2O_3), производства компании ООО «Плазмотерм». Упрочняющие частицы вводили в матрицу в виде порошковой лигатуры, для изготовления которой использовали алюминиевую пудру (ГОСТ 5494-95).

Для введения модифицирующих частиц использовали брикеты, состоящие из механической смеси порошковой лигатуры (алюминиевая пудра + упрочняющие частицы).

Компоненты лигатуры предварительно смешивали в соотношении 3:1 методом мокрого механического смешивания в поле ультразвука на установке УЗДН-2Т при частоте ультразвука 44 кГц в изопропиловом спирте в течение 5 минут, что обеспечивало тщательное перемешивание порошков и дополнительное разрушение агломератов частиц.

Полученную смесь порошков сушили в сушильном шкафу при температуре 60 °С в течение 60 минут. Приготовление брикетов осуществляли односторонним прессованием механической смеси порошков в стальной пресс-форме диаметром 12 мм на гидравлическом прессе, максимальное усилие прессы 50 т. Оптимальное давление прессования, определенное экспериментально, составило 1,5 – 2 т/см². Диапазон отношения высоты (H) и диаметра (D) брикетов составил (0,5 - 0,7):1. Масса брикета составила 1 – 2 г.

С целью функционального распределения частиц в матрице был использован метод центробежного литья. Для обеспечения полного растворения брикетов их вводили в расплав, перегретый на 40 – 50°С выше температуры плавления, и выдерживали 10 – 15 минут при постоянном механическом перемешивании.

Затем расплав заливали в крутящийся ротор с изложницей. Обороты ротора задавались такими, что при радиусе 75 мм давали значения гравитационного коэффициента от 100 до 200 g. После полной остановки ротора отливку извлекали и охлаждали на воздухе до комнатной температуры. Скорость охлаждения составила в среднем 50 град/мин. После охлаждения до комнатной температуры кольцевые отливки разрезали на сегменты. После чего от каждого образца вырезали темплеты на шлифы для изучения микроструктуры. Оставшиеся части сегмента разгибали без нагрева и вырезали образцы для проведения дальнейших исследований механических и эксплуатационных свойств.

Результаты и обсуждения

В результате проведения исследований на растяжение и изгиб образцов была установлена сложная зависимость физико-механических свойств металломатричных КМ от содержания упрочняющих наночастиц.

Результаты исследования механических свойств КМ, полученных с содержанием от 0,005 до 0,050 % об. ZrO₂, Al₂O₃ и Si₃N₄ представлены графически.

Согласно теории Белова-Лурье [3] для каждого материала при введении наночастиц упрочняющей добавки есть два, а иногда и более максимума свойств. Это связано с различными механизмами упрочнения при малых и больших количествах добавок.

При исследовании образцов на определение предела прочности на растяжение был обнаружен перегиб в интервале от 0,02 до 0,05 % по объему всех нанодобавок, как показано на рисунке 3.

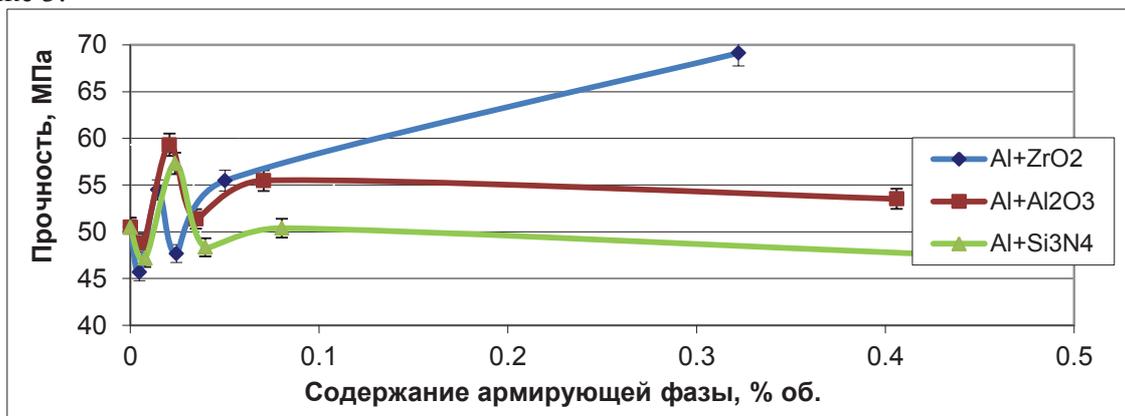


Рисунок 3. Зависимость прочности на растяжение от содержания нанодобавки

Как отмечалось выше, необычные свойства новых КМ в первую очередь следует связывать с особенностями локальных взаимодействий между фазой нановключения и фазой матрицы в окрестности границ контакта фаз. Локальные деформации концентрируются в

краевых зонах около поверхностей раздела фаз с различными свойствами. Они могут во многом определять и макромеханические свойства сред с высокой концентрацией дефектов и неоднородных сред с развитой системой поверхностей раздела.

При малых содержаниях упрочняющих частиц, предполагается что каждая частица ведет себя так, как если бы она была одна в бесконечной среде матрицы, т.е. любыми взаимодействиями между частицами пренебрегают. Упрочнение КМ осуществляется за счет миграции точечных дефектов в объеме кристалла. Также изменение свойств композита объясняется наличием промежуточной фазы на границе контакта включения и матрицы так называемого межфазного слоя. Описанные в литературе результаты исследования изменения характеристик и напряженно-деформированного состояния в межфазной зоне материала показывают, что в приближении к наночастице модули упругости матрицы существенно увеличиваются и должна увеличиваться плотность матрицы. Также описывается существенное увеличение внутренних напряжений в области частиц, что подтверждено в данной работе косвенным путем – наблюдается увеличение межплоскостных расстояний для алюминия.

Дальнейшее увеличение концентрации нанодобавки до 0,03 % по объему приводит к большим искажениям кристаллической решетки, её смещению, что способствует торможению дислокаций и, следовательно, максимальному упрочнению.

При увеличении концентрации выше 0,03% по объему начинается пересыщение материала точечными дефектами, что приводит к снижению свойств материала.

До указанных концентраций частицы располагаются внутри зерна. Увеличение содержания наночастиц приводит к увеличению размеров зерна, поскольку размер частиц существенно меньше размеров критического зародыша, и зерно в процессе роста захватывает новые частицы. При увеличении концентрации частицы начинают залегать не только внутри зерна, но и по границам, тем самым блокируя границы зерен и субзерен.

Т.е. в КМ, упрочненных малым содержанием наноразмерных частиц, одновременно действуют два противоположных механизма упрочнения, что характеризуется сложной зависимостью свойств от содержания: с одной стороны, увеличение точечных дефектов до определенного критического значения приводит к упрочнению, а после пересыщения – к разупрочнению; с другой – увеличение размеров зерна снижает механические свойства, а блокировка границ зерен выделяющимися по ним частицами соответственно повышает прочность.

Представленные далее зависимости имеют аналогичный характер, все имеют максимумы и минимумы свойств.

Зависимости прочностных свойств и модуля упругости при испытаниях на изгиб аналогичны зависимостям, полученным при испытаниях на растяжение. Зависимость прочности на изгиб от содержания армирующих частиц представлена на рисунке 4.

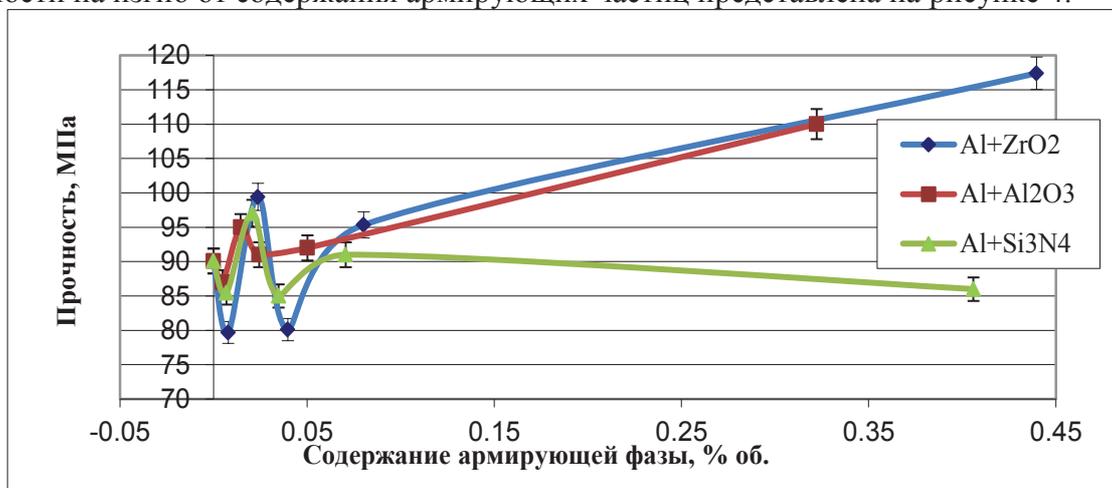


Рисунок 4. Зависимость прочности на изгиб от содержания армирующих наночастиц

Различное поведение кривых после 0,1% по объему определяется характером упрочняющих частиц и их влиянием на межфазный слой. Частицы диоксида циркония сферические, они вносят наименьшее количество дефектов в матрицу, поэтому эффект разупрочнения при пресыщении точечными дефектами существенно меньше, чем эффект упрочнения от стабилизации границы зерна. В то время как для нитрида кремния, частицы которого имеют неправильную форму, количество вносимых дефектов существенно, и соответственно влияние этого фактора также конкурентно с фактором размера зерна.

Что касается оксида алюминия, наночастицы имеют форму близкую к округлой, соответственно два механизма упрочнения действуют одновременно и характер кривой существенно зависит от методов испытания. При испытании на растяжение наблюдается спад, при испытании на изгиб, наоборот, – прирост прочности. Зависимость модуля упругости на изгиб от содержания армирующих частиц представлена на рисунке 5.

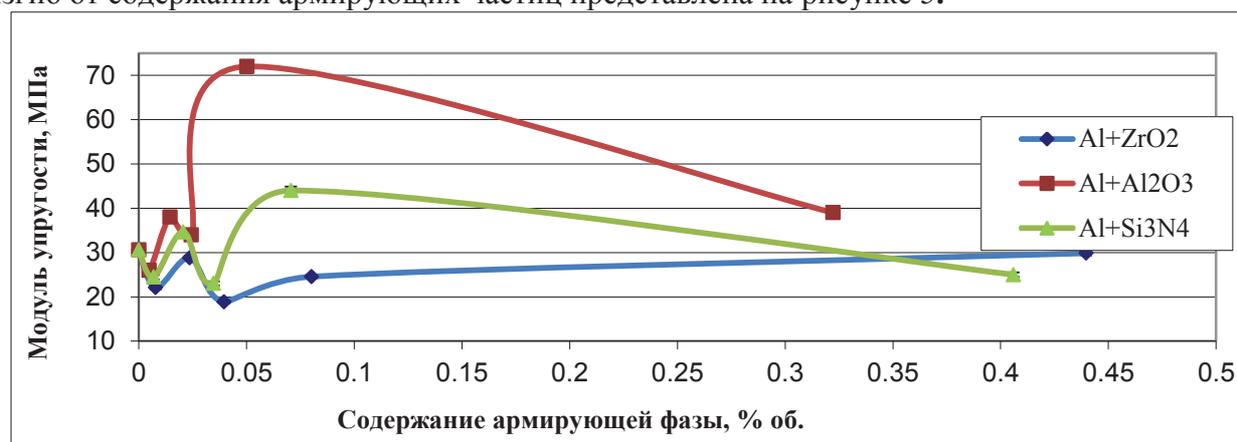


Рисунок 5. Зависимость модуля упругости на изгиб от содержания армирующих наночастиц

Относительное изменение упругих модулей КМ по сравнению с упругими модулями матрицы определяется:

- объемной концентрацией включений;
- отношением модулей матрицы и включений;
- формой включений (существенно зависит от соотношения минимального и максимального размеров включений);
- ориентацией включений (если несферические включения имеют некоторые предпочтительные ориентации, КМ становится анизотропным даже в случае изотропной матрицы);

Значение модуля упругости должно существенно зависеть от абсолютного размера включений при одинаковой объемной концентрации и форме включений, что противоречит классической теории упругости. Этот факт объясняется изменением свойств материала матрицы на контакте включение-матрица. И на первое место выдвигается величина удельной поверхности включений. Таким образом, необходимо проведение тщательного анализа и, возможно, дополнительных экспериментов для обнаружения причины наблюдаемого явления.

Выводы

1. Методом кристаллизации в поле центрифуги получены КМ с алюминиевой матрицей, упрочненной высокодисперсными наноразмерными добавками в количестве, не превышающем 0,5 %.
2. На примере алюминиевой матрицы экспериментально подтверждено теоретическое предположение Белова-Лурье о возможном упрочнении металлической матрицы при армировании частицами, содержание которых не превышает 0,1 %.
3. Определены механические свойства полученных материалов и показано, что при малых

добавках армирующей фазы наблюдается сложная зависимость свойств от содержания упрочняющих частиц с максимумом в интервале 0,01 – 0,03 % в зависимости от свойств упрочняющих частиц.

Литература

1. Анисимов О.В. Технология получения композиционных материалов на основе алюминия, упрочненных наночастицами ZrO_2 и SiC в поле центробежных сил центрифуги: Диссертация канд.техн.наук.– М., 2012.– 131с.
2. Modern Developments in Powder Metallurgy. Ed.: H.Hausner. v. 5, N.Y. – London, “Plenum-Press”, 1971. 494 p.
3. Лурье С.А. Наномеханика композиционных материалов.– М., МАИ, 2011.–162с.
4. Костиков В.И., Еремеева Ж.В., Ниткин Н.М., Шарипзянова Г.Х. Технология композиционных материалов для автомобилестроения и других отраслей техники. М., 2012.– 111с.

Повышение эффективности многокоординатной обработки путем оптимизации компоновки многоосевой станочной системы

д.т.н. Лукина С.В., к.т.н. доц. Иванников С.Н., Манаенков И.В.

Университет машиностроения

(495) 223-05-23, доб. 1451, lukina_sv@mail.ru, ivannikov.51@mail.ru

Аннотация. В статье рассматриваются вопросы оптимизации компоновки многоосевой станочной системы для многокоординатной обработки по различным критериям. Оптимизации компоновок реализованы с использованием системы CAD/CAM/CAE/PDM системы SolidWorks и среды MS Excel.

Ключевые слова: многокритериальная оптимизация, многоосевая обработка, критерий компактности.

Разработка и внедрение новых прогрессивных технологий и оборудования при производстве сложных деталей с криволинейными рабочими поверхностями является необходимым условием развития важнейших фондообразующих отраслей отечественного машиностроения, авиационной и оборонной промышленности.

В отечественном машиностроении производится многоосевое металлообрабатывающее оборудование, использующее специальные методы обработки, способные реализовать технологии «новой волны» с помощью многокоординатного формообразования и нанотехнологичных процессов резания особых материалов лазером, плазмой, электрической дугой. Однако недостаточная эффективность операции МКО является следствием отсутствия комплексного подхода к обеспечению этой операции на стадии технической подготовки производства, что является производственной проблемой [1, 2].

Данная проблема может быть решена путем оптимизации компоновок многоосевых станков. Однокритериальная оптимизация (по критерию точности или по критерию габаритно-массовых характеристик (ГМХ)) не отражает в полной мере реальные производственные потребности и конкурентноспособный уровень станка. Оптимизацию конструкции станочной системы следует вести по интегральному показателю компактности [3, 4].

Под компактностью понимается конструктивное свойство станка обеспечивать требуемый набор технических характеристик при наименьших габаритных параметрах его конструкции. Это достигается на основе синергетических принципов создания станка путем оптимизации габаритных и массово-жесткостных параметров базовых деталей, а также параллельной передачей усилий или применением многопоточной передачи движений; объединением нескольких механизмов в одном; рациональным базированием деталей; применением компактных компонентов в кинематической структуре станка и другими способами (рисунок 1).