A large white and yellow rocket model is displayed on a blue base in front of a building. The rocket has a yellow nose cone and yellow accents on the boosters. The background shows a multi-story brick building and a clear blue sky.

Министерство образования и науки РФ
Правительство Самарской области
Российский фонд фундаментальных исследований
Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева
(Самарский университет)
Технический университет «Фрайбергская горная академия» (ТУ ФГА),
Всероссийский институт авиационных материалов (ВИАМ)
Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого
Национальный исследовательский технологический университет (МИСИС)
Самарский научный центр Российской академии наук

**Процессы пластического деформирования
авиакосмических материалов.
Наука, технология, производство
(«Металлдеформ-2017»)
Тезисы 1-го международного конгресса,
посвященного 75-летию деятельности
СГАУ-Самарского университета**

**4-7 июля 2017 года
г. Самара
(г. Самара, Московское шоссе, 34)**

Оглавление

Предисловие	11
Пленарные доклады:	12
Влияние условий термообработки и прокатки на механические свойства теплой обработки заготовок из сплава AZ31, отлитых в двухвалковый кристаллизатор	12
Термическая обработка алюминиевых сплавов на линиях производства полос	13
Рекристаллизация в алюминивно-магниевых сплавах – новый подход к моделированию	15
Влияние движения инструмента на предельное формоизменение и микроструктурные превращения листовых титановых сплавов при использовании точечной дополнительной обработки	16
Порошковая металлургия наноматериалов	17
Механизмы и величина деформации в методах интенсивной пластической деформации	18
Современный подход к исследованию и контролю текстуры и структурной эволюции алюминиевых сплавов	20
Микроструктура и свойства алюминиевого проката	22
Поглощение энергии в структуре трехслойных панелей металл/полимер/металл	22
Закон влияния начального обратного выдавливания на процесс гидроформовки листа	24
Секция 1. Механика, металлофизика и технологии процессов пластического деформирования	25
Виртуальный прокатный стан Ахенбах – активизация разработки продукта и ввод в эксплуатацию	25
Подход к анализу силовых параметров процесса вытяжки низких коробчатых деталей из анизотропных материалов в изотермических условиях	26
Свободная гибка высокопрочных металлов пуансоном большого радиуса	28
Исследование влияния трения на процесс формообразования при боковом выдавливании в радиальные каналы	30

Влияние процесса производства листов на предельные характеристики формоизменения катанных и термически обработанных заготовок из сплава AZ31, отлитых в двухвалковый кристаллизатор.....	33
Определение необходимого уровня деформируемости с использованием критерия Колмогорова для алюминиевых продуктовых емкостей	35
Расчёт температуры при повторном нагреве и реверсивной прокатке магниевого сплава AZ31 в соответствии с моделью катушки	36
Разработка математической модели прокатки плит в реверсивных станах горячей прокатки	38
Моделирование процесса прессования труб с наружными утолщениями	39
Моделирование прессования сложных алюминиевых профилей с учетом деформации инструмента в ПО QForm Extrusion VX	42
Автоматизация проектирования матричного комплекта в программе QForm и инвариантное масштабирование калибрующих поясков в прессовании тонкостенных алюминиевых профилей.....	42
Новые технологии совмещённой обработки малопластичных сплавов алюминия	43
Моделирование температурного поля при прессовании крупногабаритных прутков из труднодеформируемых алюминиевых сплавов	45
Метод расчёта технологических параметров волочения	47
Разработка методики проектирования крупногабаритных деталей из листового материала методами поперечной и продольной обтяжки	49
Исследование процесса изотермической пневмоковки высокопрочных материалов, подчиняющихся энергетической теории кратковременной ползучести и повреждаемости	52
Основы расчёта процесса формообразования обтяжкой тонких оболочек двойной кривизны	55
Особенности процесса формообразования обтяжкой оболочек выпукло-вогнутой формы	57

Изготовление раскаткой осесимметричных деталей из жаропрочных сплавов.....	59
Способ гибки V-образной детали в штампе с упругими элементами	61
Моделирование процесса штамповки крупногабаритных поковок	64
Применение технологий оптического сканирования и их интеграция в процессы горячей объёмной штамповки.....	66
Исследование влияния модели сопротивления деформации на результаты моделирования штамповки деталей из алюминиевых сплавов	69
Исследование и формирование зоны деформации при резке тонкостенных труб кручением	72
Моделирование технологических методик пластического деформирования.....	74
Оценка влияния тиснения поверхности листовой заготовки на процесс вытяжки цилиндрической детали	76
Исследование и методика расчёта параметров формообразования монолитных панелей в авиастроении	78
Математическое моделирование процессов упругопластического деформирования монолитных панелей для конструкций летательных аппаратов.....	81
Повышение качества изготовления детали «рычаг» с применением программного комплекса DEFORM 2D.....	84
Исследование влияния анизотропии свойств обшивочных листов на процесс обтяжки оболочек двояко-выпуклой формы	85
Секция 2. Материаловедение и термическая обработка деформируемых материалов.....	88
Механическое легирование путём высоконагруженного кручения: системы Cu/Ta и Al-Ga	88
Влияние отжига на скорости заполнения фильеры мини-шестерни при процессе деформирования выдавливанием.....	89
Объяснение связи процесса обработки, микроструктуры и свойств при сфероидизации.....	90
стали X6	90

Взаимодействие деформируемости металлов при лазерной маркировке для создания шаблонов для формирования сетки анализа деформаций высокопрочных сталей.....	91
Влияние сочетания охлаждения и повторного нагрева на изменение микроструктуры микро легированных сталей	92
Модель образования профиля толщины магниевых полос, отлитых в валковый кристаллизатор	93
Исследование влияния термической обработки и деформации на микроструктуру жаропрочного сплава ХН45МВТЮБР (ЭП718)	95
Выявление благоприятных режимов отжига для получения штампованных крыльчаток из жаропрочного сплава	97
Влияние содержания кремния в конструкционных сталях на строение и скорость роста цинкового покрытия	98
Определение параметров активации сваркой зоны контакта пластически деформированных листов сплава Д16 и стали Ст3	99
Новый класс металлических материалов с предельно дефектной, метастабильной структурой и уникальными свойствами.....	102
Исследование влияния кристаллографической текстуры на штампуемость сплавов АМГ5, АМГ6, АМГ10 и Д16	104
Определение термостойкости и комплекса свойств тонких листов сплавов систем Al-Cu-Mn и Al-Mg-Si	105
Пластические зоны у вершины трещины как критерий оценки локального напряжённого состояния при разрушении крупнозернистых и УМЗ материалов с ОЦК и ГЦК решёткой.	106
Оптимизация параметров инжекционного литья с использованием метода Тагучи	110
Применение явления химико-структурной-наследственности для повышения деформируемости бинарных силуминов	112
Исследование реологических свойств смазочных материалов для их дальнейшей интеграции в систему дозирования	115
Свойства газодинамически распылённых порошков нержавеющей и жаропрочных сплавов для изготовления деталей сложной формы	117

Теоретические исследования влияния свойств материалов и геометрических размеров заготовки на процесс резки тонкостенных труб кручением	119
Исследование способа электроконтактной обработки труб из стали 08X18H10T	123
Моделирование и прогнозирование структуры и физических свойств кристаллических веществ и материалов	126
Секция 3. Наноструктурирование материалов и интенсивное пластическое деформирование	128
Аспекты обработки металлов давлением при интенсивном пластическом деформировании сплавов с эффектом памяти формы системы Ti-Ni с использованием устройства MaxStrain device	128
Фрикционная обработка металлических поверхностей с одновременным нанесением наноструктурных покрытий	129
Технические идеи применения интенсивной знакопеременной деформации для развития процесса прокатки плит	132
Исследование тонкой структуры и энергодисперсионный элементный микроанализ наноразмерных структурных составляющих цинкового покрытия на сталях с различным содержанием кремния	134
Термодинамика разрыва состояния наноструктур металлов за пределом пластического деформирования	136
Методика построения пластического потенциала для представительного объема порошкового материала	139
Изготовление постоянных магнитов из сплавов системы Fe-Cr-Co в режиме сверхпластичности	142
Сверхпластическая формовка полых конструкций из ультрамелкозернистых листов титанового сплава ВТ6	144
Получение и исследование свойств наноструктурных ионно-плазменных покрытий (TiAlSi)N из многокомпонентных СВС-прессованных катодов	147
Приложение теории температурного анализа для определения параметров интенсивности деформирования алюминиевых сплавов	149

Разработка технологии получения термостойких материалов никросил и нисил с использованием экструзии металлических порошков	152
Разработка нового технологического процесса получения алюминиевых полуфабрикатов электротехнического назначения методом интенсивной пластической деформации.....	155
Исследование влияния параметров процесса на утонение при сверхпластичном формовании деталей из сплава АМГ6	157
Разработка установки для сверхпластичного формования алюминиевых сплавов	159
Взаимодействие пористой МАХ-фазы карбосилицида титана с расплавом никеля в условиях процесса СВС	161
Секция 4. Высокоэнергетические процессы обработки металлов давлением	165
Зависимость временных характеристик воспламенения нанопорошков железа на воздухе от времени пассивации	165
Самораспространяющийся высокотемпературный синтез МАХ- фазы с бором.....	167
Синтез интерметаллического жаропрочного материала на основе алюминиды титана в режиме горения из оксидного сырья.....	170
Комбинированное магнитно-импульсное компактирование порошковых материалов	172
Влияние магнитно-импульсной обработки на объём повреждаемости материалов деталей летательных аппаратов..	172
Многосменные силоприводы из материала с памятью формы и их характеристики.....	174
Технологические схемы гибридных и комбинированных операций в машиностроении и металлургии	176
Автоволновой синтез твёрдых растворов: $Al_2O_3-Cr_2O_3$ для использования в авиационном двигателестроении	178
Анализ возможности синтеза нитридных композиций $TiN-BN$, $AlN-BN$ и Si_3N_4-TiN по азидной технологии СВС.....	180
Исследование кинетики полёта и деформирования пакета при сварке взрывом.....	185
Влияние ультразвука на формирование соединения меди с алюминием при сварке взрывом	187

Армирование сплава Al-5%Cu наночастицами карбида титана методом СВС в расплаве	189
Использование хроматов кальция для синтеза карбидов и боридов хрома методом СВС-металлургии	192
Штамп для эласто-магнитно-импульсной штамповки и опыт его эксплуатации	194
Интенсификация процесса бесслитковой прокатки за счёт воздействия импульсных магнитных полей на расплав	196
Синтез литых полиметаллических сплавов на основе Co, Ni и высокоэнтропийных сплавов для последующей переработки и применения в авиационном двигателестроении	198
Теоретический анализ процесса пассивации пиррофорных порошков (влияние основных параметров).....	201
Формование изделий из порошков неорганических соединений в режиме горения и высокотемпературного деформирования	203
Упрочнение литых свинцово-цинковых штампов за счёт армирования углетканью и интенсификации её пропитки расплавом под действием импульсного магнитного поля.....	205
Межфазное взаимодействие в порошковых твёрдых сплавах системы Cr ₃ C ₂ -Ti, полученных взрывным прессованием.....	206
Изменение механических и технологических свойств литого металла в результате магнитно-импульсной обработки расплавов	209
Особенности магнитно-импульсных установок для обеспечения необходимых технологических параметров нагружения	211
Синтез литых композиционных материалов методами СВС – металлургии	212
Получение дисперсных биметаллических материалов на основе благородных металлов в автоклавных условиях	215
Секция 5. Технологии композиционных материалов.....	218
Слоистые металлополимерные композиционные материалы и конструкции на их основе	218
Исследование двух способов изготовления труб из композиционных материалов в коррозионно-стойком исполнении	219

Моделирование процесса постановки вкладыша в отверстие трёхслойной конструкции с помощью программного комплекса DEFORM	220
Математическое моделирование процесса горячей экструзии композиционных порошковых материалов на основе алюминия	222
Исследование процесса получения дисперсно-упрочнённого композита при модифицировании нанопорошковыми псевдолигатурами алюминиевого сплава А7	225
Получение нанопорошковых псевдолигатур Cu-AlN для модифицирования алюминиевых сплавов	226
Разработка и исследование технологии раскроя листовых волокнистых композиционных материалов гибко-лезвийным инструментом	227
Алюмоматричные композиты, армированные наночастицами AlN марки СВС-Аз	229
Секция 6. Проблемы производства авиакосмических материалов и композитов.....	232
Соединение металлов давлением и селективное лазерное плавление для создания легких конструкций аэрокосмической техники.....	232
Корреляционный анализ изображения шероховатости поверхности.....	233
Исследование параметров технологического цикла выглаживания на шероховатость обработанной поверхности..	233
Испытания наружных цилиндрических поверхностей деталей автомобиля после обработки широким выглаживанием	235
Исследование стойкости инструментов при ППД широким выглаживанием без применения СОТС.....	236
Формирование механических свойств деталей ответственного назначения	237
Результаты экспериментов и моделирования стеснённого изгиба криволинейных бортов листовых деталей эластомером.....	239
Управление производством авиакосмических материалов с использованием механизма квотирования	241

Интенсификация методов раскроя листовых деталей давлением полиуретана в условиях производства.....	246
Формирование графической базы данных для технологических САПР производства компрессорных лопаток авиационных двигателей.....	248
Совершенствование технологического процесса многономенклатурного производства на основе имитационного моделирования гибких производственных линий в цехе	251
Исследование и разработка технологического процесса гибки эластомером прямолинейных листовых деталей со сжатием бортов.....	254
Исследование влияния режимов обработки при алмазном выглаживании образцов из стали 15X12H2MVФAB-III на распределение микротвёрдости в поверхностном слое	257
Разработка модели разрушения материала при стружкообразовании для условий лезвийной обработки	259
Литература.....	261
Повышение качества листовых деталей при вырубке давлением полиуретана	261
Перспективы развития производства композиционных материалов в России	264
Повышение энергетической эффективности литейного производства путём выбора объёмов выпуска заготовок и последовательности модернизации производственных процессов	265
Исследование влияния структурных составляющих на эксплуатационные свойства упорядоченных плазменных теплозащитных покрытий	267



Предисловие

Повышение весовой эффективности, ресурса и надёжности аэрокосмической техники во многом определяется структурой и свойствами конструкционных материалов и изделий, получаемых методами обработки металлов давлением. Именно большие пластические деформации в сочетании с температурой формируют кристаллографию структуры, физико-механические и деформационные свойства заготовок, что определяет их дальнейшее поведение при пластическом формообразовании деталей и эксплуатации элементов конструкций.

В связи с этим в ходе работы конгресса были рассмотрены современные подходы к развитию теории пластичности, технологий моделирования и управления структуро- и текстурообразованием в процессах деформации и термической обработки, а также явления сверхпластичности и магнитно-импульсной обработки металлов.

В настоящем сборнике представлены материалы по проблемам создания, производства и эксплуатации композиционных материалов.

Мы надеемся, что обмен опытом, новыми идеями, результатами научных исследований и их промышленной реализации будут способствовать достижению нового уровня производства материалов и изделий, отвечающих требованиям шестого технологического уклада в мировой экономике.

Организация конгресса реализуется под патронажем Губернатора Самарской области Н.И.Меркушкина

Заведующий кафедрой обработки металлов давлением, академик РАН, д.т.н. профессор Ф.В.Гречников

Директор Института металлургии Технологического университета «Фрайбергская горная академия» Р.Кавалла

Пленарные доклады:

Влияние условий термообработки и прокатки на механические свойства теплой обработки заготовок из сплава AZ31, отлитых в двухвалковый кристаллизатор

Берге Ф., Хенселер Т., Ульман М.,
Крбетчек Л., Кавалла Р.

ТУ Фрайбергская горная академия
e-mail: franz.berge@imf.tu-freiberg.de

(Influence of heat-treatment and rolling conditions on the mechanical warm forming properties of twin-roll cast AZ31, Berge F., Henseler T., Ullmann M., Krbetschek C. and Kawalla R., Technical University Bergakademie Freiberg, Institute of Metal)

Magnesium sheets are used for extensive applications in the automotive sector. In contrast to conventional magnesium processing routes like slab rolling, twin-roll casting is a cost-efficient production process for magnesium sheets. The previous research strategy is the optimization of the thermomechanical treatment of magnesium alloys resulting in excellent mechanical properties for the component design. However, the previously determined results at room temperature cannot be correlated with the warm forming behaviour during the part production. This is due to different deformation mechanisms, which are active at various temperatures. For TRC, there is a lack of knowledge about the influence of previous heat-treatment and rolling on the final mechanical properties at high temperatures.

This article investigates the influence of heat-treatment and rolling conditions on the mechanical properties at deformation temperatures of 20 °C and 300 °C. Therefore, special rolling tests were performed on a SACK roll stand. Tensile specimens with 80 mm gauge length were manufactured out of the final material. The tensile tests were performed on an electromechanical test machine AG100 (Shimadzu).

It can be seen, that previous heat-treatment and rolling conditions can influence the mechanical properties under tensile loading at different deformation temperatures. Therefore, a better formability can be achieved by the specific selection of parameters during the sheet

production process. This was demonstrated on the basis of uniaxial tensile tests under warm forming conditions as well as microstructural investigations.

Термическая обработка алюминиевых сплавов на линиях производства полос

Брюль Ф., Шэфер М., Сассе С.

SMS group

e-mail: caesar.sasse@sms-group.com

(Thermal Treatment of Aluminum-Alloys in Strip Processing Lines, Brühl F., Schäfer M., Sasse C., SMS group, Germany)

For many years now the use of aluminum as a light weight construction material in the aerospace as well in the aviation and automotive industry is on the rise. Without the innovative aluminum materials the strategies of constructing in light-weight design cannot be implemented. Last but not least this trend is driven by official requirements directing the reduction of greenhouse gas emissions. Aluminum is used both for structural components as well as for external body parts.

Aluminum products for these industries have to undergo a production process which includes homogenizing of the ingots, hot rolling and cold rolling. Subsequent to the cold rolling process, the aluminum sheets have to undergo a heat treatment process to regain formability as well as the required material strength (fig.1).

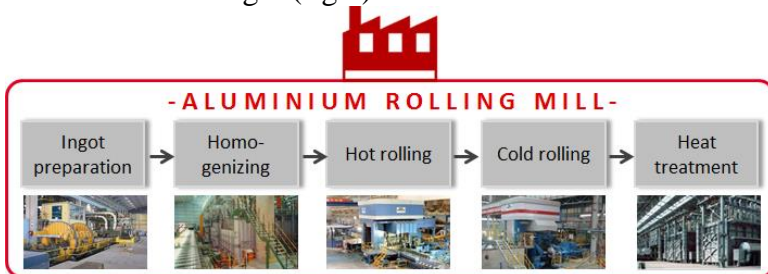


Fig.1 - Typical process route for HT aluminum alloys

The material properties required by the automotive, aerospace and aviation industries are achieved in the annealing furnace and downstream cooling equipment. Equal and well-aimed heating and cooling along the length and across the width provide the strips with the

metallurgical properties with regard to hardness and grain size. Hence the annealing furnace and the downstream cooling equipment are the decisive process components and critical for the high quality of the end material. First the material is heated up to a temperature above 500 °C for the solution heat treatment process. The following process step foresees cooling down the material to ambient temperature. Especially 6xxx automotive-alloys as well as 2xxx and 7xxx aerospace-alloys require high cooling rates. Eventually, the material gets heated up again for a certain time to apply an artificial aging process (fig.2).

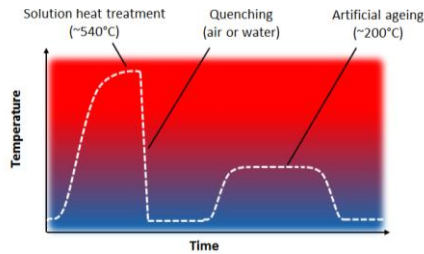


Fig.2 - Typical heat treatment process of AlMgSi (6xxx Series)

Besides the heat treatment process further treatment processes are necessary to produce a finished HT aluminum sheet. After the solution annealing and cooling process, some alloys pass through a tension leveler to improve the required strip flatness. In the following spray cleaning process the remaining surface impurities will be removed and the strip surface will be activated. Subsequently, a chemical coating is precisely applied onto the strip surface by a vertical or horizontal roll coater. These processes can take place separately in different or combined in a heat- and chemical treatment Line, which can provide financial benefits (fig.3).



Fig.3 - Process route in a heat and chemical treatment line to produce HT alloys

In the SMS group floatation heat treatment furnace the strip is guided sinusoidal and contactless by floatation nozzles through the furnace.

The strip is heated up and kept at the required strip temperatures in time, so the aluminum-alloy obtains their structure. The cooling process with high cooling rates is executed as a combination of water and air cooling. A mathematical model calculates the necessary settings for the annealing and cooling process under consideration of the mechanical properties.

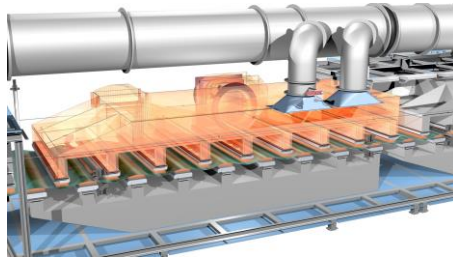


Fig. 4 - Floatation annealing furnace

In the floatation annealing furnace (fig.4) and the downstream cooling equipment the strip is guided contactless. Paper and presentation will introduce the furnace technology for aluminum strips by the SMS group. Especially, the heat treatment facilities for heat and chemical treatment lines will be presented. It will especially emphasize on heat treatment cycles, the materials and the applications.

Рекристаллизация в алюминиево-магниево-сплавов – новый подход к моделированию

Букен Х., Козечник Э.

TU Вены, MatCalc Engineering GmbH

e-mail: heinrich.buken@tuwien.ac.at

(Recrystallization in Al- Mg alloys – A new modelling approach,

Buken H. and Kozeschnik E., Institute of Materials Science and Technology, TU Wien, MatCalc Engineering GmbH)

In conventional processing of structural metals, complex sequences of thermo-mechanical treatments are often carried out to achieve a microstructure with the desired mechanical-technological properties. In this process, physical mechanisms, such as, recrystallization and grain growth, can occur, which represent efficient mechanisms determining the resulting grain size and thus the strength and toughness of the final product. On one hand, Mg-alloyed Aluminum, Mg atoms can

potentially retard recrystallization kinetics, since they exert a remarkable solute drag on the moving grain boundary, both, during recrystallization and grain growth. On the other hand, Mg atoms are also capable of accelerating recrystallization kinetics, due to their interaction with dislocations and the modified generation characteristics in the dislocation density evolution during deformation. In this contribution, we formulate a physical recrystallization model, which accounts for the solute drag impact of Mg in Al and the impact of Mg on the dislocation evolution. We test the model on numerous experiments on static recrystallization from literature, where excellent agreement is observed, both, qualitatively and quantitatively.

***Влияние движения инструмента на предельное
формоизменение и микроструктурные превращения
листовых титановых сплавов при использовании
точечной дополнительной обработки***

Дженг К.-П., Сюю Ф., Гречников Ф.В., Ерисов Я.А.
*Национальный университет Формозы, Самарский
университет*

e-mail: cpjiang@nfu.edu.tw

**(Effect of Tool Path on Forming Limit and Microstructure
Evolution of Titanium Alloy Sheet using Single-Point Incremental
Forming Technology, Jiang C.-P., Sue Y.-L., Grechnikov F., Erisov
Y., National Formosa University, Samara University)**

The purpose of this study is to investigate the effect of tool path on forming limit of Grade 2 titanium alloy sheet with a thickness of 0.3 mm using single-point incremental forming (SPIF). The specimen is annealed to obtain different average grain size and carry out the tensile test to analyze the grain size effect on mechanical properties. No Lubricant is used in SPIF process. Tool paths consist of stepped, contoured and helical to make a pyramidal shape with a base dimension of 60×60 mm. Forming limit is evaluated by measuring the maximal wall angle of pyramidal shape. Spindle drawing speed and feeding rate are in a range of 500 to 1000 m/min and 0.02 to 0.1 mm/s, respectively. Experimental results show that specimen underwent annealing treatment with a temperature of 500°C can have the maximal elongation and

ductility. Helical tool path can generate the maximal forming limit of 67° of pyramidal shape while the spindle drawing speed and feeding rate are 800 m/min and 0.1 mm/s. No crack can be found on the surface of final product. Optical images represents the occurrence of grain refinement and the hardness of refined grain is 164.39 ± 15.2 MPa which is higher than that of original grain (90.04 ± 11.9 MPa).

Порошковая металлургия наноматериалов

Алымов М.И.

ИСМАН

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт структурной макрокинетики и проблем
материаловедения Российской академии наук
e-mail: alymov@ism.ac.ru

Многие проблемы создания материалов с заданными свойствами могут быть успешно решены методами порошковой металлургии, первое сообщение о которой опубликовано в 1827 г. П.Г. Соболевским. В 1920 г. А. Гриффитс впервые предсказал возможность значительно увеличить прочность за счет уменьшения размера зерна: «Можно поднять точку предела текучести материала путем его «измельчения», пока не будет достигнута теоретическая прочность». Значительный импульс получили исследования малоразмерных объектов для создания материалов по принципу «снизу вверх» после лекции Р. Фейнмана в 1959 г. "Внизу полно места: приглашение войти в новый мир физики". В 1981 г. Г. Гляйтер показал возможность создания консолидацией нанопорошков материалов с размерами зерен менее 100 нм.

Результаты исследований, показывают возможность получения длинномерных изделий из композиционных керамических наноматериалов методом СВС-экструзии, сочетающего процесс горения исходных компонент экзотермической смеси и высокотемпературного деформирования продуктов горения.

К настоящему времени разработаны методы порошковой металлургии получения материалов в виде порошков, высокоплотных материалов, материалов с заданной пористостью,

покрытий с уникальными свойствами. Определены факторы, влияющие на свойства нанопорошков, полученных разными методами. Получены сведения об особенностях структуры нанокристаллических материалов (размер зерен, значительная доля границ раздела и их состояние, пористость и другие дефекты структуры), определяющихся методами их получения и оказывающих существенное влияние на их свойства. Разработаны модели спекания порошковых наноматериалов. Определены перспективные области применения консолидированных порошковых наноматериалов.

Наноматериалы используются в виде порошков, покрытий и объемных материалов. В докладе основное внимание уделено технологиям порошковой металлургии синтеза нанопорошков и консолидированных материалов на их основе. Рассматриваются перспективные области применения консолидированных порошковых металлических, керамических и композиционных наноматериалов.

«Исследование выполнено за счет гранта РФФИ (проект № 16-13-00013)».

Механизмы и величина деформации в методах интенсивной пластической деформации

Утяшев Ф.З., Валиев Р.З.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН,
e-mail: ufz1947@mail.ru

Научно-исследовательский институт перспективных материалов при УГАТУ,
e-mail: rzvaliev@mail.ru

Для получения наноструктурных металлов применяют методы интенсивной пластической деформации (ИПД) [1]. Словосочетание – интенсивная деформация, в механике сплошных сред и в теории обработки давлением означает определенную скалярную меру упругой или пластической деформации материальной точки, учитывающую вклад различных компонент тензора деформации. Немонотонное деформирование, присущее всем методам ИПД, оказывает комплексное воздействие различных механизмов (мод)

деформаций на кристаллические материалы, приводящее к формированию сильно измельченных зерен.

Впервые на ключевую особенность методов ИПД – немонотонность процесса деформирования, обратили внимание авторы [2] и дали качественное физико-механическое объяснение влияния этого фактора на структурные изменения в металлических материалах.

Авторы данной работы поставили задачи: определить роль различных механизмов деформации при ИПД и количественно оценить их вклады в накопленную деформацию на примере одного из распространенных методов ИПД – равноканального углового прессования (РКУП). Для решения этих задач использованы элементы тензорно-векторного анализа процесса деформации с позиций механики сплошных сред, а также элементы физического представления деформации, как потока линейных дефектов в поле внешних напряжений.

Показано, что для методов ИПД традиционная оценка величины деформации на базе тензорного анализа существенно затруднена. Предложен новый подход определения накопленной деформации на основе анализа векторного поля скоростей материальных точек, осуществляющих деформационный массоперенос. Полученные результаты выявили, что немонотонное деформирование при РКУП за счет ротационной составляющей деформации приводит к намного большей степени деформации в каждом её цикле, чем методы монотонной деформации. Поэтому за несколько циклов РКУП достигается равномерное накопление деформации и формирование однородной наноструктуры в образце. Методы монотонной деформации, не приводят к такому результату из-за однонаправленности вытяжки образца, вследствие которой происходит значительное уменьшение поперечного сечения образца и образование микрополосовой структуры.

Литература:

1. *Валиев Р.З., Александров И.В.* Объемные наноструктурные металлические материалы: структура и свойства. ИКЦ «Академкнига», Москва. 2007.– 398 с.

2. *Кайбышев О.А., Ф.З. Утяшев.* Сверхпластичность, измельчение структуры и обработка труднодеформируемых сплавов. М. «Наука», 2002.– 438 с.

Современный подход к исследованию и контролю текстуры и структурной эволюции алюминиевых сплавов

Арышенский В.Ю.

Самарский университет, Арконик-Самара

e-mail: m.tepterev@gmail.com

Разработка теории пластичности поликристаллических тел является актуальной проблемой. Данная теория должна, учитывая анизотропию кристаллитов, составляющих поликристаллическое тело, позволить разработать формулы для расчета формирования текстуры, т.е. найти правило пересчета материального тензора четвертого рода связывающего напряжения и деформации после термомеханической обработки.

Известно, что в настоящее время существуют два подхода к исследованию текстурообразования и формирования анизотропии – феноменологический и кристаллографический. Совмещение данных подходов позволяет получать хорошие результаты. Основные положения модели формирования текстуры на основе такого совмещения состоят в следующем.

Принимается гипотеза о пропорциональности упругих и пластических девиаторов напряжений и деформаций. Условие пластичности и, следовательно, связь напряжений и деформаций в случае принятия данной гипотезы зависит от показателей поперечной деформации. В свою очередь показатели поперечной деформации зависят от ориентировки кристаллитов. Для расчета эволюции ориентировок кристаллитов, их пластическая деформация представляется как результат скольжения одноименных атомных плоскостей кристалла относительно друг друга. Основой расчета является понятие системы скольжения как совокупности кристаллографической плоскости и направления скольжения. Для определения активных систем скольжения применяются принцип минимума энергии, предложенный Тейлором.

Для того чтобы, каждый кристаллит претерпел деформацию, соответствующую макроскопической деформации образца, сдвиг по системам скольжения дополняется поворотом кристаллической решетки. Макроскопическая деформация определяется исходя из численного решения уравнений равновесия и условия не сжимаемости при граничных условиях, соответствующих данному процессу обработки металла давлением. Расчет проводится в виде итераций, первоначально макроскопическая деформация образца рассчитывается исходя из изотропной зависимости напряжений от величины деформации и скорости деформации. На основе полученного распределения деформация для каждого кристаллита рассчитывается новая кристаллографическая ориентация. Новая кристаллографическая ориентация приводит к изменению показателей поперечной деформации и, в следствии этого, к новому соотношению между напряжениями и деформациями, используя которое проводится решение упомянутых уравнений, описывающих процесс обработки давлением. Итерационный процесс продолжается до достижения сходимости по изменению ориентировок кристаллитов.

При использовании модели для моделирования формирования текстуры образца в процессе обработки металла давлением в качестве исходных данных используется множество ориентировок кристаллитов, выраженных через углы Эйлера. Данный набор ориентировок может быть получен в результате анализа Функции Распределения Ориентировок(ФРО) исходной заготовки полученной опытным путем, или моделированием заданной ориентировки с использованием генератора случайных чисел. В результате моделирования по известной ФРО заготовки получается ФРО готового изделия.

Проверка модели осуществлялась для холодной прокатки алюминия и его сплавов. Сравнение ФРО полученной исследованием холоднокатаных образцов сплава 3104 и расчетом по предложенной модели показало, что модель адекватно отражает рост текстур деформации.

Микроструктура и свойства алюминиевого проката

Хирш Ю.

Hydro Aluminium Rolled Products GmbH

e-mail: juergen.hirsch@hydro.com

**(Microstructure and Properties of Rolled Aluminium, J.Hirsch ,
Hydro Aluminium Rolled Products GmbH)**

The microstructure evolution of Aluminium alloys during rolling and processing of sheet is described. Examples are given for the through-process evolution of microstructures and properties of typical Al-Mg-Mn and Al-Mg-Si sheet, including DC ingot casting, pre-heating and homogenization, hot and cold rolling, final annealing (e.g. coating). Simulation is applied to monitor and predict specific material properties, like flow stress and final strength and for the related microstructure and texture evolution during hot/cold rolling and annealing. The influence of critical material parameters and process variations is analyzed through the sheet production process down to the final properties. The results of newly developed physically based quantitative descriptions and computer assisted evaluation methods are shown and their impact on the quality of products. These are the new methods of “Through Process Modelling” (TPM) and “Integrated Computational Materials Engineering” (ICME) that have been developed and are being applied to support industrial product and process development, enhance fabrication and R&D efficiency, manufacturing flexibility, improve equipment design and quality control.

Поглощение энергии в структуре трехслойных панелей металл/полимер/металл

Хармс В., Хархаш М., Каррадо А, Палковски Х.

ТУ Клаусталь

e-mail: heinz.palkowski@tu-clausthal.de

(Energy Absorption Behavior of Metal/Polymer/Metal Sandwich Structures, Harms V., Harhash M., Carrado A. and Palkowski H., Clausthal University of Technology)

The aim of this work is to investigate the energy absorbing behavior of metal/polymer/metal (MPM) sandwich structures for subsequent application as a crashbox in the automotive sector. The advantages of

using MPM-structures are not only good damping properties but also reduced weight. It is expected that the MPM crash elements can exhibit comparable or even better specific absorbed energy (SAE) values respect to traditional materials based on the volume fraction of the polymeric core.

Double hat crashboxes, consisting of two joint single hat profiles, were produced at the department facilities. The MPM sandwiches with varying skin/core layers materials and thicknesses are fabricated by roll-bonding using an adhesive agent, shaped to hat profiles by bending and connected to a crashbox with the inner dimensions $75 \times 75 \text{ mm}^2$ and a length of 300 mm. To avoid cracking of the outer skin sheet different bending radii were used namely 3, 6 and 10 mm for the different MPM thicknesses. Sandwiches with different thickness ratio of the polymer core and the metal skin were tested quasi-statically and dynamically. With the quasi-static testing, the folding and the collapse mechanism were investigated. Double hat profiles collapse mostly in a progressive buckling mechanism with asymmetric folding patterns. These results were confirmed with dynamic tests. Furthermore, dimensional effects were observed: with increasing thickness of the structure, the stiffness increases, lifting the level of the mean crash force and the absorbed energy, as well. Delamination effects between the different layers of the sandwiches in the dynamic test were not observed. Some cracks arise in the thin metal skin at the sharp edges from folds. The joining strength was high enough to resist the applied crash energy.

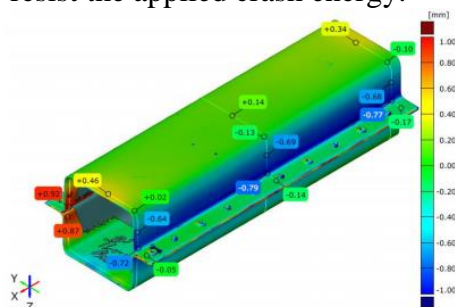


Fig.1

Закон влияния начального обратного выдавливания на процесс гидроформовки листа

Ланг Л., Жанг К.

Пекинский Университет, Пекин, Китай

e-mail: lang@buaa.edu.cn

**(Influence Law of Initial Reverse Bulging on Sheet
Hydroforming Process, Lang L., Zhang Q., Beihang University,
Beijing, China)**

In order to investigating the effect of the combination of two technological parameters such as the initial bulging height and the initial bulging pressure on the sheet, the sheet hydroforming process was studied. Firstly, by using the method of numerical simulation, the sheet hydroforming process with and without the initial bulging were discussed; Secondly, the effect of both the initial bulging height and the initial bulging pressure which were based on the hydroforming with the initial bulging on the forming of the part was studied; Thirdly, the result of the simulation was verified in the experiment. It was found that when the initial bulging height is 3.75mm and the initial bulging pressure is 2MPa, the maximum thinning ratio of the sheet is 4.803% at the end of the sheet hydroforming process. According to the hydroforming process without the initial bulging factors, the maximum thinning ratio is 5.123%. It can be found that the initial bulging factors play a key role in the sheet hydroforming process. The maximum thinning ratio of the wall thickness can be decreased effectively by the appropriate initial bulging height and bulging pressure, and the forming limit can also be improved at the same time. The results of numerical simulation have a reasonable agreement with the experimental results.

Секция 1. Механика, металлофизика и технологии процессов пластического деформирования

Виртуальный прокатный стан Ахенбах – активизация разработки продукта и ввод в эксплуатацию

Файст Р., М.Клинков.

Achenbach Buschhütten GmbH & Co. KG

e-mail: M.Klinkov@achenbach.de

Компания Ахенбах является производителем высоко-классных прокатных станков и оборудования для производства продуктов плоского проката. Для того что бы выполнить технологические требования своих заказчиков, компанией Ахенбах разработан широкий спектр решений для конкретных задач. К таким задачам в частности относится управление параметрами качества полосы: толщиной и плоскостностью.

Увеличение вычислительной мощности промышленных компьютеров дало возможность для внедрения более сложных алгоритмов управления на основе моделей, что привело к значительному улучшению качества полосы. Кроме того, это дало толчок для развития комплексной математической модели прокатного стана.

Данная статья описывает обобщенный виртуальный прокатный стан компании Ахенбах, который представляет собой цифровое изображение процесса прокатки в целом и поведение основных исполнительных механизмов процесса в деталях. Поведение приводов, натяжение полосы проката а также процессы происходящие в зазоре моделируется в мульти-переменной среде в режиме реального времени. В той же среде система управления "OPTIROLLi3®" с прогнозирующими моделями, взаимодействует с виртуальной машиной обеспечивая программно-аппаратное моделирование (ПАМ). Данная архитектура "виртуального

прокатного стана" позволяет как тестировать различные проблемы возникающие в процессе проката, максимально приближенных к реальности и без производства скрапа, так и разрабатывать новые решения для систем управления процессом. Некоторые результаты моделирования будут представлены для большей ясности.

***Подход к анализу силовых параметров процесса
вытяжки низких коробчатых деталей из
анизотропных материалов в изотермических условиях***

Бессмертная Ю.В., Ларин С.Н., Малышев А.Н.

Тульский государственный университет

mpf-tula@rambler.ru

Вытяжка изделий коробчатых форм является одним из сложнореализуемых процессов листовой штамповки. В связи со сложным характером течения деформируемого материала технологические расчеты форм заготовок и переходов вытяжки, кинематики, напряжений, сил затруднительны. В производстве при проектировании технологических процессов обычно руководствуются данными и рекомендациями технологической практики. Далее рассмотрим процессы вытяжки низких изделий коробчатых форм. Они штампуются, как правило, за одну операцию. Прямоугольные коробчатые детали вытягивают из заготовок, форма которых зависит от относительных размеров деталей, в том числе от величины угловых радиусов. Как сказано ранее, в зависимости от этого могут быть использованы овальные заготовки с прямыми сторонами и прямоугольные со срезанными угловыми элементами.

В технологии вытяжки коробчатых деталей с малыми угловыми радиусами используют заготовки упрощенной формы – прямоугольник со срезанными углами. При этом угловые части заготовки рассматривают по коэффициенту угловой вытяжки, а прямые – по разверткам сторон детали [1-3].

Расчетная схема операции показана на рисунке 1. Принятое разрывное поле скоростей состоит из жестких зон у прямых сторон внутреннего контура фланца и угловых зон деформаций. Линии разрыва – прямые, соединяющие точки сопряжения угловых и

прямых участков внутреннего контура фланца с угловыми точками его внешнего контура.

В зонах деформаций перемещения радиальные, а в жестких – по нормальям к контуру матрицы. Из эмпирического расчета заготовки известны все линейные и угловые размеры заготовки и поля.

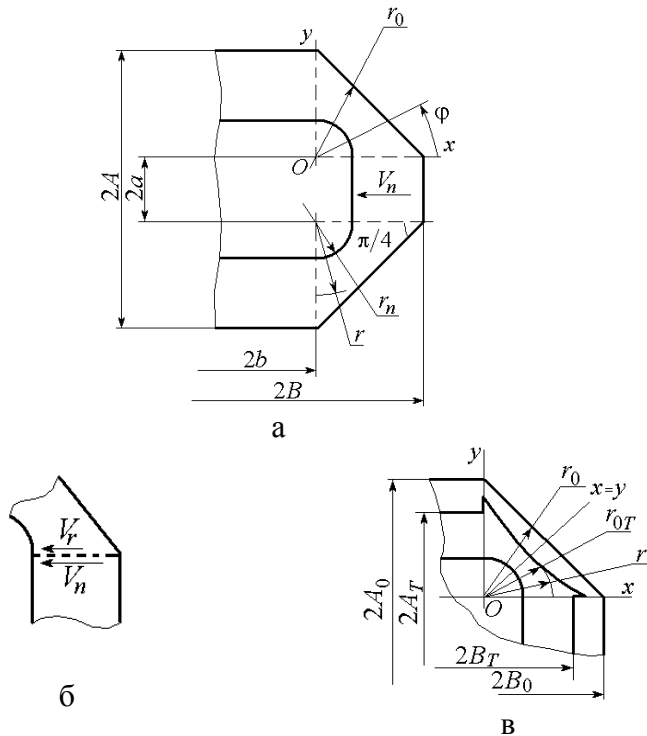


Рис. 1 - Вытяжка прямоугольной коробки с малыми угловыми радиусами: а - заготовка и поле скоростей; б - план скоростей на линии разрыва; в - схема перемещения фланца

Для того, чтобы выполнить оценку силы вытяжки, необходимо соотношения для внутренних мощностей, мощностей на линиях разрыва и мощности трения внести в энергетическое неравенство

$$PV_n \leq W_{вн} + W_p + W_{тр}.$$

Силовые режимы процесса изотермической вытяжки низких коробчатых деталей с малыми угловыми радиусами из прямоугольной листовой заготовки со срезанными углами

исследовались в зависимости от анизотропии механических свойств листовой заготовки, скорости перемещения пуансона V_n , условий трения на контактной поверхности рабочего инструмента и заготовки и давления прижима q на силовые режимы процесса.

Работа выполнена в рамках гранта РФФИ № 16-38-00082 мол_а, № 14-08-00066 а.

Свободная гибка высокопрочных металлов пуансоном большого радиуса

Ворков В.А.

Лёвенский университет (KU Leuven)

e-mail: vitalii.vorkov@kuleuven.be

Воздушная или свободная гибка остаётся одной из самых популярных формовочных технологий для листового материала. Этот формовочный процесс является популярным из-за своей универсальности, так как с одним набором оснастки могут быть получены различные углы. Свободная гибка с малым радиусом пуансона является стандартным методом формовки, который описывается традиционным трехточечным изгибом. Если же гибка листа производится пуансоном большого радиуса, то процесс гибки значительно отличается от трехточечной схемы из-за наличия эффекта разрыва контактной поверхности (см. Рис. 1). В этом случае более подходящей схемой для представления процесса является четырехточечный изгиб.

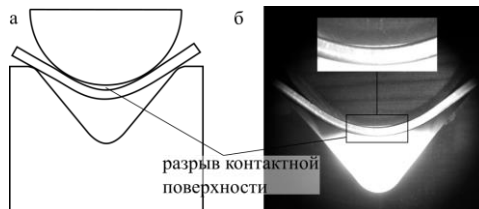


Рис. 1 – Разрыв контактной поверхности: (а) схема, (б) фотография

Для изучения параметров, влияющих на свободную гибку с пуансоном большого радиуса, был проделан ряд экспериментов на гибочном прессе с максимальным усилием формовки 50 тонн. Экспериментальная установка состоит из формовочной оснастки

(пуансона и матрицы), высокоскоростной камеры и датчика для измерения силы гибки (см. Рис. 2). Эксперименты были проведены для различных металлов (алюминий, конструкционная и нержавеющая сталь, а также высокопрочные сплавы), радиусов пуансона (10-40 мм), размеров матрицы (40-80 мм) и угловгиба (90-150°). Примеры экспериментальных последовательностей представлены на Рисунке 3.

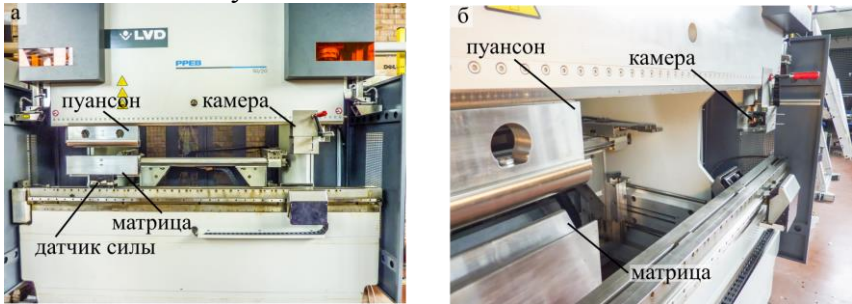


Рис. 2 – Схема экспериментального оборудования: (а) общий вид, (б) вид на оснастку.

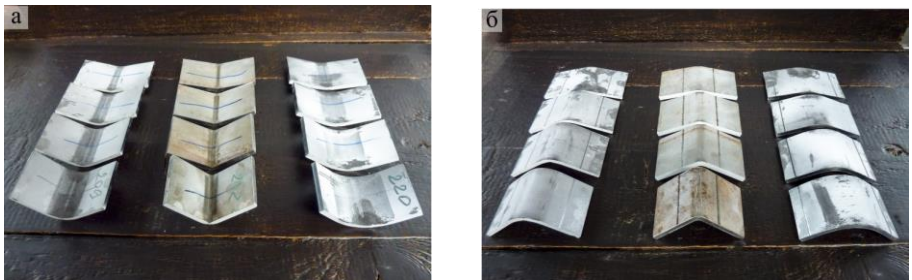


Рис. 3 – Примеры экспериментов: (а) вид с измерением контактных точек; (б) вид с измерением скольжения.

Параметры гибки, позволяющие подробно описать процесс формовки, были измерены в соответствии со схемой, представленной на Рисунке 4. На основе экспериментальных исследований было изучено влияние измеренных параметров на выходные данныегиба (финальный угол, припуск на изгиб и силагиба).

Было установлено влияние материальных характеристик и размеров оснастки как на отдельные параметры гибки, так и на

изменение расчётной схемы, в силу присутствия разрыва контактной поверхности между листом и пуансоном.

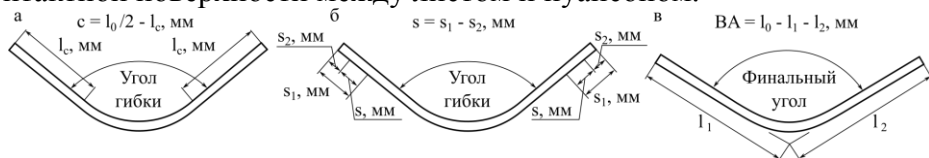


Рис. 4 – Схема измерений гибочных параметров: (а) положение контактных точек, (б) скольжение, (в) припуск на изгиб

Схема нагружения при свободной гибке с пуансоном большого радиуса существенно отличается от традиционной трехточечной схемы и требует особого внимания при расчёте финального угла и припуска на изгиб. Выводы, которые были сделаны по результатам экспериментов, предоставляют ценные сведения как для производства на промышленных предприятиях, так и для дальнейшего научного исследования процесса.

Исследование влияния трения на процесс формообразования при боковом выдавливании в радиальные каналы

Гречников Ф.В., Хаймович А.И., Jiang С.-Р.

Самарский университет, National Formosa University

e-mail: berill_samara@bk.ru

В течение последних лет моделирование сил трения на границе раздела деформирующий инструмент-заготовка является темой исследования большого количества работ. Для горячего объемного формообразования заготовок с развитой контактной поверхностью в условиях наличия разделительного слоя смазки, то рассмотренные методы в определении коэффициента трения дают значительную погрешность, поскольку реализуют условия трения далекие от реальных процессов [1].

Целью исследования является теоретический анализ влияния трения на процесс формообразования штампованной поковки с развитой поверхностью трения. Поковка представляет собой цилиндр с радиально расположенными плоскими лопастями (рис. 1а). Аналитическое решение было получено методом верхней оценки на основе кинематически допустимого поля скоростей.

Проведенный анализ является частью работ по исследованию процесса трения в процессах ОМД в зависимости от масштабного фактора и состояния поверхности формообразующего инструмента. В силу симметрии пластического течения для анализа достаточно было рассмотреть только 1 сегмент поковки (рис. 1б).

Очаг пластической деформации можно условно разделить на 3 характерные области (рис. 1б) – центральную область (1), область сходящегося течения (2) и область течения в клиновую лопасть.

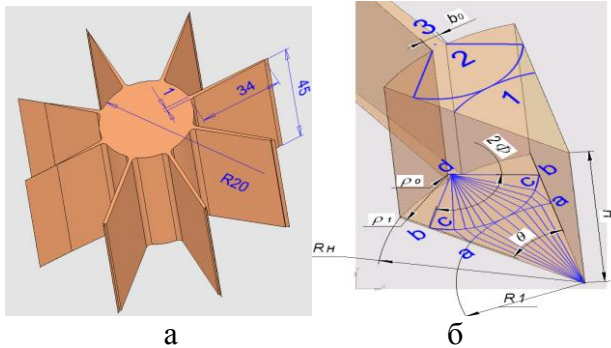


Рис. 1- Штампованная поковка. а-геометрические размеры. б- условные обозначения очага пластической деформации.

В общем виде верхняя оценка мощности деформирования определяется отношением [2].

$$J^* = \frac{2}{\sqrt{3}} \int_W \sigma_s \sqrt{\frac{1}{2} \dot{\epsilon}_{ij} \dot{\epsilon}_{ij}} dW + \frac{2}{\sqrt{3}} \int_S \sigma_s |\Delta V_i| dS + \int_{S_m} \mu \sigma_s |\Delta V_i| dS - \int_{S_F} F V_i dS \quad (1)$$

Решение (1) на основе предложенного кинематически допустимого поля скоростей дает следующую оценку удельного (отнесенного к площади пуансона) усилия деформирования P

$$\begin{aligned} \frac{(P_{cp})^*}{\sigma_s} = & \left(\frac{1}{\lambda_H} \right)^2 \left[1 + \frac{1}{6\sqrt{3}} \frac{R_H}{\lambda_H H} b \left(1 + \mu \frac{e^{-b/2}}{1 - e^{-b/2}} \right) + \frac{\mu}{4\sqrt{3}} \frac{H}{R_H} \frac{\lambda_H}{1 - e^{-b/2}} \right] + \\ & + \frac{1}{\sqrt{3}} \lambda_\Phi \left(\frac{\rho_0}{R_H} \right)^2 \left[\frac{5}{2} \lambda_s^2 \ln \rho + \frac{\lambda_r^2 - 1}{8} + (\mu + b)(\lambda_r - 1) \lambda_s \frac{\rho_0}{H} + (\mu + b)(\lambda_r^3 - 1) \frac{\rho_0}{6H} \right] + \\ & + \frac{1}{\sqrt{3}} \lambda_\Sigma G_0 \left[\left(1 + \frac{\mu}{\alpha} \right) \ln \lambda_r + (\lambda_r - 1) \frac{x_0}{H} \frac{b}{(1 - e^{-b/2})^2} \right] \end{aligned} \quad (2)$$

где соотношения геометрических размеров определены по (8)

$$\lambda_H = \frac{R_H}{R_1}, \lambda_\rho = \frac{\rho_1}{\rho_0}, \lambda_S = \frac{\sqrt{\Delta S}}{\rho_0}, \lambda_\Phi = \frac{\Phi}{\pi} N, \lambda_\Sigma = \frac{\alpha \cdot H \cdot \rho_0 \cdot N}{\pi \cdot R_H^2}, \lambda_r = \frac{r_1}{r}, \Delta S = \frac{\pi}{N\Phi} R_H^2 - \frac{\rho_0^2}{2} \quad (3)$$

Минимизация $(p_{cp})^*$ в (2) по варьируемым по параметрам b и λ_H позволяет получить искомую оценку среднего удельного усилия деформирования $p_{cp} = (p_{cp})^* \xrightarrow{\lambda_H, b} \min$

На рисунке 2а представлена зависимость $p_{cp}(\lambda_H, b)$ с минимумом в области $p_{cp} = (p_{cp})^*$ при $\mu = 0,12$. На рисунке 2б приведена зависимость среднего удельного усилия деформирования от коэффициента трения $\mu = 0,1 \dots 0,8$ полученная аналитически по (2).

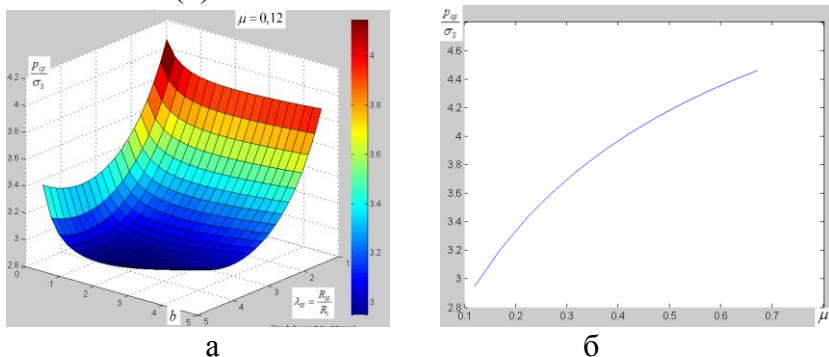


Рис. 2 – зависимость среднего усилия от параметров геометрии очага пластической деформации (а) и коэффициента трения по Зибелю (б).

Полученные зависимости позволяют оценить влияние трения на процесс формообразования штампованных поковок с развитой поверхностью трения.

Литература:

1. Grechnikov, F. Estimation of hot stamping lubricant efficiency under dynamic loading conditions //J. of Materials Processing Tech. - v234 (2016) -p300-3008
2. Druker, D.C. Providence R.I., Coulomb friction// J. Appl. Mech.- v21 (1954)- p71–74

Влияние процесса производства листов на предельные характеристики формоизменения катанных и термически обработанных заготовок из сплава AZ31, отлитых в двухвалковый кристаллизатор

Хенселер Т., Берге Ф., Ульман М., Кавалла Р., Гречников Ф.В.
e-mail: thorsten.henseler@imf.tu-freiberg.de

ТУ Фрайбергская горная академия, Самарский университет
(Influence of the sheet manufacturing process on the forming limit behaviour of twin-roll cast, rolled and heat-treated AZ31, Henseler T., Berge F., Ullmann M. and Kawalla R., Technical University Bergakademie Freiberg)

The application of lightweight materials has greatly gained importance over the last century to further contribute to the environmental conservation movement. Because saving natural energy sources can be directly linked to weight reduction, the implementation of lighter construction materials results in lesser greenhouse gas emissions [1, 2]. The industry of sheet metal production is therefore encouraged to produce sheets with minimum thickness. Lower sheet thicknesses harness great lightweight potential, nevertheless bring unwanted risks, e.g. thinning, necking or fracture with them, particularly in the forming process of thin sheet parts. This paper aims to clarify the influence of sheet thickness on the forming limit behaviour of twin-roll cast AZ31, since this matter remains unclarified so far.

During the experimental procedure sheets of 0.6 mm, 0.8 mm, 1.0 mm and 2.0 mm thickness were tested in the Nakajima test setup according to DIN EN ISO12004 at 200 °C and 250 °C. Stress states from uniaxial tension to biaxial strain were realized through five specimen geometries and formed in a sheet metal testing device (BUP600) with a punch velocity of 1 mm/s until fracture. The strain measurement was conducted with four cameras through the strain measuring system Autogrid (ViALUX). The major and minor strain were then plotted as a forming limit curve (FLC) accordingly and punch force and punch displacement analysed.

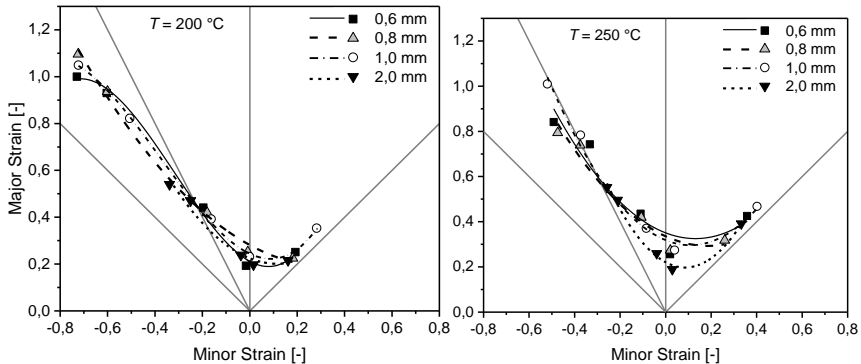


Fig. 5: FLC of AZ31 sheet tested at 200 °C and 250 °C respectively. The variance in formability among the sheets occurs typically during biaxial stretching and uniaxial tension. The elevation of the FLC remains unchanged.

The rise in temperature from 200 °C to 250 °C causes an increase of formability for all sheet thicknesses. The increase is caused by the decrease in critical resolved shear stresses (CRSS) of non-basal slip systems with rising temperature [3]. The maximum punch force during testing showed an increasing dependency to the sheet thickness due to greater material volume which is formed. The values of the punch displacement measured at maximum punch force were scattered between 13 mm to 23 mm for all specimens and testing parameters. The general assumption for metallic materials, is that the formability of sheets rise with sheet thickness, because the ratio of material volume to material surface area increases [4]. In fact the performed tests here rather show that the formability differences among the tested sheets underlie the influence of the microstructure more severely (Fig. 1). The grain size analysis of the initial AZ31 sheets shows different distributions of grain sizes among the sheet thicknesses indicating a correlation to formability (Fig. 2). The cumulative relative frequency of grain sizes below 5 μm (fine grain) is an indication for higher formability. On the contrary a high amount of grains above 10 μm induces low formability of the tested AZ31 sheet.

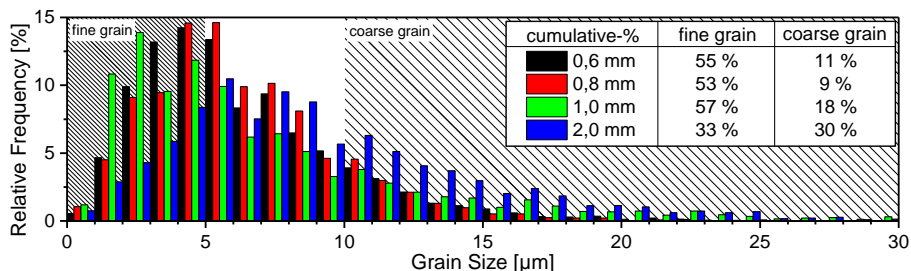


Fig. 6: The relative frequency of grain sizes per sheet shows the difference in microstructure. The cumulative percentage is shown for fine and coarse grains respectively.

References

1. D. Letzig, J. Swiostek, J. Bohlen, P.A. Beaven, K.U. Kainer, Wrought magnesium alloys for structural applications, *Materials Science and Technology* 24 (2013) 991–996.
2. B.L. Mordike, T. Ebert, Magnesium: Properties – applications – potential, *Mater. Sci. Eng. A* 302 (2001) 37–45.
3. M.R. Barnett, A Taylor model based description of the proof stress of magnesium AZ31 during hot working, *Metall. Mat. Trans. A* 34 (2003) 1799–1806.
4. K. Papamantellos, Umwandlungsverhalten und mechanisch-technologische Eigenschaften von niedriglegierten TRIP-Stählen. Dissertation, Aachen, 1999.

Определение необходимого уровня деформируемости с использованием критерия Колмогорова для алюминиевых продуктовых емкостей

Колобов В.Г., Арышенский Е.В., Ерисов Я.А.,
Нам. А.В., Тептерев М.С.

ЗАО Арконик СМЗ Самарский университет, ТУ Фрайбергская горная академия

e-mail: maksim.tepterev@alcoa.com

(Determination of necessary formability level for aluminium food container using Kolmogorov's criterion, Kolobov V.G., Aryshenskii E.V., Erisov Ya.A., Nam A.V., Tepterev M.S., ZAO Alcoa SMZ, Samara University, TU Bergakademie Freiberg)

The article is devoted to determination of the aluminum sheet formability level which is necessary for successful manufacturing of beverage can end. All stages of the can end manufacturing process were simulated using PAM STAMP software complex, which allow to determine and analyze the stress-strain state. Kolmogorov's theory has been chosen because, unlike FLD curves, it enables taking into account stress-strain state changes at all stages of can end manufacturing. Using data about stress-strain condition and the Kolmogorov's theory, the areas most favorable to failure were defined. Can end thickness calculated by the simulation was practically identical to the actual thickness, deviation was within 0,002 mm. After all results review, was made conclusion about the necessary sheet formability level.

Расчёт температуры при повторном нагреве и реверсивной прокатке магниевого сплава AZ31 в соответствии с моделью катушки

Нам А., Пруферт У., Айрман М., Зиновьев А.В., Кавалла Р.,
Ерисов Я.А.

ТУ Фрайбергская горная академия, НИТУ МИСИС, Самарский университет

e-mail: alexander.nam@imf.tu-freiberg.de

(Temperature validation of 3D model for the reversing hot rolling in connection with a coil model, Nam A., Kawalla R., Zinoviev A., Erisov Ya., Rufert U., Eiermann M.,

TU Bergakademie Freiberg, NUST MISIS, Samara University)

The paper proposes an approach for the thermal modeling of the reversing hot strip rolling of magnesium alloy AZ31 including a heat treatment of coil. The modelling reversing hot rolling is the constituent part of the technological chain of magnesium strip production (fig. 1).

The monitoring of temperature evolution and keeping of homogeneous temperature distribution within material is among the major problems encountered in the strip rolling. Due to its hexagonal lattice structure, magnesium alloys possess sufficient required formability for strip rolling first at temperature higher than 220 °C.

Therefore, it is important to be able to forecast the temperature field on individual processing steps as well as in interaction with each other.

Fig. 2 depicts the processing steps involving in the thermal modelling approach.

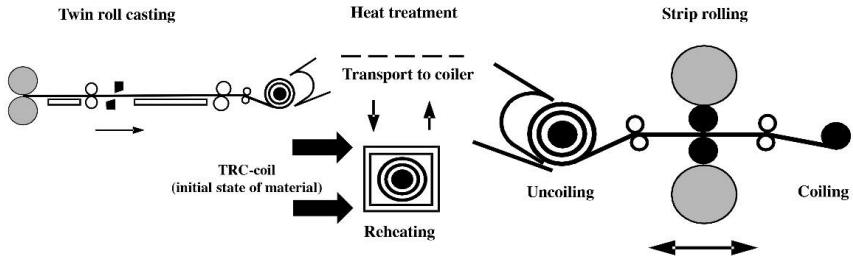


Fig. 1 - Technological chain of magnesium strip production

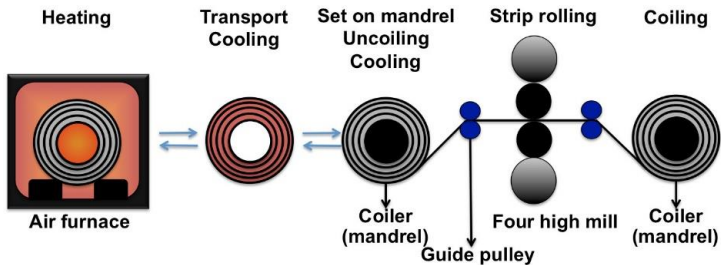


Fig. 2 - Processing steps of reversing hot rolling of magnesium alloy AZ31

The modeling approach is based on object-orientated principals. It enables to partition processing steps by means of worked out classes. Hence, we divide the rolling process into following sub-steps: coil-reheating, coil-transport, reversing hot rolling including coil uncoiling, strip rolling (roll bite) and coil coiling. These classes interact with each other and are distinguished by initial and boundary conditions.

The modeling has been carried out in three spatial dimensions and the numerical calculation is based on FEM. The developed models have been implemented in MATLAB™ by using an object oriented FEM toolkit.

Fig. 3 demonstrates, as example, the calculated temperature evolution during the proceeding of reversing rolling magnesium alloy AZ31 in connection with a coil model.

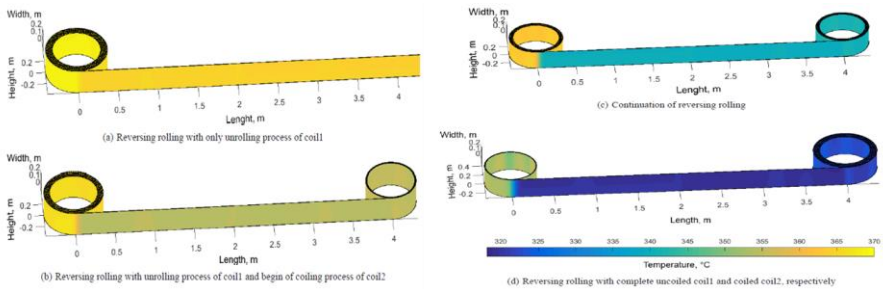


Fig. 3 - Calculated temperature evolution during the proceeding of reversing rolling magnesium alloy AZ31 in connection with a coil model

Finally, we present some numerical results, including its validation by means of experimental rolling tests on a pilot plant at the Institute of Metal Forming TU Bergakademie Freiberg.

Разработка математической модели прокатки плит в реверсивных станах горячей прокатки

Тептерев М.С., Яшин В., Арышенский Е.,
Гречникова А.Ф., Беглов Э.Д.

ЗАО Арконик СМЗ, Самарский университет

e-mail: vasilii.yashin@alcoa.com

(Development of a mathematic model for the rolling plates on the hot reversing mills, Tepterev M., Yashin V., Aryshenskii E., Grechnikova A., Beglov E., ZAO Arconic SMZ)

The work is dedicated to a detailed study of the aluminum alloy 100 through 16 mm plate hot rolling process. Work objective: development of a plate exit gauge calculation model. This model shall increase reliability of the process in terms of getting a preset gauge with +/- 0.5 mm tolerance. In the course of work the main hot rolling factors were studied (geometrical parameters of the deformation zone, friction factor and material deformation stress in the temperature range from 350 0C to 500 0C with the deformation speed from 0.1 to 15 s-1) and their degree

of influence on the rolling force was established. Basing on the obtained dependencies a rolling force calculation model was developed with the following input data: alloy grade, ingot temperature, material entry and exit gauge, material width, roll rotation speed. There was done a study of stand characteristics: stand stiffness, gaps, work roll characteristics depending on force and temperature. The obtained model together with the mill certain parameters allows to predict the value of the work roll gap increase during rolling. The model testing was implemented under the production line conditions and showed the calculation data high fidelity.

Моделирование процесса прессования труб с наружными утолщениями

Афанасьев А.В., Каргин В.Р., Каргин Б.В.

Самарский университет

e-mail: kargin163@gmail.com

Операция раздачи трубы при горячем прессовании используется для получения наружных утолщений и осуществляется на коническом участке бурта иглы, расположенного за пределами калибрующего участка канала матрицы. Основную проблему при раздаче представляет определение параметров геометрии иглы с учетом внеконтактной деформации, обеспечивающих получение утолщений заданной геометрии [1].

Проведено моделирование процесса раздачи труб горячим прессованием с помощью метода конечных элементов в программном комплексе DEFORM-2D. Числовой расчет рассмотрен на примере трубы с размерами основного сечения $\varnothing 260 \times 220$ мм и наружного утолщения $\varnothing 280 \times 220$ мм из алюминиевого сплава Д16, широко применяемого для изготовления бурильных труб.

На рис.1 показан компьютерная модель раздачи трубы прессованием.

Температура нагрева трубы (1) 440°C , иглы 3 и толкателя 4- 400°C . Коэффициент трения принят равным 0,2. Коэффициент теплопередачи между трубой и инструментом $11 \text{ Квт} (\text{м}^2\text{К})$.

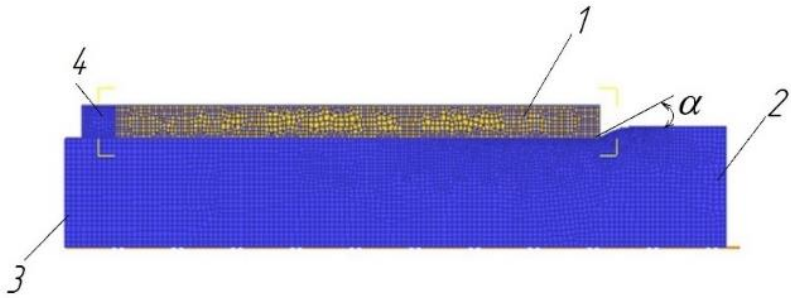


Рис. 1 – Геометрическая модель для моделирования раздачи трубы 1 на конусе бурта 2, иглы 3, толкателем 4

Величина деформации, определяемая параметрами процесса раздачи, зависит, главным образом, от соотношения толщины стенки утолщения $t_{ут}$ и толщины стенки основного сечения трубы $t_{осн}$ $t_{ут}/t_{осн}(\tilde{x}_1)$, угла конусного участка $\alpha(\tilde{x}_2)$ и радиусного перехода на границе сопряжения конусного и цилиндрического участков $R(\tilde{x}_3)$. Поэтому представляет известный интерес изучения совместного влияния этих факторов на усилие раздачи P , приращение внутреннего диаметра трубы вследствие внеконтактной деформации ΔD , уменьшения толщины стенки утолщения $\left(\frac{\Delta t_{ут}}{t_{ут}}\right) \cdot 100\%$, изменение наибольших и наименьших меридиональных напряжений $\sigma_{z\ max}$ (наружная поверхность) и $\sigma_{z\ min}$ (внутренняя поверхность) в зоне сопряжения конусного и цилиндрического участков иглы, максимального отклонения внутренней трубы Δ от места сопряжения шейки и конуса бурта иглы.

Исследование проведено по плану полного факторного эксперимента 2^3 . Приняты следующие интервалы варьирования факторов: $\tilde{x}_1=1,2\dots 1,8$, $\tilde{x}_2=10^\circ\dots 30^\circ$, $\tilde{x}_3=10\dots 50$ мм.

В результате обработки численных экспериментальных данных получены математические модели:

$$P = 122,2 + 31,5x_1 + 104x_2 - 12,7x_3 + 28,2x_1x_2 - 12,4x_2x_3 - 4x_1x_3 - 4,6x_1x_2x_3,$$

$$\Delta D = 6,12 + 0,14\bar{x}_1 + 0,20\bar{x}_2 - 0,44\bar{x}_3 - 0,32\bar{x}_1\bar{x}_2 - 0,28\bar{x}_2\bar{x}_3 + 0,20\bar{x}_1\bar{x}_3,$$

$$\left(\frac{\Delta t_{\text{yт}}}{t_{\text{yт}}} \cdot 100 \right) = 5,32 + 0,64 \bar{x}_1 + 0,21 \bar{x}_2 - 0,11 \bar{x}_3 + 0,21 \bar{x}_1 \bar{x}_2 - 0,26 \bar{x}_1 \bar{x}_3 - 0,24 \bar{x}_1 \bar{x}_2 \bar{x}_3,$$

$$\sigma_{z \max} = 21,11 - 0,50 \bar{x}_1 + 15,34 \bar{x}_2 + 1,70 \bar{x}_3 + 4,6 \bar{x}_1 \bar{x}_2 \bar{x}_3,$$

$$\sigma_{z \min} = -45 - 0,75 \bar{x}_1 - 32,50 \bar{x}_2 + 0,75 \bar{x}_1 \bar{x}_2 - 0,5 \bar{x}_1 \bar{x}_3 - 0,5 \bar{x}_1 \bar{x}_2 \bar{x}_3,$$

$$\Delta = 4,11 + 1,09 \bar{x}_2 - 0,19 \bar{x}_3 + 0,09 \bar{x}_1 \bar{x}_2 - 0,26 \bar{x}_2 \bar{x}_3 - 0,11 \bar{x}_1 \bar{x}_2 \bar{x}_3,$$

$$\text{где } x_1 = \frac{\bar{x}_1 - 1,5}{0,3}, x_2 = \frac{\bar{x}_2 - 20}{10}, x_3 = \frac{\bar{x}_3 - 30}{20}.$$

Из анализа полученных моделей видно, что главный параметр, влияющий на изменение усилия раздачи – это угол конусного участка иглы. С уменьшением угла α усилие раздачи существенно снижается. Увеличение радиуса скругления приводит к падению усилия раздачи, а параметра $t_{\text{yт}}/t_{\text{осн}}$ наоборот – росту усилия.

Приращение внутреннего диаметра трубы в зоне внеконтактной деформации ΔD тем больше, чем больше $t_{\text{yт}}/t_{\text{осн}}$ и угол наклона образующей конусного участка α . Увеличивая радиус скругления можно существенно снизить величину приращения ΔD . Зная ΔD , нетрудно определить диаметр цилиндрического участка бурта, при котором после раздачи получится требуемый внутренний диаметр готовой трубы.

Утонение стенки трубы после раздачи изменяется в интервале (5,0-7,8)% и зависит главным образом от величины $t_{\text{yт}}/t_{\text{осн}}$. Учет утонения стенки при расчете диаметра шейки иглы позволит получить требуемую толщину стенки утолщения готовой трубы.

На распределение меридиональных напряжений, действующих в поверхностных слоях в переходной зоне конусного и цилиндрического участков бурта, наиболее сильное влияние оказывает конусность бурта. При углах конусности 10° и 30° меридиональные напряжения отличаются друг от друга в 5-7 раз.

Максимальное отклонение внутренней поверхности трубы Δ от места сопряжения шейки и конусного участка иглы изменяется в интервале 3,1 – 5,9 мм. Наибольший вклад в величину Δ вносит угол конуса бурта и совместное влияние угла конуса бурта и радиуса скругления. Для уменьшения Δ целесообразно в месте сопряжения шейки иглы и конуса выполнять радиусный переход.

С помощью компьютерной модели найдено уменьшение диаметра цилиндрического участка бурта на 8,0 мм, что позволило компенсировать внеконтактную деформацию, и получить трубу с внутренним диаметром, равным внутреннему диаметру основного сечения при $\alpha = 30^\circ$ и $R=50$ мм.

Литература

1. Ерманок М.З. Прессование труб и профилей специальной формы. М.: Metallurgia, 1992

Моделирование прессования сложных алюминиевых профилей с учетом деформации инструмента в ПО QForm Extrusion VX

Гладков Ю.А., Каневский С.С.

МГТУ им. Н.Э.Баумана, ООО "КванторФорм"

e-mail: gladyuri@qform3d.ru

Приведен обзор новой версии программы QForm Extrusion VX. Особое внимание уделено вопросу моделирования совместной задачи для процессов выдавливания тонкостенных профилей. Рассмотрены новые возможности программы, приводится сравнение результатов моделирования с экспериментами.

Автоматизация проектирования матричного комплекта в программе QForm и инвариантное масштабирование калибрующих поясков в прессовании тонкостенных алюминиевых профилей

Гладков Ю.А., Дюжев А.М.

МГТУ им. Н.Э.Баумана, ООО "КванторФорм"

e-mail: gladyuri@qform3d.ru

При разработке конструкции оснастки для прессования может возникнуть необходимость одновременного изменения длин калибрующих поясков вдоль всего контура профиля при сохранении распределения скоростей профиля на выходе. Известно, что при таком преобразовании зависимость конечной длины пояска в точке на профиле от начальной – не линейная. В статье предлагаются: эмпирическая зависимость, реализующая это преобразование, методика расчёта коэффициентов формулы, а

также результаты проверки её работоспособности. Предложенные зависимости применены в программе для проектирования матричных комплектов QExDD.

Новые технологии совмещённой обработки малопластичных сплавов алюминия

Довженко Н.Н., Сидельников С.Б., Довженко И.Н., Галиев Р.И.

Сибирский федеральный университет

e-mail: sbs270359@yandex.ru

Большие объемы производства длинномерных деформированных полуфабрикатов из алюминия и его сплавов обусловили создание новых технологий совмещенной обработки с использованием операций литья и обработки давлением. Особенно это актуально для малопластичных и нетехнологичных сплавов, которые трудно поддаются деформации с помощью традиционных методов обработки, поэтому на практике для изготовления полуфабрикатов из них приходится применять дискретные методы прессования с получением изделий ограниченной длины. В качестве таких сплавов можно выделить, например, сплавы системы Al-PZM, которые в настоящее время широко используются, в том числе и в авиакосмической промышленности, для изготовления термостойких бортовых проводов. Имеющиеся высокопроизводительные литейно-прокатные агрегаты рассчитаны в основном на производство катанки круглого сечения из алюминия марок А5Е и А7Е.

В связи с этим разработка и внедрение новых технологий производства длинномерных полуфабрикатов из алюминиевых сплавов является актуальной задачей для металлургической промышленности. Для решения этой задачи учеными института цветных металлов и материаловедения Сибирского федерального университета (СФУ) предложены способы и устройства для совмещенной обработки, включающие в качестве основных операций литье в валковый кристаллизатор, прокатку и прессование. При этом операции литья и прокатки-прессования могут быть разделены во времени или совмещены в одном деформирующем узле. Это дает возможность варьирования

способов обработки в зависимости от свойств и реологических характеристик алюминиевых сплавов. Кроме того, имеется вариант использования в качестве литейного агрегата установки с электромагнитным кристаллизатором, что позволяет существенно улучшить литую структуру получаемой заготовки, повысить механические свойства и снизить энергопотребление на ее последующую обработку. Применение операции сортовой прокатки позволяет создать непрерывность обработки и необходимые силы активного трения для выдавливания готового изделия. Прессование позволяет получать заданные с помощью матрицы конфигурацию и размеры изделий при высоких степенях деформации, что дает возможность производить их в одной прокатной клети за один цикл обработки.

Технические решения по указанным способам совмещенной обработки и устройства для их реализации защищены 25 патентами РФ. На их базе в СФУ и на ряде металлургических заводов созданы лабораторные и опытно-промышленные установки совмещенной обработки, на которых проводились всесторонние исследования по изучению формоизменения, напряженно-деформированного состояния металла и энергопотребления новых процессов. Выполнены исследования для таких алюминиевых сплавов, как АК5, АК12, АМг6, АВ93, 01417, систем Al-Ti-B, Al-Zr, Al-Sc и др.

С 2010 года благодаря финансированию проекта по постановлению Правительства 218 совместно с ООО «РУСАЛ ИТЦ» началось внедрение новых технологий совмещенной обработки в производство на Иркутском алюминиевом заводе. Была спроектирована и изготовлена опытно-промышленная установка СЛИПП-4, которая рассчитана на производительность 4 тонны в час. Освоение этой установки показало, что она успешно может применяться для получения длинномерных изделий из алюминиевых сплавов по различным схемам совмещенной обработки: с применением роторного кристаллизатора и по бесслитковому варианту. Однако ее внедрение потребовало новых технических решений для стабилизации процесса ее непрерывной работы в течение длительного времени: подбора режимов получения литой заготовки, создания новой конструкции

водоохлаждаемых валков, автоматизации операций задачи заготовки в валки, охлаждения и смотки готовой продукции в бухты и т.д.

Таким образом, дальнейшее развитие технологий совмещенной обработки требует разработки новых технических и технологических решений, а также проведения исследований структуры и свойств полученных деформированных полуфабрикатов из сплавов алюминия.

Моделирование температурного поля при прессовании крупногабаритных прутков из труднодеформируемых алюминиевых сплавов

В.Р. Каргин, Дерябин А.Ю., Кавалла Р.

Самарский университет

e-mail: Andrey77d@mail.ru)

Температура нагрева заготовок, скорость истечения металла из канала матрицы и степень деформации при прессовании – основные технологические параметры, позволяющие регулировать температурное поле заготовки при изготовлении крупногабаритных круглых прутков из труднодеформируемых алюминиевых сплавов, как правило прессуемых на практике с малыми скоростями истечения, что сказывается на производительности процесса, когда необходимо максимально использовать возможность увеличения скорости истечения. Это одновременно позволяет создать условия для стабилизации структуры и свойств крупногабаритных прутков [1].

Цель работы – исследование влияния температурного, скоростного и деформационного режимов прессования, как в отдельности, так и в комплексе на температурное поле заготовки.

Реализовано числовое моделирование процесса горячего прессования крупногабаритных прутков с диаметрами 250мм, 300мм, 350мм из алюминиевого сплава 2014 при различных температурах нагрева заготовок □□□°С, 400°С, 450°С, скоростях истечения 1м/мин, 2м/мин и 3м/мин из контейнера диаметром 800мм на уникальном экструзионном гидропрессе усилием 200МН

с помощью метода конечных элементов в программном лицензионном пакете DEFORM-2D.

Проведён анализ распределения температур при установившейся стадии прессования в поперечных сечениях заготовки, расположенных в очаге пластической деформации на входе I-I, в средней части II-II и на выходе III-III из него в зависимости от коэффициента вытяжки, температуры нагрева заготовки и скорости истечения прутка из канала матрицы.

При установившемся процессе горячего прессования в сечении I-I происходит наибольший разогрев металла около стенок контейнера в связи с деформационным теплом от действия сил трения. Причём с увеличением скорости истечения градиент изменения температуры по сечению значительно увеличивается.

С приближением к матрице (сечение II-II) температура прессуемого металла у стенок контейнера снижается из-за контакта с менее нагретым инструментом, а в центральной зоне очага пластической деформации происходит наоборот увеличение температуры. Причём, чем ниже температура нагрева заготовки, тем больше градиент роста температуры в центральных слоях. Данный эффект можно объяснить снижением пластичности металла при минимальных температурах нагрева заготовок.

На выходе из очага деформации (сечение III-III) максимальные значения температуры соответствуют радиусам отпрессованных прутков, а минимальные в угловой зоне сопряжения контейнера с матрицей. При увеличении скорости истечения от 1м/мин до 3м/мин происходит увеличение температуры в зоне рабочего пояска матрицы до 30°C за счёт разогрева в наиболее интенсивной области деформации. Характер распределения температуры в плоскости канала матрицы крайне неравномерный и качественно совпадает с распределением интенсивности деформаций и интенсивности напряжений в этом же сечении. Причём уменьшение степени деформации приводит к снижению температуры в очаге пластической деформации.

Изучено совместное влияние температуры нагрева заготовки (X1), диаметра отпрессованного прутка (X2) и скорости истечения (X3) на величину температуры, достигающей максимальных

значений на кромке калибрующего пояска канала матрицы на основной стадии процесса. Численные эксперименты проведены по плану полного факторного эксперимента 23 для интервалов варьирования параметров: $X_1 = (350-450)^\circ\text{C}$, $X_2 = (250-350)\text{мм}$, $X_3 = (1-3)\text{м/мин}$. Получена математическая модель $T = 474 + 33\bar{X}_1 - 0,4\bar{X}_2 + 12,9\bar{X}_3 + 0,1\bar{X}_1\bar{X}_2 - 2\bar{X}_1\bar{X}_3 - \bar{X}_2\bar{X}_3 - 0,1\bar{X}_1\bar{X}_2\bar{X}_3$, где \bar{X}_1, \bar{X}_2 и \bar{X}_3 безразмерные параметры: $X_1 = (\bar{X}_1 - 400)/50$, $X_2 = (\bar{X}_2 - 300)/50$, $X_3 = (\bar{X}_3 - 2)/1$. Из модели следует, что в рассматриваемой области исследования на температуру на кромке калибрующего пояска матрицы прежде всего влияет температура нагрева заготовки (X_1) и в меньшей степени скорость истечения (X_3). Степень деформации (X_2) и совместное взаимодействие параметров не оказывает влияния на температуру с ошибкой до одного процента.

Полученные результаты численных исследований при моделировании позволили назначить температуру нагрева заготовок из сплава 2014, выбрать скорость истечения и провести промышленное прессование крупногабаритных прутков с уровнем механических свойств, удовлетворяющих требованиям заказчика.

Литература:

[1] Перлин И.Л., Райтбарг Л.Х. Теория прессования металлов – М.: Металлургия, 1975 – 448с.

Метод расчёта технологических параметров волочения

Колесникова С. Ю.

Самарский университет

e-mail: lana-kolesnikova@mail.ru

Для расчёта технологических параметров волочения (скорости волочения, геометрии волокна, количества переходов), а также оптимального распределения углов волочения на каждой волоке предложена модель, использующая дискретизацию нелинейной геометрии рабочей зоны каждой волоки, включающей в себя обжимную зону, калибрующую зону и радиус скругления переходной зоны между ними, с учётом вязкопластического

поведения материала изделия, для минимизации энергосиловых параметров процесса, при сохранении качества изделия на выходе.

Для расчёта технологических параметров волочения предлагается разбить геометрию рабочей зоны волокна, состоящей из обжимного конуса, калибрующей зоны и радиуса скругления между ними, на бесконечно малые линейные участки. Таким образом, каждому малому линейному участку $l_1, l_2 \dots l_i$ будет соответствовать угол $\alpha_1, \alpha_2 \dots \alpha_i$.

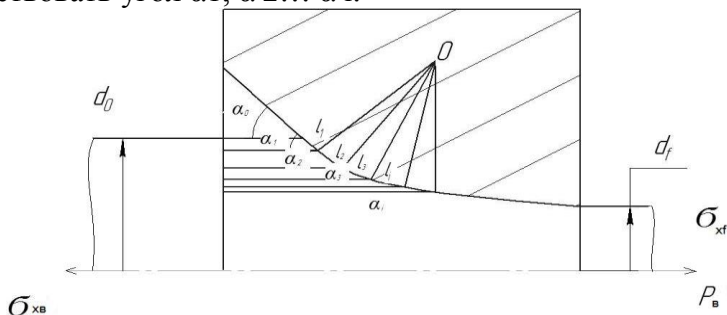


Рис. 1 - Дискретизация нелинейной геометрии рабочей зоны волокна

Данные, полученные при расчёте напряжённо-деформированного состояния материала в рабочей зоне волокна по предложенной методике позволяют определить оптимальные параметры геометрии волокна, так как в предложенной модели учитывается радиус между обжимной и калибрующей зонами волокна. Предложенная формула учитывает поведение материала заготовки в процессе деформирования, что позволит повысить качество получаемой продукции.

Также данная методика позволяет получить данные о распределении зоны оптимальных углов волокна по зависимости распределения полученного напряжения от усилия волочения, о влиянии обжимных углов каждой отдельной волокна на весь процесс в целом, что позволит составить рекомендации по оптимальному сочетанию геометрии волокон при наличии двух и более переходов при волочении.

Литература:

1. Перлин И.Л., Ерманок М.З. Теория волочения. М.: Металлургия, 1971. 448 с.

2. Носов А.Д., Корчунов А.Г., Андреев В.В. Моделирование режимов волочения калиброванной стали //Вестник МГТУ им.Г.И. Носова, 2007. №2. С.49-51.

3. Хаймович И. Н., Хаймович А. И. Рационализация организации производства машиностроительного предприятия на основе реинжиниринга //Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета им. академика С. П. Королева (национального исследовательского университета), 2006. С. 53-57.

Разработка методики проектирования крупногабаритных деталей из листового материала методами поперечной и продольной обтяжки

Коробова Н.В., Лазорев А.В.

МГТУ "СТАНКИН"

e-mail: lazorevyi@mail.ru

В самолетостроении заготовительно-штамповочные работы занимают одно из ведущих мест. Из всех деталей самолета 60-70% изготавливаются в заготовительно-штамповочных цехах; трудоемкость этих работ составляет 10-20% от общей трудоемкости изготовления самолета. В связи с применением труднодеформируемых материалов (высокопрочных сталей, титановых сплавов, композиционных материалов и др.), наблюдаются тенденция к некоторому возрастанию удельного веса заготовительно-штамповочных работ [1].

Основные группы деталей планера самолета изготавливаются из листовых материалов, из пресованных профилей и панелей при помощи штамповки. К ним относятся: внешние обшивки и панели, элементы шпангоутов, стрингеров, нервюр, лонжеронов, дверей, люков. Наиболее крупногабаритными и сложными по форме деталями являются внешние обшивки самолета, которые образуют теоретические обводы планера. Трудоемкость изготовления обшивок составляет около 15% от всей трудоемкости заготовительно-штамповочных работ [1].

Листовая штамповка как метод изготовления деталей из листовых и профилированных полуфабрикатов находит широкое распространение не только в самолетостроении, но и в других отраслях машиностроения, а также судостроении, приборостроении, в производстве бытовых приборов и машин.[1].

К формоизменяющим операциям относят гибку, обтяжку, вытяжку, формовку и др. Но остановимся на обтяжке подробнее.

Обтяжка — формоизменение листовой заготовки в оболочку, состоящее в ее растяжении и одновременном обтягивании по пуансону.[2]

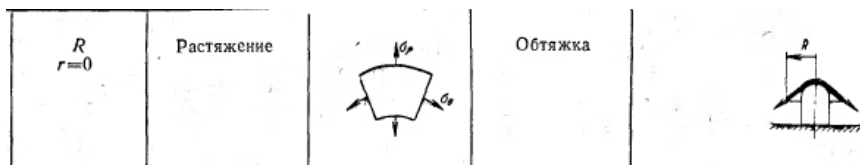


Рис. 1. Типовая схема обтяжки.

Выделяют поперечную и продольную обтяжку. Для каждой из обтяжек разработаны свои прессы.

Ознакомившись с данной темой было выяснено, что на данный момент в РФ машины подобного класса не производятся. Или закупаются импортные фирмы «LOIRE», либо работают на устаревающих прессах ОП и РО.

Ввиду выше сказанного, на сегодняшний день повсеместно внедряются различные конечно-элементные программы, для более быстрого расчёта и проверки проектируемых изделий. Это позволяет сократить время на проектирование и внедрение новых технологий и продуктов. В настоящее время натурные эксперименты проводятся для верификации данных, полученных при моделировании процесса.

Для моделирования процесса обтяжки можно использовать программный комплекс фирмы Simula Abaqus. В модуле explicit достаточно достоверно получается смоделировать процесс.

На рисунках 2 и 3 представлены варианты моделирования выполненные с рядом допущений.

Под предлагаемый метод моделирования и проектирования также разрабатывается оборудование которое несомненно будет интересно для промышленности.

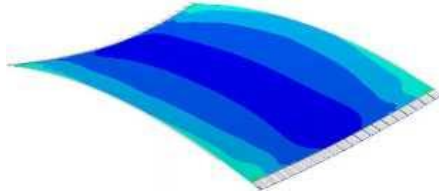


Рис.2. Распределение деформаций на детали №1.

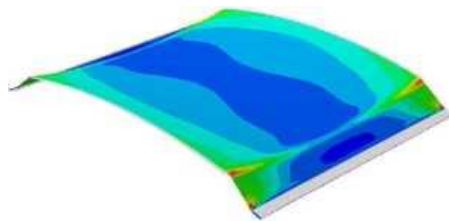


Рис.3. Распределение деформаций на детали №2.

В целях решения данной проблемы проводится исследовательско-конструкторская работа по созданию прессы, который будет реализовывать как продольную так и поперечную обтяжку. В данный момент времени разрабатывается вариант лучшей компоновки формирующей общий облик будущей машины. (Рис.4.)

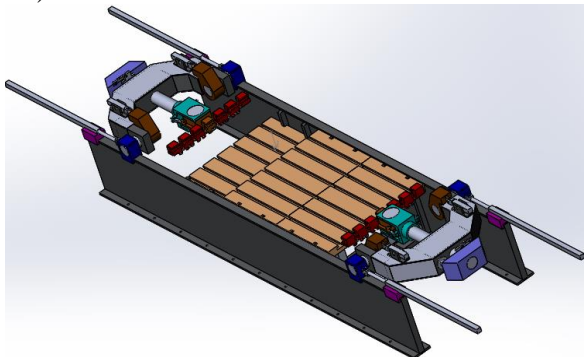


Рис. 4. Внешний облик будущей мшины.

При этом отдельные узлы и элементы проходят проверку на прочность в программном комплексе SolidWorks Simulation фирмы Simula. Например, такие как станина перспективного прессы (рис. 5.).

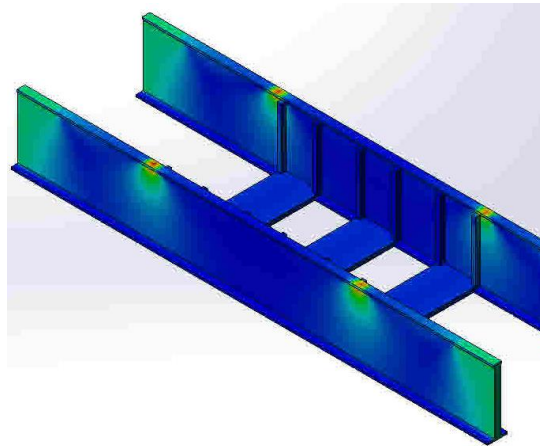


Рис. 5. Проверка конструкции на прочность

Литература:

1. Горбунов М.Н. Технология заготовительно-штамповочных работ в производстве самолетов. Учебник для ВУЗов. - 2-е изд. перераб. и дополн. - М.: Машиностроение, 1981. - 224 с., ил.(5-8с.,142-152с.).
2. Ковка и штамповка. Справочник в 4-х томах. Под ред. Е.И. Семенова. М.: Машиностроение, 1987г.(10с.,13с., 174-180с.)
3. Solid Works Service.

Исследование процесса изотермической пневмоковки высокопрочных материалов, подчиняющихся энергетической теории кратковременной ползучести и повреждаемости

Ларин С.Н., Платонов В.И., Леонова Е.В.
Тульский государственный университет
e-mail: mpf-tula@rambler.ru

Стрингерные радиаторные панели из алюминиевых и титановых сплавов используют в корпусных конструкциях летательных

аппаратов, где необходимо поддерживать заданный температурный режим. Данные панели устанавливаются по внутренним и наружным поверхностям корпусов приборных и специальных отсеков. Радиаторная панель представляет собой конструкцию из двух беззазорно соединенных листов с каналами между ними для циркуляции теплоносителя. Профиль сечения канала имеет заданную геометрию - круглую или прямоугольную в сечении канала, а сам канал может быть одно- или двухсторонним. Технологический процесс производства радиаторных панелей сводится к проведению на одной позиции обработки процессов, состоящих из последовательно выполняемых операций диффузионной сварки давлением газа двух листов и горячего формообразования каналов газом, подаваемым между листами.

Под кратковременной ползучестью понимается медленное деформирование в условиях вязкого или вязкопластического течения, упругими составляющими деформации пренебрегаем. Считаем, что если величина эквивалентного напряжения σ_e меньше некоторой величины σ_{e0} , например, соответствующей эквивалентной остаточной степени деформации $\varepsilon_{e0} = 0,2\%$ при эквивалентной скорости деформации $\dot{\xi}_{e0} = 0,02 \text{ 1/с}$, то процесс деформирования будет протекать в условиях вязкого течения материала и уравнения состояния с учетом повреждаемости, описывающие поведение материала, подчиняющегося энергетической теории ползучести и повреждаемости, могут быть

записаны в виде
$$\xi_e^c = \frac{B(\sigma_e/\sigma_{e0})^n}{(1 - \omega_A^c)^m}; \dot{\omega}_A^c = \frac{\sigma_e \xi_e^c}{A_{np}^c}.$$

В случае, когда характер течения материала описывается энергетической теорией нелинейного вязкопластического течения и разрушения, уравнения состояния при вязкопластическом

течении материала ($\sigma_e > \sigma_{e0}$) записываются в виде

$$\sigma_e = \sigma_{e0} \left(\frac{\varepsilon_e^{cp}}{\varepsilon_{e0}^{cp}} \right)^d \left(\frac{\xi_e^{cp}}{\xi_{e0}^{cp}} \right)^k \left(1 - \omega_A^{cp} \right)^r; \dot{\omega}_A^{cp} = \frac{\sigma_e \xi_e^{cp}}{A_{np}^{cp}}.$$

Рассмотрим формоизменение оболочки из материала, подчиняющегося энергетической теории ползучести и повреждаемости, свойства которого в предположении, что $\sigma_e < \sigma_{e0}$, описываются уравнениями (1).

Величина давления $p(t)$, обеспечивающее деформирование определяется по выражению

$$p = \left(\frac{A_1}{C_1} \right)^{1/n} \left(1 - \omega_A^c \right)^{\frac{m}{n}} \sin \alpha \cos^2 \frac{\alpha}{2} (\xi_{e1})^{1/n}. \quad (3)$$

Накопление повреждаемости ω_A^c вычисляется

$$\omega_A^c = 1 - \left[1 + \frac{n-m}{n} \frac{(\xi_{e1})^n \sigma_{e0} t}{A_{cp} B^{1/n}} \right]^{\frac{n}{m-n}}. \quad (4)$$

Определив $\omega_A^c(t)$ из выражения (4) и подставив их в выражение (3), получим значение давления $p(t)$, обеспечивающее деформирование при $\xi_{e1} = const$. Рассмотренные выше уравнения для анализа процесса изотермического свободного формоизменения узкой прямоугольной листовой заготовки позволили оценить влияние геометрических размеров заготовки, анизотропии механических свойств исходного материала на напряженное и деформированное состояния, закона нагружения, геометрические размеры изделия, кинематику течения материала и предельные возможности исследуемого процесса изотермической

пневмоформовки в режиме кратковременной ползучести, связанные с накоплением микроповреждений и локальной потерей устойчивости заготовки.

Работа выполнена в рамках базовой части государственного задания №2014/227 на выполнение научно-исследовательских работ Министерства образования и науки Российской Федерации на 2014-2020 годы и грантов РФФИ № № 16-48-710016 и 16-08-00020.

Основы расчёта процесса формообразования обтяжкой тонких оболочек двойной кривизны

Михеев В.А., Сурудин С.В.

Самарский университет

e-mail: vamicheev@rambler.ru; innosam63@gmail.com

Расчет процесса формообразования обтяжкой оболочек двойной кривизны различных геометрических форм проводится в рамках деформационной теории и использования безмоментного напряженного состояния. Рассматривается модель листовых оболочек, основанная на гипотезах Кирхгофа-Лява. Предполагается, что слои, эквидистантные по отношению к срединному слою, не испытывают нормальных сил взаимодействия. В результате внутренние напряжения представляются в виде функций двух криволинейных параметрических координат α и β , используя срединную поверхность элемента [1].

Сохранив тангенциальность внешнего силового приложения в процессе обтяжки листовой заготовки, оболочка двойной кривизны будет находиться в безмоментном напряженном состоянии. Тогда дифференциальные уравнения равновесия произвольного элемента в главных напряжениях безмоментной оболочки, можно записать в координатах α и β . Исходный вид этих уравнений представим в принятых нами обозначениях, но аналогично записи в работе [2].

Так как в случае безмоментного состояния напряжения распределяются равномерно по толщине оболочки, можно принять допущение, что уменьшение толщины листовой заготовки при формообразовании обтяжкой происходит в рамках малого параметра. Тогда можно считать, что решение по определению соотношения

напряжений с постоянной толщиной соответствует первому приближению. Последующие решения устанавливают величину толщины с использованием первого приближения для соотношения напряжений [3].

Точность расчета толщины зависит от принятых допущений в рамках технической теории оболочек. Кроме этого, точность зависит от вида функций, аппроксимирующих анизотропию, упрочнение и трение. Анизотропию листового материала характеризуют коэффициентами поперечной деформации (показателями анизотропии) μ_{ij} . Всего вдоль главных осей анизотропии можно определить шесть показателей μ_{ij} , из которых независимыми в нашем случае являются два: μ_{12} и μ_{21} . Принимается ортотропный листовый материал, который характеризуется тремя осями анизотропии. Ось 1 совпадает с направлением проката, ось 2 – поперек проката, ось 3 направлена по толщине. Кроме того, ось 1 совмещаем с направлением растяжения при обтяжке [4,5].

Для аппроксимации функции упрочнения материала при растяжении листовой заготовки используется степенная зависимость.

Поэтому при определении механических свойств достаточно использовать образцы, вырезанные в одном направлении. Условие пластичности, представленное линеаризованном виде, позволяет учесть анизотропию:

На разных стадиях растяжения элементы заготовки имеют различную скорость деформации. Можно в первом приближении считать, что скорости деформации по толщине не меняют своего знака, и зависимость деформации e_3 от времени является линейной. Тогда скорость деформации можно заменить приращением деформации. Для обеспечения монотонности деформации формообразование листовой заготовки проводим в условиях симметричной обтяжки без ее локализации в части листовой заготовки, расположенной между краем обтяжного пуансона и зажимными губками прессы. Растяжение листовой заготовки при формообразовании обтяжкой различается не только величиной усилий, но и областью их приложения по краю заготовки. При этом

зона пластической деформации на листовой заготовке очерчивается только с одной стороны в направлении растяжения, а второй, неявной границей, является переход между зонами пластической и упругой деформации, которую устанавливают расчетным или опытным путем на основе анализа физической сущности процесса.

Литература:

1. Новожилов, В.В. Теория тонких оболочек / В.В. Новожилов – Л.: Судпромгиз, 1962. – 431 с.
2. Филин, А.П. Элементы теории оболочек / А.П. Филин. – Л.: Стройиздат, 1975. – 256 с.
3. Попов, Е.А. Основы теории листовой штамповки / Е.А. Попов - М.: Наука.–1969. – С. 34–90.
4. Гречников, Ф.В. Деформирование анизотропных материалов / Ф.В. Гречников – М.: Машиностроение, 1998. – 448 с.
5. Арышенский, Ю.М. Теория и расчеты пластического формоизменения анизотропных материалов / Ю.М. Арышенский, Ф.В. Гречников. – М.: Металлургия. – 1990. – 304 с.

Особенности процесса формообразования обтяжкой оболочек выпукло-вогнутой формы

Михеев В.А., Сурудин С.В., Ерисов Я.А.

Самарский университет

e-mail: vamicheev@rambler.ru; innosam63@gmail.com

Известно, что продолжение процесса формообразования обтяжкой оболочки выпукло-вогнутой формы становится невозможным при потере устойчивости (складкообразование) в определенных зонах поверхности. Этот фактор ограничивает предельные степени формоизменения данного процесса [1]. Для исключения возможности появления складок необходимо знать особенности процесса формообразования обтяжкой оболочки выпукло-вогнутой формы с учетом свойств самой поверхности.

Одним из интересных свойств этой поверхности является то, что она образуется скольжением образующей параболы ветвями вниз по направляющей параболе ветвями вверх. Образованная при этом

седловидная поверхность в пересечениях с горизонтальными плоскостями дает гиперболические, а с параллельными асимптотическими плоскостями – прямые линии. В результате она является не только поверхностью двойной кривизны, но и дважды линейчатой поверхностью. Поверхность называется дважды линейчатой потому, что два действительных семейства асимптотических линий, проведенных через любую точку образующей, также представляют собой образующие данной поверхности [2,3].

Итак, линии кривизны и асимптотические линии связаны с определенными свойствами седловидной поверхности. Вдоль асимптотических линий седловидная поверхность оболочки легко переламывается или образуются вдоль них складки в случае, если седловидная поверхность обладает большой гибкостью и является, по сути, мембраной, не способной сопротивляться изгибу при наличии в оболочке вблизи асимптотических линий сжимающих напряжений. Однако значения сжимающих напряжений быстро уменьшаются при удалении от асимптотических линий, сохраняя безмоментность оболочки выпукло-вогнутой формы в целом даже при наличии так называемых линий искажения напряженного состояния, к которым относятся асимптотические линии данной поверхности.

Поэтому в процессе формообразования обтяжкой оболочки выпукло-вогнутой формы необходимо сохранить безмоментное напряженное состояние при выполнении определенных требований, сформулированные в работе [4]. Прежде всего, необходимо сохранить тангенциальность в процессе деформации растяжения листовой заготовки. Это требование достигается за счет приложения растягивающей нагрузки со стороны зажимных губок в направлении касательной к формообразующим контурам обтяжного пуансона.

Формообразующие контура обтяжного пуансона выпукло-вогнутой формы определяют два продольных гребня, между которыми расположена седловидная поверхность. Они совпадают с линиями главных кривизн. При наличии необходимого прижима листовой заготовки к поверхности схода обтяжного пуансона

растягивающая нагрузка со стороны зажимных губок будет обеспечивать формообразование в районе «закругленных» вершин обтяжного пуансона, что устраняет изгибание листовой заготовки в районе седловидной поверхности обтяжного пуансона и сохраняющей безмоментное состояние последней.

Литература

1. Михеев, В.А. Устойчивость оболочек двойной кривизны в процессе формообразования обтяжкой. / В.А. Михеев // Известия СНЦ РАН, т.6, №2, 2004. С. 408-413.
2. Ахметзянов, Р.И. Геометрические и конструктивные особенности гиперболических конструкций. / Р.И. Ахметзянов, Л.В. Данченко, Р.И. Рыбалкина. // Известия КГАСУ, 2014, №4 (30). С. 59-64.
3. Филин, А.П. Элементы теории оболочек / А.П. Филин. – Л.: Стройиздат, 1975. – 256 с.
4. Гольденвейзер, А.Л. Теория упругих тонких оболочек / А.Л. Гольденвейзер – М.: Наука, 1976. – 512 с.

Изготовление раскаткой осесимметричных деталей из жаропрочных сплавов

Мухтаров Ш.Х., Сухоруков Р.Ю., Утяшев Ф.З.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт проблем сверхпластичности металлов Российской
академии наук, Федеральное государственное бюджетное
учреждение науки Институт машиноведения им. А.А.*

Благонравова Российской академии наук

e-mail: shamilm@imsp.ru

Жаропрочные сплавы являются основным материалом конструкции современного газотурбинного двигателя (ГТД). В литом состоянии, с крупнозернистой структурой они отличаются малой пластичностью и труднодеформируемостью. Посредством деформационно-термической обработки в этих сплавах можно сформировать мелкозернистую структуру [1-5] и в условиях сверхпластичности раскатывать из них различные осесимметричные детали ГТД: диски, валы, кольца. Приведены примеры использования сверхпластической деформации

жаропрочных никелевых сплавов и изотермической деформации жаропрочных сталей для изготовления деталей ответственного назначения.

Показана возможность раскатки колец диаметром до 800 мм из никелевых сплавов (ЭК79, Inconel 718) на стане СРЖД-800 (рис. 1а) [5-7] из заготовок, вырезанных из осаженной шайбы. На примере кольца из сплава Inconel 718 показано, что в результате деформации с последующей раскаткой формируется мелкозернистая структура.

Показана возможность раскатки деталей типа «Фланец» и «Конус» диаметром до 600 мм из жаропрочных сплавов на модернизированном раскатном стане РНС-600 (рис. 1б) [5-7]. Деталь типа Фланец, которую невозможно получить штамповкой, была раскатана из сплава Inconel 718. Исследование микро- и макроструктуры детали после раскатки показало, что во фланцевой части формируется мелкозернистая структура с сохранением крупнозернистой структуры в мембранной части.

Деталь типа Конус была раскатана в изотермических условиях из хромистой стали из предварительно отштампованной за один переход заготовки. Технология изготовления была отработана с помощью компьютерного и физического моделирования.



а



б

Рис. 1. Общий вид стана СРЖД-800 (а) и стана РНС-600 (б) для раскатки деталей газотурбинных двигателей.

Необходимые служебные свойства деталей получают в результате последующей термообработки. Эффективность технологии связана с повышением служебных свойств деталей и снижением трудоемкости при применении современного автоматизированного оборудования. Литература

1. Утяшев Ф.З., Рааб Г.И. Деформационные методы получения и обработки ультрамелкозернистых и наноструктурированных материалов. Уфа: Гилем, НИК 2013. 376 с.

2. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия 1986. 224 с.

3. Utyashev F.Z. Strain Compatibility and Nanostructuring of Bulk Metallic Materials via Severe Plastic Deformatin. Material Science Forum. 2011. Т. 667-669, p. 45-49.

4. Утяшев Ф.З., Рааб Г.И. Площадь поверхности фрагментов, зерен и образца при больших холодных деформациях металлов и влияние поверхностей и очага деформации на измельчение структуры. Физика металлов и металловедение, 2006, т. 101, №3, с. 311-322.

5. Kaibyshev O.A, Utyashev F.Z. Superplasticity: Microstructural Refinement and Superplastic Roll Forming. Futurepast. Arlington, VA22201 USA, 200, 386 p.

6. Утяшев Ф.З., Сухоруков Р.Ю., Афонин В.Л., Мулюков Р.Р., Назаров А.А. Ротационный метод и стан для изготовления дисков газотурбинных двигателей из жаропрочных никелевых сплавов. //Проблемы машиностроения и автоматизации, № 1, 2012, с. 109-116.

7. Бурлаков И.А., Гейкин В.А., Морозов В.В., Мулюков Р.Р., Назаров А.А., Утяшев Ф.З. Научные основы высокоэффективной технологии раскатки осесимметричных деталей ротора газотурбинных двигателей из жаропрочных сплавов. Проблемы машиностроения и надежность машин. 2013, № 5, с. 96-105.

Способ гибки V-образной детали в штампе с упругими элементами

Нестеренко Е.С.

Самарский университет

e-mail: nesterenko77@mail.ru

Гнутые на угол 90° детали V-образной формы широко используются в строительстве, в машиностроении, в самолетостроении и других отраслях промышленности [1-3].

Детали из листового материала толщиной до 5 мм обычно изготавливают методами холодной листовой штамповки при температуре 20°C .

Пластические деформации при гибке протекают различно с каждой стороны изгибаемой заготовки: слои металла со стороны пуансона (внутри угла изгиба) в продольном направлении сжимаются и поперечном направлении растягиваются, а со стороны матрицы слои металла в продольном направлении растягиваются и в поперечном направлении сжимаются. Это приводит к неравномерным деформациям и искажению поперечного сечения детали, заключающееся в уменьшении толщины в месте изгиба, уширении внутри угла с образованием поперечной кривизны и сужении с наружной стороны. Чем меньше отношение толщины детали к ее ширине, тем искажение сечения детали больше [4-6].

Процесс пластической деформации при гибке всегда сопровождается упругой деформацией, величина которой зависит от условий гибки и соотношения размеров изгибаемой заготовки.

При гибке деталей явление упругого пружинения проявляется в увеличении заданного угла гiba детали после снятия нагрузки и увеличении радиуса гiba, соприкасающегося с поверхностью пуансона [1-6].

Таким образом, целью данного исследования является разработка методики проектирования способа гибки V-образных деталей на угол 90° с применением упругих элементов в совмещенном штампе [7].

На рис.1 представлена схема процесса.

При использовании данной схемы штамповки с использованием упругих элементов повышается точности геометрии (радиуса и угла гiba), нет необходимости проводить калибровку в другом штампе.

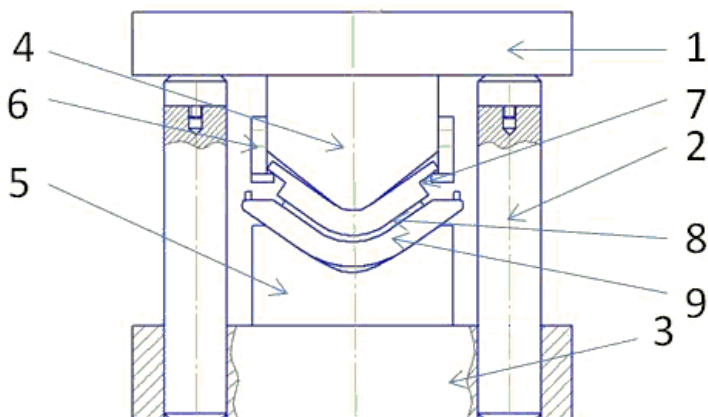


Рис. 1. Схема процесса гибки на 90° в штампе с упругими элементами

1-верхняя плита штампа; 2-колонна; 3-нижняя плита; 4-пуансон; 5-матрица; 6- обойма; 7,9-упругие элементы; 8-заготовка

Литература

1. Rudman L.I. Reference stamps Designer: Stamping. М .: Engineering, 1988.
2. Romanovsky V.P. Handbook of cold stamping. М .: Engineering, 1979.
3. Schuler GmbH. Metal forming, Handbook, Springer, 2012.
4. X. Tian, J.Z. Cui, M.Z. Xiang, J.W.Z. Lu, A.Y.T. Leung, V.P. Iu, K.M. Mok, Atomistic simulations on polycrystalline Cu nanowires under tension, bending and torsion loadings, in: AIP Conference Proceedings, American Institute of Physics, 2010, pp. 1315–1320.
5. Wu Dongjiang, Zhang Qiang, Guo Dongming. Experiment on bending of Al_2O_3 ceramic slice with CO_2 CW2laser [J]. Optics and Precision Engineering, 2009, 10(17):2473~2479.
6. J. Liu, S. Sun, Y. Guan, Journal of Materials Processing Technology, 209 (2009) 1580-1587.
7. Nesterenko. E. Stamping of hemispheric surface parts in die tool equipped with steel elastic element. (2016) Key Engineering Materials, 684, pp. 234-241.

Моделирование процесса штамповки крупногабаритных поковок

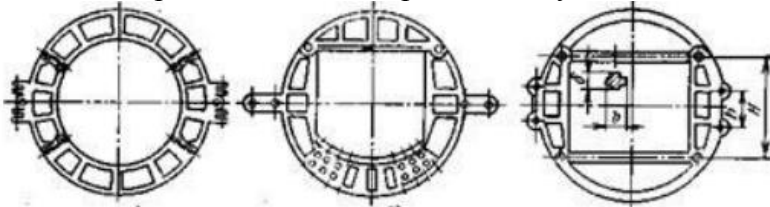
Петров М.А., Елесин Д.А.

Университет машиностроения

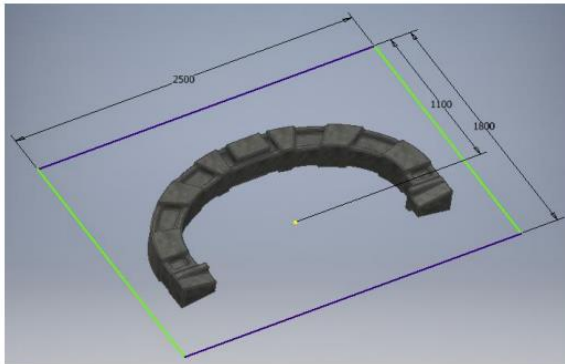
e-mail: petroffma@googlemail.com

В связи с совершенствованием традиционных технологически процессов, казалось бы, решённые технологические задачи претерпевают новую постановку. Так, например, инструменты САПР позволяет по -новому проектировать поковки и инструмент, новые материалы (интерметаллидные соединения, композитные материалы) требуют выбора температурного интервала обработки, а технологии штамповки на прессах с сервоуправлением - определения граничных условий проведения процесса. Казалось бы, что с развитием методов компьютерного проектирования все скрытые от глаза тонкости процесса становятся видимыми, а подбор технологических параметров зависит от опыта расчётчика. Однако, для больших поковок (с одним из размеров более 1,5 метров) расчёт в известных программах становится трудоёмким и требует большой компьютерной мощности. На Рис. 1а показаны типы рамных составных шпангоутов. На Рис.1б представлен пример секции (свода) силового двухсоставного (Рис. 1а, слева) шпангоута стрингерного фюзеляжа самолёта. На Рис. 1в показана нижняя половина штампа для изготовления секции силового шпангоута методом горячей открытой (облойной) объёмной штамповки. По прогнозам открытых источников, доля штамповок для нужд энергетической промышленности, в частности атомной энергетики, к 2020 году в массовом выражении составит 70.000 тонн, что связано с глобальным увеличением потребления электроэнергии и ростом количества атомных электростанций. Также количество альтернативных источников энергии (ветрогенераторов) увеличится, и возникнет необходимость изготавливать штампованные элементы редуктора и ротора. Положительная тенденция наблюдается и для гражданской авиации. Так в 2005 году пассажиропоток составил почти 1 млрд. человек. Если тенденция сохранится, то к 2020 году эта цифра увеличится в 1.000 раз. В эту цифру включены также и грузовые

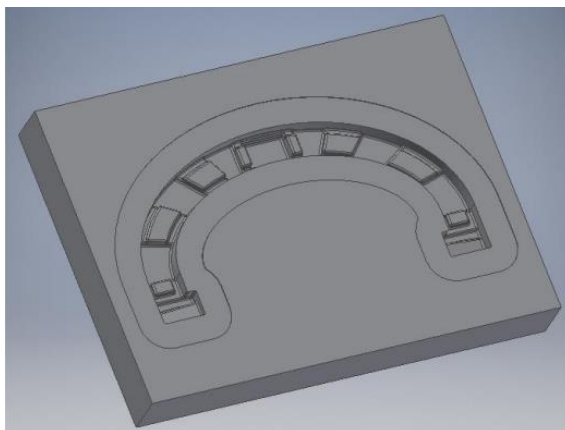
перевозки. Это обстоятельство будет способствовать обновлению имеющегося парка самолётов и постройке новых. В статье рассматривается методика (подход) к проектированию и моделированию процессов ОМД для получения крупногабаритных поковок из цветных сплавов. В частности, в ПО QForm проведено компьютерное моделирование процесса горячей объёмной штамповки шпангоута фюзеляжа, стойки шасси и половины колеса самолёта. Получены данные по температурным и деформационным полям. Изотермическое деформирование проводилось с целью получения реперных значений. После этого строился график отклонения по силам, напряжениям и деформациям при условиях поведения моделирования в неизотермических условиях.



а)



б)



в)

Рис. 1. Исходные данные для моделирования штамповки шпангоута: а) типы рамных (силовых) шпангоутов: из двух полусводов (слева); из двух боковин, нижнего и верхнего полусводов (по центру); комбинированный (справа) б) 3D-модель секции составного рамного (силового) шпангоута с указанием габаритных размеров описанной прямоугольной области (габариты штампа) в) 3D-модель нижней половины штампа для штамповки секции шпангоута

Применение технологий оптического сканирования и их интеграция в процессы горячей объёмной штамповки

Петров М.А., Ильдиб И.С.А., Косачёв Н.В.,

Соколов Е.А., Петров П.А.

Университет машиностроения

e-mail: petroffma@googlemail.com

В связи с активным внедрением современных технологий на производствах, которые включают в себя новые системы производства и контроля качества, может быть повышен спрос на сертифицируемую продукцию и объём её производства. В связи с этим на заготовительных производствах, в которых последовательность процессов определяет качество изделия, необходимо проводить контроль точности изготовления изделий сразу после технологических операций, например, операций ХОШ

и ГОШ. Практическая ценность данной работы заключается в том, что разработанный алгоритм позволит связать получаемые методом оптического или лазерного сканирования объекты (3D-модели) с реальностью через физические свойства объектов, что позволит точно (в указанном поле допуска) и быстро проводить оценку поковок, не прибегая к выборочному контролю, который проводится в лаборатории в отрыве от производственной линии, а не на сразу после проведения технологической операции (онлайн-метод).

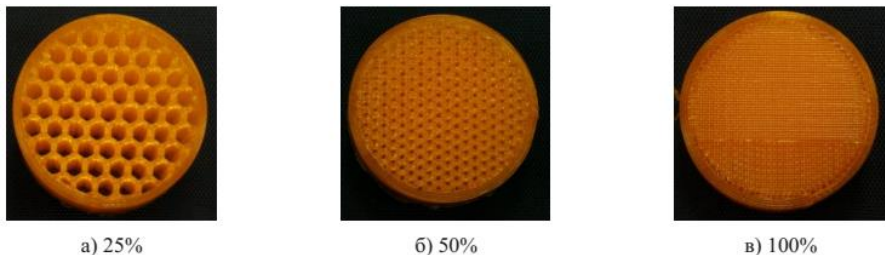


Рис. 1. Вид исследованных степеней заливки цилиндрических образцов из ПЛА-полимера

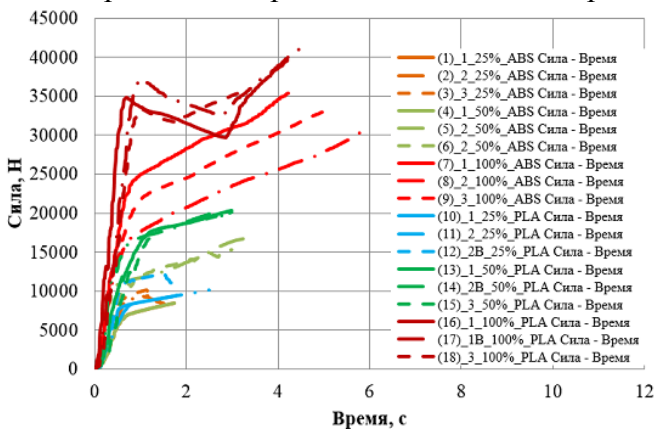


Рис.2. График изменения силы деформирования от времени, полученные после осадки образцов из ПЛА и ABS-пластика с ПЗ = 25%, 50 и 100%

Для решения данной задачи рассматривается бесконтактный способ сканирования, цель которого – своевременный сбор информации о качестве (геометрической точности) изделия и её передача в систему принятия решения, которая, в случае

обнаружения выхода размеров из назначенных допусков, либо отбраковывает полуфабрикат, либо решает, на какую промежуточную операцию нужно отправить полуфабрикат, чтобы на конечной стадии была произведена качественная деталь.



а) натуральный образец после деформирования б) 3D-модель, полученная на основе сканирования

Рис.3. Сравнение результатов оптического сканирования полимерных образцов

На первом этапе исследования планируется разработать алгоритм внедрения описанного подхода. С этой целью проводились эксперименты по одноосному сжатию цилиндрических образцов, изготовленных из модельных материалов (АБС- и ПЛА-полимеров).

При этом при сохранении внешнего контура образца изменялась его степень заливки с 25% до 100% (Рис. 1). Данная пористость не является эквивалентом пористости сплошного тела, поэтому был произведён её пересчёт. Оригинальные графики изменения силы в зависимости от хода ползуна представлены на Рис. 2. При проведении оптического сканирования были выявлены ошибки (артефакты), представленные на Рис. 3. Некоторые из них являются существенными. Были выявлены следующие артефакты по результатам проведённого сканирования: 1) лишние углубления; 2) отсутствие разрыва поверхностей; 3) сглаживание острых ребер. Они могут быть исправлены более тщательным выбором фокусного расстояния камер 3D-сканера.

Исследование влияния модели сопротивления деформации на результаты моделирования штамповки деталей из алюминиевых сплавов

Петров П.А., Воронков В.И., Бузлаев Д.В.,
Харсеев В.Е., Спицына Э.М.

Университет машиностроения, кафедра «Машины и технологии обработки металлов давлением имени И.А.Норицына», Россия,
Москва

e-mail: v-i-w@bk.ru

В докладе рассмотрены различные детали из алюминиевых сплавов, заготовки для которых получают методом горячей штамповки в изотермических условиях [1,2]. Будет дан анализ дефектов возникающих при штамповке на основании проведённых экспериментов и компьютерного моделирования. В докладе, на примере работы с такими программными комплексами как QForm, Deform, Abaqus будут подробно рассмотрены этапы постановки задачи расчёта изотермической штамповки и влияние исходных данных на получение корректного результата моделирования, дающего высокую сходимость с экспериментальными данными и позволяющие с достаточной степенью точности моделировать возникающие дефекты. Особое внимание будет уделено заданию свойств материала, будут рассмотрены следующие шаги в подготовке данных по сопротивлению материала пластической деформации:

1. Способы задания материала: табличный, с использованием моделей сопротивления деформации.
2. Модели сопротивления деформации: эмпирические, феноменологические [3,4,5].
3. Получение коэффициентов моделей на основании проведённых механических испытаний [6,7,8].
4. Проведение механических испытаний, обработка экспериментальных данных [9,10] и использование метода постановки обратной задачи (рис. 2).

В выводе доклада будут обозначены основные проблемные аспекты постановки задачи моделирования изотермической штамповки алюминиевых сплавов, решение которых позволит

повысить точность получаемых результатов. В первую очередь это нехватка точных и единообразных справочных данных по сопротивлению деформации различных сплавов в широком температурном и скоростном диапазоне. В современном производстве, где широко применяется компьютерное моделирование на этапе разработки технологии изготовления деталей, цифровая база данных физических свойств материалов является более чем насущной проблемой. Как правило кривые текучести материалов берутся из различных источников без учёта информации о том, как именно были проведены испытания и обработаны экспериментальные данные - это может привести к тому, что такие физические процессы как тепловой эффект деформации, или такие неизбежные неточности эксперимента как неоднородность полей накопленной деформации и напряжений в испытываемых образцах, внесут погрешность в расчёт. Кроме того нужно отметить и другую проблему, связанную уже с теорией ОМД. При расчётах горячей штамповки (в частности изотермической штамповки алюминиевых сплавов) использование феноменологических моделей предпочтительнее, т.к. в отличие от эмпирических позволяют учитывать историю нагружения материала и благодаря этому точнее моделировать процессы протекающие во времени и влияющие на сопротивление деформации, например такие, как разупрочнение или изменение скорости деформации. Однако применение феноменологических моделей затруднительно как из-за нехватки экспериментальных данных, так и в силу ограничений заложенные в алгоритмах специализированного ПО для расчёта процессов деформирования, в первую очередь это вызвано тем, что накопленная деформация рассчитывается как сумма приращений на каждом шаге а не как функция от времени.

Литература:

1. Петров П.А., Гневашев Д.А., Воронков В.И., Иванов В.А., Басюк С.Т. Конечно-элементное моделирование процесса изготовления тонкостенных оболочек в штампе с жестким буферным устройством. // Технология легких сплавов 2011. – №1, с. 86 – 93

2. Гринберг И.В., Гневашев Д.А., Воронков В.И., Петров П.А. Физическое и математическое моделирование процесса изготовления тонкостенных оболочек в штампе для выдавливания. // Технология легких сплавов. 2 (2010) 101-106.

3. P.Petrov, M.Abbod. Analysis of rheological behavior of Al-Cu-Mg-Fe-Ni alloy at elevated temperatures using phenomenological flow stress model. // International Journal of Material Forming, Vol.2, Suppl 1 (2009) 371-374

4. P.Petrov, V. Voronkov, K. Potapenko, M. Petrov Исследование сопротивления деформации сплава системы Al-Mg-Si при резком изменении скорости деформации при повышенных температурах// Research into flow stress of Al-Mg-Si alloy during the abrupt change of the strain rate at elevated temperatures. // Computer Methods in Materials Science 13 (2013) 1, pp. 63-67

5. П.А. Петров, В.И. Перфилов. Экспериментальное исследование разупрочнения алюминиевого сплава АМг6. // Известия ТулГУ. Серия. Механика деформируемого твердого тела и обработка металлов давлением. Тула: ТулГУ, вып.2, 2006, с. 203-211.

6. Потапенко К. Е., Воронков В. И., Петров П. А. Моделирование механических испытаний для изучения сопротивления деформации при резких изменениях скорости деформации. // Известия МГТУ "МАМИ" 2013. – №2(16), т.2, с. 178 – 184.

7. Потапенко К. Е., Воронков В. И., Петров П. А. Определение модели сопротивления деформации по найденным изотермическим кривым текучести с применением современных компьютерных программ. // Заготовительные производства в машиностроении 2013. – № 8, с. 32 – 38.

8. Петров П.А., Воронков В.И., Потапенко К.Е., Петров М.А., Гамзина О.Ю. Research into the flow stress of Al-Mg-Si alloy (AD-35) during the abrupt change of the strain rate at elevated temperatures. // Key Engineering Materials. 2013, 554 – 557, 1099 – 1104.

9. П.А. Петров, А.В. Дубинчин. Построение «изотермической» кривой текучести алюминиевого сплава АМг6. // Обработка материалов давлением. Сборник научных трудов. №1 (19), 2008.

Краматорск: Донбасская государственная машиностроительная академия, стр. 145-150.

10. П.А. Петров. К вопросу построения «изотермической» кривой текучести алюминиевого сплава АК4-1. // Обработка материалов давлением. Сборник научных трудов. №2 (21), 2009. Краматорск: Донбасская государственная машиностроительная академия, стр. 135-140.

Исследование и формирование зоны деформации при резке тонкостенных труб кручением

Симагина С.Г.

Самарский университет

simaginasve@gmail.com

В условиях развития российских авиационной и ракетно-космической отраслей в рамках государственной программы Российской Федерации «Развитие авиационной промышленности на 2013-2025 годы» особенно актуальными становятся вопросы качества используемых материалов и заготовок, а также технико-экономических показателей при заданном объеме производства [1, 2].

Как известно современные авиационное и ракетно-космическое производства широко используют тонкостенные трубчатые детали. Для повышения качества получаемых тонкостенных трубчатых заготовок был разработан безотходный способ резки тонкостенных труб кручением с активным противодавлением [3]. При осуществлении процесса разделения в нем обеспечивается одновременная резка и калибровка исходной заготовки.

Процесс резки осуществляется следующим образом. Внутри трубы помещается втулка из эластичной среды, после чего трубу вставляют в подвижную и неподвижную матрицы, имеющие центрирующий участок. После установки трубы к эластичной среде прикладывают сжимающее усилие, затем, не снимая усилия, подвижную матрицу поворачивают. При этом происходит одновременная калибровка и разделение трубы.

С целью повышения качества реза и последующего усовершенствования способа резки тонкостенных труб были проведены исследования влияния зазора h между матрицами на геометрию очага деформации [4]. Оценка качества поверхности разделения показала, что исследуемый процесс приближается к способам резки на металлорежущем оборудовании.

Для дальнейшего исследования процесса формирования зоны деформации были проведены эксперименты по определению распределения длины зоны деформации l по длине и толщине разрезаемой заготовки.

Проведенные исследования показали, что с увеличением угла поворота длина зоны деформации l увеличивается по оси трубы, оставаясь при этом постоянной по ее периметру. Кроме того следует отметить, что длина зоны деформации l увеличивается от внутренней поверхности к наружной, а характер ее изменения нелинейный. Поскольку изменение величины l незначительное (8-13%), то ее значение в дальнейшем может быть усреднено. Кроме того для определения длины зоны деформации за ее значение принималась величина длины зоны деформации на наружной поверхности $l_{\text{нар}}$.

Изучение геометрии очага деформации проводилось с привлечением методов металлографического анализа. При оценке поверхности разделения замер размеров производился с помощью инструментального микроскопа с точностью линейных размеров 10^{-6} м и угловых – 1 секунда.

Соотношение теоретических и экспериментальных значений величины l приведены в таблице.

Таблица. Соотношение теоретических и экспериментальных значений длины зоны деформации (образцы из сплава АМг6М, диаметр 55×10^{-3} м)

S/D	$l_{\text{нар}}$, 10-6 м	$l_{\text{теор}}$, 10-6 м	Δl , 10-6 м	Δl , %
0,011	1,047	1,035	0,012	1,15
0,006	0,529	0,486	0,043	8,10

Таким образом, сходимость полученных и экспериментальных значений позволяет говорить о возможности расчета длины зоны деформации по полученным аналитическим выражениям.

Длина зоны деформации является не только характеристикой очага деформации, но и одним из показателей качества полученных заготовок. Это связано с анизотропией механических свойств, с повышенными характеристиками механических свойств вдоль волокна.

Предложенный способ резки труб кручением позволяет формировать расположение волокон при резке параллельно поверхности разделения, что обеспечивает их повышенную стойкость при последующей обработке. Для этого можно использовать влияние давления q , прижимающее заготовку к матрицам [5]. Кроме этого возможно моделирование процесса формирования очага деформации с оптимальным расположением волокон за счет угла закручивания волокон при предварительном нагреве заготовки [6].

Литература:

1. Ye.I. Lyzhnikov, Ye.K. Dunda: Forging and Stamping Production (Material Working by Pressure). 1 (2013), p.p. 18-20.

2. Информация на http://www.consultant.ru/document/cons_doc_LAW_162188/

3. А.с. 1348027

4. Simagina S. Development and Enhancement of thin-walled tube separation methods //Key engineering materials . – 2016. – 534 p. – Vol. 684, pp. 218-221

5. А.с. 1779480

6. А.с. 1731476

Моделирование технологических методик пластического деформирования

Соломонов К.Н., Тищук Л.И.

*Воронежский филиал Московского государственного
университета путей сообщения (МИИТ)*

e-mail: konssol@list.ru

В общем объеме заготовок, получаемых в процессах пластического деформирования авиакосмических материалов, немалую долю составляют поковки, имеющие ярко выраженное полотно и ребра жесткости. Большую роль в формировании качественного изделия играет неравномерность течения металла по полотну поковки. Неправильная оценка неравномерности формоизменения заготовки, в значительной степени зависящая от неоднородности граничных условий, в ряде случаев приводит к образованию дефектов («недооформление», «прострел», плохая завязка волокон и т.п.). Для управления течением металла в производственной практике используются технологические и конструкционные приемы (бобышка, рассекатель, технологический вырез, ложное ребро или полотно и т.д.), дающие возможность предотвратить образование указанных дефектов.

Рациональное применение различных технологических методик обеспечивается экспериментальным и компьютерным моделированием процессов пластического формоизменения.

Сегодня экспериментальные методы приобретают все большее многообразие, в основном благодаря резкому скачку в развитии инструментальных компьютерных средств и программных продуктов. Наряду с традиционными методами экспериментальных исследований (такими, как промышленный и лабораторный эксперименты, аналоговое моделирование) значительное распространение получил, так называемый, виртуальный эксперимент, позволяющий с большой достоверностью моделировать процессы пластического формоизменения.

В последние годы для моделирования процессов обработки металлов давлением на металлургических и машиностроительных предприятиях широко применяются программные комплексы, способные прогнозировать формообразование заготовки. В большинстве своем они базируются на методе конечных элементов. Одним из таких, хорошо зарекомендовавших себя на различных предприятиях мировой промышленности, считается CAD/CAE-система DEFORM, учитывающая различные параметры

(реологию, температуру, трение, марку материала и т.п.) процессов пластического деформирования.

С помощью этой вычислительной системы был проведен виртуальный эксперимент по штамповке гаечного ключа из плоской заготовки. Попытка получения гаечного ключа из прямоугольной заготовки не увенчалась успехом; из прямоугольной заготовки с углублением удалось получить требуемую поковку, но с большим облоем; достаточно удовлетворительный результат был получен при штамповке поковки из профилированной заготовки с углублением.

Не менее важным средством подтверждения теоретических разработок остается промышленный эксперимент. С целью апробации разработанной методики была проведена постадийная штамповка плоских заготовок из алюминиевых сплавов, которая показала, что для благоприятного формирования симметричной поковки с ребрами жесткости, целесообразнее штамповать ее в два перехода в предварительном и окончательном штампах, при этом предусмотрев углубление под бобышку в окончательном штампе.

С целью исследования формообразования поковки в процессах горячейковки были проведены лабораторные эксперименты по осадке пластилиновых образцов, адекватно моделирующих пластическое формоизменение металла в процессах горячей деформации. Результаты показали, что после осадки образца без технологической выемки наблюдается выпучивание сторон, что при определенных требованиях к изделию нежелательно. Вместе с тем заготовка, полученная из образца с выемкой, имеет ровные боковые стороны.

Оценка влияния тиснения поверхности листовой заготовки на процесс вытяжки цилиндрической детали

Чертков Г.В., Лосев М.Г.

Самарский университет

e-mail: chertkovgy@inbox.ru

Известно, что в операциях листовой штамповки при вытяжке тонкостенных деталей требуется более сильный прижим фланца

для ликвидации его гофрообразования . Это приводит к увеличению сил трения, росту напряжений в опасном сечении и преждевременному разрыву заготовки. Отсюда следует, что для снижения опасности разрыва заготовки в этом случае необходимо уменьшение сил трения на контактной поверхности заготовки с матрицей и прижимом. Решение данной проблемы видится в следующем: если на поверхности заготовки, обращенной к зеркалу матрицы, сформировать шероховатую поверхность в виде большого количества микроуглублений, то такая поверхность, предварительно покрытая смазкой, при сильном прижатии будет удерживать смазку в микроуглублениях. В результате должны уменьшиться напряжения в опасном сечении вытягиваемой детали.

Для формирования микроуглублений (тиснения) на поверхности алюминиевой заготовки был применен способ получения тисненых листов с неглубоким рельефом путем ее прокатки в гладких цилиндрических валках с использованием листового «спутника» в виде листа наждачной бумаги или листа бумаги для офисной техники (рис. 1).



Рис. 1 – Поверхность алюминиевого листа после прокатки с обжатием 10% совместно с листом офисной бумаги

Цель тестового экспериментального исследования состояла в оценке характера изменения толщины готовой детали на донной части и на её боковой поверхности. Вытяжке подверглись 3 заготовки из сплава АД0 в виде диска диаметром 160 мм, толщиной 1,78 мм:

1. с гладкой двусторонней поверхностью,
2. с односторонним тиснением после прокатки с офисной бумагой,
3. с односторонним тиснением после прокатки с мелкой наждачной шкуркой.

В качестве штампа для вытяжки с прижимом использовался лабораторный штамп с матрицей диаметром $\varnothing 94$ мм, с пуансоном диаметром $\varnothing 90$ мм и постоянным жестким прижимом.

Замеры толщины стенки полученного стакана из гладкой заготовки и из заготовок с тисненой поверхностью представлены на рисунке 2.

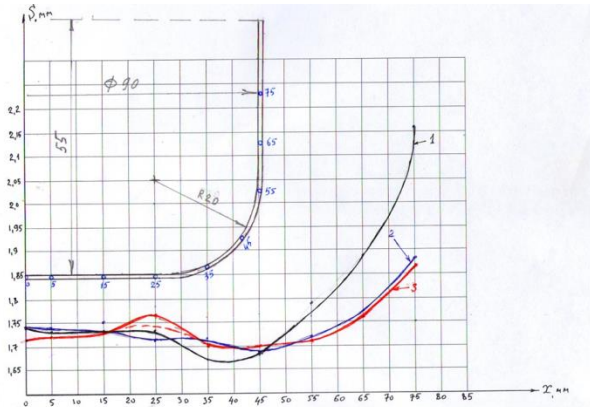


Рис. 2 –Изменения толщины стенки цилиндрической детали вдоль образующей после вытяжки

Вывод

Как видно из рисунка 2 разнотолщинность стенки у деталей, полученных из заготовок с тисненой поверхностью, значительно меньше, чем у деталей, полученных из заготовки с гладкой поверхностью.

Таким образом, можно считать, что наличие микроуглублений на заготовках с тисненой поверхностью оказывает положительное влияние на величину и характер распределения напряжений трения на контактной поверхности заготовка – зеркало матрицы.

Исследование и методика расчёта параметров формообразования монолитных панелей в авиастроении

Тлустенко С.Ф.
Самарский университет

Основным содержанием исследований и направлением развития технологии деформации монолитных панелей является исследование и аналитическое описание процессов деформирования механически фрезерованных или получаемых химическим травлением панелей обшивок летательных аппаратов при различных схемах процессов ОМД и видов применяемого оборудования.

Анализ и исследование технологии изготовления панелей одинарной кривизны (нулевой полной кривизны, цилиндрической и конической формы) в изометрической плоскости показали, что они могут быть получены простым изгибом, в отличие от панелей двойной (положительной полной кривизны или отрицательной полной кривизны, знакопеременной -комбинированной кривизны, которые не изометрические и схемы их деформации имеют сложный характер. Однако во многих случаях для деления панелей по признаку кривизны и выбору способа деформации необходим анализ схемы построения поверхности, которая характеризуется видом образующей, исходных направляющих сечений, по которым движется образующая, и видом движения образующей по исходным сечениям. Анализ показал, что главными признаками формы полотна панелей и выбора схем деформации являются: переменность толщины полотна, наличие соединительных законцовок, вырезов, местных жесткостей (площадок), изменяющих степень деформирования на данном участке. Полотно при различном силовом наборе может быть постоянной, плавнопеременной (клиновой), ступенчатопеременной толщины, быть без законцовки или иметь одну или две законцовки.

Не все различные варианты процессов формообразования панелей имеют достаточное теоретическое обоснование расчетных схем деформации, особенно по расчётам оптимальных величин вытяжки за переход, параметров действительных напряжений и деформаций, что приводит в ряде случаев к недопустимому утонению материала заготовки, оградке наружной поверхности и др. Для расчёта параметров напряжений и деформаций рассмотрим метод для определения напряжений и положения нейтрального

слоя по напряжениям, где уравнение равновесия угловой зоны изгиба имеет вид:
$$\frac{\partial \sigma_\rho}{\partial \rho} + \frac{\sigma_\rho - \sigma_\theta}{\rho} = 0, \quad (1)$$

где $\sigma_\rho, \sigma_\theta$ – радиальное и окружное напряжение соответственно; ρ – текущее значение радиуса нейтрального слоя.

Исходная формула для определения деформации панели имеет вид:
$$e_n = -e_u - e_v = -e_u. \quad (2)$$

Следовательно, тогда текущее значение деформации e_i можно вычислить по формуле:

$$e_i = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \left(1 + v^2 \cdot \left(\frac{\partial \theta(u)}{\partial u} \right)^2 \right). \quad (3)$$

Удельную работу деформации полки A_n с учетом степенного упрочнения можно получить интегрированием приращения удельной работы:

$$A_n = \int \sigma_i \cdot de_i = \frac{1}{m+1} \cdot A \cdot e_i^{m+1} \approx \frac{A}{m+1} \cdot \left[\frac{2}{\sqrt{3}} \cdot v^2 \cdot \left(\frac{\partial \theta(u)}{\partial u} \right)^2 \right]^m \quad (4)$$

где σ_i – интенсивность напряжений; A, m, v – параметры упрочнения в зоне изгиба; u -деформация; e_i – интенсивность деформаций.

Согласно принятой логике вычисления, удельная работа деформирования угловой зоны:

$$A_{y2}^{y\partial} = \frac{1}{m+1} \cdot e_i^{m+1} \left[\frac{2}{\sqrt{3}} \cdot \ln \left(\frac{\rho}{\rho_c} \right) \right]^{m+1}. \quad (5)$$

Таким образом, при гибке полки происходит перераспределение сил деформации в донную часть панели, под действием которых она выпучивается и переходит в пластическое состояние, причем

зона выпучивания обычно не простирается далее зоны плавного перехода. Установлена зависимость параметров зоны изгиба от величины поджатия полки для пластической зоны донной части панели, для которой по результатам расчётных значений A_n логичными являются следующие допущения:

1) работа сил деформации в зоне выпучивания мала в сравнении с работой пластического сжатия;

2) длина пластической области в донной части панели равна протяженности зоны плавного перехода подгибаемой полки;

3) боковые границы пластической области в донной части профиля близки по форме к ветвям некоторой параболы, которые могут быть аппроксимированы линейной зависимостью с углом подгибки в качестве аргумента.

Математическое моделирование процессов упругопластического деформирования монолитных панелей для конструкций летательных аппаратов

Тлустенко С.Ф.

Самарский университет

e-mail: titan250@mail.ru.

В настоящее время процессы упруго-пластического деформирования монолитных панелей не имеют достаточного теоретического обоснования для построения расчётных схем деформаций панелей различных конструкций с учётом свойств материалов, из которых они изготовлены, что не всегда позволяет достичь требуемых показателей точности, качества и стабильности процессов формообразования деталей, в том числе и при управлении гибкой и прокаткой в условиях автоматизации процессов. Это связано со сложностью теоретического обоснования способов выбора расчётных схем формообразования, основными из которых по признаку приложения внешних нагрузок являются гибка моментом, гибка поперечной силой, гибка с растяжением или сжатием. Оценка технологичности формообразования каждого типа монолитной панели является сложной задачей.

Исследование технологических параметров свободной гибки панелей показало, что результат гибки в основном определяется схемой распределения усилий деформирования при заданных величинах расстояний между опорами и последовательностью выполнения операций гибки. Соответственно в качестве отсчетной конфигурации выбирается начальная конфигурация панели, что позволяет объективно проводить выбор определяющих соотношений упругопластического деформирования с учетом малых деформаций и больших перемещений и поворотов, а также при учете геометрической нелинейности деформирования.

Математическая формулировка и описание модели процессов деформации материала панелей в этом случае может быть представлена в виде уравнений равновесия (уравнений принципа возможных перемещений) или уравнений баланса виртуальных работ в виде:

$$\int_V \sigma : \delta \varepsilon dV = \int_V \rho f \cdot \delta u dV + \int_{S_i} T^* \cdot \delta u ds, \quad \forall \delta u (\delta u = 0 \subset S_u), \quad (1)$$

где σ и ε являются соответственно симметричными тензорами напряжений и деформаций; u -вектор перемещений; f -вектор объемных массовых сил, действующих на единицу массы тела; V -занимаемая деформируемым телом область в базовой отсчётной конфигурации; S -общая площадь замкнутой поверхности, ограничивающей область деформации V ; S_u, S_T - локальные области поверхности S ($S = S_u \cup S_T, S_u \cap S_T = \emptyset$). На исследуемых локальных поверхностях S_u, S_T заданы векторы перемещений и поверхностных сил $T \equiv N \cdot \sigma = \sigma \cdot N : u = u^*$ на S_u , где u^* - текущее заданное значение u на S_u , $N \cdot \sigma = T^*$ на S_T ; N -единичный вектор внешней нормали к поверхности S_T ; ρ -удельная плотность деформируемого материала в базовой отсчётной конфигурации; В аналитических зависимостях между тензорами и векторами точка обозначает операцию их внутреннего произведения как свертки по одному индексу; знак $(:)$ между тензорами обозначает операцию их внутреннего двойного произведения как свёртки по двум индексам; знаком (δ) обозначена вариация переменной таким образом, что

$\delta u = 0$ на S_u , то есть граничные условия на S_u являются главными, а на S_T - естественными.

При этом кинематическое соотношение (связь тензора деформаций с тензором градиента перемещений) имеет вид :

$$\varepsilon = \frac{1}{2} (\nabla u + \nabla u^T), \quad (2)$$

где ∇u - тензор градиента перемещений, где ∇ - набла-вектор, который определяется по отношению к начальной базовой конфигурации объема деформируемой панели; верхний индекс (Т) обозначает операцию транспонирования. Для расчёта текущих значений напряжений определяющее соотношение можно записать в форме:

$$\dot{\sigma} = C : \dot{\varepsilon} \quad (3)$$

где C – тензор четвертого ранга, компоненты которого в общем случае зависят от компонент тензоров напряжений и деформаций, а в ряде случаев их скоростей. Здесь и далее точка над величиной обозначает материальную производную, то есть частную производную этой величины по параметру деформирования (времени) t для фиксированной материальной точки. В частности, к материалам, определяющие соотношения которых записываются в виде (3), относятся упругопластические материалы. Компоненты тензора C для теории упругопластического течения, как для случая идеального, так и для материала с изотропным упрочнением, известны.

Используя методику теоретических расчётов параметров деформации панели, получим линеаризованное уравнение равновесия в приращениях для расчёта параметров геометрической нелинейности в процессах деформирования панели, где в качестве отсчётной базовой конфигурации принимается начальная конфигурация панели, а не текущая деформированная в некоторый момент времени процесса формообразования t , где $\forall \delta u (\delta u = 0 \subset S_u)$:

$$\int_V \delta e^t C_{\alpha\beta} dV + \frac{1}{2} \int_V {}^t S : \delta \left[\nabla \bar{u} \nabla \bar{u}^T \right] dV = \int_V \rho^{t+\Delta t} f \cdot \delta \bar{u} dV + \int_{S_i} {}^{t+\Delta t} T \cdot \delta \bar{u} ds - \int_V {}^t S : \delta e dV, \quad (4)$$

$$\text{где } \bar{u} \equiv \Delta u, \quad e \equiv \frac{1}{2} (\nabla \bar{u} + \nabla \bar{u}^T + \nabla^t u \nabla u + \nabla u \nabla^t u^T)$$

Такая методика позволяет применять шаговую процедуру интегрирования уравнений по параметру деформирования панелей t .

Повышение качества изготовления детали «рычаг» с применением программного комплекса DEFORM 2D

Звонов С.Ю., Вольф В.Б.

Самарский университет

e-mail: sergei_zvonov@mail.ru

Изготовление детали «рычаг» (рис. 1) возможно методом последовательной листовой штамповки, с применением следующих операций: последовательной вырубке и пробивке отходов, отбортовки отверстия с утонением материала, гибки.

В целях улучшения качества изготовления детали проведен анализ в программном продукте FormingSuite, который выявил опасные сечения. Для устранения выявленных недостатков проведено дополнительное пошаговое моделирование в программе Deform -2D. В рамках улучшения параметров детали подбирались геометрия инструмента с наилучшими параметрами, а именно уменьшения разнотолщинности и повышения качества реза.

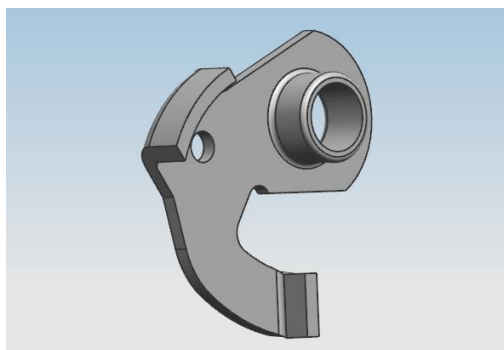


Рис. 1 - 3d модель детали

Использование современных методов проектирования позволило сократить время проектирования технологического процесса и повысить качество изготавливаемой детали.

Литература:

1. Романовский В.П. Справочник по холодной штамповке – 6-е издание, переработанное и дополненное – Л.: Машиностроение. Ленингр. отд-ние 1979 – 520 с., ил.
2. Попов И.П. Направленное изменение толщины листовой заготовки в процессах пластического деформирования/ И.П. Попов // Учебное пособие – Самара: Изд-во Самар. гос. аэрокосм. ун-та 2006. – 190 с.
3. Гречников, Ф.В. Использование программы DEFORM - 2D для описания операции глубокой вытяжки [Текст]/Ф.В. Гречников, А.Г. Шляпугин, К.А. Николенко - Деп. в ВИНТИ 15.06.06, № 804-B2006.

***Исследование влияния анизотропии свойств
обшивочных листов на процесс обтяжки оболочек
двояко-выпуклой формы***

Петров И.Н., Ерисов Я.А., Сурудин С.В.

Самарский университет

e-mail: yaroslav.erisov@mail.ru

Освоение новых процессов формообразования обтяжкой высокотехнологичных обшивок летательных аппаратов из алюминиевых сплавов требует надежных знаний о их механических свойствах, а также их анизотропии. Кроме того, необходимы сведения о влиянии реологических свойств деформируемых материалов на напряженно-деформированное состояние очага деформации, определяющее характер развития деформации в этих процессах и формирующее качество готового изделия. Имеются работы последних лет, посвященные решению частных технологических задач по совершенствованию процессов формообразования обтяжкой, в которых вопрос о влиянии анизотропии механических свойств затрагивается слабо, либо не затрагивается совсем.

Однако, два наиболее важных параметра процесса обтяжки разнотолщинность готовой обшивки и ее пружинение в основном являются следствием не кинематических параметров формообразования, а неконтролируемых факторов, таких как, неодинаковое внешнее трение, неодинаковое реологическое поведение деформируемого материала, задаваемое анизотропией свойств листовых полуфабрикатов.

В связи с этим для изучения влияния реологических свойств на процесс обтяжки, в данной работе проведено компьютерное моделирование в программном комплексе PAM-STAMP 2G.

Моделируемая схема обтяжки осуществляется в следующей последовательности. Заготовка предварительно растягивается и обертывается вокруг обтяжного пуансона, а затем подвергается дополнительному растяжению с целью вывода всех ее элементов за предел текучести. Последней стадией моделирования является снятие нагрузки, в результате которой возникает пружинение обшивки за счет упругих деформаций.

Для исследования влияния анизотропии свойств на разнотолщинность и пружинение применялось центральное композиционное планирование, которое включает полный и дробный факторный эксперименты и некоторое число дополнительных опытов, зависящее от числа факторов. В качестве переменных факторов модели использовались механические свойства материала: предел прочности σ_B , предел текучести $\sigma_{0,2}$, равномерное относительное удлинение δ_p , коэффициенты поперечной деформации μ_{ij} .

После моделирования всех вариантов обтяжки в соответствии с планом был проведен статистический анализ результатов и определены коэффициенты математической модели. На основании полученных коэффициентов были разработаны регрессионные зависимости пружинения и разнотолщинности от анизотропии механических свойств. Анализ полученных зависимостей показал, что механические свойства влияют на значения разнотолщинности и пружинения не значительно, в отличии от показателей анизотропии.

Используя известные методы поиска глобального минимума, была определена оптимальная анизотропия механических свойств, обеспечивающая минимальное пружинение 14,53 мм для данной схемы обтяжки обшивок из алюминий-литиевого сплава 1441: $\delta_p = 18\%$, $\mu_{21} = \mu_1 = 0,65$, $\mu_{12} = 0,47$ и разнотолщинность 19,62 мкм – $\delta_p = 14\%$, $\mu_{21} = \mu_1 = 0,65$, $\mu_{12} = 0,35$ (предел прочности и предел текучести являются статистически не значимыми и не влияют на рассматриваемые параметры).

Установлено, что оптимальные механические свойства, обеспечивающие минимизацию сразу двух параметров, соответствуют случаю минимального пружинения, так как в этих условиях разнотолщинность составляет 31,82 мкм, что удовлетворяет требованиям по допуску на толщину готовой обшивки (± 100 мкм).

Секция 2. Материаловедение и термическая обработка деформируемых материалов

Механическое легирование путём высоконапряжённого кручения: системы Cu/Ta и Al-Ga

Ибрахим Н., Надери М., Петерлехнер М., Эмайс Ф., Вегнер М., Вильде Г., Дивинский С.В.

Институт физики материалов Университета г.Мюнстера
e-mail: divin@uni-muenster.de

(Mechanical alloying via high-pressure torsion: Cu/Ta and Al-Ga systems, N. Ibrahim, M. Naderi, M. Peterlechner, F. Emeis, M. Wegner, G. Wilde, S.V. Divinski, *Institute of Materials Physics, University of Münster, Germany*)

Mechanical alloying via high pressure torsion (HPT) is investigated for the immiscible Cu-Ta and miscible Al-Ga systems. Stacks of alternating Cu/Ta sheets as well as pure Cu and pure Ta stacks were subjected to HPT processing at a pressure of 4 GPa for 10, 30, 50, 100 and 150 revolutions.

The effect of subsequent heat treatment on the phase composition and microstructure evolution of Cu/Ta and pure Cu or pure Ta foil stacks is examined by X-ray diffraction, scanning and transmission electron microscopy, differential scanning calorimetry and microhardness measurements.

The HPT processing of the Cu/Ta assembly by 150 revolutions is shown to produce a mixture of ultrafine grains corresponding to a Cu-16% Ta supersaturated solid solution with embedded nano-scaled Ta-rich particles and almost pure Ta grains, Fig. 1a. The ultrafine microstructure is characterized by extremely high microhardness and reveals a superior thermal stability remaining fine-grained even after annealing at 1000°C for 1 hour, Fig. 1b.

A supersaturated Al-Ga solid solution is produced by repetitive HPT processing and application of liquid Ga with unusual properties. The liquid Ga penetration in severely deformed ultra-fine grained matrix of

Al is investigated by first appearing method using scanning electron microscopy. The defect recovery and microstructure evolution are investigated using dilatometry, electron microscopy, microhardness, texture measurements and atom force microscopy.

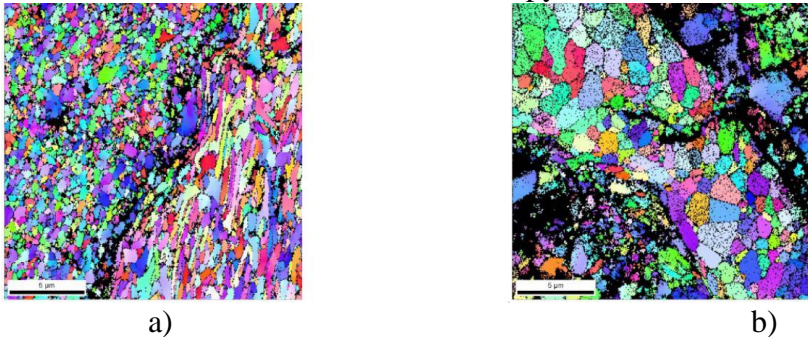


Fig. 1 - Orientation imaging microscopy using electron back scatter diffraction of Cu/Ta assemblies deformed by HPT processing for 150 revolutions in as-prepared state (a) and after annealing at 1000°C for 1 hour (b).

***Влияние отжига на скорости заполнения фильеры
мини-шестерни при процессе деформирования
выдавливанием***

Хуанг Т.-Х., Дженг К.-П., Гречников Ф., Ерисов Я.
*Национальный университет Формозы, Самарский
университет*

**(Effect of annealing treatment on die filling rate of mini
gear in squeezing forming process,**

Huang T.-H., Jiang C.-P., Grechnikov F., Erisov Ya, *National
Formosa University, Samara University*
e-mail: cpjiang@nfu.edu.tw

The aim of this research is to investigate the effect of annealing treatment on mechanical properties and deformability of titanium alloy to form mini gear in squeezing process. Diameter of experimental specimen was 5mm of Grade 2 Ti alloy. It was annealed with temperature in a range of 500 to 1000 °C, resulting in different initial grain sizes. The mechanical properties and hardness of annealed specimens were obtained by means of tensile and micro-hardness test.

In addition, a modulus of mini gear die was 0.92 and made of h13 steel. The annealed specimens were inserted in die and squeezed into mini gear. The experimental results show that microstructure of α -phase precipitates when annealing temperature reaches to 600 °C and hold time was 3 hours. The specimen which annealed with a temperature of 700 °C has the maximal elongation and die filling rate. Hardness of addendum circle and dedendum circle are 198 and 212 MPa, respectively. The microstructural of β -phase precipitates when annealing temperature reaches to 1000 °C resulting in brittle behavior and the lowest die-filling rate.

**Объяснение связи процесса обработки,
микроструктуры и свойств при сфероидизации
стали X6**

Гук С., Хоппач Д., Кавалла Р.
ТУ Фрайбергская горная академия
e-mail: Sergey.Guk@imf.tu-freiberg.de

(Understanding of processing, microstructure and property correlations during spheroidizing heat treatment of 100Cr6 steel,

Guk S., Hoppach D., Kawalla R., *TU Bergakademie Freiberg*)

Engineering materials, mostly steel, are heat treated under controlled sequence of heating and cooling to alter their physical and mechanical properties to meet desired engineering applications. In this paper, the effect of spheroidizing heat treatment (the intercritical and subcritical heat treatments as well as the spheroidization heat treatment involving the decomposition of supercooled austenite and cyclical intercritical annealing treatment) on the microstructure and some selected mechanical properties of 100Cr6 steel was studied. The steel samples were heat treated in a convection air furnace at different temperature levels and holding times and then cooled in different media. The mechanical properties of the treated and untreated samples were determined using standard methods and the microstructure of the samples was examined using metallographic microscope equipped with camera. Results showed that the mechanical properties of 100Cr6 steel can be changed and improved by various heat treatment techniques for a particular application. In addition it has been found that the temporal

evolution of the material properties is specific. The spheroidizing process is the diffusion controlled and thus the time-dependent and time-consuming process. On the other hand, the characteristic changes in the mechanical properties occur much faster. So the maximum possible property changes were determined under laboratory conditions after an hour holding period, although the microstructure is not corresponded to a fully spheroidized annealed condition. However, because the mechanical properties but not the spheroidization degree is crucial for the metal workability, the several annealing hours can be shortened to an hour.

Взаимодействие деформируемости металлов при лазерной маркировке для создания шаблонов для формирования сетки анализа деформаций высокопрочных сталей

Гук С., Прайс М., Кавалла Р.

TU Фрайбергская горная академия

e-mail: Sergey.Guk@imf.tu-freiberg.de

(Metal formability interactions in laser marking for creating of grid patterns for forming strain analysis of high strength steels, Guk S., Preiß M., Kawalla R., TU Bergakademie Freiberg)

A commercially available laser marking system based on diode-pumped Nd:YVO₄ laser was used for creating grid patterns for forming strain analysis of different multiphase steels. The aim was to determine and analyze the influence of laser working parameters on the formability of sheet material by means of an in-depth characterization of this induced microstructural and geometric inhomogeneity. The electrochemical etching served as the reference method without the negative effect of generating inhomogeneity. The formability was evaluated using the cupping test according to Erichsen and the Forming Limit Diagram. While the quantification of geometric inhomogeneity was based on the determination of the notch factor, light microscopy and microhardness measurement were used for the evaluation of microstructural inhomogeneity. Furthermore, on the basis of the results an empirical regression model was established which describes in terms of quantity the relationship between the examined factors such as laser

power, pulse frequency and scanning speed as well as the command variable and the mark depth. The results showed that microstructural inhomogeneity in the used marking parameters due to their locally very limited formation did not have an appreciable influence on the mechanical properties. In contrast to this, the induced geometric inhomogeneity had a marked influence on the material formability.

Влияние сочетания охлаждения и повторного нагрева на изменение микроструктуры микро легированных сталей

Кабанов А., Корпала Г., Кавалла Р., Ионов С.

TU Фрайбергская горная академия, НИТУ МИСИС

e-mail: Alexander.Kabanov@student.tu-freiberg.de

(Effect of cooling and reheating combination on the microstructure evolution of micro alloyed steels, Kabanov A., Korpala G., Kawalla R., Ionov S., *Technische Universität Bergakademie Freiberg, The National University of Science and Technology MISiS*)

This paper was conducted on two high-strength micro alloyed steels, which differ in molibden and carbon contents. In order to determine the influence of deformation and cooling speed on the kinetics of ferrite and bainite transformations CCT (continuous-cooling-transformation) diagrams were obtained. Modelling of the roughing and finishing rolling were realized on a Gleeble HDS-V40 thermo-mechanical simulator, during which the flow curves were obtained and analyzed. Additionally, this study inspected the temperature influence in the start and finish of accelerated cooling after rolling, holding in the area of bainite transformation and additional reheating after accelerated cooling on the evolution of microstructure. Microstructure analysis with light microscopy and Vickers hardness were measured. Among others, during realization of aforementioned testing influence of molibden and carbon contents on kinetics of ferrite and bainite transformation and microstructure evolution analyzed.

Модель образования профиля толщины магниевых полос, отлитых в валковый кристаллизатор

Кавалла К., Хок М.

TU Фрайбергская горная академия

(Model for the formation of the thickness profile of Twin-Roll-Cast (TRC) magnesium strip, Claudia Kawalla, Michael Höck

TU Bergakademie Freiberg,

E-Mail: claudia.kawalla@bwl.tu-freiberg.de , michael.hoeck@bwl.tu-freiberg.de

Aircraft performance and its weight reduction are closely related to each other [1]. The decreasing optimisation potential of conventional produced materials force aircraft designers to concentrate on new materials and technologies. Magnesium strips produced by a new technology, developed by the Institute of Metal Forming in collaboration with MgF Magnesium Flachprodukte GmbH [2], offer new possibilities in the light weight construction of aircrafts. The technology consists of of the Twin-Roll-Casting and hot strip rolling process [2, 3], which can be carried out both continuously and discontinuously.

An important quality criterion of Twin-Roll-Cast strips is the thickness profile. The thickness profile arises in the roll gap. Melted magnesium alloy is fed into the roll gap due to pressure. When the melt gets in touch with the cooled work rolls, two solidifying shells build up in the contact areas on both roll surfaces. They are merged together and deformed by the roll pressure [4,5,6]. The forming process of the thickness profile already starts in the area of the heterogeneous phase and extend to the solid phase.

A structural equation model for the formation of the thickness profile was developed to analyse the complex and to some extend unknown relationships between Twin-Roll-Cast process parameters and the thickness profile.

It was evaluated by the variance-based Partial Least Squares Structural Equation Modeling (PLS-SEM) approach [8]. The paper will illustrate the further development of the model by including additional Twin-Roll-Casting campaigns. The results of the predictive modelling

technique allow an approximation with a higher model accuracy of the existing interrelationships.

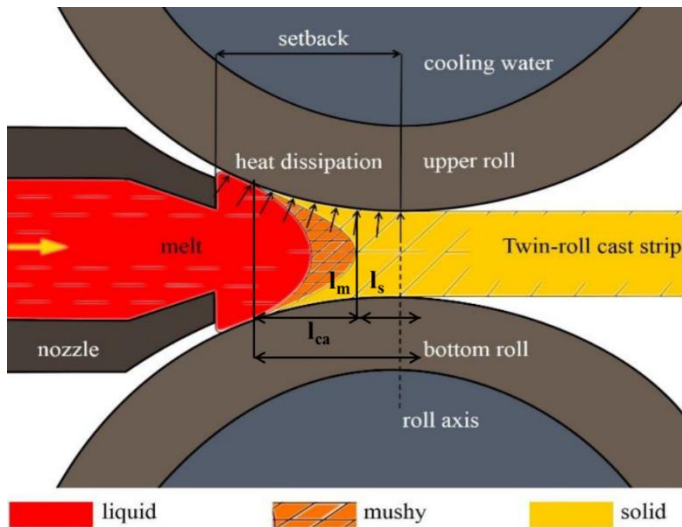


Fig. 1: Twin-Roll-Casting process in the roll gap (similar to [7])

References:

1. Flake C Cambell, 2006: Manufacturing Technology for aerospace structural materials. p.2.
2. R. Kawalla, M. Oswald, C. Schmidt, M. Ullmann, H.-P. Vogt, N.D. Cuong, 2008. New technology for the production of magnesium strips and sheets. *Metalurgija*, Vol. 47, br. 3., pp. 195-198.
3. A. Nam, U. Prüfert, M. Eiermann, R. Kawalla (2015). Numerical modeling of thermal evolution in hot strip rolling of magnesium alloy. *Key Engineering Materials*, Vol. 651-653, pp. 207-212.
4. C. Kawalla, M. Höck, M. Oswald, 2015. Concept of a quality assurance system for hot rolled TRC magnesium strips.
5. A. Mieke, U. Gross, 2012. Modelling of heat transfer and solidification processes in horizontal twin-roll casting of magnesium AZ31. *Material Science and Engineering* 33, pp. 1-8.
6. A. Mieke (2014). Numerical Investigation of Horizontal Twin-Roll Casting of the Magnesium Alloy AZ31. *Hochschulschrift*.
7. B. Frischknecht, *Aluminium* 77 (2001), 746-751.

8. Forthcoming 2016 – С. Kawalla, M. Höck: An empirical examination of the formation of the thickness profile of Twin-Roll-Cast magnesium strip.

Исследование влияния термической обработки и деформации на микроструктуру жаропрочного сплава ХН45МВТЮБР (ЭП718)

Анохин В.В., Пугачева Т.М., Шумских С.В.

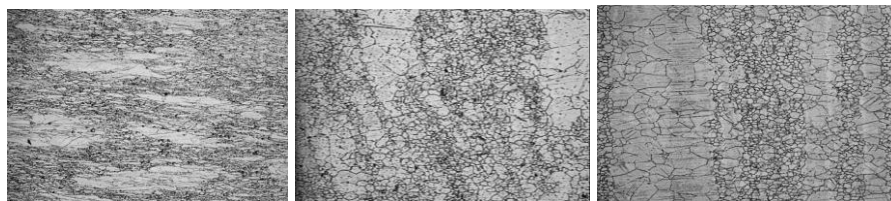
Самарский Государственный Технический Университет,
shumskix.sergej@mail.ru

Целью работы была разработка режима термообработки, которая позволила бы уменьшить степень разнотерности после штамповки и термообработки деталей ГТД из жаропрочного сплава ХН45МВТЮБР (ЭП718).

Исследования микроструктуры проводились на образцах продольного и поперечного сечения прутков $\varnothing 25$ в исходном состоянии, после горячей деформации (1020°C) с разной степенью деформации (28-48%), также после типовой термообработки, включающей закалку от $1000\pm 5^{\circ}\text{C}$ с выдержкой 2 часа, охлаждение в масле, старение $780\pm 5^{\circ}\text{C}$ с выдержкой 5 часов, охлаждение на воздухе и после проведения дополнительной термообработки (нормализация при 950°C в течение 5 ч) перед штамповкой.

В исходном состоянии зерно в поперечном сечении образца однородное, мелкое 9-10 номер шкалы ГОСТ 5639-82. В продольном направлении наблюдается строчечная структура.

После горячей продольной осадки в средней части образца наблюдается укрупнение зеренной структуры, зерна вытянутые (рис.1, а). Это говорит о зоне интенсивной деформации в средней части заготовки. После поперечной осадки образцов наблюдается полосчатая неоднородность (рис. 2, б, в). Причем, при степени деформации 28% крупные зерна расположены по сечению более хаотично, чем при деформации 47%. Микроструктура зерен в средней части соответствует 4-5 номеру (укрупненные, вытянутые) и 8-9 номеру (мелкие зерна). Можно сделать вывод, что происходит общий рост зерна при горячей деформации.

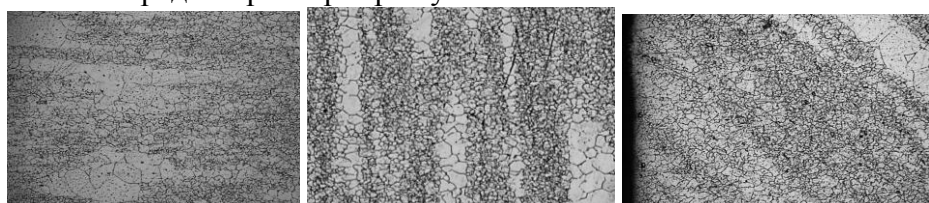


а) б) в)

Рис. 1 - Микроструктура образцов в средней части заготовки после осадки (x100)

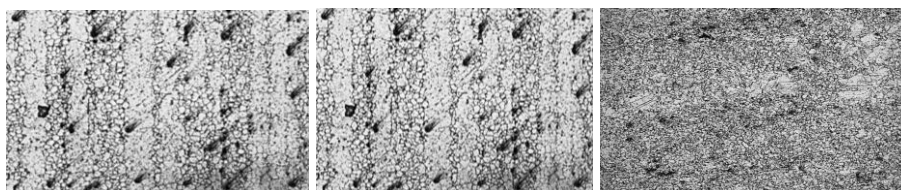
а - продольная осадка, степень деформации 46%; б - поперечная осадка, степень деформации 28%; в - поперечная осадка, степень деформации 47%

Из рисунка 2 видно, что типовая термообработка делает структуру более однородной с небольшими крупнозернистыми зонами. Средний размер зерен увеличивается.



а) б) в)

Рис. 2 - Микроструктура образцов в средней части заготовки после термообработки: а - продольная осадка, степень деформации 46%; б - поперечная осадка, степень деформации 28%; в - поперечная осадка, степень деформации 47% (x100)



а) б) в)

Рис. 3 - Микроструктура образцов после нормализации, осадки и термообработки

а - продольная осадка, степень деформации 46%; б - поперечная осадка, степень деформации 28%; в - поперечная осадка, степень деформации 47% (x100)

После дополнительной нормализация перед штамповкой и типовой термообработкой наблюдается практически однородная микроструктура с небольшим количеством укрупненных зерен (рис. 3).

После продольной осадки в средней части наблюдается строчечная структура в направлении предыдущей деформации.

После поперечной осадки заготовки структура изменилась не значительно, полосчатость проявляется в меньшей степени. На рисунке 4, в представлена разнотернистая микроструктура после поперечной осадки заготовки. Наблюдается улучшение зеренной структуры по сравнению с рисунком 3, в.

Улучшение структуры, по-видимому, связано с тем, что термообработка исходной заготовки перед стандартной термообработкой снимает напряжения, которые находятся в прутке после предыдущей деформации. Это позволяет стабилизировать структуру. Не происходит наложения горячей деформации на ту, которая сохраняется в исходном прутке при поставке с завода. Кроме того, очевидно, происходит растворение тех частиц, которые обуславливают неравномерный рост зерна в различных областях заготовки. Величина зерна выравнивается, практически по всему сечению образца и становится равной 9-10 номера шкалы ГОСТ 5639-82.

Таким образом, проведенное исследование показало, что введение дополнительной термической обработки (нормализация) приводит к формированию требуемой техническими условиями однородной по размеру микроструктуры 9-10 номера шкалы ГОСТ 5639-82.

Выявление благоприятных режимов отжига для получения штампованных крыльчаток из жаропрочного сплава

Балякин А.В., Носова Е.А., Галкина Н.В.

Самарский университет

e-mail: nata12_92@mail.ru

Изделия из жаропрочных сплавов на основе никеля получают свои окончательные свойства после упрочняющей термической

обработки. Технология селективного лазерного спекания может применяться в качестве заготовительной операции получения таких изделий. Для установления влияния термической обработки на свойства спечённых образцов из сплава ВВ751П проводились их испытания на гибку и измерение твёрдости.

Для этого образцы размером 2x10x30 мм были выращены из материала ВВ751П с помощью метода селективного спекания на установке. Далее образцы подвергались термической обработке: отжигу, а далее старению при температуре 850° в течение 3, 6, 9, 12 и 15 часов. После термической обработки образцы деформировались в инструментальном штампе с углом при вершине 90° и радиусом скругления 10 мм.

Изменение геометрии образцов определяли по изменению высоты угла между полками после старения. Измерения производились в программном продукте КОМПАС-3D. Со сканированных образцов были измерены высоты угла по наружному, среднему и внутреннему радиусам скругления после старения. Для более точной оценки среднее значение вычислялась как среднеарифметическое минимального (внутреннего) и максимального (наружного) радиусов. По результатам расчета и измерения были получены зависимости изменения деформируемости от продолжительности времени старения. Данная зависимость позволяет сделать вывод, что при старении до 9 часов наблюдается уменьшение деформируемости. Однако, при старении от 9 до 12 часов деформируемость увеличивается.

Также была измерена твердость по Роквеллу для каждого образца, построена зависимость изменения твердости от продолжительности старения. Согласно этой зависимости было выявлено, что с увеличением продолжительности времени старения твердость увеличивается по линейному закону.

Влияние содержания кремния в конструкционных сталях на строение и скорость роста цинкового покрытия

Бондарева О.С. Мельников А.А.
Самарский университет

e-mail: osbond@yandex.ru

Цель исследования заключалась в выяснении влияния содержания кремния в конструкционных сталях на микроструктуру и скорость роста цинкового покрытия при постоянной температуре процесса и неизменном химическом составе расплава. Установлено, что увеличение содержания кремния в стали ускоряет процессы взаимной диффузии и приводит к росту общей толщины покрытия за счет роста ζ -фазы. Показано, что для получения требуемой толщины покрытия 80-100 мкм на изделиях из стали с низким содержанием кремния (Ст235 Si=0,005%) необходимо выдерживать в расплаве цинка 4-8 мин, а детали из стали Ст3 (Si=0,22%) и 09Г2С (Si=0,51%) - не более 2 мин.

***Определение параметров активации сваркой зоны
контакта пластически деформированных листов
сплава Д16 и стали Ст3***

Бочаров Н.М. Дорошко Г.П.

*СамГТУ, Самарский государственный архитектурно-
строительный университет*

e-mail: bocharov_nikolya@mail.ru

Повышенный интерес к сталеалюминевым соединениям сохраняется. В настоящее время разработано много методов обеспечения контакта между разнородными металлами. Однако вопрос обеспечения качественного и прочного контакта на границе раздела фаз до сих пор остаётся открытым. Проблема не только в образовании хрупкого интерметаллического слоя между сталью и алюминием, и его распространении вглубь слоёв обоих металлов в процессе сваривания, но в строении интерфазы. Исследуя условия её образования можно определить параметры процесса соединения металлов.

Контактная сварка для локального исследования точек наиболее пригодный для этого вариант. Главной её особенностью является то, что сварка осуществляется под давлением и можно регулировать радиусы точек.

Из теории дискретного температурного анализа следует что необходима химико-термическая поверхностная активации

алюминиевого сплава веществом, которое в процессе сварки со сталью реагирует с оксидной плёнкой, образуя неметаллический барьер. Анализ с помощью диаграмм совмещения показал, что наиболее подходящим является кремний, который может создать с оксидной плёнкой алюминия барьер муллитовой стехиометрии.

Контактная сварка осуществлялась на следующих предварительно прокатанных металлах: - среднепрочный дюралюминиевый сплав Д16, толщиной 2 мм; - низкоуглеродистая сталь Ст3, толщиной 1,5 мм.

Сварка выполнялась на оборудовании ТКМ – 75 при следующих параметрах:

- сила тока 80 ± 85 кА; - приложенное усилие $\sim 0,18$ МПа; - диаметр электрода 5 мм.

Испытание на срез первой серии из 5 образцов без кремния в зоне контакта, показали разброс расчётных значений максимальных касательных напряжений при площади точки $\sim 19,625 \text{ мм}^2$ в интервале: 127,7 – 145,8 МПа. Результаты испытаний второй серии с химико-термической активацией поверхности алюминиевого сплава, при аналогичных параметрах сварки показали: 150,06 – 172,03 МПа.

Согласно полученным данным и выполненному ДТА можно судить, что кремний влияет на сопротивление сварной точки срезу, а также в составе контакта работает как флюс, однако, требуется более тонкая технология его нанесения на поверхность, которая позволит соблюдать необходимые стехиометрические пропорции. Кремния поступает больше, чем требуется и часть его участвует в образовании силикатного расплава, что делает интерметаллид хрупким. Необходима технология деструкционного эпитаксиального осаждения - ДЭП.

Электронное микроскопическое исследование поверхностей разрушения показало, что самый прочный контакт возникает в периферической зоне точки, площадь которой значительно меньше (примерно на 85%), чем принятая в расчёте, следовательно, максимальное касательное напряжение среза сильно занижено и фактически составляет максимум 318 МПа.

На диаграмме совмещения зона контакта достаточно широкая. Метод встречного совмещения структур показывает, что смена состояний перехода весьма тонкий процесс структурных превращений. Он подчиняется потоку напряжений и давлению электрода. Так же текстура соединения зависит от кристаллической структуры самих металлов и условий прокатки. Получившаяся зернистость и нано сетка может способствовать диффузионному проникновению вглубь листов и наоборот сопротивляться.

Встречное структурообразование со стороны листа стали имеет собственную специфику она в связана с преобразованием гексагональных фрагментов в кубические. На диаграмме видно, что температура, при которой это может происходить превышает температуру плавления алюминиевого сплава. Это означает, что только сварочным потоком металла повышения прочности композиции достигнуть невозможно. Точечная сварка должна быть переоборудована в «мягкий» вариант. Химическая ступень в слое структурообразования интерфазы должна сопровождаться включением дополнительной термической активации на более ранней стадии.

Таким образом, полученные результаты подтвердили перспективность сочетания теоретического анализа с экспериментальной проверкой контактной сваркой для определения параметров термической активации, в необходимых точках зоны контакта свариваемых листов. Требуется более детальное исследование окислительно-восстановительных процессов происходящих в потоках вещества. Необходимо получить серию диаграмм сканирования чистых металлов, они являются образователями соответствующих фрагментов структур.

Литература

1. Дорошко Г.П. Условие совместимости металлов за пределом деформирования / (СММТ,15): труды международной НТК - СПб.: Изд-во Политехн. Ун-та, 2015, - С 560-570.
2. Дорошко Г.П. Прогнозирование свойств материалов по сводной диаграмме плотности образующих веществ / (СММТ,13): труды международной НТК – СПб.: Изд-во Политехн. Ун-та, 2013.- С695-701.

Новый класс металлических материалов с предельно дефектной, метастабильной структурой и уникальными свойствами

Викарчук А.А., Гуткин М.Ю., Романов А.Е., Айфантис Э.Х.

Тольяттинский государственный университет, Институт проблем машиноведения РАН Физико-технический институт им.

А.Ф. Иоффе РАН, Университет Аристотеля в Салониках

e-mail:fti@tltsu.ru

Научно-технический прогресс общества невозможен без создания и использования новых материалов, в частности металлических, большинство из них - это кристаллы, обладающие дальним порядком в расположении атомов и трансляционной симметрией.

В конце 60-х годов прошлого столетия в Японии были получены аморфные металлы с ближнем порядком, сохраняющимся в пределах 1-2 нм, необычной структурой и уникальными физико-химическими и механическими свойствами [1]. Промежуточное положение между металлическими стеклами и аморфными сплавами занимают, впервые синтезированные в 1984 году, нанокристаллические материалы с размером кристаллитов от 3 до 100 нм [2]. В нанокристаллических материалах порядка 50% объема занимают межзеренные границы, которые существенно влияют на их механизм деформации и свойства.

В 1987 году в отдельный класс были выделены аморфно-кристаллические композиты [3] состоящие из 2-х фаз и обладающие высокими механическими характеристиками.

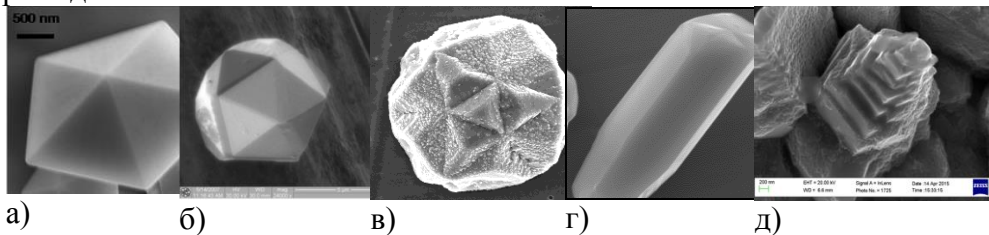
Недавно появился еще один перспективный класс металлических материалов – квазикристаллы [4]. В квазикристаллах, как и в аморфных материалах, нет дальнего периодического трансляционного порядка, присущего кристаллам, но имеется дальний ориентационный порядок, отсутствующий в аморфных металлах.

Эти металлические системы являются реальными и типичными представителями перспективным материалов с наноструктурой, представляет большой научный интерес для исследователей [1-4], и уже нашли широкое применение в технике и производстве.

В настоящее время, все большее внимание стал привлекать еще один весьма перспективный класс материалов, которые по своему строению, свойствам, особенностям поведения под нагрузкой, под воздействием температуры занимают промежуточное положение между нанокристаллическими и кристаллическими материалами – это малые частицы и дефектные кристаллы с осями симметрии 5-го порядка и массивные материалы из них.

Металлические пентагональные малые частицы и дефектные кристаллы, полученные методом электроосаждения металла, имеют размеры от 0,1 до 50 мкм вырастают из одного центра кристаллизации, разделены двойниковыми границами на кристаллические сектора, имеют специфическую огранку и оси симметрии 5-го порядка (одну или шесть), содержат частичные дисклинации, двойниковые прослойки или вставки. Электроннограммы от центра таких объектов демонстрируют пентагональную симметрию, а от отдельных секторов - ГЦК-решетку, а от областей вблизи двойниковых границ - ГПУ-решетку.

Наиболее яркими представителями этого класса материалов являются (рис.): а) декаэдрические малые частицы; б) икосаэдрические малые частицы; в) звездчатые многогранники; г) нитевидные пентагональные кристаллы; д) пентагональные пирамиды.



Такие материалы являются весьма перспективными и уже находят применение в науке, технике и различных отраслях промышленности.

К сожалению, эти материалы до сих пор малоизучены: не существует технологии их массового получения; не исследованы механизмы их роста; практически не исследованы их дефектная структура; не исследовалось их поведение в температурных и

силовых полях; нет информации о влиянии на их механические, физические и химические свойства дефектов структуры находящихся в них.

Все эти материалы являются предметом исследования в данной работе.

Литература

1. Судзуки К., Фудзимори Х., Хасимото К., Аморфные металлы // Под. Ред. Ц. Масумото. Пер. с япон. - М.– Металлургия, 1987. – 328.
2. Gleiter H. Nanostrukturierte Materialien // Phys., 1991, Bl.47, N 8, S. 753-759
3. Глезер А.М. Шурыгина Н.А. Аморфно-нанокристаллические сплавы. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2013. – 452 с.
4. Shechtman D., Blech I., Gratias D., Cahn J.W., Metallic phase with long-range orientational order and no translational symmetry // Phys. Rev. Lett., 1984, Vol. 53, N 20, p. 1951-1953.
5. Викарчук А.А., Грызунова Н.Н., Дорогов М.В., Приезжева А.Н., Романов А.Е. «Функциональные металлические материалы с фрагментированной структурой и развитой поверхностью» // Металловедение. Термическая обработка металлов. 2016. № 1 (727). С. 16 – 21.

Исследование влияния кристаллографической текстуры на штампуемость сплавов АМГ5, АМГ6, АМГ10 и Д16

Гречников Ф.В., Носова Е.А., Журавель Л.В.

Самарский университет

e-mail: eanosova@mail.ru

Остаточные напряжения в листовых металлах и сплавах оказывают влияние на точность геометрических размеров изделий, получаемых методами листовой штамповки. В работе экспериментально изучено влияние начального состояния листовых заготовок из сплавов АМг5, АМг6, АМг10 и Д16 и степени их деформации при прокатке на остаточные зональные напряжения и физическое уширение линий интерференции рентгеновских лучей. Перед прокаткой заготовки из всех сплавов

толщиной 2 мм подвергались отжигу, а заготовки из сплавов АМг10 и Д16 подвергались закалке. Установлено, что проведение рекристаллизационного отжига после холодной прокатки не устраняет полностью влияние пластической деформации на зональные остаточные напряжения во всех исследованных сплавах. Физическое уширение рентгеновских линий интерференции после отжига увеличивается. Проведено изучение роли размеров областей когерентного рассеяния и микроискажений кристаллической решётки на физическое уширение линий интерференции рентгеновских лучей. Увеличение физического уширения в сплавах АМг5 и АМг6 связано с наличием микроискажений кристаллической решётки, а в сплавах Д16 и АМг10 большее влияние на физическое уширение оказывает размер областей когерентного рассеяния в зависимости от степени обжатия при прокатке.

Определение термостойкости и комплекса свойств тонких листов сплавов систем Al-Cu-Mn и Al-Mg-Si

Демьяненко Е.Г., Попов И.П., Гольдбухт Г.Е.

Самарский университет

e-mail: e-dem@mail.ru

В ведущих странах мира известны десятки проводниковых сплавов алюминия, в том числе сплавы системы Al-Mg-Si, Al-РЗМ, Al-Mg(Cu), Al-Si. Область их использования – провода (в том числе и самолетные), кабели связи, шнуры, шины, профили и трубы различного электротехнического назначения.

На производственном рынке России распространены сплавы системы Al-Mg-Si (АВЕ, АД31) и ряд других. Известны сплавы 01327, 01417, 01527, 0111. Современные тенденции развития различных отраслей промышленности и в частности аэрокосмической техники, автомобилестроения приводят к необходимости разработки новых сплавов, технологий с высокими показателями термостойкости и пластичности. В качестве перспективных систем для исследования были выбраны малолегированные сплавы системы Al-Cu-Mn и Al-Mg-Si-(Cu) с добавками скандия, циркония, бора. Технологии плавки, литья,

деформации и термической обработки устанавливались в направлении обеспечения требуемой термостойкости при выдержке 250°C в течение 400 часов. Этому способствует и дополнительное физическое воздействие на расплав при кристаллизации импульсного магнитного поля. Влияние слабых импульсов тока на жидкое состояние вещества, в том числе на кристаллизирующий расплав, показано в работах. Известно, что термостойкие сплавы Al-Cu-Mn при низком содержании меди и специальном микролегировании могут теоретически использоваться как проводниковые, но опыта их промышленного применения нет. Тоже можно сказать и о сплавах системы Al-Mg-Si-Cu с рассматриваемыми легирующими добавками и использованием основных теоретических и практических принципов легирования проводниковых алюминиевых сплавов (квазибинарные системы Al-Mg₂Si и системы типа Al-D_xC_y-D_xB_z с введением бора).

В работе определяется термостойкость листовых образцов алюминиевых сплавов систем Al-Cu-Mn и Al-Mg-Si при выдержке 400 часов при 250°C , показатели механических свойств, коррозионная стойкость, полученные по технологиям, включающим воздействия при кристаллизации импульсными магнитными полями и слабыми импульсами тока.

Пластические зоны у вершины трещины как критерий оценки локального напряжённого состояния при разрушении крупнозернистых и УМЗ материалов с ОЦК и ГЦК решёткой

Клевцов Г.В., Клевцова Н.А., Валиев Р.З., Пигалева И.Н.
Тольяттинский государственный университет, НИИ Физики
перспективных материалов Уфимского государственного
авиационного технического университета
e-mail: klevtsov11948@mail.ru, RZValiev@mail.ru

Согласно положений механики разрушения, наиболее объективную информацию о локальном напряженном состоянии материала в момент разрушения дает анализ размеров и формы пластических зон, образующихся у вершины трещины. В работах

[1, 2] предложен количественный критерий оценки локального напряженного состояния материала как отношение максимальной глубины пластической зоны под поверхностью изломов h_{\max} к толщине образца или детали t , то есть h_{\max}/t . При разрушении материалов в условиях плоской деформации (ПД) отношение $h_{\max}/t < 10^{-2}$; в условиях плоского напряженного состояния (ПН) – отношение $h_{\max}/t > 10^{-1}$; в переходной области от ПД к ПН, отношение $10^{-2} < h_{\max}/t < 10^{-1}$. Однако остается открытым вопрос о возможности использования критерия h_{\max}/t при исследовании наноструктурированных материалов с УМЗ структурой.

Целью настоящей работы является установление связи критерия локального напряженного состояния материала h_{\max}/t с критериями механики разрушения и механизмами разрушения крупнозернистых (КЗ) и ультрамелкозернистых (УМЗ) материалов с ОЦК и ГЦК решеткой.

В качестве материалов с ОЦК решеткой использовали углеродистую сталь 10 (0,11 % С); в качестве материала с ГЦК решеткой – аустенитную сталь AISI 321 (0,06 % С; 1,2 % Мn; 17,5 % Cr; 9,4 % Ni; 0,48 % Ti) и алюминиевый термически упрочняемый сплав АК4-1 (2,48 % Cu; 0,21 % Si; 1,47 % Mg; 1,16 % Fe; 1,06 % Ni; 0,057 % Mn; 0,033 % Zn; 0,082 % Cr; 0,056 % Ti). Наноструктурированное состояние стали 10 было получено путем равноканального углового прессования (РКУП) при температуре 200 °С, количество проходов – 4, с поворотом образца вокруг продольной оси на 90° после каждого прохода (маршрут Вс). Угол пересечения каналов инструмента составлял $\varphi = 120^\circ$. Средний размер зерна стали 10 в УМЗ состоянии составил 300 нм. Аустенитную сталь AISI 321 исследовали в исходном (горячекатанном) состоянии и наноструктурированном состоянии. УМЗ состояние аустенитной стали AISI 321 было получено путем РКУП при температуре 20 °С, количество проходов – 4, маршрут Вс, $\varphi = 120^\circ$, Средний размер зерна составил 300 нм. Алюминиевый сплав АК4-1 исследовали в двух состояниях: после стандартной обработки Т6 (закалка + старение) и после РКУП. Стандартная обработка (Т6) включала в себя нагрев до температуры 530 °С, выдержку при этой температуре в течение одного часа, закалку в

воде и старение при температуре 190 °С в течение 7 часов, охлаждение на воздухе. Для получения УМЗ структуры сплав подвергали РКУП при температуре 160 °С, 6 проходов, угол $\varphi = 90^\circ$. Средний размер зерна после вышеуказанной обработки (РКУП) составил 300 нм.

Для оценки трещиностойкости материала образцы испытывали на машине Instron 8802. Исследование микрорельефа изломов проводили в растровых электронных микроскопах JSM-6490LV и SIGMA фирмы «ZEISS». Количество и глубину пластических зон под поверхностью изломов определяли рентгеновским методом [1, 2]. Съёмку поверхности изломов проводили на рентгеновском дифрактометре ДРОН-2.0 в Fe и Co K α излучении.

Сравним для широкого класса материалов с КЗ и УМЗ структурой предложенный критерий реализации условий плоской деформации (ПД) $h_{\max}/t < 10^{-2}$ с известным критерием механики разрушения $t/(K/\sigma_{0,2})^2 \geq 2,5$. (рис. 1).

Из приведенного рисунка видно, что критерий механики разрушения $t/(K/\sigma_{0,2})^2 \geq 2,5$, используемый для оценки условия ПД (на графике отмечен пунктирной линией), является менее жестким, чем предложенный критерий $h_{\max}/t < 10^{-2}$ и соответствует средней части переходной области от ПД к ПН.

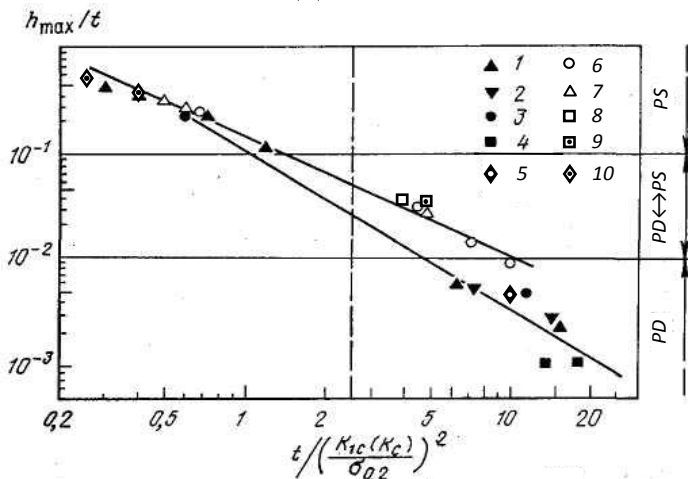


Рис. 1 – Связь критериев h_{\max}/t и $t/(K_{1c}(K_c)/\sigma_{0,2})^2$ для материалов с ОЦК решеткой (темные точки) и ГЦК решеткой (светлые точки)

при испытании на статическую трещиностойкость обычных материалов (1-4, 6-8) и наноструктурированных материалов (5, 9, 10). Пунктиром отмечен критерий $t/(K_{1C}/\sigma_{0,2})^2 \geq 2,5$.

1- сталь 20; 2- сталь 40; 3- 15X2МФА; 4- сталь 15; 5- сталь 10 (после РКУП); 6- Д16; 7- 03X13АГ19; 8- АК4-1; 9- АК4-1 (после РКУП); 10- сталь AISI 321 (после РКУП)

Критерий оценки локального напряженного состояния материала h_{\max}/t , основанный на анализе глубины пластических зон под поверхностью изломов, даёт возможность уточнить известный критерий механики разрушения $t/(K/\sigma_{0,2})^2 \geq 2,5$. Из рисунка 1 также можно сделать вывод, что при определении условий плоской деформации (ПД) необходимо учитывать тип кристаллической решетки материала. Для материалов с ОЦК решеткой условия ПД можно записать в виде: $t/(K_{1C}/\sigma_T)^2 \geq 5$, а для материалов с ГЦК-решеткой – в виде: $t/(K_{1C}/\sigma_{0,2})^2 \geq 10$.

Выводы: Для оценки локального напряженного состояния у вершины трещины, как в крупнозернистых, так и в наноструктурированных материалах с ОЦК и ГЦК структурой может быть использован критерий h_{\max}/t , где h_{\max} – максимальная глубина пластической зоны под поверхностью изломов; t – толщина образца или детали.

1. При испытании наноструктурированных материалов на статическую трещиностойкость (K_{1C}) оценку условия плоской деформации (ПД) по критерию механики разрушения $t/(K_{1C}/\sigma_{0,2})^2$ необходимо проводить с учетом типа кристаллической решетки материала. Для материалов с ОЦК решеткой условие ПД реализуются при $t/(K_{1C}/\sigma_T)^2 \geq 5$, а для материалов с ГЦК решеткой – при $t/(K_{1C}/\sigma_{0,2})^2 \geq 10$.

Литература

1. Клевцов Г.В., Ботвина Л.Р., Клевцова Н.А., Лимарь Л.В. Фрактодиагностика разрушения металлических материалов и конструкций.- М.: МИСиС, 2007.- 264 с.

2. Р 50-54-52/2-94. Расчеты и испытания на прочность. Метод рентгеноструктурного анализа изломов. Определение характеристик разрушения металлических материалов

рентгеновским методом.- М.: ВНИИНМАШ Госстандарта России. 1994.- 28 с.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 15-48-02119 р_поволжье_a).

Оптимизация параметров инжекционного литья с использованием метода Тагучи

Ковалькова Е.А.

*Самарский университет, Международный институт рынка
e-mail:kovalkovakaterina92@gmail.com*

Данное исследование рассматривает оптимизацию нескольких параметров литья под давлением для полимерного композиционного материала. В этом исследовании применяется метод Тагучи для того, чтобы сократить число экспериментов, чтобы определить оптимальные параметры обработки для нескольких качественных характеристик. [4] Метод Тагучи рассматривает только одну качественную характеристику. Следует определить параметры обработки, которые могут повлиять на литье под давлением, такие как давление на шнеке, давление подпрессовки, скорость впрыска, время подпрессовки, температура на шнеке, время цикла, относительный объем впрыска. [1]

Регулирование параметров обработки часто делается с учетом конструкции полости пресс-формы и ее размера, свойствами пластмассы и дефектами формовочного изделия и т. д. Такие задачи требуют накопленных данных и опытов из большого количества тестов и экспериментов для выяснения причин возникновения дефектов продукции. Что также влечет за собой длительный и трудоемкий процесс.[2,3]

В данном исследовании применяется метод Тагучи для планирования эксперимента. Соответствующий ортогональный массив был выбран в соответствии с параметрами литья под давлением и их уровнями в целях оптимального качества формирования полимерного композиционного материала методом инжекционного литья с минимальным количеством экспериментов.[5,6]

$L_{18} (2^1 \times 3^7)$ – ортогональный массив, который состоит из 18 экспериментов и содержит один двухуровневый фактор и семь трехуровневых был выбран для данного исследования. Оптимальный режим выбирается в соответствии с качественной характеристикой, которой в данном исследовании является тензор ориентации. Тип проблемы для тензора ориентации «Больше-лучше», поэтому из 18 режимов оптимальным будет тот, для которого значение η больше. Результаты приведены в таблице 1.

В результате исследования была апробирована методика определения рациональных режимов инъекционного литья на основе робастного планирования по методу Тагучи.

Таблица 1 – Результаты применения метода Тагучи

Да влени е на шнеке, бар	Давле ние подпресс овки, бар	Скор ость впрыска ,см/с	Вре мя опрессо вки, с	Темп ература на шнеке, С	В рем я цик ла, с	Относи тельный объем впрыска, см ³
1000	1000	7	20	340	100	30
1000	1000	20	25	355	120	60
1000	1000	30	30	370	140	70
1000	1250	7	20	355	120	70
1000	1250	20	25	370	140	30
1000	1250	30	30	340	100	60
1000	1500	7	25	340	140	60
1000	1500	20	30	355	100	70
1000	1500	30	20	370	120	30
1250	1000	7	30	370	120	60
1250	1000	20	20	340	140	70
1250	1000	30	25	355	100	30
1250	1250	7	25	370	100	70
1250	1250	20	30	340	120	30
1250	1250	30	20	355	140	60
1250	1500	7	30	355	140	30

18 режим: $\eta(\max)=-3,3933$. Следовательно, 18 режим оптимальный.

Литература

1. Хаймович А. И. Уравнения состояния пластически деформируемой поликристаллической среды // Современные проблемы науки и образования. – 2013 - №5.
2. Хаймович И.Н. Автоматизация проектирования объектов заготовительно-штамповочного производства компрессорных лопаток авиационных двигателей//Известия вузов. Авиационная техника. – 2014 - №2 – С.44-48.
3. Хаймович И.Н. Разработка методики оптимизации параметров штампов компрессорных лопаток авиационных двигателей// Известия СНЦ РАН. – 2014 - №4(т. 16) – С.214-219.
4. Хаймович И.Н., Степаненко И.С. «Исследование процесса заполнения пресс-формы при инжекционном литье лопаток из композиционных материалов»//Фундаментальные исследования, №7 (часть 2), - 2015 - С. 293-297.
5. Хаймович И.Н., Клентак Л.С. Усовершенствование методов сглаживания сложных поверхностей с использованием интерполяционных сплайнов //Фундаментальные исследования. - 2013 - № 10-12 - С. 2634-2638.
6. Хаймович И.Н. Разработка методики оптимизации параметров штампов компрессорных лопаток авиационных двигателей// Известия СНЦ РАН. – 2014 - №4(т. 16) – С.214-219.

Применение явления химико-структурной-наследственности для повышения деформируемости бинарных силуминов

Никитин В.И., Никитин К.В., Лыков А.С., Ерисов Я.А.

СамГТУ, Самарский университет

e-mail: tlp@samgtu.ru

Алюминиевые литейные деформируемые сплавы, как конструкционные материалы, находят самое широкое применение в аэрокосмической отрасли. В качестве литейных композиций наиболее распространены системы на основе Al-Si (силумины). Основой деформируемых сплавов являются традиционные сплавы

на основе Al-Mg (магналии), Al-Cu (дуралюмины) и новые сплавы с добавками Li.

Силумины среди всех алюминиевых сплавов обладают рядом существенных преимуществ:

- самые дешевые;
- высокие технологические (литейные) свойства;
- повышенная коррозионная стойкость;
- высокая рециклируемость всех видов отходов;
- достаточные прочностные свойства и удельная прочность у многокомпонентных специальных силуминов.

Основным недостатком силуминов считается невысокая пластичность (0,5–5%), что не позволяет использовать их в качестве деформируемых материалов.

Традиционными способами повышения пластичности силуминов являются: применение модифицирующих микродобавок (Ti, Zr, Sr, Sc и др.), длительные режимы термообработки (T4, T5), повышенные скорости охлаждения при их кристаллизации.

В то же время из литературных данных известно, что пластичность силуминов разных составов может достигать до 8–10%. Известны отдельные результаты исследований, в которых значения относительного удлинения (один из показателей пластичности) достигают 15–20%. Эти результаты позволяют сделать вывод о возможности достижения пластических свойств силуминов до уровня пластичности деформируемых сплавов (например, магналиев).

Из опыта научных работ литейщиков СамГТУ следует, что повышенные значения пластичности могут быть достигнуты за счет применения явления структурной наследственности (ЯСН). Анализ многочисленных работ позволяет рассматривать литейно-металлургические технологии с единой позиции – генетическая взаимосвязь процессов и свойств при всех переделах используемых материалов (генезис материалов). Такой подход является актуальным и инновационным и позволяет рационально и эффективно учитывать и управлять взаимосвязанными процессами в сложной системе «Шихта-Расплав-Литое изделие (отливка,

слиток)-Детали». Движение по такому пути позволяет создавать интеллектуальные технологии и решать многие проблемы.

В настоящей работе приведены первые результаты комплексного исследования по влиянию ряда технологических параметров (качество шихтовых материалов, модифицирование и перегрев расплавов) на деформируемость бинарных силуминов эвтектического и заэвтектического составов.

Работу по приготовлению и литью силуминов проводили в условиях Центра литейных технологий СамГТУ, а по деформированию опытных слитков – в лаборатории кафедры ОМД СГАУ им. Королева С.П.

Готовили силумины (Al+10,5% и Al+18%Si) из шихтовых материалов технической и повышенной чистоты. Плавки проводили в лабораторных печах сопротивления. Получали предварительные чушковые сплавы разливкой в чугунные изложницы. В отдельных экспериментах осуществляли: модифицирование расплава малыми добавками мелкокристаллических переплавов (предварительная кристаллизация в валках); перегрев расплава при 1100 ± 10 ° (выдержка 10 мин). Опытные слитки получали заливкой в плоский стальной кокиль. Оценивали свойства в литом состоянии: микроструктура, электропроводность и механические свойства. Деформацию опытных слитков проводили на комбинированном прокатном стане «DIMA Maschinen GmbH». Осуществляли три схемы деформации: холодная, горячая и комбинированная (горячая+холодная).

Испытания слитков до деформации показали, что наибольшие значения относительного удлинения (δ ,%) достигали у сплавов, приготовленных на материалах повышенной чистоты. Применение мелкокристаллического модификатора и высокого перегрева расплавов способствует дальнейшему повышению δ ,% бинарных силуминов. Однако, при холодной прокатке опытных слитков степень деформации составила всего 8,8–11,9%. При дальнейшей обработке в слитках образовались трещины и происходило их разрушение. Горячей обработке подвергали только сплавы эвтектического состава. Степень деформации составила 60,7-

61,7%. Наибольшую деформируемость получали при комбинированной деформации: $\epsilon=90,8-92,6\%$. При этом получали полосы толщиной до 0,4 мм.

Таким образом, использование закономерностей ЯСН и применение комбинированных схем деформации позволило повысить деформируемость эвтектического силумина до 92,6%. В дальнейшем планируются продолжение работ, предусматривающих получение заэвтектических силуминов со структурой, обеспечивающих высокую деформируемость при использовании комбинированных технологий деформации.

Исследование реологических свойств смазочных материалов для их дальнейшей интеграции в систему дозирования

М.А.Петров, А.Н.Петров, П.А.Петров
Университет машиностроения

Смазочные вещества (СВ) являются важной частью в процессе горячей и полугорячей штамповки. СВ на масляной и водной основах представляют собой сложную композицию, свойства которой зависят от их химического состава. Во время проведения операции штамповки или выдавливания появляется дополнительный источник теплоты: поверхность инструмента разогревается в результате горения СВ, что так же может быть причиной преждевременного износа инструмента. Поэтому очевидно, что температуру вспышки и процесс горения нужно контролировать.

В производственных условиях контроль за объёмом смазки обеспечивается за счёт применения средств автоматического распыления СВ и систем контроля, которые управляют временем распыления СВ. Классический способ нанесения СВ при помощи ручного распылительного устройства или кисточки снижает качество нанесения СВ и зависит непосредственно от профессиональных навыков оператора. Однако, ни в том, ни в другом случае данные о таких реологических параметрах, как вязкость, химический состав, доля растворённых частиц и т.д. не учитываются. Данная информация предоставляется лишь на

продукт, до его загрузки в систему дозирования. Контроль за последующими реологическими изменениями свойств (например, градиентная вязкость по объёму, вызванная осаждением растворённых частиц) реализуется через систему проб и ошибок при отладке технологического процесса (ТП).

На рис. 1 показаны обобщённые характеристики нагрева образцов смазочных веществ (СВ) на масляной (а) и водной (б) основах, которые получаются при проведении испытания по определению температуры вспышки по методике открытого тигля (В).

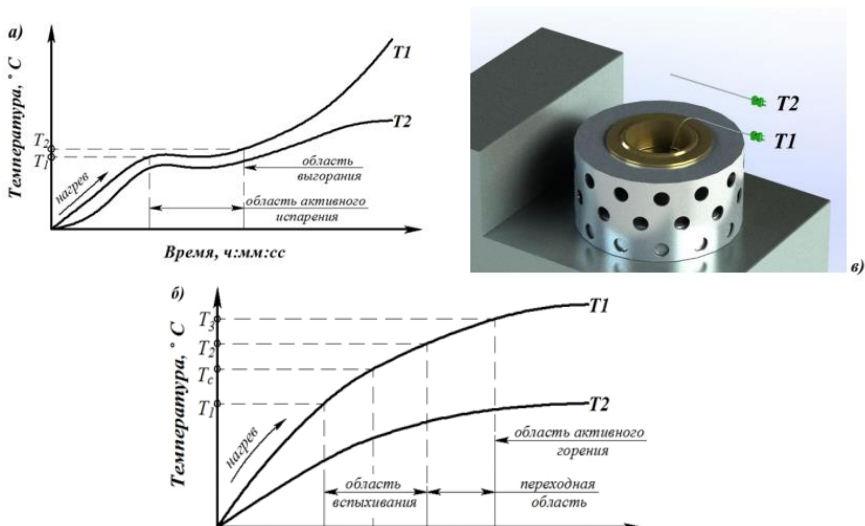


Рис. 1. Исследуемые интервалы смазок на водной(а) и масляной (б) основах; 3D-модель открытого тигля с указанием расположения термпар T1 и T2 (в)

Реальные графики для СВ на масляной основе представлены на рис. 2. Проведённые исследования по описанию морфологии и построению гранулометрических кривых распределения частиц графита, растворимого в СВ, с применением зондового микроскопа и техник гранулометрического анализа (лазерная дифракция) показали, что между частицами графита, размеры которых лежат в нанодиапазоне, существуют гораздо большие силы, которые не позволяют разделить их друг от друга и они, подобно зёрнам в металлах, образуют зёрна в частицах. Отдельные частицы легко

конгломерируют друг с другом образуя большие частицы, изменяя тем самым локально вязкость СВ. Поэтому при работе с подобными системами частицы должны быть диспергированы по всему объёму жидкой фазы СВ.

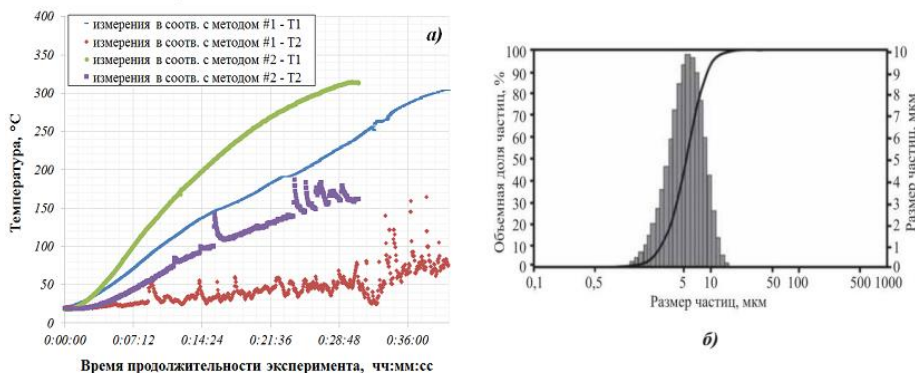


Рис. 2. Графики нагрева СВ по методике открытого и закрытого тигля, представленных в координатах время нагрева – температура T1 (а) и дифференциальное и интегральное распределения размера частиц термографита (б)

Интегрирование реологических данных происходит через базы данных (БД), содержащие информацию о материале, который может быть использован в ТП, с теми, которые были получены с системы датчиков, размещённых внутри системы автоматического дозирования СВ.

Свойства газодинамически распылённых порошков нержавеющей и жаропрочных сплавов для изготовления деталей сложной формы

Оглезнева С.А., Ханов А.М.

Научный центр порошкового материаловедения ПНИПУ

e-mail: director@pm.pstu.ac.ru

Получение порошков высоколегированных сплавов специального назначения, пригодных для изготовления деталей сложной формы не только селективным лазерным спеканием, но и другими методами, такими как шликерное литье, инъекционное формование, является актуальной задачей современного материаловедения.

Цель работы – исследование структурно-фазового состава, микроструктуры, физических, химических, технологических свойств порошков, полученных из сплавов 12X18H10T и ХН67МВТЮ и апробация порошков для изготовления деталей сложной формы.

Распыление расплавов производили на установке VIGA 2B (ALD, Германия). Диспергирование сплавов 12X18H10T и ХН67МВТЮ производили в аргоне высокой чистоты при температурах 1600 °С и 1570 °С, соответственно. Для исследований структуры и свойств порошков использованы методы оптической и электронной микроскопии, седиментация, рентгенофазовый и рентгенофлуоресцентный анализы, томография и др. Исследованы фракции порошков 0 - 25, 25 - 50, 50 - 63, 63 - 90, 90 - 125, 125 - 180, 180 - 250, 250 – 355 мкм.

Исследования гранулометрического состава порошка сплава 12X18H10T показали, что доля фракции менее 25 мкм составила 1,5 мас. %, фракции 25 - 63 мкм – порядка 50 %. Форма частиц самой мелкой фракции – сферическая с коэффициентом формы 0,95, без сателлитов; с увеличением размера частиц появляются частицы с сателлитами и частицы эллипсоидной формы с коэффициентом формы 0,8 (до 15 % в диапазоне 25 - 63 мкм, до 20 % в диапазоне 63 - 90 мкм). Текучесть фракции 25 - 63 мкм 18 с. Отклонение формы от сферической приводит к незначительному ухудшению показателя текучести, понижению насыпной плотности и плотности утряски.

Элементный состав (железо, хром, никель, титан) по фракциям был практически однороден и соответствовал исходному содержанию элементов. Содержание кислорода в самой мелкой фракции достигало 0,02 мас. %, в средних фракциях – порядка 0,001 мас. %, в частицах крупнее 90 мкм – меньше 0,001 мас. %. Фазовый состав порошка сплава 12X18H10T - 90,2 мас. % аустенита и 9,8 % феррита. Внутрочастичная пористость в частицах самой мелкой фракции не обнаружена, в частицах крупнее 25 мкм поры (возможно, усадочные раковины) присутствуют в небольших количествах, что подтверждается и понижением пикнометрической плотности порошков при

увеличении размеров частиц. Зеренная структура частиц неоднородна, имеет признаки быстрозакаленной структуры. В мелких фракциях присутствуют столбчатые зерна. Закономерности формирования структуры и свойств порошков из стали 12Х18Н10Т были справедливы и для жаропрочного сплава ХН67МВТЮ.

Фракции 0 - 40 мкм порошков сплавов 12Х18Н10Т и ХН67МВТЮ были использованы для изготовления заготовки сопла и других изделий сложной формы методом шликерного литья порошков, а также высокопористых ячеистых материалов методом копирования матрицы.

Таким образом, исследования показали, что свойства полученных порошков позволяют использовать их для изготовления изделий методом селективного лазерного спекания (фракция 25 – 63 мкм), шликерного литья (фракция 0 - 40 мкм), а также в технологии плазменного нанесения покрытий (63 – 90 мкм).

Теоретические исследования влияния свойств материалов и геометрических размеров заготовки на процесс резки тонкостенных труб кручением

Симагина С.Г.

Самарский университет

e-mail: simaginasve@gmail.com

Требования современного авиационного и ракетно-космического производства в первую очередь ориентированы на безотходные способы изготовления комплектующих деталей с высокими технико-экономическими показателями. При этом в конструкциях летательных аппаратов и двигателей широко используются тонкостенные трубчатые детали. Одной из самых распространенных операций при изготовлении практически всей номенклатуры полых трубчатых деталей является резка.

В качестве альтернативы существующим традиционным способам разделения трубчатых заготовок был разработан и исследован безотходный способ резки тонкостенных труб кручением с активным противодавлением [1, 2], представленный на рис. 1.

Для разработки технологического процесса с достижением наилучшего качества получаемых тонкостенных трубчатых заготовок необходимо рассмотреть напряженно-деформированное состояние в очаге деформации 5, что позволит создать математическую модель процесса резки (рис. 1).

Чтобы осуществить процесс разделения, усилие реза F реза должно быть меньше или равно силе трения F_t . Для обеспечения передачи крутящего момента на трубчатую заготовку 1 и предотвращения ее смятия внутрь трубы 1 помещается втулка из эластичной среды 2, после чего трубу 1 вставляют в подвижную 3 и неподвижную 4 матрицы, имеющие центрирующий участок. После установки трубы 1, к эластичной среде 2 прикладывают сжимающее усилие, затем, не снимая усилия, подвижную матрицу 3 поворачивают.

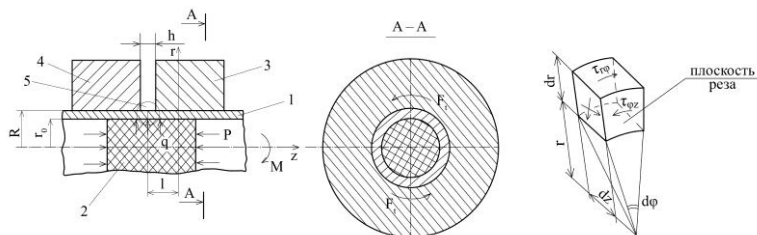


Рис. 1. Схема разделения тонкостенных труб и напряженно-деформированное кручением с активным противодействием состояние в очаге деформации.

Основными технологическими параметрами процесса являются: усилие сжатия эластичной среды P , давление q , прижимающее заготовку к матрицам, крутящий момент M , прикладываемый к подвижной матрице 3 за счет сил трения F_t , и угол поворота матриц α .

Примем следующие допущения для разработки математической модели процесса резки: деформация заготовки осесимметричная, при этом компоненты напряжения и смещения не зависят от полярного угла φ (рис. 2); материал заготовки трансверсально изотропен; поперечные сечения трубчатой заготовки остаются плоскими и испытывают жесткий поворот в своей плоскости; материал заготовки жестко-пластический, упрочнение идет по

степенному закону; толщина заготовки постоянная; на контактной поверхности заготовки действуют максимальные силы трения, равномерно распределенные по длине трубы.

Минимальная зона деформации l рассчитывается по формуле [3]:

$$l = \frac{1}{\sigma_s (n+3)} \sqrt{\frac{1+\mu_{1-2}}{1-\mu_{1-2}} \left[\left(B \gamma_{кр}^n \right)^2 - \tau_{r\varphi}^2 \right]} \frac{R^{n+3} - r_0^{n+3}}{R^2} \frac{1}{r^n} \quad (1)$$

, где

$$B = \frac{K}{\left[2(1+\mu_{1-2}) \right]^{\frac{n+1}{2}}}$$

коэффициент B , а коэффициенты K и n – константы степенной аппроксимации, полученные при испытании материала на линейное растяжение, $\gamma_{кр}$ – предельная степень деформации сдвига при кручении, которая может быть определена из диаграмм пластичности или экспериментальным путем [4,5], μ_{1-2} – коэффициент анизотропии, σ_s – предел текучести, r_0 – внутренний радиус трубчатой заготовки, R – наружный радиус трубчатой заготовки, r – текущий радиус трубчатой заготовки.

Задавая значение $\gamma_{кр}$ и значением $\tau_{r\varphi}$ из граничных условий при $r = R$

$$\tau_{r\varphi} = \sqrt{\frac{1-\mu_{1-2}}{1+\mu_{1-2}}} \sigma_s, \quad \tau_{\varphi z} = \sqrt{\left[\left(B \gamma_{кр}^n \right)^2 - \tau_{r\varphi}^2 \right]}.$$

, определяем

Необходимый для разделения заготовки крутящий момент определяется из соотношения, полученного С.П. Тимошенко при анализе кручения тонкостенных труб [6]:

$$M = 2\pi R^2 S \tau_{r\varphi} \quad (2), \quad \text{где } S \text{ – толщина заготовки.}$$

Анализ влияния свойств и размеров материалов осуществлялся на примере двух параметров крутящего момента M и длины зоны деформации l , которые определялись по выражениям (1) и (2).

Как показали теоретические исследования, показатель анизотропии μ_{1-2} оказывает существенное влияние на длину зоны деформации l .

Влияние анизотропии на величину крутящего момента M не значительно. Так при увеличении μ_{1-2} в диапазоне от 0,2 до 0,8 величина M изменяется на 6,5 процента.

Рассмотрим влияние коэффициентов степенной аппроксимации кривой упрочнения материала и его предельной пластичности при кручении на параметры процесса на примере двух материалов стали X18H10T и сплава Амг6М при $S/D = 0,018$, $\mu_{1-2} = 0,15$. В случае неизменных значений K и $\gamma_{кр}$ при изменении n от 0 до 0,2 происходит незначительно линейное уменьшение или увеличение величины M в зависимости от соотношений K и $\gamma_{кр}$ на 5-10% и аналогичное изменение величины l на 5-10%. В то же время, как следует из выражения (1), при постоянных значениях величин μ_{1-2} , n , R , z_0 увеличение K и, следовательно, σ_S приводит к существенному снижению величины l в 1,4-1,6 раза. То есть для более упрочненного материала величина l будет меньше, таким образом разрушение происходит при меньшем развитии зоны пластической деформации.

Исследование влияния геометрических размеров заготовки S/D на исследуемые параметры процесса показало, что значение крутящего момента M и длины зоны деформации l существенно возрастает при увеличении соотношения S/D в шесть раз увеличивается крутящий момент в 2,5 раза и 4 раза длина зоны деформации.

Кроме того, при прочих равных условиях при увеличении безразмерного геометрического параметра S/D происходит рост величин M и l .

Литература

1. А.с. 1348027
2. Simagina S. Development and Enhancement of thin-walled tube separation methods //Key engineering materials . – 2016. – 534 p. – Vol. 684, pp. 218-221
3. S.G. Simagina : Izvestiyu SNTs RAN. Vol. 6 (2004), № 2, p. 423–427.

4. V.L. Kolmogorov, A.A. Bogatov, B.A. Migachev, E.G. Zudov, Y.E. Freydenzon and M.E. Freydenzon, The ductility and fracture, Moscow, Metallurgy, 1977, 230 p.

5. Simagina S. Testing Of Thin-Walled Tubular Workpieces//Key engineering materials. – 2016. – 534 p. – Vol. 684, pp. 483-486

6. S. Timoshenko, J. Goodier, Theory of elasticity, New York, McGraw-Hill Book C., 1951, 525 p.

Исследование способа электроконтактной обработки труб из стали 08X18H10T

Шимов Г.В., Буркин С.П., Серебряков Ал.В., Серебряков Ан.В.
*Уральский федеральный университет, ОАО «Первоуральский
новотрубный завод»*
e-mail: g.v.shimov@urfu.ru

Основной причиной появления и развития коррозионных повреждений теплообменных труб парогенератора АЭС является процесс коррозионного растрескивания металла под действием остаточных растягивающих напряжений.

В настоящее время технология производства теплообменных труб включает в себя холодную прокатку, термическую обработку в газовых или электрических печах и последующую правку труб на правильном стане. Необходимость правки обусловлена большой кривизной труб после термической обработки. При правке появляются растягивающие остаточные напряжения, а также выделяется α -фаза, что в итоге снижает стойкость теплообменных труб к коррозионному растрескиванию.

Разработан способ термической обработки и правки труб растяжением. Способ предусматривает электроконтактный нагрев трубы с натяжением ее при нагреве и последующем охлаждении. Способ обеспечивает уменьшение растягивающих остаточных напряжений в стенке трубы. Предложенный способ был опробован в производственных условиях на опытной установке при термической обработке теплообменных труб размером 16×1,5 мм из стали 08X18H10T по ТУ 14-ЗР-197-2001. Конструкция установки показана на рис. 1.

Обработка режимов термообработки труб электроконтактным нагревом включала выбор следующих параметров: силы тока, напряжения, времени нагрева и выдержки. Охлаждение труб проводилось на воздухе.

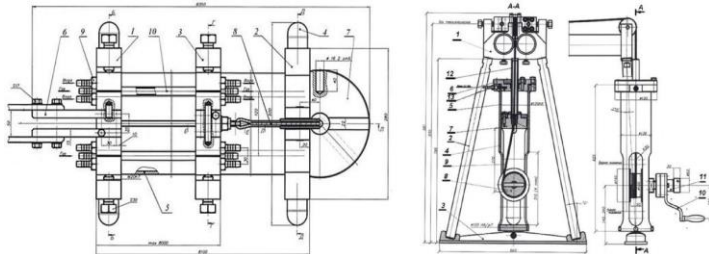


Рис. 1. Общий вид (вид сверху) установки электроконтактного нагрева труб: 1 – передняя поперечина; 2 – задняя поперечина; 3 – подвижная поперечина; 4 – опора; 5 – станина; 6 – шина токоподвода; 7 – пневматическое устройство натяжения; 8 – канат; 9 – штуцер системы охлаждения; 10 – нагреваемая труба

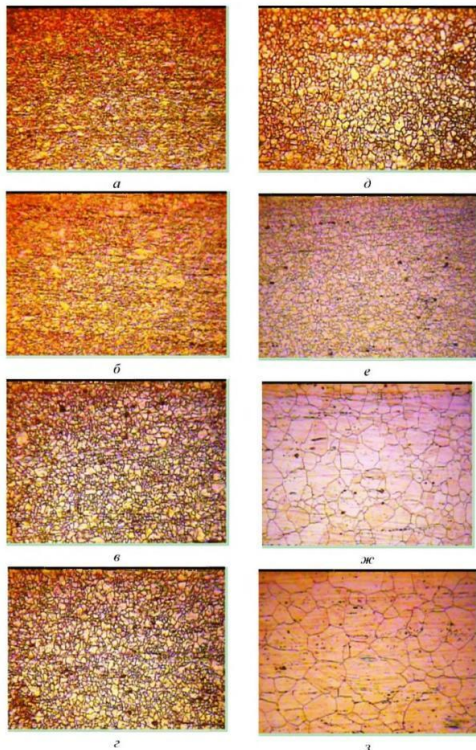
На опытной установке была произведена обработка труб по различным режимам. К эксперименту были подготовлены трубы диаметром 16 мм и толщиной стенки 1,5 мм из стали 08X18N10T после прокатки и подвергнутые обезжириванию, промывке и сушке. Трубы термообрабатывались парами. Трубы в паре соединены последовательно. Длина каждой трубы в паре была 5 метров, что соответствовало длине одной трубы 10 метров.

Таблица 1. Остаточные напряжения и кривизна труб $D_t \times S_t = 16 \times 1,5$ мм, обработанных по предлагаемой и применяемой технологиям

Электроконтактный нагрев			Печной нагрев		
№ трубы	σфф, МПа	Кривизна, мм/п.м	№ трубы	σфф, МПа	Кривизна, мм/п.м
2	6,28	1,1	1	86,4	10,4
3	29,7	1,4	2	144,6	17,7
4	3,13	1,0	3	61,6	13,2
5	0,00	0,7	4	93,1	13,2
6	33,3	2,8	5	108,5	14,3
7	0,00	0,9	6	108,1	12,9
8	0,00	1,2	7	92,5	19,0
Ср.знач.	1,35	1,3	Ср.знач.	99,3	14,4

На рис.2 приведена микроструктура металла труб при увеличении $\times 200$, полученная при различных режимах электроконтактного нагрева.

Дополнительно в рамках данной работы проведены испытания труб на остаточные напряжения в соответствии с РИ 25-56-2006 и кривизну по ТУ 14-ЗР-197-2001. Результаты испытаний приведены в таблице 1.



а – $I = 420$ А, $U = 58$ В, величина зерна 10 и 9 баллов и деформированные нерекристаллизованные зерна, $\sigma_{св} = 679$ МПа, $\sigma_{20} = 434$ МПа, $\delta = 37,2\%$, $\sigma_{350} = 368$ МПа; б – $I = 430$ А, $U = 60$ В, величина зерна 10 и 9 баллов и деформированные нерекристаллизованные зерна, $\sigma_{св} = 703$ МПа, $\sigma_{20} = 472$ МПа, $\delta = 32,4\%$, $\sigma_{350} = 296$ МПа; в – $I = 500$ А, $U = 70$ В, величина зерна 10 и 8, $\sigma_{св} = 603$ МПа, $\sigma_{20} = 282$ МПа, $\delta = 51,8\%$, $\sigma_{350} = 204$ МПа; г – $I = 550$ А, $U = 75$ В, величина зерна 10(7) и 8, $\sigma_{св} = 597$ МПа, $\sigma_{20} = 274,4$ МПа, $\delta = 53\%$, $\sigma_{350} = 191$ МПа; д – $I = 600$ А, $U = 77$ В, величина зерна 10 и 9, $\sigma_{св} = 604$ МПа, $\sigma_{20} = 243$ МПа, $\delta = 53,9\%$, $\sigma_{350} = 149$ МПа; е – микроструктура металла труб после печного нагрева, величина зерна 10 и 8, $\sigma_{св} = 637$ МПа, $\sigma_{20} = 358$ МПа, $\delta = 51,5\%$, $\sigma_{350} = 304$ МПа; ж – $I = 760$ А, $U = 105$ В, величина зерна 5 и 6(7), $\sigma_{св} = 580$ МПа, $\sigma_{20} = 220$ МПа, $\delta = 60\%$, $\sigma_{350} = 181$ МПа; з – $I = 800$ А, $U = 105$ В, величина зерна 4 и 6, $\sigma_{св} = 553$ МПа, $\sigma_{20} = 206$ МПа, $\delta = 64\%$, $\sigma_{350} = 144$ МПа

Рисунок 2. Микроструктура металла труб $D_t \times S_t = 16 \times 1,5$ мм после обработки:

Предлагаемый способ обеспечивает совмещение операций термической обработки и правки труб. Апробация показала, что предложенный способ обеспечивает механические свойства, величину зерна и стойкость против межкристаллитной коррозии металла труб в соответствии с требованиями ТУ 14-ЗР-197-2001.

Кривизна и уровень растягивающих остаточных напряжений в трубах, термообработанных предложенным способом, на порядок величины меньше, чем в трубах, после печного нагрева. Результаты апробации использованы при разработке конструкции лабораторной установки и промышленной установки, позволяющей осуществлять термическую обработку и правку труб при заданном коэффициенте напряженного состояния.

Моделирование и прогнозирование структуры и физических свойств кристаллических веществ и материалов

Блатов В.А.

*Самарский университет (Межвузовский
научномсследовательский центр по теоретическому
материаловедению (МНИЦТМ))*

e-mail: blatov@samsu.ru

Обсуждается проблема ускорения процесса разработки новых материалов. Согласно программе "Material Genome Initiative", принятой правительством США, сроки от начала проектирования материала до его внедрения в производство планируется сократить с 10—20 лет до 2—3 лет. Основным способом достижения этой цели признано развитие компьютерных методов моделирования материалов, создание баз данных и систем обмена информацией между экспериментаторами и теоретиками В МНИЦТМ мы развиваем свои собственные универсальные методы прогнозирования структуры и свойств кристаллических веществ, соответствующее программное обеспечение, базы данных и знаний. Методы применимы к веществам любой природы и для оценки различных физических свойств, но в докладе акцент делается на металлах, сплавах и интриметаллидах и их механических свойствах. Рассматриваются основные этапы прогнозирования: 1) обработка экспериментальных данных по структуре веществ и расчет их свойств, производных от структуры; 2) поиск корреляций между свойствами и создание баз знаний; 3) прогнозирование возможных составов и структур для веществ с требуемыми свойствами на основе баз знаний; 4) точный расчет

свойств прогнозируемых веществ методами функционала плотности и молекулярной динамики. На нескольких примерах показано, что предлагаемые методы успешно воспроизводят экспериментальные данные и в ряде случаев позволяют избежать необходимости проведения эксперимента.

Секция 3. Наноструктурирование материалов и интенсивное пластическое деформирование

Аспекты обработки металлов давлением при интенсивном пластическом деформировании сплавов с эффектом памяти формы системы Ti-Ni с использованием устройства *MaxStrain device*

Комаров В., Корпала Г., Хмелевская И., Кавалла Р,
Прокошкин С.

НИТУ МИСИС, ТУ Фрайбергская горная академия
e-mail:komarov@misis.ru

(Metal forming aspects of cyclic severe plastic deformation of Ti-Ni shape memory alloys using *MaxStrain device*, V. Komarov, G. Korpala, I. Khmelevskaya, R. Kawalla, S. Prokoshkin, *NUST“MISIS”, TU Bergakademie Freiberg*)

Thermomechanical treatment, including severe plastic deformation (SPD), which allows obtaining an ultrafine-grained structure (submicrocrystalline, nanocrystalline), is one of the most effective methods to improve the functional properties of Ti-Ni- based shape memory alloys (SMA).

Development of SPD methods is concluded in a searching for thermomechanical procedures which allow producing the bulk samples with a nanocrystalline structure. The *MaxStrain (MS)* module for multi-axial deformation which is part of the *Gleeble* system for physical modeling of thermomechanical processes allows performing SPD of the material under isothermal conditions with precise control of temperature in the deformation zone and strain rate, and simulating the rolling and forging processes. The *MS* module makes it possible to produce bulk materials with ultrafine-grained structure.

SPD of Ti-Ni alloys was carried out using the isothermal *MaxStrain* deformation at 400, 370, 350, 330 °C. The accumulated true strain varied from $\epsilon=3.5$ to 9.5. Technological parameters of the experiment were recorded with high precision. Based on the initial data,

the flow curves were built for each deformation mode. Kinetics of martensitic transformations were studied by DSC method, and the structure features using X-ray diffractometry and TEM. The maximum completely recoverable strain was determined by a thermomechanical method using a bending mode for strain inducing.

The obtained results demonstrate reality of the nanostructure formation using the method which provides quasi-isothermal and quasi-continuous SPD for radical improvement of the functional properties of Ti-Ni SMA.

**Фрикционная обработка металлических
поверхностей с одновременным нанесением
наноструктурных покрытий**

Белевский Л.С., Белевская И.В., Ефимова Ю.Ю., Дема Р.Р.,
Нефедьев С.П., Левенцевич М.А., Пилипчук Е.В.

*Магнитогорский государственный технический
университет им. Г.И. Носова, Белорусский национальный
технический университет*

e-mail: demarr78@mail.ru

В настоящее время развитие промышленности требует создание новых материалов позволяющих работать при высоких внешних нагрузках, агрессивной среды и т.д.

Один из перспективных путей повышения эксплуатационных характеристик рабочих поверхностей – создание на поверхностях материалов защитных пленок функциональных покрытия различной толщины, с заданной микроструктурой, и высокими адгезионными свойствами. Применение защитных покрытий существенно на различных поверхностях значительно позволяют снизить затраты на обслуживание и ремонт, а также повысить срок службы оборудования.

Однако для каждого конкретного случая использования оборудования, и в зависимости от условий его эксплуатации требует выбор того или иного рода покрытия, которое в свою очередь зависит от метода его нанесения и толщины сформированного слоя. Из большого разнообразия методов формирования покрытий [1-3] также известен способ,

сравнительно недорогой и простой в реализации метод плакирования гибким инструментом (ПГИ), где в качестве гибкого инструмента используется вращающаяся металлическая щетка с проволочным ворсом, а покрытие формируется за счет переноса ворсинками щетки микрочастичек из материала-донора на поверхность обрабатываемой детали. Указанный метод хорошо зарекомендовал себя при решении задач, связанных с повышением ресурса деталей различного оборудования [4,5]. При этом толщина сформированного слоя может достигать толщиной от 3...5 до 40...45 мкм [6-9], а в ряде случаев до 1000 мкм.

Известно, что микроструктура сформированных покрытий отвечает за эксплуатационные свойства [10,11]. В работе проведены исследования, показывающие возможность наноструктурирования поверхностей металлических изделий при помощи вращающихся упругих проволочных металлических щеток (ВМЩ) за счет интенсивной пластической деформации обрабатываемой поверхности, и высокой скорости обработки (линейная скорость ворсинок достигает 15..20 м/с)

Цель настоящей работы – изучение возможностей фрикционной обработки гибким инструментом для наноструктурирования и упрочнения поверхностного слоя. В качестве плакирующего материала использовали химически чистую медь. Обработка поверхности производилась на переоборудованном плоскошлифовальном станке

Структуру тонкого (1-15 мкм) поверхностного слоя углеродистой стали, после обработки исследовали методом электронной трансмиссионной микроскопии на электронном микроскопе JEM-200СХ при ускоряющем напряжении 160Кв.

Результаты проведенных исследований показывают, что при определенных режимах обработки на поверхности образуется тонкий слой аморфизированного материала с одновременным упрочнением поверхностного слоя обрабатываемой поверхности.

Литература:

1. Аскинази Б.М. Упрочнение и восстановление деталей электромеханической обработкой. Л.: Машиностроение, 1977.

2. А.с. 115744 (РФ). Способ придания поверхности металлов трущихся пар противозадирных свойств / Д.Н. Гаркунов, В.И. Лозовский. 1958

3. Проскуряков Ю.Г., Ершов В.С. // Исследование технологических процессов упрочняющекалибрующей и формообразующей обработки металлов: Межвуз. сб. Ростов-на-Дону: Инст-т сельскохоз. машиностроения, 1970. С. 144.

4. Улучшение эксплуатационных характеристик деталей поверхностным модифицированием методом плакирования гибким инструментом. Леванцевич М.А., Максимченко Н.Н. Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 10 (130). С. 16-20.

5. Максимченко Наталья Николаевна /Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик направляющих скольжения формированием антифрикционных покрытий гибким инструментом/ диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук/ Государственное научное учреждение «Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси»,г. Минск, 2009.

6. Дема Р.Р /Продление ресурса сменного оборудования метизных агрегатов на основе моделирования процесса изнашивания и применения плакирования рабочих поверхностей.//Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук / Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова. Магнитогорск, 2005

7. Расширение технологических возможностей метода плакирования гибким инструментом. Кадошников В.И., Анцупов В.П., Дёма Р.Р., Анцупов А.В. Вестник машиностроения. 2003. № 10. С. 64-66.

8. Модель формирования толщины плакированного слоя на деталях пар трения технологического оборудования. Платов С.И., Дема Р.Р., Зотов А.В. Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2013. № 1 (41). С. 69-72.

9. Влияние параметров процесса плакирования проволочным инструментом на уровень адгезионного сцепления. Зотов А.В. Молодой ученый. 2015. № 24 (104). С. 131-134

10. Исследование деформирования поверхностного слоя и нанесения покрытий гибким инструментом. Белевский Л.С., Копцева Н.В., Белевская И.В., Ефимова Ю.Ю. *Металлы*. 2015. № 5. С. 91-97

11. Модификация поверхности и восстановление деталей фрикционной комбинированной обработкой. Белевский Л.С., Белевская И.В., Ефимова Ю.Ю. Ремонт, восстановление, модернизация. 2014. № 4. С. 24-27.

Технические идеи применения интенсивной знакопеременной деформации для развития процесса прокатки плит

Богатов А.А., Нухов Д.Ш

ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина»

e-mail: d.s.nukhov@urfu.ru

В последние 10-15 лет появилось большое число работ, направленных на изучение процесса формирования субмикроструктурной структуры сталей и сплавов при обработке давлением с целью повышения их уровня механических свойств и служебных характеристик. В. М. Сегал и Р.З. Валиев с учениками разработали новые способы интенсивной деформации без изменения формы и размеров заготовки и заложили методологические основы изучения структуры и свойств кристаллических материалов в процессах пластической деформации [1,2]. Показано, что под воздействием интенсивной знакопеременной деформации при оптимальных температурно-скоростных условиях равноканального углового прессования образуется субмикроструктурная структура сталей и титановых сплавов. Однако, в промышленных условиях новые процессы удалось реализовать только для получения изделий ограниченной длины и с площадью поперечного сечения до 100-150 мм². Изготовление крупногабаритных изделий способом равноканального прессования из-за низкой надежности инструментальной оснастки и высокой неоднородности деформации в промышленности не освоено.

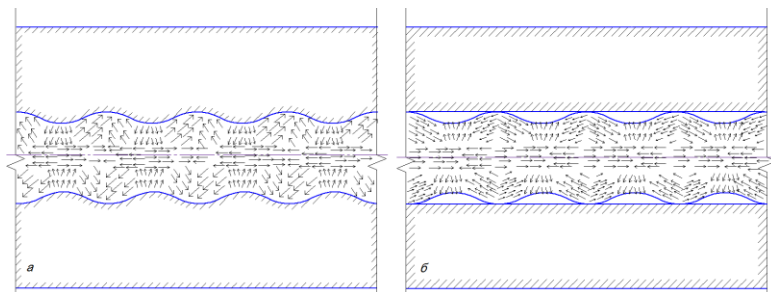


Рис. 1. Векторное поле скоростей частиц металла при прокатке в валках с профилированной (*а*) и гладкой (*б*) бочкой

В работе представлено новое техническое решение прокатки плит в условиях интенсивной знакопеременной деформации. При этом размеры плиты при прокатке мало изменяются, что позволяет обеспечить высококачественную проработку литой структуры заготовки с минимальными размерами по высоте. Применение заготовки уменьшенной толщины позволяет сократить число проходов прокатки, уменьшить энергозатраты при производстве высоких плит и горячекатаного листа, обеспечить получение субмикроструктурной структуры и высоких значениях механических свойств

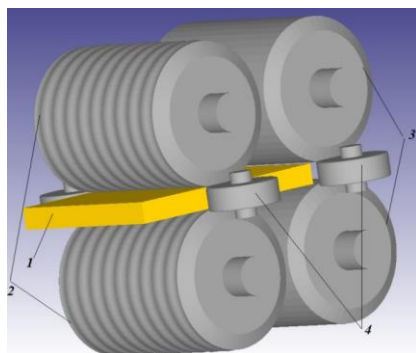


Рис. 2. Трехмерная модель нового способа прокатки плиты в программе DEFORM-3D:

1 – заготовка; приводные горизонтальные валки с профилированной 2 и гладкой 3 бочками, 4 – не приводные вертикальные валки

Техническая идея нового способа прокатки проиллюстрирована на рисунке 1, на котором изображено векторное поле скоростей металла при прокатке в валках с профильной (первый проход) и с гладкой бочкой (второй проход). Видно, что деформация является знакопеременной. Исследование нового процесса осуществлено путем компьютерного моделирования в программе DEFORM-3D (рис. 2). В результате определены рациональные калибровка валков и режимы прокатки.

**Исследование тонкой структуры и
энергодисперсионный элементный микроанализ
наноразмерных структурных составляющих
цинкового покрытия на сталях с различным
содержанием кремния**

Бондарева О.С. Мельников А.А.

Самарский университет

e-mail: osbond@yandex.ru

Целью данной работы было исследование тонкой структуры цинкового покрытия на сталях с различным содержанием кремния, а также энергодисперсионный элементный микроанализ наноразмерных структурных составляющих.

Образцы из листовой стали СтЗкп (Si=0,028%), 09Г2С (Si=0,767%) подвергались горячему цинкованию при температуре 450⁰С, время выдержки 4 минуты. Толщина и микроструктура покрытия исследовались на РЭМ TESCAN Vega SB. Определение элементного состава наноразмерных структурных составляющих покрытия проводилось с помощью энергодисперсионного детектора INCAx-act.

Исследования показали, что в цинковом покрытии, полученном на стали СтЗсп, с содержанием кремния 0,028%, визуально различимы следующие структурные составляющие: (Г+Г₁), δ-, ζ-, η-фазы. Анализ тонкой структуры δ-фазы показал, что в ней присутствуют мелкодисперсные равноосные включения размером 100-1000 нм, обогащенные железом. В данном слое наблюдаются усадочные трещины шириной 350-500 нм. Фаза ζ представляет собой пластинчатые кристаллиты, сориентированные в

направлении отвода тепла при кристаллизации. Визуально ζ -фазу можно разделить на 2 зоны. Первая зона состоит из мелких вытянутых кристаллов столбчатой формы размером 430-730 нм. Вторая зона расположена на границе ζ -фазы и η -фазы с более крупными ограниченными кристаллитами размером 1,2-1,5 мкм.

Структура покрытия на стали 09Г2С отличается от покрытия на Ст3. Фазы Г и Г₁ визуальнo не определяются. Фаза δ имеет столбчатую структуру без четкой границы. Она плавно сменяется на мелкодисперсную эвтектическую смесь фаз. В покрытии преобладает очень развитая ζ -фаза, которая представлена крупными кристаллитами кубической и прямоугольной формы. Ближе к поверхности покрытия кристаллиты ζ -фазы становятся более плотными и вытянутыми в направлении кристаллизации. Анализ тонкой структуры δ -фазы показал, что в ней присутствуют мелкодисперсные округлые включения размерами 100-200 нм, обогащенные железом. В этом слое покрытия наблюдаются усадочные трещины шириной 0,5-2 мкм. Фазу ζ можно условно разделить на 3 зоны. Первая зона представляет собой мелкодисперсную эвтектическую смесь с размерами структурных составляющих 100-350 нм. Вторая зона представлена крупными кристаллитами, вытянутыми в направлении кристаллизации. Третья зона расположена в приповерхностном слое и представлена более мелкими равноосными кристаллитами, размерами 1-2 мкм. Анализ тонкой структуры кристаллитов ζ -фазы показал, что в них также присутствуют мелкодисперсные выделения размерами 100-300 нм и усадочные канавки шириной 100-450 нм.

Элементный микроанализ наноразмерных структурных составляющих покрытия показал, что в покрытии на Ст3 максимальная концентрация кремния наблюдается в дендрите ζ -фазы, а также по границам зерен η -фазы в виде эвтектической смеси FeSi и Zn. В покрытии на стали 09Г2С максимальное содержание кремния наблюдается в эвтектической смеси фаз FeSi и Zn, которая образуется при взаимодействии δ -фазы и жидкости.

В результате проведенных исследований выявлены различия в микроструктуре покрытия на сталях с различным содержанием кремния. Определены морфологические особенности основных и

вторичных фаз цинкового покрытия. Проведен элементный анализ наноразмерных структурных составляющих, который позволил объяснить роль кремния в образовании фаз покрытия.

Литература

1. Миронов В. Л. Основы сканирующей зондовой микроскопии. - М.: Техносфера, 2005. - 144 с.
2. Maaß P. Handbook of Hot-Dip Galvanization - John Wiley and Sons Ltd, 2011. - p494. - ISBN:9783527323241
3. Inoue J, Miwa S and Koseki T 2014 Effect of Si content in steel on formation of Fe-Zn intermetallic compound layer at pure Zn melt/steel interface *Tetsu-To-Hagane/Journal of the Iron and Steel Institute of Japan* **100** 390-396
4. Che C, Lu J, Kong G and Xu Q 2009 Role of silicon in steels on galvanized coatings *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)* **22** 138-145
5. Bondareva O S, Melnikov A A and Amosov A P 2014 Influence of Hot-Dip Galvanizing Temperature on Formation of Zinc Coating on a Steel with a High Silicon Content *Adv. Environ. Biol.* **8** 943-948
6. Pokorny P, Kolisko J, Balik L and Novak P 2016 Effect of chemical composition of steel on the structure of hot-Dip galvanized coating *Metalurgija* **55** 115-118

Термодинамика разрыва состояния наноструктур металлов за пределом пластического деформирования

Дорошко Г.П.

Самарский государственный архитектурно-строительный университет

e-mail: gen_dor@mail.ru

Сканирование плотности веществ (ИДС) даёт распределение фаз в объёме материала. Представление их на диаграмме с обозначением соответствующих локальных структур показывает стыки имеющие нано размерность. Такие структуры уже определимы методом встречного совмещения проекций (ВСП) от известных в зону интерфазы, как стыки кристаллических блоков. При интенсивном пластическом деформировании (ИПД) перемещения в этих зонах вызывает фрагментацию и разрывы.

Известен так же факт ротационного вращения самих фрагментов достигших некоторого размера, их величина определима по пределу ИПД В.В. Рыбина - 200 нм. Масштабы сопутствующих капиллярных процессов отличаются на 100нм, половина предельного размера и следовательно структуры образовавшейся зоны с разрывом атомно-молекулярной поверхности имеют размеры 1-100нм. Действие тепловых энергий в таких структурах вызывает дополнительную фрагментацию и возникающее в них вращение указывает на знаковую природу процесса.

В соответствии с теорией равновесия гетерогенных веществ для случая металлов координата разделяющей поверхности $\pm \delta$ имеет надёжное экспериментальное подтверждение $\pm 100\text{нм}$ или $1 - 100 - 200\text{нм}$. Становится возможным в термодинамическое описание вести систему отсчета, совместив с геометрической координатой предел ИПД. Применение температурного анализа ($T_{мА}$) к данным сканирования в исходном условии равновесия вместо равенства температур внешней и внутренней $T_{\downarrow} = T_{\uparrow}$, используется равенство теплоты $Q_{\downarrow} = Q_{\uparrow}$. В этом случае выявленное различие направлений тепловых потоков представляется как разрыв состояний и объясняет природу вращения, если их соединить радиусом вектором [1,2].

Дж Гиббсом доказано, что для поверхности разрыва уравнение капиллярности сохраняет фундаментальность при переводе на площадь границы. В нем сведено три разнородных члена: 1 Вещество + 2Тепло + 3Работа, ${}^5d\varepsilon = {}^1\mu dm + {}^2T dS - {}^3P dV$, как баланс действия разнородных энергий ε . $d\varepsilon^s = T dS^s - \sigma ds - \mu dm^s$. Химия атомов рождает тепло и импульс действия, обуславливает направление импульса и форму поверхности, энтропия необратимо растёт сложностью структур сохраняет потенциал. Таким образом пятое измерение $d\varepsilon$ - энергетика сохранения равновесия и импульс продолжения действия.

$${}^5d\varepsilon + {}^3P dV = {}^1\mu dm + {}^2T dS \quad (1)$$

Четвертое измерение - время t в уравнении не показано явно, связано со структурой и координатами, представляет вторую проекцию к данному уравнению как изохронному. Его экспериментальным аналогом служат диаграммы сканирования

изменяющихся структур ИДС в процессе нагрева вещества относительно координаты времени. Они приведены ранее в других работах [1,3]. С их помощью раскрываются все члены уравнения (1), чтобы определить какое необходимо приложить усилие выделив тепло для пластического деформирования металла без разрыва состояний.

Теория размерностей представляет физическую сущность всех переменных уравнения: $\dim E = L^2 M t^{-2}$, $p = F/s = M L t^{-2}$. Если L - перемещение, M - масса, T температура, t - время действия, s - площадь, S - энтропия, то ${}^5\varepsilon + {}^3L m^{\rightarrow} = {}^1\mu m^{\cup} + {}^2T S$. Масса во втором члене обозначена вектором m^{\rightarrow} вдоль перемещения L , химический потенциал μ активности сферического атома частицы или блока листа металла m^{\cup} . Учет вращения необходим для соответствия факту ротационной стадии деформации и теории теплоты по М.В. Ломоносову. Касательное действие импульса на конечном радиусе зерна, определяет пересечение с другим перемещением $L^{\downarrow}, \uparrow \rightarrow \cup$. $L^{\rightarrow} = l = 2\pi r_i \cdot s = L^2 = \uparrow x \downarrow y$.

Дифференциалы плотности по температуре - числовые значения вертикальной оси диаграммы ИДС, дифференциалы объема - поля диаграммы между линиями фаз, ось температур — непрерывная горизонталь, зависимость плотности ρ относится только к дискретным точкам на ней [3]. $d\varepsilon + p dV = T dS + \mu_{\uparrow}(V_{\uparrow} dp_{\uparrow} + \rho_{\uparrow} dV_{\uparrow}) + \mu_{\downarrow}(V_{\downarrow} dp_{\downarrow} + \rho_{\downarrow} dV_{\downarrow})$ (2)

При дискретном анализе и технологических расчётов структур ВСП и параметров обработки по изменению количества вещества, вместо молей рассматривают число частиц $N = N_1 + N_2 + N_3$. Нормировка в модели совмещения вращающихся сфер соответствует пропорциям радиусов атомов принятой трёх ступенчатой модели (голография совмещения пико, нано, микро структур) $N_3 + N_2 + N_1 = 1$. Нано эффект учитывается выделением части частиц на формирование поверхности — N_2 , а так как эта часть частиц действует на N_3 и зависит от N_1 то как структурное преобразование $N_3 = N_2(N_1)$. N_2 определяется по диаграммам ИДС индивидуальной химии процессов исследуемого металла.

$$d\varepsilon + p dV = T dS + \mu_1 dN_1 + \mu_2 dN_2 + \mu_3 d[N_2(N_1)] \quad (3).$$

Литература

1. Дорошко Г.П. Условие совместимости металлов за пределом деформирования / (СММТ,15): труды международной НТК - СПб.: Изд-во Политехн. Ун-та, 2015, - С 560-570.
2. Дорошко. Г.П. Метод комплексного анализа ТА-ИДС-ОТА для определения температур контакта веществ в композиционных материалах / (СММТ,13): труды международной НТК – СПб.: Изд-во Политехн. Ун-та, 2013. – С693-695.
3. Дорошко Г.П. Прогнозирование свойств материалов по сводной диаграмме плотности образующих веществ / (СММТ,13): труды международной НТК – СПб.: Изд-во Политехн. Ун-та, 2013.- С695-701.

Методика построения пластического потенциала для представительного объема порошкового материала

Иванов В.А., Яров Б.А., Шеркунов В.Г.

Южно-Уральский государственный университет (НИУ)

e-mail: ivanovva@susu.ru

Порошковые технологии широко используются для изготовления деталей аэрокосмической техники, и, зачастую, являются единственной возможностью получить изделия из тугоплавких, тяжелых металлов и сплавов, твердых сплавов, керамики, материалов на основе углерода. В настоящее время, при разработке технологических процессов получения изделий из порошковых материалов, при исследовании их свойств применяются методы механики сплошной среды и компьютерные модели на базе метода конечных элементов. В связи с появлением новых порошковых и пористых материалов, и с необходимостью учитывать дополнительные особенности их поведения при различных условиях нагружения задача построения определяющих соотношений остается актуальной.

При построении моделей порошковых и пористых сред для описания процессов их необратимого деформирования определяющие соотношения задаются в форме ассоциированного закона пластического течения (1). При этом задача построения определяющих соотношений сводится к отысканию пластического

потенциала и множителя λ . Конструированию пластического потенциала для порошковых и пористых материалов посвящены работы [0-0].

$$\xi_{ij} = \lambda \frac{\partial \Phi}{\partial \sigma_{ij}}, \quad (1)$$

где ξ_{ij} – компоненты тензора скоростей деформации; σ_{ij} – компоненты тензора напряжений; Φ – пластический потенциал; λ – неопределенный множитель Лагранжа.

В настоящей работе представлена компьютерная модель (рис. 1) представительного объема порошковой насыпки со случайной укладкой частиц под действием сил тяжести. Предложена методика построения пластического потенциала в виде квадратичной формы относительно инвариантов тензора напряжений (2).

$$\Phi = a_{ij} J_i J_j + b_k J_k + c = 0, \quad (2)$$

где a_{ij} , b_k , c – коэффициенты, определяемые на основании экспериментов; J_i – инварианты тензора напряжений; i, j, k – индексы, принимающие значения от 1 до 3.

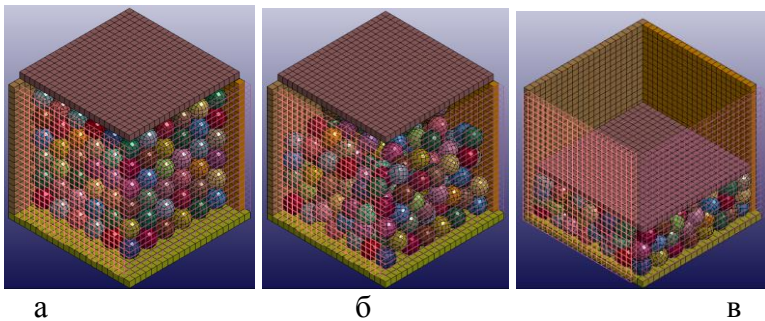


Рис. 1 – Компьютерная модель представительного объема: а – исходное состояние;

б – после укладки частиц под действием сил тяжести; в – в конце цикла нагружения.

Сущность предложенной методики заключается в компьютерном моделировании различных условий нагружения представительного объема, включающего достаточно большое количество случайно-уложенных деформируемых частиц, с

последующим расчетом осредненного напряженно-деформированного состояния представительного объема. На рисунке 2 представлен пример изменения инвариантов тензоров напряжений и деформаций во времени для случая одноосного сжатия случайной укладки одинаковых абсолютно упругих сферических частиц в контейнере с жесткими стенками.

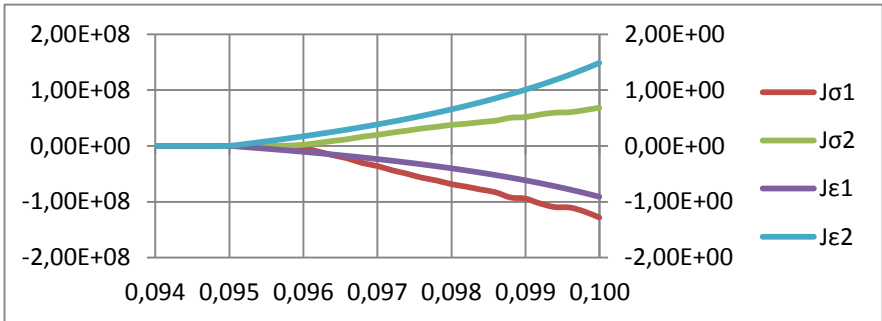


Рис.2 – Зависимость 1 и 2 инвариантов тензоров напряжений и деформации от времени.

Компьютерное моделирование выполнено в пакете LS-DYNA на суперкомпьютере «Торнадо ЮУрГУ».

Литература

1. Drucker, D.C. Soil mechanics and plastic analysis or limit design [Text] / D.C. Drucker, W. Prager // Quarterly Applied Mathematics, 1952. – Vol. 10(2). – PP. 157-165.
2. Green, R.G. A plasticity theory for porous solids [Text] / R.G. Green // International Journal of Mechanical Sciences, 1972. – Vol. 14(4). – PP. 215-224.
3. Shima, S. Plasticity theory for porous metals [Text] / S. Shima, M. Ouyane // International Journal of Mechanical Sciences, 1976. – Vol. 18. – PP. 285-291.
4. Рыбин, Ю.И. Математическая модель уплотнения порошков металлических материалов // Ю.И. Рыбин, В.Н. Цеменко, А.Э. Александров // Металлообработка, 2004. – № 6(24). – с. 45-49.

Изготовление постоянных магнитов из сплавов системы Fe-Cr-Co в режиме сверхпластичности

Корзникова Г.Ф.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН
e-mail: korznikova@anrb.ru

Создание новых и совершенствование существующих узлов и конструкций машин в авиации, ракетной технике, судостроении, приборостроении и других отраслях специального машиностроения, использующих постоянные магниты, связано с повышением требований к их эксплуатационным характеристикам, таким как надежность, и долговечность. Это обусловлено, в частности тем, что увеличение мощности, повышение скоростных и температурных условий работы деталей и узлов современных конструкций, механизмов и машин заставляет их магнитные элементы работать в более тяжелых условиях при высоких статических и динамических нагрузках. Поэтому наряду с высокими магнитными характеристиками они должны обладать необходимым комплексом механических свойств: высокой статической и усталостной прочностью, ударной вязкостью, теплостойкостью, износостойкостью и другими характеристиками.

Сплавы системы Fe-Cr-Co относятся к группе деформируемых магнитотвердых сплавов, используемых в широком интервале температур. Существующие технологии получения постоянных магнитов из этих сплавов, в том числе с применением традиционных процессов прессования, прокатки,ковки в сочетании с термической и термомагнитной обработкой в последнее время все меньше справляются с задачами получения заданного высокого уровня механических и эксплуатационных свойств в изделиях ответственного назначения, включая магнитные гирокомпасы. Обработка металлов с применением эффекта сверхпластичности является одним из наиболее передовых, ресурсосберегающих и высокопроизводительных способов производства заготовок деталей, обеспечивающих высокий уровень механических и служебных свойств.

В настоящей работе представлены результаты изучения деформационного поведения и механических свойств

магнитотвердых сплавов 23X15K и 30X23K. Установлено влияние двух типов структур – ультрамелкозернистой микродуплексного типа ($\alpha+\gamma$ фазы в обоих сплавах) и пластинчатой ($\alpha+\gamma$ в сплаве 23X15K и $\gamma+\sigma$ в сплаве 30X23K).

В случае ультрамелкозернистой структуры зависимость $\sigma-\dot{\epsilon}$ имеет характерную сигмоидальную форму с выраженным участком повышенной скоростной чувствительности напряжения течения, соответствующим максимальным значениям относительного удлинения до разрыва δ и коэффициента скоростной чувствительности напряжения течения m как в сплаве 23X15K, так и в сплаве 30X23K.

Максимальное удлинение в сплаве 23X15K с ультрамелкозернистой структурой составляет 610% при $T=900^\circ\text{C}$ и $\dot{\epsilon}=1,6 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$. Для состояния с пластинчатой структурой в сплаве 23X15K максимальное удлинение возрастает с 45% до 120% при увеличении температуры с 700 до 1000 $^\circ\text{C}$.

В сплаве 30X23K сверхпластическое течение наблюдается при более высоких температурах и более низких скоростях деформации. Зависимость относительного удлинения от температуры и скорости деформации носит экстремальный характер для мелкозернистого и пластинчатого состояний. Максимальное удлинение соответствует температуре 950 $^\circ\text{C}$ и скорости деформации $0,8 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ и составляет 810 и 180% соответственно.

Анализ результатов механических испытаний сплавов 23X15K и 30X23K с исходной пластинчатой структурой показал принципиальное различие в механических свойствах сплавов. Так, если в сплаве 23X15K деформация идет с упрочнением, то в сплаве 30X23K после резкого упрочнения до степени деформации 5% напряжение течения плавно снижается до уровня сплава с ультрамелкозернистой структурой и сплав приобретает признаки сверхпластического течения, выраженные в повышении коэффициента скоростной чувствительности напряжения течения m с 0,21 до 0,47 при увеличении степени деформации с 10 до 120%. Микроструктурные исследования в сплаве 30X23K с исходной пластинчатой $\gamma+\sigma$ структурой после сверхпластической

деформации показали, что на ранних стадиях деформации в пластинах γ и σ фаз формируются поперечные субграницы, в местах выхода которых на межфазную поверхность происходит сфероидизация пластин γ и σ фаз. С увеличением степени деформации до 100% процесс дробления пластин заканчивается. В микроструктуре наблюдаются только глобулярные зерна γ и σ фаз.

Сравнительный анализ механических и магнитных свойств кольцевых магнитов из сплавов системы Fe-Cr-Co, полученных литьем и штамповкой в условиях сверхпластичности показал, что механические свойства магнитов полученных сверхпластической деформацией в высококоэрцитивном состоянии повышаются более чем в два раза по сравнению с литыми магнитами. Основные магнитные характеристики – коэрцитивная сила, остаточная намагниченность и магнитная энергия остаются на уровне литых образцов, но при этом в 1,5 -2 раза снижается азимутальная неоднородность магнитного потока.

Сверхпластическая формовка полых конструкций из ультрамелкозернистых листов титанового сплава ВТ6

Круглов А.А., Лутфуллин Р.Я., Мухаметрахимов М.Х.
Институт проблем сверхпластичности металлов РАН
e-mail: alweld@go.ru

Титановые сплавы занимают важное место среди авиакосмических материалов, применяемых для изготовления деталей и узлов летательных аппаратов методами обработки металлов давлением. Они позволяют снизить массу изделий и повысить их качество. Однако технологические процессы изготовления тонкостенных титановых изделий весьма сложны и трудоемки. В первую очередь это связано с пониженной технологической пластичностью титановых сплавов, что требует обработки в условиях сверхпластичности (СП) [1].

Ведущие авиакосмические фирмы для изготовления полых конструкции из листовых титановых сплавов применяют метод сверхпластической формовки (СПФ) [2]. При этом наиболее широко используется сплавы типа Ti-6Al-4V, аналоги отечественному

сплаву ВТ6. Традиционная температура СПФ составляет ~ 900 °С. Согласно авторам [3] снижение температуры СП до 760 °С позволит сделать технологический процесс СПФ сплава ВТ6 экономически эффективным. Решение указанной проблемы возможно за счет эффекта низкотемпературной СП. Данный эффект напрямую связан с размером зерен. Ультрамелкозернистая (УМЗ) структура обладает повышенной протяженностью границ зерен, в результате условия для развития основного механизма СП – зернограничного проскальзывания реализуются при значительно меньших температурах, чем для обычных микрокристаллических материалов [4]. В данной работе представлены результаты применения эффекта низкотемпературной СП в технологических процессах формообразования полых конструкций. Исследуемый материал – листы титанового сплава с УМЗ структурой.

Потенциал низкотемпературной СП оценивали по результатам СПФ полусфер из листов толщиной $0,8$ мм со средним размером зерен $d \sim 0,2$ мкм. Полусферы радиусом 35 мм были получены при одном и том же значении давления газа в интервале температур $550-800$ °С. Снижение температуры СПФ ниже 650 °С позволяет решить еще одну проблему, избежать резкого роста зерен и тем самым обеспечить повышенные прочностные свойства в изделии [5].

Известно, что после СПФ на поверхности изделий образуется деформационный рельеф, который может существенно снижать усталостную прочность материала в условиях знакопеременных нагрузок. При изготовлении полых изделий с замкнутыми полостями устранить шероховатость внутренних поверхностей после СПФ не удастся из-за трудоемкости или невозможности их обработки. Как показали исследования при низкотемпературной СП шероховатость поверхности можно существенно снизить. Например, при снижении температуры СПФ с 900 °С до 700 °С параметр шероховатости R_a поверхности полусфер уменьшился с $1,3$ мкм до $0,6$ мкм.

Использование в технологии СПФ сварных полуфабрикатов сделало возможным изготавливать изделия, которые проблематично или невозможно получить другим способом. Ярким

примером является полая лопатка вентилятора для гражданских авиадвигателей фирмы Rolls-Royce. Лопатка имеет гофрированную конструкцию, которую образуют три листа селективно соединенные сваркой давлением (СД). Особенности СПФ гофрированной конструкции позволяют использовать УМЗ лист только в качестве наполнителя, и за счет этого осуществить качественное соединение при пониженных температурах 800–850 °С (рис. 1). Снижение температуры обработки ниже 850 °С существенно повышает экономическую эффективность интегральной технологии СД/СПФ [6].



Рис.1. Модель полой лопатки, полученная при 800 °С.

Литература

1. Кайбышев О. А. Сверхпластичность промышленных сплавов. Москва: Metallurgy, 1984. 264 с.
2. Сверхпластическая формовка конструкционных сплавов / Под ред. Пейтона Н., Гамильтона К. М.: Metallurgy, 1985. 312 с.
3. Comley P.N. Lowering the Heat-The Development of Reduced SPF Temperature Titanium Alloys for Aircraft Production // Mater. Sci. Forum. 2004. Vol. 447-448. P. 233-238.
4. Жилияев А.П., Пшеничнюк А.И. Сверхпластичность границ зерен в ультрамелкозернистых материалах. Москва: ФИЗМАТЛИТ, 2008. 320 с.
5. Лутфуллин Р.Я., Круглов А.А., Мухаметрахимов М.Х., Руденко О.А. Низкотемпературная сверхпластичность и изготовление полых конструкций из титанового сплава ВТ6 // Письма о материалах. 2015. Т. 5. № 2. С. 185–188.
6. Kruglov A.A., Lutfullin R.Ya., Mulyukov R.R., Mukhametrakhimov M.Kh., Rudenko O.A., Safiullin R.V.

Promises of low-temperature superplasticity for the enhanced production of hollow titanium components // Mater. Sci. Forum. 2016. Vol. 838–839. P. 610–614.

Получение и исследование свойств наноструктурных ионно-плазменных покрытий (TiAlSi)N из многокомпонентных СВС-прессованных катодов

Лавро В.Н., Николаев А.И.

Самарский государственный технический университет

e-mail: lavro7@mail.ru; mr.nikolaevalexander@yandex.ru

Прогрессивным направлением повышения качества изделий является нанесение на их поверхность вакуумных ионно-плазменных покрытий.

В последнее время интенсивно развиваются исследования по получению многокомпонентных и композиционных покрытий. В данной работе приведены результаты исследований получения ионно-плазменных покрытий (TiAlSi)N из СВС-прессованных катодов сложного состава [1].

Катоды были получены в результате синтеза системы TiC_{0,5} - 25%(Al - 3%Si)являющейся многофазной, которая состоит из МАХ-фазы Ti₃AlC₂, карбида TiC, алюминид титана Al₃Ti и силицидов титана Ti₅Si₃. Содержание основной фазы, которой является МАХ-фаза Ti₃AlC₂ в зависимости от расчетного состава рабочего слоя катода составляет 82-84%. На которой позиции по количественному содержанию находится карбид титана TiC(9-12%), затем алюминид титана Al₃Ti (2,8-7,8%). Покрытия получали на модернизированной установке плазменного напыления «ЮНИОН». Покрытия наносили на образцы диаметром 15мм и высотой 5мм из стали Р6М5 термически обработанной на твердость HRC 64-65 ГПа. Плоскую поверхность образцов подвергали шлифованию и полированию до Ra = 0,2 мкм. Элементный состав покрытий определяли методом рентгеноспектрального микроанализа (РСМА). На РЭМ Jeol JSM-6390А с приставкой Jeol JED-2200. Исследование нанотвердости покрытий проводили на нанотвердомере Agilent Technologies G220

Nano indenter. Твердость и модуль упругости определяли по методике Оливера-Фарра. Фазовый состав покрытий определяли методом рентгенофазового анализа (РФА) с использованием автоматического дифрактометра APL. Технология нанесения покрытий включала 3 этапа: низкотемпературную газовую очистку с использованием модуля «Поток»; Ионную очистку (ионами распыляемого материала); Конденсацию покрытия (TiAlSi)N по следующим параметрам: ток дуги испарителя I_d - 140А; опорное напряжение на подложке $U=100$ (В); давление азота в камере $P_{N_2}=5 \cdot 10^{-3}$ мм.рт.ст.; Время конденсации 30 минут.

По результатам исследования установлено, что покрытия, полученные с использованием многокомпонентных СВС-катодов обеспечивает повышение практически всех исследуемых показателей качества и свойств покрытий. Объем микрокапельной фазы у покрытий из многокомпонентных нитридов (TiAlSi)N в 3 раза меньше, чем у покрытия из одноэлементного нитрида TiN. Микроструктуре покрытий не фрагментированы на столбчатые элементы: размер субзерен в 2,5 раза меньше, чем у покрытия TiN и составляет 36-40 нм. Нанотвердость покрытия $H=64-65$ (ГПа); модуль упругости $E=520-550$ (ГПа); $H/E - 0,121 \sim 0,123$ (Рис 1.).

Покрытие, полученное из СВС-прессованного катода можно отнести к аморфно-нанокристаллическим материалам с отношением $H/E > 0,1$ и является сверхтвердым. Исследуемые покрытия являются однофазными и представляют собой кубический нитрид титана состава (TiAlSi)N.

На основании исследований была разработана технология упрочнения фрез из сплавов ВК8 ионно-плазменными покрытиями (TiAlSi)N применяемых при обработке титанового сплава ВТ (сухое фрезерование).

Проведены натурные испытания торцевых фрез из твердого сплава с покрытием показали повышение стойкости по сравнению с фрезами без покрытия в 6 раз, что позволяет рекомендовать данные покрытия для упрочнения режущего инструмента.

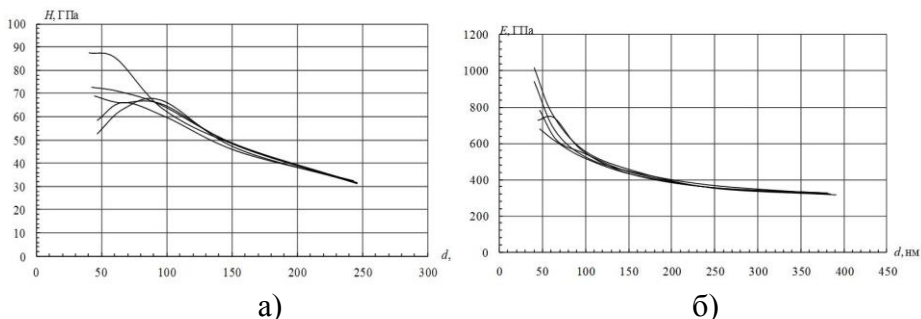


Рис. 1. – Покрытие (TiAlSi)N из СВС-катода а) Нанотвердость б) Модуль упругости.

Литература

1. СВС-прессование металлокерамических заготовок многокомпонентных катодов для нанесения ионно-плазменных покрытий / А.П. Амосов, Е.А. Ермошкин, А.Ф. Федотов, В.Н. Лавро, Е.И. Латухин, С.И. Алтухов // Заготовительные производства в машиностроении, 2011, № 8 , с. 43-45.

Приложение теории температурного анализа для определения параметров интенсивности деформирования алюминиевых сплавов

Михеев В.А. Дорошко Г.П.

Самарский университет

e-mail: vamicheev@rambler.ru; gen_dor@mail.ru.

Заключительная стадия пластического деформирования, например, обтяжка листового алюминиевого сплава, рассматривается как технологическая операция и как процесс перераспределения векторов в сложной конфигурации объема изделия. Это процесс многомерного преобразования структур металлов, начинающийся в технологических процессах и продолжающийся при эксплуатации изделия известен как память металла. Но активация или её воспроизведение и наоборот запись возможных будущих реакций при прокатке листового материала всегда сопровождается тепловыми эффектами, и регистрируются как изменения температуры. Поэтому можно определять параметры прокатки с обязательной лабораторной обтяжкой, по

ранее разработанной методике, используя диаграммы изотермического сканирования металла (ИДС). Такая лабораторная обтяжка не является непосредственно получением конкретного изделия, а своеобразным механическим модулем деформирования, по которому определяются геометрические параметры начала и окончания сдвижки кристаллов, до хрупкого разрушения [1]. Любые трещины регистрируются однозначно, а временное расстояние между ними коррелирует с периодичностью температурного ряда дискретного сканирования [2].

Особенность деформирования алюминиевых сплавов в том, что выделяемое тепло механической обработки алюминиевого сплава вызывает раннее его оплавление в зонах контакта кристаллических блоков, т. е. происходит с локальным фазовым переходом и не в полном объёме осуществляющимся по сечению листа. Частичное плавление также является разрывным вдоль профиля, что вызывает напряжение и хрупкое разрушение при достижении некоторого предела пластического деформирования с фрагментацией металла до 200нм. Для алюминиевых сплавов этот предел преодолевается при меньших энергиях в связи с наличием этого фазового перехода. По плавкой зоне сдвиговое усилие перераспределяется быстрее, передаваясь через основной металл и не вызывая его разрушения. Поэтому управление количеством жидкого слоя и его размерами является задачей технологической обработки и получения материала с необходимыми свойствами.

Теория температурного анализа разработана для описания процессов происходящих в объёме материала при импульсном температурном воздействии. Использован факт периодичности состояний материала обусловленный минимумом производства энтропии на границах температурных интервалов и геометрической корреляции периода с целочисленной константой 343⁰С. Этот феномен можно использовать для структурного анализа благодаря изотермическому дискретному сканированию, он даёт функцию распределения плотности по объёму изделия, чтобы затем использовать для его разметки по силовому ряду, связанному с внешним механическим воздействием. Разработано

приложение общих формул математического аппарата для такого случая [2].

Координаты передачи усилий сдвига в глубину листового материала ограничены в изменении ротационным радиусом фрагментации объёма, если он больше толщины листа — это ведёт к неизбежному разрыву сплошности металла. Последовательность уравнений образуют ряд [2]. 1. Ротация: $x^2 + y^2 = r^2$. 2. Уравнение касательной, совпадающей с приложением силы: $r = r_1 + ut$. 3. Непроизвольная реакция вещества: $r = r_1 + au + bv$.

4. Уравнение сечения несобственного состояния, когда делается целенаправленное технологическое вмешательство и распределение по объёму имеет проектируемый характер: $x = x_1 + a_x u + v_x v$, $y = y_1 + a_y u + v_y v$, $z = z_1 + a_z u + v_z v$. Они так же обусловлены пределом интенсивного пластического деформирования ИПД. С ним вводится мерность установки режима прокатки как дополнительный критерий записи. Полученные данные уже позволяют использовать основные уравнения при создании листовых материалов с заданной кристаллографией структуры [3]. Радиус фрагментации, степень достижения предела ИПД, температура в интервале и толщина листа - функции элементного состава сплава, изображаются на диаграмме состояний в виде серии кривых, по которым окончательно будут определяться параметры пластического деформирования.

К настоящему времени остаётся проблема получения полного комплекта ИДС плотности и напряжения чистых металлов для разработки фундаментального уравнения совмещения веществ и фаз. Работа продолжается в направлении получения сводной диаграммы напряжений по аналогии с диаграммой плотности [4]. Непосредственное определение температуры контакта металлов осуществляется с помощью метода комплексного анализа ДТА-ИДС, разработанного для исследования структур композиций веществ и фаз в материалах.

Литература

1. Mikheev, V.A. The Results Comparasion Of Calculation Method And Computer Modeling Of Double Curvature Sheet Shells In Stretch

Forming Process / V.A. Mikheev, S.V. Surudin // Key Engineering Materials. – 2016. – Vol. 684. – Pp. 21-28.

2. Дорошко Г.П. Условие совместимости металлов за пределом деформирования / (СММТ,15): труды международной НТК - СПб.:Изд-во Политехн. Ун-та, 2015, - С560-570.

3. Гречников Ф. В., Ерисов Я. А. Научные основы создания листовых материалов для аэрокосмической техники с заданной кристаллографией структуры /(СММТ,15): труды международной НТК. Т1- СПб.:Изд-во Политехн. Ун-та, 2015,- С149-162.

4. Дорошко Г.П. Прогнозирование свойств материалов по сводной диаграмме плотности образующих веществ / (СММТ,13): труды международной НТК – СПб.:Изд-во Политехн. Ун-та, 2013.- С695-701.

Разработка технологии получения термopарных материалов нихросил и нисил с использованием экструзии металлических порошков

Самборук А.Р., Амосов А.П., Кузнец Е.А.,
Кузина А.А., Марков Ю.М.

Самарский государственный технический университет
e-mail: samboruk55@mail.ru

Термопары хромель-алюмель (ТХА) – самые распространенные в промышленности и предназначены для измерения температуры в диапазоне температур 0-1230 °С в окислительных и инертных средах. Однако при этом содержание кислорода в окислительной атмосфере должно быть не меньше нескольких процентов или его присутствие должно быть практически исключено. Кроме того, в термопарах ТХА наблюдаются два вида нестабильности термоЭДС: обратимая циклическая нестабильность и необратимая нестабильность, постепенно накапливающаяся со временем [1].

Самой удачной попыткой преодолеть недостатки термопары ТХА стала разработка и стандартизация ведущими промышленными странами, в том числе и Россией, термопары нихросил-нисил (ТНН). Материалы термоэлектродов нихросил и нисил демонстрируют существенно лучшую стабильность термоЭДС по сравнению с термопарой ТХА. Это достигнуто

увеличением концентрации хрома и кремния в никеле, а также введением в нисил магния, которые перевели процесс окисления материала термоэлектродов из внутреннего межкристаллитного в поверхностный. При этом на термоэлектродах образуется защитная пленка окислов, подавляющих дальнейшее окисление. Увеличение содержания хрома в нихросиле до 14,2 % фактически устранило обратимую нестабильность, характерную для хромеля [1, 2]. Термопары ТНН обладают высокой стабильностью термоЭДС (по сравнению с термопарами ТХА), высокой радиационной стойкостью и высокой стойкостью к окислению электродов. Они могут применяться в качестве универсального средства измерения температур в диапазоне температур 0-1230 °С.

В настоящее время существует традиционный металлургический способ производства стержневых и проволочных материалов нихросил и нисил из расплава металлов. Однако при этом способе достаточно сложно обеспечить гомогенность, то есть однородность химического и фазового состава по объему материалов, которая, главным образом, и определяет качество термопары. В связи с этим значительный интерес представляет исследование возможности применения методов порошковой металлургии для получения этих материалов из смеси порошков компонентов. Как известно, методы порошковой металлургии могут обеспечить значительно большую гомогенность материалов по сравнению с литейными технологиями, особенно в случае материалов, состоящих из компонентов, сильно различающихся по температуре плавления, а такой метод как мундштучное выдавливание (экструзия) позволяет получить длинномерные изделия из порошков [3]. Поэтому целью настоящей работы была разработка порошковой технологии изготовления термопарных материалов нихросил и нисил с помощью экструзии порошков исходных металлов.

В таблице приведены составы материалов нихросил и нисил, в соответствии с которыми готовились шихты - смеси исходных порошковых компонентов.

Порошок	Содержание компонентов, %					
	Ni	Cr	Si	Fe	C	Mg
Нихросил	84	14	1,4	0,15	0,05	0,01
Нисил	95,1	0,02	4,4	0,15	0,05	0,1

Шихты готовились в планетарных мельницах «Активатор-2Sl» и «Пульверизетте-5». Через каждые 3 минуты отбирались пробы для определения гранулометрического состава и микроструктуры образцов шихты. Показано, что в процессе механоактивации нихросила и нисила происходит изменение дисперсности и гранулометрического состава частиц (изменяются форма и распределения частиц): губкообразные продолговатые частицы неправильной формы преобразуются в сферические и осколочные через 5-10 минут активации, а далее преобразуются в частицы иррегулярных очертаний. В результате было установлено оптимальное время приготовления шихт нихросила и нисила.

Исследовался процесс компактирования шихт при давлении прессования 750-850 МПа. Установлена зависимость относительной плотности прессовок из порошков нихросила и нисила в зависимости от давления прессования. Изучена микроструктура прессовок, полученных прессованием с давлением 800 МПа.

Исследован процесс спекания полученных прессовок при температуре 1200 °С в вакуумной печи в течение 3 часов, показано что в структуре спеченных образцов практически отсутствуют поры. Усадка при спекании составила 3-5 %.

Из опытных партий порошкообразных шихт методом экструзии изготовлены образцы термопарных материалов нихросил и нисил в виде цилиндрических образцов диаметром 4 мм и длиной 200 мм.

Литература

1. Белевцев А., Богатов В., Каржавин А., Петров Д., Улановский А. Термоэлектрические преобразователи температуры. Теория, практика, развитие // Современные технологии автоматизации. 2004. № 2. С. 66-76.

2. Noel A. Burley, Robert L. Powell, George W. Burns and Margaret G. Scroger. The Nicrosil versus Nisil Thermocouple: Properties and Thermoelectric Reference Data. The National Bureau of Standards Monograph 161. April 9, 1978. 167 p.

3. Панов В.С., Чувилин А.М. Технология и свойства спеченных твердых сплавов и изделий из них: учебное пособие. М.: МИСИС, 2004. 464 с.

***Разработка нового технологического процесса
получения алюминиевых полуфабрикатов
электротехнического назначения методом
интенсивной пластической деформации***

Фахретдинова Э.И., Рааб Г.И., Рыжиков О.Л.

*Уфимский государственный авиационный технический
университет, Казанский Федеральный университет, Башкирский
государственный университет*

e-mail: yelka89@mail.ru

В последние годы особый интерес российских и зарубежных исследователей представляет создание методов термомеханической пластической обработки для повышения физико-механических свойств алюминиевых сплавов системы Al-Mg-Si. Сплавы этой системы обладают рядом привлекательных свойств, таких как высокая коррозионная стойкость, хорошая технологичность в металлургическом и машиностроительном производстве и достаточно высокая пластичность [1-3]. Кроме того, некоторые алюминиевые сплавы системы Al-Mg-Si обладают достаточно высокой электропроводностью и широко используются в качестве проводников вместо меди, но существенно уступают ей в механической прочности. Из известных методов, наиболее эффективно способствуют повышению прочности интенсивная пластическая деформация (ИПД). В этой связи, в данной работе представлены результаты исследования нового перспективного метода ИПД – Мульти-РКУП-Конформ [4-5], разработанного для получения катанки и в дальнейшем проволоки электротехнического применения из алюминиевого сплава системы Al-Mg-Si с комплексом механических и электропроводящих

свойств, превосходящим известные аналоги. Отличительной особенностью данного метода является возможность накапливать сверхвысокие деформации до $\epsilon = 3 \dots 3.5$ за один цикл обработки, что обеспечивает заметные экономические преимущества. После такой обработки в катанке формируется УМЗ структура с размером зерен и фрагментов структуры менее 1 мкм, а прочность возрастает почти в два раза. Подробные исследования напряженно-деформированного состояния методом математического и физического моделирования позволили обеспечить изготовление наиболее рациональной геометрии канала прессования и выбор трибологических условий при обработке. В результате натуральных экспериментов получены образцы катанки с пределом прочности равным 250 ± 15 МПа и электропроводностью ~ 50 % IACS. Последующая термическая и деформационная обработка приводит к получению проволоки с прочностью до 350-380 МПа и электропроводностью до 57% IACS, что заметно превосходит свойства мировых аналогов электротехнической продукции из сплава системы Al-Mg-Si.

Благодарность

Изготовление оснастки и исследование механических свойств было выполнено при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда (проект № 14-19-01062), выделенного ФГБОУ ВО «Уфимский государственный авиационный технический университет».

Рааб Г.И. выражает благодарность финансированию из средств субсидии, выделенной в рамках государственной поддержки Казанского (Приволжского) федерального университета в целях повышения его конкурентоспособности среди ведущих мировых научно-образовательных центров.

Литература:

1. Фридляндер И.Н., Систер В.Г., Грушко О.Е., Берстнев В.В., Шевелева Л.М., Иванова Л.А. Алюминиевые сплавы - перспективный материал в автомобилестроении // Металловедение и термическая обработка металлов. 2002. № 9. с.3 - 9.

2. Елагин В.И. Конструкционные наноструктурные сплавы на алюминиевой основе // Технология легких сплавов. 2008. № 2. с. 6-20.

3. Алиева С.Г., Альтман М.Б., Амбарцумян С.М. Промышленные алюминиевые сплавы. - М.: «Металлургия», 1984. 528 с.

4. Патент РФ № 2560474 «Способ непрерывного равноканального углового прессования металлических заготовок в виде прутка» авторы: Рааб Г.И., Фахретдинова Э.И., Капитонов В.М., Валиев Р.З. Дата приоритета 17.12.2013. Дата публикации 20.08.2015

5. Fakhretdinova, E.I., Raab, G.I., Valiev, R.Z. Modeling of Metal Flow during Processing by Multi-ECAP-Conform // Advanced Engineering Materials Vol. 17, Issue 12, pages 1723–1727, December 2015

***Исследование влияния параметров процесса на
утонение при сверхпластичном формовании деталей
из сплава АМГ6***

Хардин М. В., Галиев Э. Э.
Самарский университет
e-mail: mhardin@mail.ru

Развитие аэрокосмической отрасли и машиностроения ведет к необходимости создания новых или совершенствования уже имеющихся технологий изготовления изделий из трудно деформируемых сплавов. Одним из перспективных направлений интенсификации операций штамповки является применение эффекта сверхпластичности. Это обеспечивает возможность изготовления сложных по форме деталей с чрезвычайно большими степенями общей и местной деформации. Однако, для успешного освоения процесса требуется разработка эффективных методов и способов управления распределением толщины по сечению детали.

На сегодняшний день существует широкий спектр компьютерных программ, применяемых для моделирования процессов сверхпластичного формования, конструирования штампового инструмента и управления процессами формовки. Это

MARC MENTAL [1], ABAQUS/Standard [2], PAM-STAMP[3], Ansys, SuperForge, SuperForm, Deform3D, ANTARES, MARC/Auto Forge.

Для анализа сверхпластичного формования нескольких сложных деталей был выбран PAM-Stamp, который позволяет учитывать большой спектр параметров как в конечной итерации моделирования, так и в течение всего процесса формования. Были рассмотрены влияние температуры, изменение необходимого давления, усилия в зоне контакта, скорости деформирования на осуществление процесса и утонение заготовки. Для большинства деталей максимальное утонение составило 38-45% от исходной толщины заготовки, что является допустимым. Однако, деталь имеющая наиболее глубокую полость вытягивалась с утонением, превышающим допустимое. Для нее предложена другая схема деформирования.

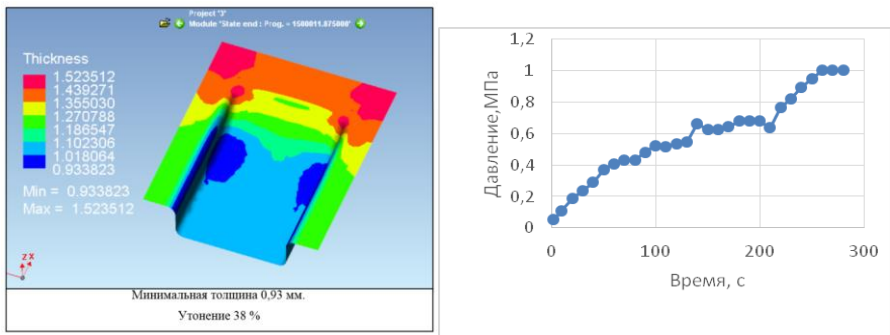


Рис.1 - Распределение толщин для детали и график изменения давления

Анализ свойств деформируемого материала АМг6М для реализации режимов сверхпластичности, показал (рис.1), что для обеспечения требуемой мелкозернистой структуры (величина зерна около 10 мкм) необходимо использование специальных режимов прокатки и термической обработки [4].

Таким образом, были проведены моделирование и анализ процессов сверхпластичного формования с использованием программного комплекса PAM – Stamp 2G. Установлено влияние на утонение заготовки скорости деформации, времени процесса, а

также изменения давления процесса, что позволяет обеспечить изготовление бездефектных деталей.

Литература

1. <http://www.mssoftware.com/product/marc>: «Advanced Nonlinear Simulation Solution»
2. www2.mae.ufl.edu/nkim/eml5526/Lect08.pdf: «Finite Element Analysis Using ABAQUS»
3. Пневмотермическая формовка в режиме сверхпластичности рифтовых конструкций из листа [Текст] / Мироненко В. В. [и др.] // Металлург. 2013. № 9. С. 18-22.
4. Ерисов Я.А., Гречников Ф.В., Попов И.П. Получение алюминиевого сплава АМг10 с ультрамелкозернистой структурой прокаткой по ARB-методу // Известия СНЦ РАН, №4, Самара, 2013, стр. 165-169.

Разработка установки для сверхпластичного формования алюминиевых сплавов

Хардин М. В., Марков А. В., Вакуленко С. С.

Самарский университет

e-mail: mhardin@mail.ru

В настоящее время в российской и зарубежной практике сверхпластичность активно используется в процессах обработки материалов: вытяжка, объемная штамповка, сверхпластическая формовка листовых заготовок и сверхпластическая формовка с диффузионной сваркой.

Наряду с производимыми серийно фирмами ACB (Франция), Dicummin, Savage (США) [1] установками, во многих странах и фирмах разрабатываются экспериментальные устройства, предназначенные для реализации сверхпластичности в тех или иных процессах. Среди них можно выделить: устройство для листовой формовки в состоянии сверхпластичности; устройство, обеспечивающие СПФ листов с одновременной штамповкой фланца заготовки; устройство для листовой формовки в состоянии сверхпластичности [2-3] и другие.

На основе анализа различных конструкций были сформулированы требования к разрабатываемой установке:

- мобильность и компактность;
- возможность использования сменного инструмента;
- минимальные энергозатраты на осуществление процесса.

В связи с этим была выбрана схема негативной формовки, в которой воздействие на деталь производится только газовой средой, без дополнительного оборудования. Также предложено минимизировать затраты энергии на разогрев установки и исключить энергоемкие объекты, такие как печь или нагревательные элементы в штампе и обеспечить протекание процесса за счет разогрева газовой среды.

Система подачи рабочей среды (в данном случае воздуха) состоит из компрессора, системы очистки, нагревательного элемента, трубопроводов и

приборов автоматического контроля давления и температуры.

Спроектирован штамповый блок с возможностью смены матрицы и прижима (рис.1), изготавливаемых для каждой конкретной детали, в конструкции которого предусмотрены каналы для подачи и регулирования давления рабочей среды, а также для контроля за параметрами процесса.

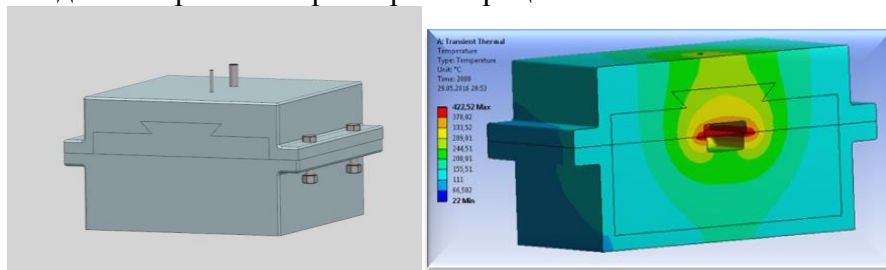


Рис.1 – Штамповый блок и результаты теплового расчета

Для проверки эффективности нагрева установки с помощью горячего воздуха без применения дополнительного оборудования, в виде печи или нагревательных элементов, был проведен тепловой расчет в ANSYS. Получены зависимости времени нагрева заготовки до температур сверхпластичности и градиента температур в рабочей зоне от температуры рабочей среды.

Разработана конструкция установки, включающей системы подачи рабочей среды и автоматического контроля параметров процесса, а также формовочный блок, позволяющие

минимизировать затраты на их изготовление и эксплуатацию. Тепловой расчет показал правильность сделанных допущений и возможность реализации необходимых параметров сверхпластичного формования.

Литература

1. Corporate overview SAVAGE Hydraulic press // Hot press: [сайт]. URL: http://www.savagepress.com/hot_press/hot_press.htm (дата обращения: 30.05.2016).

2. Пат. 83952 РФ, МПКВ21D26/02. Устройство для получения изделий способом листовой формовки в состоянии сверхпластичности [Текст]/ Апатов К. Ю., Цепин М. А., Нгуен Чыонг Ан, Апатов Ю. Л.; – 72 № 2009103330/22; заявл. 02.02.2009; опубл. : 27.06.2009, Бюл. № 23. - 3с.

3. Колесников А. В. Пневмотермическая формовка трехслойных клиновидных панелей из титановых сплавов: диссертация ... кандидата технических наук: 05.07.02 / - Комсомольск-на- Амуре, 2015. - 215 с.

Взаимодействие пористой МАХ-фазы карбосилицида титана с расплавом никеля в условиях процесса СВС

Латухин Е.И., Амосов А.П., Борисов Д.В., Рябов А.М.,
Новиков В.А.

Самарский государственный технический университет
e-mail:evgelat@yandex.ru

Разработка каркасных металлокерамических композитов, представляет большой интерес, так как жесткий керамический каркас может обеспечить повышенную износостойкость и возможность сохранять несущую способность при температурах, превышающих температуру плавления металла (сплава) [1]. Традиционным является двухстадийный способ получения каркасных композитов, когда сначала проводится спекание порошков для получения пористого керамического каркаса и затем пропитка (инфильтрация) каркаса металлическим расплавом. Двухстадийная технология требует больших энергозатрат и дорогостоящего оборудования для получения керамического каркаса и расплава металла. В этой связи заслуживает внимания

исследование возможности применения одностадийной технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), в которой не требуется больших затрат электроэнергии на получение керамического пористого каркаса и расплавление металла [2]. Очень высокие температуры каркаса, синтезированного в процессе горения исходной смеси порошков, улучшают смачивание керамического каркаса металлическим расплавом, и прочность композитов с СВС-каркасом оказывается выше прочности композитов с каркасом, спеченным по традиционной технологии. Наконец, энергосберегающий метод СВС перспективен также для синтеза МАХ-фаз, которые получают в основном длительным реакционным спеканием порошков при высокотемпературном нагреве.

В работе [2] исследовано применение метода СВС-прессования для получения алюмокерамических каркасных композитов на основе МАХ-фазы Ti_2AlC . Такие композиты привлекательны своим малым удельным весом, но не могут обеспечить особо высокую твердость, износостойкость и прочность как при нормальной, так и, особенно, при очень высокой температуре. Для решения таких задач необходимо пропитку керамических каркасов осуществлять не расплавом алюминия, а расплавом других, жаропрочных металлов. Хорошо известны никелевые жаропрочные сплавы, из которых изготавливают рабочие и сопловые лопатки, диски ротора турбины, детали камеры сгорания газотурбинных двигателей (ГТД), способные работать до температур 1050—1100°C. Для ГТД следующего поколения требуются материалы с жаропрочностью на 150-250°C больше. Разработка КМ с пропиткой каркаса из МАХ-фазы расплавом никеля может привести к созданию материалов с требуемой жаропрочностью. Поэтому целью настоящего исследования являлось исследование взаимодействия расплава никеля и МАХ-фазы карбосилицида титана Ti_3SiC_2 в условиях СВС.

В качестве исходной была взята использованная ранее для получения МАХ-фазы Ti_3SiC_2 способом СВС смесь порошков $3Ti+1,25Si+2C$ [3]. С помощью рентгенофазового анализа продуктов СВС установлено, что присутствие никеля в процессе

СВС (при введении порошка никеля в исходную смесь порошков или при введении расплава никеля в МАХ-фазу Ti_3SiC_2 непосредственно во время процесса СВС) приводит к снижению количества МАХ-фазы в конечном продукте. Полученные таким образом образцы СВС-композитов состоят из карбида и карбосилицида титана, никелидов и силицида титана. Установлено, что с увеличением количества введённого никеля, количество Ti_3SiC_2 в конечном продукте снижается вплоть до полного его исчезновения. Для исследования взаимодействия горячего синтезированного каркаса карбосилицида титана с расплавом никеля после синтеза использовали тонкие барьерные слои между расплавом никеля и синтезируемой МАХ-фазой. Задержка введения расплава никеля на срок до 15 с после окончания СВС не оказала существенного влияния на фазовый состав конечного продукта, который оказался практически таким же, как и в предыдущих случаях.

В итоге полученные результаты позволяют сделать вывод о том, что, в отличие от пропитки пористой МАХ-фазы Ti_2AlC расплавом алюминия, взаимодействие пористой МАХ-фазы карбосилицида титана Ti_3SiC_2 с расплавом никеля как во время процесса СВС, так и непосредственно после него, приводит к разрушению МАХ-фазы, поэтому пока не удается в условиях СВС получить каркасный композит Ti_3SiC_2-Ni .

1. Liu J., Binner J., Higginson R. Dry sliding wear behavior of continuous ceramic foam/aluminum alloy interpenetrating composites produced by pressureless infiltration // *Wear*. 2012. Vol. 276-277. P. 94-104.

2. Федотов А.Ф., Амосов А.П., Латухин Е.И., Новиков В.А. Получение алюмокерамических каркасных композитов на основе МАХ-фазы Ti_2AlC методом СВС-прессования // *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2015. №6. С. 53-62.

3. Davydov D.M., Amosov A.P., Latukhin E.I. Synthesis of MAX-phase of titanium silicon carbide (Ti_3SiC_2) as a promising electric contact material by SHS pressing method // *Applied Mechanics and Materials*. 2015. Vol. 792. P. 596-601.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ
(проект № 16-08-00867).*

Секция 4. Высокоэнергетические процессы обработки металлов давлением

Зависимость временных характеристик воспламенения нанопорошков железа на воздухе от времени пассивации

М.И. Алымов, Н.М. Рубцов, Б.С. Сеплярский,
В.А. Зеленский, А.Б. Анкудинов
ИСМАН, ИМЕТ
e-mail: sepl@ism.ac.ru

Металлические нанопорошки пиррофорны, т.е. способны самовоспламеняться при контакте с воздухом. Для того чтобы обеспечить безопасность процесса дальнейшей переработки нанопорошков в изделия, их пассивируют. Пассивация заключается в создании тонкой защитной пленки на поверхности частиц, которая препятствует самовозгоранию при извлечении порошков металлов из химических реакторов. В данной работе приведены результаты экспериментальных исследований зависимости временных характеристик воспламенения нанопорошков железа от времени пассивации после синтеза.

Для экспериментальных исследований воспламенения и пассивации использовали нанопорошки железа, полученные химико-металлургическим способом, который заключается в получении маловодных гидроксидов и их последующей термообработке в водороде. Основными этапами получения нанопорошков железа являются стадии осаждения гидроксидов железа, их сушка, восстановление и пассивация.

Для пассивации полученного порошка железа (толщина слоя порошка составляла 0.8-1 мм) в поток аргона добавляли 3% воздуха. Время пассивации варьировали от 0 до 60 минут.

Воспламенение порошков изучали методом скоростной киносъемки с использованием цветной скоростной камеры CasioExilim F1 PRO (300-1200 кадров в секунду). Начальная

температура 0 °С неактивированного порошка была выбрана с целью увеличения времени образования первичных очагов, т.к. при температуре 20 °С первичные очаги реакции возникали в процессе извлечения лодочки из реактора. Видеосъемка показала, что при контакте с атмосферным воздухом на поверхности порошка возникают очаги реакции, причем количество этих очагов заметно меньше для пассивированного порошка. Затем из первичных очагов распространяются волны реакции. Это означает, что длительность пассивации оказывает влияние на количество первичных очагов и время их возникновения: чем в большей степени пассивирован порошок, тем меньшее количество первичных очагов наблюдается при контакте порошка с атмосферным воздухом. Из Рис.1 видно, что для слоя порошка толщиной 1 мм при длительности пассивации свыше 5 минут первичные очаги реакции не возникают и поверхность засыпки не изменяет свой цвет на воздухе.

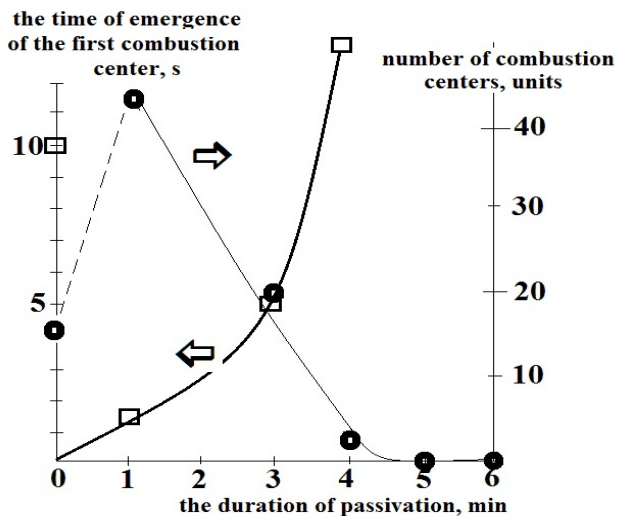


Рис.1. Зависимости времени появления первого очага реакции (квадраты) и количества первичных очагов (точки) от длительности пассивации при начальной температуре нанопорошка 20 °С (толщина засыпки нанопорошка равна 1мм). Точка, соответствующая нулевому времени пассивации, получена при начальной температуре нанопорошка 0 °С.

На то, что реакция протекает в тонком поверхностном слое нанопорошка, то есть в квазидвухмерном режиме, указывает тот факт, что порошок, находящийся в объеме засыпки, остается горючим. Действительно, если тонким керамическим шпателем извлечь этот порошок из-под прореагировавшего поверхностного слоя и распылить на воздухе, то порошок будет интенсивно гореть с ярким свечением.

Следует отметить, что пассивация порошка железа в течение более 5 мин приводит к исчезновению поверхностного двухмерного режима горения. Порошок, извлекаемый керамическим шпателем из-под поверхностного слоя, на воздухе, также не воспламеняется. Рентгеновский анализ показал, что нанопорошки, полученные при времени пассивации больше 6 мин в потоке аргона, содержащего 3% воздуха, состоят только из железа.

Исследование выполнено за счет гранта РФФИ (проект № 16-13-00013)

Самораспространяющийся высокотемпературный синтез МАХ-фазы с бором

Амосов А.П., Латухин Е.И., Петров П.А., Амосов Е.А.,
Новиков В.А., Илларионов А.Ю.

Самарский государственный технический университет
e-mail: egundor@yandex.ru

В современном материаловедении особое внимание привлекает новый вид тугоплавких соединений – МАХ-фазы [1]. Под МАХ-фазой понимается тройное соединение, отвечающее формуле $M_{n+1}AX_n$ с гексагональной плотной упаковкой, где М – переходный металл, А – элемент А-подгруппы таблицы Менделеева, Х – углерод или азот. В МАХ-фазах удачно сочетаются лучшие свойства металлов и керамики: как металлы, они электро- и теплопроводны, обрабатываются резанием, имеют высокую трещиностойкость и термостойкость; как керамика, они имеют низкую плотность, обладают высокими модулями упругости, жаростойкостью и жаропрочностью. МАХ-фазы получают разными способами, среди которых наиболее простым и наименее

энергозатратным является способ самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). Этим способом синтезированы МАХ-фазы в химических системах Ti-C-Al (карбоалюминиды Ti_2AlC и Ti_3AlC_2) и Ti-C-Si (карбосилицид Ti_3SiC_2) [2, 3].

К настоящему времени известны десятки МАХ-фаз с углеродом или азотом, но среди них нет МАХ-фаз с бором [1]. В то же время углерод, азот и бор имеют близкие атомные радиусы и образуют твердые растворы внедрения с переходными металлами, что позволяет надеяться на возможность существования МАХ-фаз с бором. В работе [4] сообщается об обнаружении МАХ-фазы Ti_3SiB_2 в покрытии, нанесенном вакуумно-плазменным методом с использованием катодов, изготовленных методом СВС при температуре $1500^\circ C$ из смеси порошков (Ti; Si; B) в аргоне с последующим горячим прессованием, и содержащих МАХ-фазу Ti_3SiB_2 . Однако проведение процесса СВС с использованием исходной смеси порошков состава $3Ti+1.2Si+2B$, размол СВС-продукта до размера 50-150 мкм и последующая электронно-лучевая наплавка СВС-порошка не подтвердили наличие МАХ-фазы Ti_3SiB_2 ни в СВС-порошке, ни в наплавленном покрытии толщиной 3-4 мм [5]. На основе этого авторы работы [5] сделали вывод о том, что приведенные в работе [4] данные не содержат убедительного доказательства образования фазы Ti_3SiB_2 в СВС-катадах и в вакуумно-плазменных покрытиях. Таким образом, пока нет убедительного подтверждения существования МАХ-фаз с бором, но исследование возможности их получения представляет несомненный интерес.

Целью настоящего исследования являлось исследование возможностей получения МАХ-фазы, содержащей бор, с применением процесса СВС. За основу была взята использованная ранее для получения МАХ-фазы Ti_3AlC_2 способом СВС исходная смесь порошков $3Ti+2Al+2C$ [2], в которой в настоящем исследовании углерод частично заменялся на бор: $3Ti+2Al+2((1-x)C+xB)$, где x -доля атомов бора.

Сравнение дифрактограмм при рентгенофазовом анализе продуктов СВС для различных значений доли атомов бора x

показало, что при $x = 0.1 - 0.5$ пики МАХ-фазы Ti_3AlC_2 сохраняются, но сдвигаются в сторону больших межплоскостных расстояний. Это можно объяснить тем, что атомы бора располагаются в вакансиях кристаллической подрешетки атомов углерода, а так как радиус атома бора больше радиуса атома углерода, то межплоскостные расстояния в кристаллической структуре возрастают, что и приводит к наблюдаемому сдвигу линий на дифрактограмме. Снимки микроструктуры этих продуктов СВС на сканирующем электронном микроскопе показывают наличие пластин толщиной 250-500 нм, характерных для МАХ-фаз. Увеличение доли атомов бора до $x = 0.75$ и более приводит к исчезновению пиков МАХ-фазы и появлению пиков TiB и TiB_2 .

Таким образом, полученные результаты позволяют сделать вывод о том, что замена части (до 50%) атомов углерода атомами бора в СВС-шихте $3Ti+2Al+2C$ приводит к появлению борсодержащей МАХ-фазы на основе кристаллической решетки Ti_3AlC_2 .

Литература

1. Barsoum M.W. MAX Phases. Properties of Machinable Ternary Carbides and Nitrides. Weinheim: Wiley-VCH, 2013.
2. А.Ф. Федотов, А.П. Амосов, Е.И. Латухин, А.А. Ермошкин, Д.М. Давыдов. Влияние газифицирующих добавок на фазовый состав продуктов горения при самораспространяющемся высокотемпературном синтезе МАХ-фаз в системе $Ti-C-Al$ / Известия Самарского научного центра Российской академии наук, т. 16, №6, 2014, с.50-55.
3. Davydov D.M., Amosov A.P., Latukhin E.I. Synthesis of MAX-phase of titanium silicon carbide (Ti_3SiC_2) as a promising electric contact material by SHS pressing method // Appl. Mech. Mater. 2015. Vol. 792. P. 596-601.
4. Шулов В.А, Быщенко О.А, Теряев Д.А. Получение нанокристаллических эрозионно-коррозионно-стойких покрытий, содержащих МАХ-фазу, на поверхности деталей из титановых сплавов // Вестник МАИ. 2010. Т. 17. №3. С.168-177.

5. Пухова И.В., ЛепакOVA О.К., Гальченко Н.К., Колесникова К.А. Износостойкие ЭЛН- покрытия системы Ti-Si-B // XIX Международная научно-практическая конференция «Современные техника и технологии». Томск: НИТПУ, 2013. С.134-135.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ регионального конкурса «р_поволжье_a» (проект № 14-08-97066).

Синтез интерметаллического жаропрочного материала на основе алюминидов титана в режиме горения из оксидного сырья

Андреев Д.Е., Икорников Д.М., Юхвид В.И., Санин В.Н.

ИСМАН

e-mail: ade@ism.ac.ru

Комбинация высокой удельной прочности – выше, чем у большинства сталей и коррозионной стойкости определяет главную область применения титановых сплавов как аэрокосмическую технику. Присутствие неметаллических примесей (кислород, азот, водород и углерод) приводит к образованию растворов внедрения в обеих модификациях титана, все эти примеси вредные, они снижают пластичность титана и его сплавов, поэтому допустимое содержание их ограничено концентрациями 0,005...0,2 вес. %.

Традиционные методы (печная металлургия) получения титановых сплавов и алюминидов титана имеют ряд трудностей, вызванные высокой химической активностью исходных компонентов при повышенных температурах, разностью температур плавления, испарения и плотности исходных компонентов, необходимостью использования высокотемпературного вакуумного оборудования (вакуумно-дуговой, электронно-лучевой переплавы), повышенные требования к изготовлению литейных форм и т.д. [1].

Настоящее исследование направлено на синтез алюминидов титана легированного Nb с применением метода центробежной СВС-металлургии. Для реализации автоволнового режима в системе Ti-Al необходим предварительный подогрев исходной смеси, поскольку тепловой эффект химического взаимодействия

титана и алюминия недостаточен для обеспечения горения. В качестве базовой составляющей смеси использовались оксиды TiO_2 и Nb_2O_5 с алюминием, а энергетической – смесь пероксида кальция с алюминием и металлическим кальцием, позволяющая организовать самоподдерживающийся режим горения и перевести все компоненты в расплавленное состояние [2]. Для формирования гомогенной структуры и снижения неметаллических примесей использовали функциональные добавки.

Экспериментальные исследования показали, что смесь приобретает способность к горению при содержании энергетической составляющей ($x_{ЭС}$) в нем более 10 вес. %. С ростом $x_{ЭС}$ до 100% скорость горения возрастает более чем в 10 раз и достигает величины 14 см/с.

Изменение содержания Al в экспериментальном составе от 20 до 40 вес. % не приводит к значительному изменению характеристик синтеза, но влияет на химический состав и содержание неметаллических примесей. С ростом концентрации Al, содержание кислорода в металлической фазе снижается.

Воздействие перегрузки оказывает сильное влияние на характеристики горения, состав и структуру литых ЖМ на основе Ti–Al. Так, в атмосферных условиях горение исходной смеси сильным разбросом реагирующего расплава ($\eta_2 = 30\%$).

Введение функциональных добавок в количестве, не превышающем 3 вес. % и использования комплексного восстановителя в энергетической составляющей смеси снижает долю неметаллических примесей в конечном составе металлического продукта.

Показано сильное влияние начальных параметров синтеза (величины перегрузки, массы смеси) и содержания алюминия и пероксида кальция в исходной смеси на характеристики СВС-металлургии (скорость горения, выход целевых продуктов в металлический слиток, потери массы смеси при горении), состав и структуру целевого продукта.

Литература

1. Titanovye splavy. Metallografiya titana i ego splavov. Belov S.P., Brun M.Ya., Glazunov S.G. i dr. M.: Metallurgiya, 1992, p.352.

2. V.I. Yukhvid, D.E. Andreev, V.N. Sanin, Zh.A. Sentyurina, Yu.S. Pogozhev, E.A. Levashov. Centrifugal SHS of cast Ti–Al–Nb–Cr alloys. International Journal of SHS, 2015, Vol. 24, No. 4, p. 177–181.

Работа выполнена при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук МК-7885.2016.8.

Комбинированное магнитно-импульсное компактирование порошковых материалов

Беляева И.А., Миронов В.

Самарский университет, Рижский технический университет
e-mail: Belyeva_ommr@yandex.ru, viktors.mironovs@gmail.com

(Combined Magnetic Pulsed Compaction of Powder Materials,
Belyaeva I., Mironov V., *Samara University, Samara, Riga Technical University*)

Upgrading the quality of compaction of powder materials is achieved by the use of hybrid technologies when the powders are acted upon by two or more sources of loading. The present paper describes compaction of a powder under the action of static and dynamic loads. A pulsemagnetic field is used as a dynamic load. The procedure and technique of experimental researches are described. Porosity (compactness) and structure of the material are evaluated for various combinations of loads, geometrical sizes and shapes of products. The conclusion is made about significant upgrading of quality of the powder material when used the hybrid technology compared to the static compaction.

Влияние магнитно-импульсной обработки на объём повреждаемости материалов деталей летательных аппаратов

Бобин К.Н., Рынгач Н.А., Курлаев Н.В.

Новосибирский государственный технический университет
e-mail: kurlaev@corp.nstu.ru

Обзор данных по экспериментальным исследованиям влияния обработки импульсным магнитным полем (ИМП) на изменение

объема несплошностей металлических деталей летательных аппаратов показал крайне малое число работ по данной тематике [1]. Была поставлена задача – провести экспериментальные исследования и оценить достоверность численного моделирования магнитно-импульсной обработки (МИО) [2]. Для этой цели были изготовлены штамповкой эластичной средой и ИМП кольцевые образцы, часть из которых затем подвергалась МИО.

Геометрические параметры образцов из сплава Д16АТ л.1,5 выбирались таким образом, чтобы деформации на кромке отбортовки образцов соответствовали максимально возможным за один переход статическим.

Статическое деформирование производилось на гидропрессе П-125 в контейнере с эластичной средой марки СКУ7Л. Высокоскоростное деформирование ИМП осуществлялась с использованием плоского многовиткового индуктора на установке МИУ-10У. Энергия одного разряда составляла 5,8кДж, напряжение зарядки 5,0 кВ. Материал формблока - сталь 45.

МИО осуществлялась осуществлялась десятью разрядами на установке МИУ-15. Использовался цилиндрический многовитковый индуктор для раздачи. Энергия одного разряда МИУ составляла $W_H \approx 5,08$ кДж. Удельная энергия тока в заготовке, отнесенная к единице площади обработки, имела значение $w^* \approx 0,5$ Дж/мм². В качестве жесткой стенки [2,3] использовался тот же формблок, что и для изготовления кольцевых образцов. Микроскопия проводилась с помощью сканирующего электронного микроскопа LEO-420.

Приготовление микрошлифов проводили по стандартным методикам. Микроскопии подвергались участки на кромке отбортовки. Оценка коэффициента пористости α , равного отношению объема пор к общему объему материала, проводилась с помощью электронной микроскопии образцов с использованием вероятностно-статистической методики. Уменьшение объема пор в обработанном ИМП деформированном образце достигает $\approx 33\%$ (образец, отштампованный эластичной средой) и $\approx 27\%$ (образец, изготовленный МИОМ).

Согласно математическому моделированию для исходных

параметров: $\alpha_0 \approx 0,0048$ и $\alpha_{.0} \approx 0,0029$; алюминиевый сплав с динамическим пределом текучести $Y_0 \approx 310$ МПа, при десяти разрядах с $w^* \approx 0,5$ Дж/мм² - происходит сокращение пористости на 27% и 22% соответственно [1]. Таким образом, экспериментальные данные изменения пористости расходятся с теоретическими данными в $\approx 1,3 \dots 1,35$ раза.

Литература

1. Курлаев Н.В., Гулидов А.И., Бобин К.Н., Рынгач Н.А. Уменьшение дефектов сплошности в материалах штампуемых авиационных деталей/ Авиационная промышленность - М. - 2009. - №2. - С.42-46.

2. Курлаев Н.В., Гулидов А.И. Влияние импульсной обработки на технологические дефекты деталей; М-во образования и науки РФ, Федеральное агентство по образованию, НГТУ, Ин-т теор. и прикл. Мех. СО РАН. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2005. – 168с.

3. Бобарика И.О., Демидов А.И., Бейчук Д.Д. О перспективных методах комплексного инженерного анализа трубопроводных систем // Сборник статей VI Всероссийской научно-практической конференции “Авиамашиностроение и транспорт Сибири”- Иркутск: ИРНТУ, 2016. – С. 97-101.

Многозвенные силоприводы из материала с памятью формы и их характеристики

Глушечков В.А., Алёхина В.К.

Самарский университет

e-mail: vgl@ssau.ru

Развитие аэрокосмического машиностроения, требует создания новых технологических процессов, использующих прогрессивные материалы с высокими эксплуатационными свойствами.

В авиа- и ракетостроении рассматривается возможность применения устройств различного назначения с силоприводом из материала с памятью формы. В таких силоприводах чаще всего используют стержневые конструкции. Однако применение стержневых силоприводов имеет ограничения, связанные с необходимостью обеспечения быстрого и равномерного их нагрева

по сечению, а так же с трудностями методического характера по созданию «памяти формы».

В докладе предлагаются многозвенные силоприводы из материала с памятью формы, включающие термически тонкие элементы, соединенные параллельно или последовательно [1].

Экспериментально подтверждено, что общее, развиваемое многозвенным силоприводом усилие равно сумме усилий, создаваемых каждым отдельным силовым элементом (звенном) [2]. При этом решены проблемы нагрева (электронагрев пропусканием тока), устранены трудности создания «памяти формы», получена возможность увеличения усилия и быстродействия срабатывания памяти.

Основными характеристиками силового элемента являются: максимальное развиваемое усилие, деформационно – силовая характеристика и скорость нарастания нагрузки в зависимости от скорости нагрева и охлаждения. Для исследования свойств термически тонких силовых элементов создан специальный измерительный стенд. В качестве силового элемента для экспериментальных исследований использовалась проволока диаметром 1,5 мм и рабочей частью 100 мм изготовленная из сплава ТН1.

Полученные результаты позволили сформулировать техническое задание на проектирование составных (многозвенных) силоприводов. Приведены примеры использования многозвенных силоприводов в технике [3].

Литература

1. Глушников В.А., Юсупов Р.Ю., Егоров Ю.А., Алехина В.К. Силовый привод из материалов с высокотемпературным эффектом памяти // Материалы МНТК «Металлофизика. Механика материалов и процессов деформирования» ("Металлдеформ - 2015"). 2015. т.1. С. 523-529.

2. Алехина В.К., Глушников В.А. Методика исследования быстродействия составных силоприводов из материала с памятью формы. // Труды XIX Форума по проблемам науки, техники и образования, 22-25 декабря, 2015 г., С. 90-91

3. Пат. пол. мод. 157417 (РФ). Устройство для испытания материалов на твердость в условиях космического пространства / Глушченков В.А., Юсупов Р.Ю., Алехина В.К. 2015.

Технологические схемы гибридных и комбинированных операций в машиностроении и металлургии

Глушченков В.А., Беляева И.А.

Самарский университет

e-mail: vgl@ssau.ru

Гибридные технологии – это технологии, в которых на обрабатываемый объект одновременно и периодически на всём протяжении производственного цикла действуют двумя и более источниками нагружения, комбинированные – когда во время действия одного источника, другой действует однократно в начальный или конечный моменты производственного цикла.

В данной работе впервые предлагается использовать в гибридных и комбинированных операциях сочетание статической и динамической нагрузок. В качестве динамической нагрузки предлагается использовать импульсное - магнитное поле [1], обладающее такими преимуществами как бесконтактное воздействие с однократной длительностью – микросекунды.

Это новое научно-техническое направление в машиностроении и в металлургии стало возможным и востребованным, благодаря, например, значительному упрощению используемой при этом технологической оснастке, т.к. создание дополнительных динамических усилий в нужном направлении не требует использования каких-либо подвижных элементов. Для реализации таких процессов в существующей оснастке размещают индукторы [2], соединённые с магнитно-импульсной установкой [3]. В таблице 1 приведены примеры (направления) использования гибридных и комбинированных технологий в машиностроении и в металлургии. Для каждого из приведенных направлений разработаны технологические схемы, многие из которых опробованы в лабораторных условиях. Поисковые эксперименты

позволили выявить особенности таких процессов, их преимущества и ограничения.

Предложенные операции являются инновационными, защищены и защищаются патентами РФ [4-8].

Таблица 1 – Область применения гибридных и комбинированных технологий



Литература

1. Глущенко, В.А., Хардин М.В., Беляева И.А. Технология и оборудование специальных видов листовой штамповки. Самара: СГАУ, 2013. – 171 с.

2. Глущенко, В.А. Индукторы для магнитно-импульсной обработки материалов. Самара: Учебная Литература, 2013. – 146 с.

3. Юсупов Р.Ю., Глущенко, В.А. Энергетические установки для магнитно-импульсной обработки материалов. Самара: издательский дом «Федоров», 2013.–123с.

4. Пат. пол. мод. 84750 (РФ). Обтяжной пуансон / Глущенко В.А., Гречников Ф.В. 2009.

5. Пат. пол. мод. 84750 (РФ). Способ сварки плавлением / Глущенко В.А., Иголкин А.Ю., Родин Н.П. и др., 2006.

6. Пат. пол. мод. 111468 (РФ). Устройство для фальцевого соединения листовых заготовок/ Глущенко В.А., Беляева И.А. 2011.

7. Пат. пол. мод. 2486988 (РФ). Способ получения композиционного материала динамическим воздействием импульсного магнитного поля на расплав / Глущенко В.А., Черников Д.Г., Лазарева А.А., Рыбакова М.А. 2013.

8. Пат.пол.мод. 156540 (РФ). Штмп комбинированный для вытяжки-обрезки припуска / Глущенко В.А., Беляева И.А. 2011.

Автоволновой синтез твёрдых растворов: Al₂O₃-Cr₂O₃ для использования в авиационном двигателестроении

Горшков В.А., Юхвид В.И.

ИСМАН

e-mail:gorsh@ism.ac.ru

Оксидные материалы на основе корунда и оксида хрома обладают уникальными свойствами, такими как высокая температура плавления (более 2000°С), твердость (более 2100 кг/мм²) и инертность к агрессивным средам. Это способствует тому, что в настоящее время они широко используются в промышленности в качестве химически стойких, жаростойких и абразивных материалов. Для их получения в литом виде наиболее эффективным способом является автоволновой синтез (СВС - металлургия), использующий тепловой эффект химической реакции. В этом способе используют, как правило, высокоэнтальпийные системы, состоящие из оксида, металла-восстановителя и неметалла. Температура горения таких смесей превышает температуры плавления конечных продуктов, поэтому они получают в фронте горения в жидкофазном состоянии, после чего остывают и кристаллизуются. Благодаря тому, что система находится некоторое время в жидком состоянии, из-за различия в удельных весах происходит разделение металлической (MeAl) и оксидной фаз (Al₂O₃ - Cr₂O₃), которые формируются в виде литых четко разделенных слоев и легко отделяются друг от друга механическим путем [1, 2]. В настоящей работе основное

внимание уделялось синтезу оксидного твердого раствора $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Cr}_2\text{O}_3$ и исследованию возможности применения его в авиационном двигателестроении. В экспериментах использовали два варианта синтеза:

а) - одностадийный автоволновой синтез литых $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Cr}_2\text{O}_3$ (горение с неполным восстановлением CrO_3): (1) $\text{CrO}_3 + \text{Cr} \rightarrow \text{Cr}_2\text{O}_3 +$ (2) $2\text{CrO}_3 + 2\text{Al} \rightarrow \text{Cr}_2\text{O}_3\text{-Al}_2\text{O}_3$

В этом случае фазоразделения нет и, после прохождения волны горения, охлаждения и кристаллизации в конечных продуктах формируется твердый раствор оксидов алюминия и хрома. В зависимости от соотношения реакций (1) и (2) можно существенно влиять на соотношение Cr_2O_3 и Al_2O_3 в целевых продуктах.

б) двухстадийный автоволновой синтез литых $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Cr}_2\text{O}_3$ (горение с последующей сепарацией металлической и оксидной фаз):

(1) $\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{Al} \rightarrow \text{Al}_2\text{O}_3\text{-Cr}_2\text{O}_3 + \text{Cr-Al} \downarrow +$ (2) $\text{Fe}_2\text{O}_3 + \text{Al} + \text{Cr}_2\text{O}_3 \rightarrow \text{Al}_2\text{O}_3\text{-Cr}_2\text{O}_3 + \text{FeAl} \downarrow$

Эксперименты проводили в СВС - реакторах, объемом 3л, 5л и 20л. Соотношения реагентов рассчитывали из химических схем, приведенных выше. Смеси готовили вручную в фарфоровой ступке или в планетарном смесителе. Массы смесей варьировали от 20г до 3000г. Шихты помещали в кварцевые стаканчики (Мсм.=20г) или в графитовые формы (при массах более 20г). В результате проведенных экспериментальных исследований, был синтезирован весь непрерывный спектр твердых литых оксидных растворов от Al_2O_3 до Cr_2O_3 . Литые растворы $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Cr}_2\text{O}_3$ типа «Рубин СВСЛ» с содержанием оксида хрома до 10% масс. были опробованы в качестве материала для изготовления литейных форм для литья лопаток ГТД и ГТУ. Исследование микроструктуры полученных лопаток показало, что литейная форма из "Рубина" не взаимодействует с жаропрочным сплавом ЖС-6У, в отличие от стандартной технологии, где зона химического взаимодействия составляла 0,1...0,2 мм. Более того, в лопатке, отлитой в керамическую форму из "Рубина - СВСЛ" наблюдается сильный модифицирующий эффект: величина зерна отливки оказывается в 4...6 раз меньше, чем при использовании стандартной формы со

специальным поверхностным модификатором (алюминат кобальта). Этот эффект приводит к улучшению физико-механических характеристик жаропрочного сплава, повышению предела прочности и пластичности. Прочность на разрыв увеличилась на 20 %, а пластичность - в 1,5...2 раза. Чистота поверхности отливок увеличилась на 1 класс чистоты и стала равной 6 - 7.

Литература

1. V.A. Gorshkov. Advanced Ceramics Based on Aluminum, Silicon, Chromium, and Lanthanum Oxides: Preparation and Applications. International Journal of Self Propagating High Temperature Synthesis, Vol. 20, No. 4, 2011, pp. 273–276.

2. Тарасов А.Г., В.А.Горшков, В.И. Юхвид. Фазовый состав и микроструктура твердых растворов системы $Al_2O_3-Cr_2O_3$, полученных методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. Неорганические материалы, т. 43, № 7, 2007, с. 819 - 823.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований №16-08-00499.

Анализ возможности синтеза нитридных композиций $TiN-BN$, $AlN-BN$ и Si_3N_4-TiN по азидной технологии СВС

Кондратьева Л.А., Керсон И.А., Амосов А.П., Бичуров Г.В.
Самарский государственный технический университет
E-mail: schiglou@yandex.ru

Керамика обладает малым весом, высокими значениями твердости и жесткости, жаростойкости и жаропрочности, коррозионной стойкости, что делает ее перспективным материалом для авиакосмической и автомобильной техники, машиностроения в целом и металлургии. Однофазная керамика может плохо спекаться, плохо обрабатываться, быть слишком хрупкой и т. д., поэтому существует большое разнообразие композиционных керамических материалов для применения в качестве конструкционных материалов. Из источников литературы известно, что уменьшение размера порошков, переход к

нанопорошкам и изготовление наноструктурной керамики может значительно улучшить механические свойства [1, 2]. В настоящее время, для получения нитридных наноструктурированных композиций перспективно использовать ресурсосберегающую азидную технологию СВС (СВС-Аз). Технология СВС-Аз основана на использовании азида натрия NaN_3 в качестве твердого азотирующего реагента и галоидных солей различного состава. Достоинствами азидной технологии СВС с точки зрения получения нанопорошков являются: а) низкие температуры и скорости горения; б) наличие побочных продуктов синтеза как в газовом, так и в конденсированном состояниях, которые разделяют частицы целевого продукта, препятствуя увеличению их размера; в) применение газифицирующихся добавок (галоидных солей) [3, 4].

В данной работе был проведен анализ возможности получения композитных нанопорошков TiN-BN , AlN-BN и $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-TiN}$ по азидной технологии СВС (СВС-Аз) с использованием смесей порошков азиды натрия NaN_3 с галоидными солями AlF_3 , Na_3AlF_6 , NaBF_4 , KBF_4 , NH_4BF_4 , $(\text{NH}_4)_2\text{TiF}_6$, Na_2TiF_6 , Na_2SiF_6 и $(\text{NH}_4)_2\text{SiF}_6$ в качестве прекурсоров элементов Ti , Al , B и Si . Полученные результаты подтвердили, что эти смеси способны гореть и синтезировать агломерированные композиционные порошков различного состава, состоящие из микро- и наноразмерных частиц нитрида титана, нитрида алюминия, нитрида кремния и нитрида бора вместе с побочными продуктами K_2NaTiF_6 , TiB_2 , Na_3TiF_6 , K_2NaAlF_6 , Na_3AlF_6 , Na_3TiF_6 , Ti_5Si_3 , TiSi_2 и Na_2SiF_6 .

Было установлено, что сжигание смесей NaN_3 только с прекурсорами – галоидными солями алюминия и бора AlF_3 , Na_3AlF_6 , NaBF_4 , KBF_4 , NH_4BF_4 – не позволяет синтезировать чистый без побочных продуктов двухфазный композитный порошок AlN-BN , так как конечный продукт кроме нитрида алюминия и нитрида бора содержит большое количество примесей: K_2NaAlF_6 и Na_3AlF_6 . Наименьшее количество побочной примеси в конечном продукте получилось при сжигании системы « $3\text{Al} - 4\text{NaN}_3 - \text{NH}_4\text{BF}_4$ » (система №1). Конечный продукт представляет собой смесь ультрадисперсных пластинчатых частиц AlN (85 %) и красноосных частиц BN (6 %) со средним размером 70-100 нм, а так

же небольшого количества равноосных частиц Na_3AlF_6 (9 %). (таблица 1).

Сжигание смесей NaN_3 только с прекурсорами – галоидными солями титана и бора $(\text{NH}_4)_2\text{TiF}_6$, Na_2TiF_6 , NaBF_4 , KBF_4 , NH_4BF_4 – не позволяет синтезировать композитный порошок TiN-BN , так как в конечном продукте кроме фаз нитрида титана и нитрида бора присутствуют фазы побочных продуктов: Ti , TiB_2 , Na_3TiF_6 , K_2NaTiF_6 . Только в одной системе « $\text{NH}_4\text{BF}_4 - 16\text{NaN}_3 - 3\text{Na}_2\text{TiF}_6$ » (система №2) удалось синтезировать чистый, без побочных фаз продукт, представляющий собой смесь ультра и тонкодисперсных равноосных частиц TiN (88 %) и BN (22 %) с размером 170-200 нм (таблица 1).

Сжигание смесей NaN_3 только с прекурсорами – галоидными солями кремния и титана Na_2SiF_6 , $(\text{NH}_4)_2\text{SiF}_6$, Na_2TiF_6 , $(\text{NH}_4)_2\text{TiF}_6$ – не позволяет синтезировать композитный порошок $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-TiN}$, так как здесь фазы нитрида кремния не образуются, и после водной промывки ультрадисперсный порошкообразный продукт горения состоит только из одной целевой фазы TiN и большого количества примесей побочных фаз: свободного Si , Ti и TiSi_2 .

Замена галоидной соли одного из элементов (Si или Ti) на порошок этого элемента в системе СВС-Аз приводит к образованию не только нитрида кремния, но и нитрида титана, с наименьшим количеством примесей - от 0 до 10% свободного кремния. Однако, только в одной системе « $9\text{Si} - (\text{NH}_4)_2\text{TiF}_6 - 6\text{NaN}_3$ » (система №3) удалось синтезировать чистый, без примесей продукт, представляющий собой смесь ультра- и тонкодисперсных столбчатых кристаллов $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ (61%) с поперечным размером 200-600 нм, наноразмерных волокон $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ (11%) и равноосных частиц TiN (28%) с размером 100-120 нм (таблица 1).

Таблица 1 – Экспериментальные результаты синтеза наиболее оптимальных систем для получения нитридных композиций TiN-BN , AlN-BN и $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-TiN}$ по технологии СВС-Аз

Исходный состав: x; y; z (моли)	Температура горения, °С	Скорость горения, см/с	Фазовый состав	Форма частиц	Размер частиц, нм
---------------------------------	-------------------------	------------------------	----------------	--------------	-------------------

Система № 1: « $xAl + yNaN_3 + zNH_4BF_4$ »					
1; 1; 4	1200	0,50	AlN = 71 %, BN = 16 %, Na ₃ AlF ₆ = 13 %	равноосная, пластинчатая	100-150
3; 1; 4	750	0,30	AlN = 85 %, BN = 6 %, Na ₃ AlF ₆ = 9 %	равноосная, пластинчатая	70-100
1; 3; 12	800	0,50	AlN = 82 %, BN = 6 %, Na ₃ AlF ₆ = 12 %	равноосная, пластинчатая	300-400; 100-150
Система № 2: « $xNH_4BF_4 + yNaN_3 + zNa_2TiF_6$ »					
1; 1; 8	1300	1,00	TiN = 64 %, BN = 14 %, Na ₃ TiF ₆ = 22 %	игольчатая	100-200
3; 1; 16	1450	1,70	TiN = 79 %, BN = 11 %, Na ₃ TiF ₆ = 10 %	игольчатая	70-90
1; 3; 16	1000	0,40	TiN = 88 %, BN = 11 %, Na ₃ TiF ₆ = 1 %	равноосная	170-200

			BN = 12 %, Na ₃ TiF 6 = 0 %		
Система № 3: « α Si + y(NH ₄) ₂ TiF ₆ + zNa ₃ N ₃ »					
3; 1; 6	900	0,50	TiN = 57 %, Si = 10 %, α -Si ₃ N ₄ = 10 %, β -Si ₃ N ₄ = 23 %	равноосная, игольчатая	70-100
9; 1; 6	1800	0,60	TiN = 28 %, Si = 0 %, α -Si ₃ N ₄ = 11 %, β -Si ₃ N ₄ = 61 %	столбчатая, волокнистая , равноосная	200- 600; 100- 120
3; 3; 18	700	0,50	TiN = 81 %, Si = 5 %, α -Si ₃ N ₄ = 7 %, β -Si ₃ N ₄ = 7 %	равноосная	80-130

Литература

1. Basu B., Balani K. Advanced structural ceramics. Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons, Inc., 2011.
2. Palmero P. Structural ceramic nanocomposites: a review of properties and powders' synthesis methods // Nanomaterials. 2015. - Vol. 5. - No. 2. - P. 656-696.
3. Амосов А.П., Бичуров Г.В. Азидная технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза микро-

и нанопорошков нитридов: Монография. М.: Машиностроение-1, 2007. 526 с.

4. Amosov A.P., Bichurov G.V., Bolshova N.F., Erin V.M., Makarenko A.G., Markov Yu.M.. Azides as Reagents in SHS Processes // International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis. 1992. Vol.1, No 2. P. 239-245.

Исследование кинетики полёта и деформирования пакета при сварке взрывом

Кузьмин В. И., Лысак В. И., Кузьмин Е. В., Лата А. Н.
Волгоградский государственный технический университет
e-mail:kuzminvi@vstu.ru

При сварке взрывом скорость полета пластин рассчитывают согласно закону сохранения импульса [1]. Однако данный расчет не учитывает дополнительную кинетическую энергию, которую получает сваренный пакет пластин от продолжающих работать продуктов взрыва. Роль этой дополнительной энергии может быть, как положительной, так и отрицательной. В первом случае эту энергию можно использовать для последующей одновременной штамповки, совместив ее со сваркой взрывом, во втором – возникающие значительные макродеформации (прогиб, изгиб) полученных сваркой взрывом биметаллических заготовок требуют последующей их правки. Поэтому важно знать реальную скорость полета и соударения сваренного взрывом пакета пластин [2-4].

Фактическую скорость движения и соударения сваренного пакета определяли расчетно-экспериментальным методом во взрывной камере. Анализ результатов проведенных исследований показал, что в процессе взрывного нагружения заготовок фактическая скорость движения (полета) сваренного пакета $V_{дп}^{\text{ф}}$ больше расчетной величины $V_{дп}$ (рис. 1). Так, при взрывном нагружении стальных пластин толщиной $\delta_{п} = 10$ мм экспериментальная скорость движения сваренного пакета составляла $V_{дп}^{\text{ф}} = 224$ м/с, в то время как расчетное значение скорости значительно меньше и составляет $V_{дп} = 98$ м/с.

Показано, что графические зависимости изменения экспериментально определенных скоростей движения и

соударения сваренного пакета пластин идентичны: с увеличением толщины пакета скорости уменьшаются, а разница в их значениях увеличивается.

$$V_{\text{дп}}, \text{ м/с}^2$$

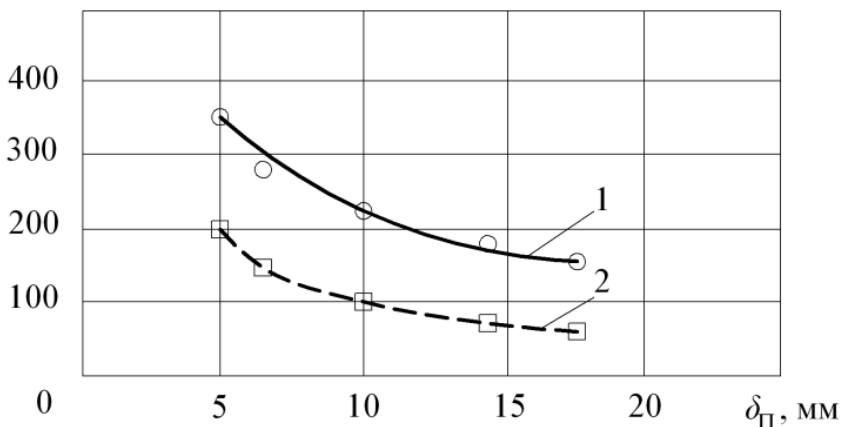


Рис. 1. Графические зависимости изменения скорости движения $V_{\text{дп}}$ от толщины сваренного пакета $\delta_{\text{п}}$: 1 – эксперимент; 2 – расчет

Таким образом, экспериментально установлено, что продукты взрыва продолжают работать и разгонять пакет и после образования сварного соединения до момента, когда работа деформирования (штамповки) будет равна той дополнительной кинетической энергии, которую получает пакет.

Литература

1. Яковлев И.В., Пай В.В. Сварка металлов взрывом. Новосибирск: СО РАН, 2013. 565 с.
2. Лысак В.И., Кузьмин С.В., Кривенцов А.Н., Кузьмин В.И. Физические основы и области практического применения сварки металлов взрывом // Наука - производству. 2005. №1. С.17–21
3. Кузьмин В.И., Лысак В.И., Снежко Ю.В., Беляков М.О. Особенности процесса сварки взрывом с одновременной штамповкой // Изв. ВолгГТУ. Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений. 2013. №18. С.45-49.

4. Mynors D., Zhang B. Applications and capabilities of explosive forming // *J. Mater. Proc. Technol.* 2002. № 125. P. 1–25.

Влияние ультразвука на формирование соединения меди с алюминием при сварке взрывом

Кузьмин Е. В., Пеев А. П., Кузьмин С. В.,
Лысак В. И., Дородников А. Н.

Волгоградский государственный технический университет
e-mail: e.v.kuzmin@yandex.ru

Известно, что при сварке взрывом трудносвариваемых материалов с резко отличающимися физико-механическими свойствами, диапазон получения качественного соединения значительно уже, чем при сварке металлов с удовлетворительной металлургической совместимостью, и любое отклонение от оптимальных значений параметров взрывного нагружения приведет к образованию различного рода дефектов, снижающих прочностные и эксплуатационные свойства соединения [1-2]. Принимая во внимание результаты исследования авторов работ [3-4], проведенные на однородных материалах, можно предположить, что подобный эффект будет наблюдаться и при сварке взрывом разнородных металлов под воздействием ультразвука.

При проведении экспериментов для сварки взрывом в качестве исходных материалов применялись пластины из отожженной меди М1 и алюминия А5. Для проведения сравнительных исследований при идентичных условиях взрывного нагружения применялась усовершенствованная схема сварки взрывом с одновременной ультразвуковой обработкой (УЗО) [5] одной из свариваемых неподвижных пластин, которая позволяла одной метаемой пластиной одновременно сваривать два неподвижных образца, один из которых являлся исследуемым (с воздействием ультразвука), второй – контрольным (без применения ультразвука).

Скорость точки контакта V_k варьировалась в диапазоне от 1600 до 3500 м/с за счет применения смесевых ВВ (аммонит 6ЖВ+кварцевый песок), динамический угол соударения изменялся от 4° до 18° (скорость соударения V_c от 140 до 530 м/с), что позволяло менять энергию W_2 в диапазоне от 0,07 до 1,0 МДж/м2.

Частота и амплитуда ультразвуковых колебаний во всех экспериментах были постоянны и составляли 20 кГц и 7 мкм.

Результаты проведенных исследований показали, что в достаточно широком диапазоне режимов сварки взрывом в медно-алюминиевых образцах, подвергнутых одновременной УЗО, прочность на отрыв слоев $\sigma_{отр}$ выше, а количество оплавленного металла Копл на границе соединения значительно меньше по сравнению с контрольными образцами без воздействия ультразвука (рис. 1).

Экспериментально установлено, что прочное сварное соединение начинает образовываться уже при $W_2 > 0,1 \dots 0,14$ МДж/м². Максимальное значение прочности на отрыв слоев для медно-алюминиевых образцов с воздействием ультразвука составляло $\sigma_{отр} = 94$ МПа, в то время как максимальная прочность для контрольных образцов меньше – $\sigma_{отр} = 83$ МПа.

На основе анализа полученных результатов исследования показано, что сварка взрывом с воздействием ультразвука позволяет существенно расширить область свариваемости пары медь - алюминий, как близи нижней границы, так и вблизи верхней, что в свою очередь позволяет значительно увеличить диапазон получения качественного соединения с минимальным развитием структурной и механической неоднородностей.

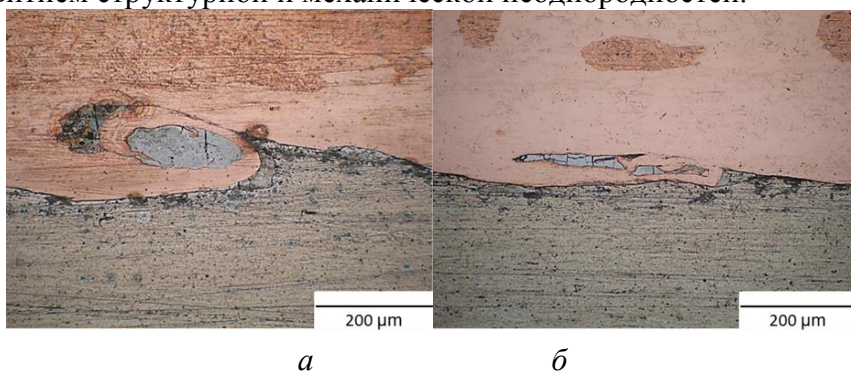


Рис. 1 – Микроструктуры медно-алюминиевых образцов ($D = 2000$ м/с, $W_2 = 0,96$ МДж/м², $\gamma = 15,19$ °):

а – контрольный образец (сварка взрывом);

б – сварка взрывом с воздействием УЗ колебаний.

Литература:

1. Lysak, V. I. Energy balance during explosive welding / V.I. Lysak, S.V. Kuzmin // Journal of Materials Processing Technology. – 2015. – V.222. – P.356-364.
2. Lower boundary in metal explosive welding. Evolution of ideas / V.I. Lysak, S.V. Kuzmin // Journal of Materials Processing Technology. - 2012. - Vol. 212. - С. 150-156.
3. Structure and Properties of Joints Produced by Ultrasound-Assisted Explosive Welding / A.P. Peev, S.V. Kuz'min, V.I. Lysak, E.V. Kuz'min, A.N. Dorodnikov // The Physics of Metals and Metallography. - 2015. - Vol. 116, No. 8. - С. 817-822.
4. Ultrasound-assisted explosive welding / Peev A.P., Kuz'min E.V., Lysak V.I., Kuz'min S.V. // XII International Symposium on Explosive Production of New Materials: Science, Technology, Business, and Innovations (EPNM-2014). – Cracow, 2014. – P. 150-151.
5. Пат. 2516179 РФ, МПК В23К 20/08. Способ комбинированной сварки взрывом / Лысак В.И., Кузьмин С.В., Пеев А.П., Кузьмин Е.В., заявл. 17.12.2012.

Армирование сплава Al-5%Si наночастицами карбида титана методом СВС в расплаве

Луц А.Р., Амосов А.П., Латухин Е.И., Ермошкин А.А.
Самарский государственный технический университет
e-mail: alya_luts@mail.ru

Проблема создания новых алюмоматричных композиционных материалов (АМКМ), отличающихся малой плотностью, высокой удельной прочностью, коррозионной стойкостью, демпфирующей способностью и хорошими технологическими свойствами, является актуальной для материаловедения и технологии авиакосмических материалов. Большой интерес представляют АМКМ, дискретно армированные частицами карбида титана TiC, так как, имея кристаллическую решетку ГЦК, совпадающую с решеткой α -Al и отличающуюся от нее размером всего на 6,93 %, наиболее высокую прочность, твердость, термодинамическую стабильность, частицы TiC могут придать композитам комплекс

свойств, превосходящий все другие дисперсно армированные системы на алюминиевой матрице [1]. Один из наиболее простых и энергосберегающих способов получения композиционного сплава Al-TiC основан на реализации в расплаве алюминия процесса самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) армирующей фазы TiC из смеси порошков титана и углерода, причем армирующая фаза в конечном сплаве присутствует в виде большого количества включений карбида титана нано- и ультрадисперсных размеров [1]. Хотя фаза TiC имеет высокую твердость (32 HV) и температуру плавления (3433 K), одного ее присутствия явно недостаточно для кардинального повышения эксплуатационных характеристик алюминиевой матрицы. Для этого можно использовать также другой известный прием упрочнения алюминия – за счет образования твердого раствора легирующих элементов, особенно путем дисперсионного твердения.

В настоящей работе с учетом механизмов упрочнения из доступных литейных систем для дальнейших исследований в качестве матрицы АМКМ, армированного частицами TiC, была выбрана система алюминий-медь, а в ней конкретный сплав Al-5%Cu, моделирующий известный жаропрочный алюминиевый сплав АМ5. Прочность данного сплава обеспечивается, в том числе, за счет образования твердого раствора, причем количество меди в сплаве составляет 4,5-5,3 масс. %, поскольку именно это количество может полностью раствориться в алюминиевой матрице с последующим выделением фазы CuAl₂, которая является устойчивой против процесса коагуляции и тем самым способствует сохранению механических характеристик при повышенных температурах. В ходе данного исследования была изучена возможность формирования тугоплавкой фазы карбида титана при проведении процесса СВС в расплаве матричного сплава алюминий-медь. Для этого в расплав технического алюминия А7 при температуре 800 °С сначала вводился порошок меди (марки ПМС-1) в количестве 5% от массы плавки с последующей выдержкой в течение 30 мин., далее следовал нагрев расплава до 900 °С и ввод СВС-шихты из чистых порошков титана (ТПП-7) и

углерода технического (П-701) в количестве 10 масс. % по методике, изложенной в работе [1]. Анализ образцов литого АМКМ показал, что структура полученного сплава отличается равномерным распределением карбидной фазы по границам зерен, без образования агломератов. Размер частиц фазы карбида титана находится в нанометровом диапазоне и составляет, в основной массе 30-100 нм, что является благоприятным фактором и свидетельствует о получении наноструктурного алюмоматричного композиционного сплава. Для уточнения фазового состава полученного сплава, был проведен рентгенофазовый анализ образцов сплава, который подтвердил наличие целевых фаз TiC и CuAl₂.

Далее исследовались механические характеристики полученного композиционного сплава в сравнении с характеристиками чистого алюминия марки А7 и матричного сплава Al-5%Cu при стандартных испытаниях на растяжение и на твердость по Бринеллю. Результаты исследования представлены в таблице.

	$\sigma_{0,2}$ [МПа]	σ_m [МПа]	δ [%]	Ψ [%]	НВ
Al (алюминий марки А7)	67	81	9,4	20,0	25,0
Al-5%Cu	65	136	11,7	24,2	45,6
(Al-5%Cu)-10%TiC	74	192	16,6	17,0	62,1

Сплав Al-5%Cu-10%TiC, в отличие от матричного Al-5%Cu, не деформировался в захватах испытательной машины в связи со значительно возросшей твердостью и прочностью, при одновременном значительном увеличении пластичности. Таким образом, полученные результаты свидетельствуют о возможности получения литого АМКМ Al-5%Cu-10%TiC с высокими механическими свойствами при использовании совместного упрочнения алюминиевой матрицы как за счет образования твердого раствора меди в алюминии, так и за счет образования наноразмерной армирующей фазы карбида титана при проведении СВС в расплаве.

Литература

1. Amosov A.P., Luts A.R., Latukhin E.I., Ermoshkin A.A. Application of SHS processes for in situ preparation of alumomatrix composite materials discretely reinforced by nanodimensional titanium carbide particles (review) // Russian Journal of Non-Ferrous Metals, 2016, vol. 57, no.2, pp. 106-112.

Использование хроматов кальция для синтеза карбидов и боридов хрома методом СВС-металлургии

Милосердов П.А., Юхвид В.И., Ковалев И.Д., Щукин А.С.,
Милосердова О.М.

ИСМАН

e-mail: yu_group@ism.ac.ru

Эксплуатация современной техники осуществляется в условиях высоких нагрузок, интенсивного износа, воздействия высокой температуры и агрессивных сред. Для увеличения ресурса машин и механизмов необходимо использовать тугоплавкие, высокотвердые и износостойкие материалы, такие как карбиды и бориды хрома, титана, а также композиционные материалы на их основе. Как правило, карбидную и боридную керамику изготавливают методами порошковой металлургии в высокотемпературных установках.

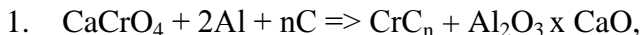
Для создания данных материалов и их промышленного производства наиболее широко используют методы плавления и высокотемпературной консолидации (спекание и горячее прессование) из смесей металлического порошка и чистых порошков бора или сажи в вакууме при температурах 1800-2200 °С.

Данная работа направлена на разработку нового подхода к получению высокотвердой литой тугоплавкой керамики на основе карбидов и боридов хрома с использованием метода СВС-металлургии. Впервые для синтеза был выбран CaCrO_4 , который обладает высокой стабильностью и, практически не гигроскопичен.

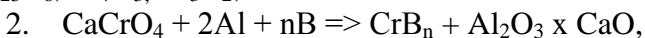
СВС-металлургия является одним из базовых вариантов СВС, использующим для синтеза литой тугоплавкой керамики, композиционных материалов и сплавов высокоэнтальпийные смеси оксидов металлов, активный восстановитель и неметаллы

(углерод, бор, кремний или их оксиды). Температура горения таких смесей превышает 3000 – 3500 К, что дает возможность получать тугоплавкую керамику, композиционные материалы и сплавы в литом виде, а также формировать литые изделия и наносить защитные покрытия.

Для исследований были выбраны 2 схемы химического превращения для получения карбидов и боридов хрома различного состава.



где количество углерода (n) бралось из расчёта получения фаз Cr_{23}C_6 , Cr_7C_3 , Cr_3C_2 ;



где количество бора (n) бралось из расчёта получения фаз Cr_2B , CrB , Cr_3B_4 , CrB_2 .

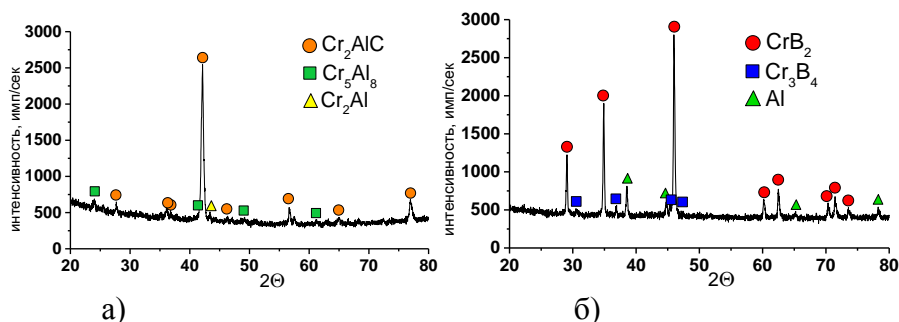


Рис. 1. Фазовый состав продуктов полученных: а) по схеме 1 на получение Cr_3C_2 ; б) по схеме 2 на получение CrB_2 .

На основе термодинамических расчётов были определены исходные смеси для синтеза литых материалов. Эксперименты проводили в реакторах объемом 3,5 л. при начальном давлении азот 5 МПа. Масса смеси составляла от 15 до 100 г. Проведенные эксперименты показали, что в широком интервале nC и nB смеси горят, в процессе синтеза происходит разделение металлической и оксидной фаз, слитки легко отделяются друг от друга. Результаты анализов полученных продуктов показали:

- в первой серии экспериментов целевой продукт (металлический слиток) состоит из различных карбидов

хрома и тройного карбида Cr_2AlC (рис.1.а), что свидетельствует об участии углерода в окислительно-восстановительной реакции;

- во второй серии – целевой продукт состоит из боридов хрома и незначительного количества не прореагировавшего алюминия (рис.1.б).

Увеличение массы исходной смеси и использование высокоэзотермической добавки позволило значительно улучшить качество целевого продукта.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-38-00087 мол_а.

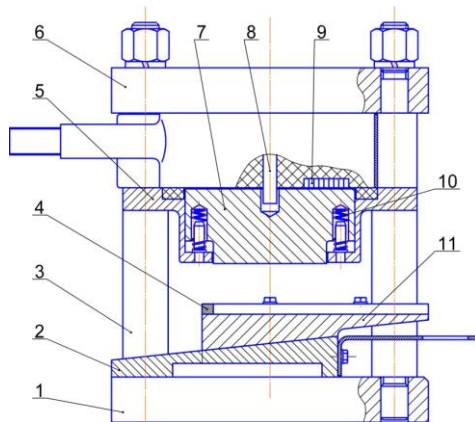
Штамп для эласто-магнитно-импульсной штамповки и опыт его эксплуатации

Паламарчук Ю.Е., Порядин А.В., Бурмистров А.Е., Егоров Ю.А.
Самарский университет
e-mail: vgl@ssau.ru

Применение обычных методов штамповки для выполнения разделительных операций на листовых заготовках из цветных металлов и сплавов при толщине листовых заготовок 0,05...0,5мм затруднено в связи с необходимостью использования безззорных штампов сложных в изготовлении и быстро изнашивающихся.

В условиях мелкосерийного производства при изготовлении деталей из тонколистовых материалов находят применение методы штамповки на прессах с использованием эластичной среды [1]. Вырубка-пробивка эластичной средой на прессах не всегда обеспечивает удовлетворительное качество среза и точность получаемых деталей. Часто требуются дополнительные затраты ручного труда для выполнения доводочных операций.

Увеличение скорости нагружения приводит к более равномерному отделению отхода и позволяет получать точные детали без заусенцев, имеющие высокое качество среза. Для выполнения операций высокоскоростной штамповки эластичной средой удобно использовать магнитно-импульсный привод, обеспечивающий высокую скорость перемещения инструмента и повторяемость процесса [2].



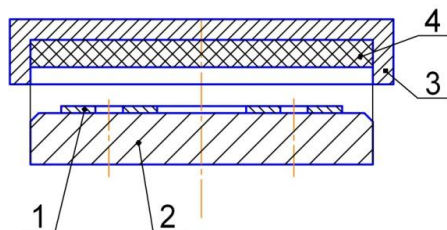
- 1 – плита нижняя; 2 – ползун; 3 – стойка; 4 – ловитель; 5 – корпус; 6 – плита верхняя;
7 – боёк; 8 – центратор; 9 – индуктор; 10 – пружина; 11 – стол

Рис. 1 – Схема штампа

Для изготовления широкой номенклатуры деталей было спроектировано и изготовлен специализированный штамп (см. рис. 1). Штамп состоит из двух плит нижней 1 и верхней 6, соединённых четырьмя стойками 3. На верхней плите установлен плоский индуктор 9. Позиционирование индуктора на верхней плите осуществляется с помощью центратора 8, а поджатие шпильками, проходящими через фланцевую часть корпуса 5. Внутри корпуса располагается боёк 7. Фиксация бойка в верхнем положении достигается за счёт четырёх пружин 10. Центратор выполнен полым, что позволяет подавать сжатый воздух в зазор между бойком и индуктором с целью охлаждения последнего. Охлаждать индуктор необходимо при интенсивной работе или при высокой энергии заряда конденсаторной батареи магнитно-импульсной установки.

На нижней плите располагается стол 11 для установки технологического блока (на схеме не показан), который с помощью клиновидного ползуна 2 имеет возможность вертикального перемещения для поджатия технологического блока к торцу бойка. Позиционирование технологического блока относительно бойка осуществляется с помощью ловителя 4.

Для отработки режимов штамповки типовых деталей использовались технологические блоки упрощённой конструкции (см. рис. 2).



1 – вырезной шаблон; 2 – основание; 3 – контейнер; 4 – эластичная среда

Рис. 2 – Схема технологического блока

В результате исследований установлено, что точность и качество полученных деталей полностью удовлетворяет требованиям ЧКД и ТУ.

Применение разработанной технологии позволяет повысить производительность труда, отказаться от использования дорогостоящих безззорных штампов.

Литература

1. Исаченков, Е.И. Штамповка резиной и жидкостью / Е.И. Исаченков. – М.: Машиностроение, 1979. – 520 с.

2. Богоявленский, К.Н. Магнитно-эластоимпульсная вырубка-пробивка тонколистовых материалов / К.Н. Богоявленский, В.Б. Гиндин, В.С. Мамутов // Кузнечно-штамповочное производство. – 1984. - №7. – С. 12-14.

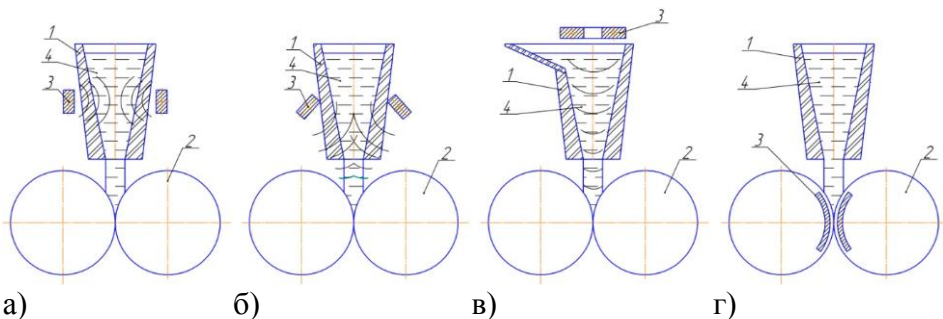
Интенсификация процесса бесслитковой прокатки за счёт воздействия импульсных магнитных полей на расплав

Савин С.С., Черников Д.Г.

Самарский университет

e-mail: sssavin89@mail.ru

С целью интенсификации процесса бесслитковой прокатки путем магнитно-импульсной обработки (МИО) расплава предложены технологические схемы (рис. 1) [1].



а) б) в) г)
 1 – керамический стакан; 2 – валки; 3 – индуктор; 4 – расплав

Рис. 1 – Технологические схемы обработки расплава при бесслитковой прокатке

По схеме а) обеспечивается радиальное динамическое воздействие на расплав до его входа в валки, по схеме б) воздействие на расплав осуществляется под определенным углом для его фокусировки в очаге деформации. По схеме в) предлагается воздействовать на расплав импульсным магнитным полем в осевом направлении. По схеме г) в керамические валки страиваются индуктора для непосредственного воздействия на расплав в очаге деформации.

При этом расплав испытывает комплексное теплосиловое воздействие, которое приводит к измельчению структуры и повышению механических свойств литого металла [2].

Некоторые из схем опробованы в лабораторных условиях, были получены первые результаты. Так, анализ микроструктуры литых лент из сплава Al-11%Si показал, что ленты, полученные с МИО, отличаются однородностью структуры по всему сечению образца, эвтектика зернистого типа. В литом состоянии средний размер дендритова-Al составил без обработки – 21 мкм, после МИО – 9 мкм.

В заэвтектическом сплаве Al-15%Si после МИО наблюдается снижение количества кристаллов первичного кремния и увеличения доли эвтектики. Средний размер кристаллов первичного кремния в сплаве составил без МИО – 22 мкм, после МИО – 16 мкм [3].

Литература

1. Савин С.С., Глущенков В.А., Черников Д.Г. Технологические схемы бесслитковой прокатки с одновременным воздействием импульсным магнитным полем / Сборник статей международной научно-практической конференции «Инновационное развитие современной науки» - УФА РИЦ БашГУ, 2014. – С.321-324.

2. Смирнов А.Н., Пилющенко В.Л, Минаев А.А. Процессы непрерывной разливки: Монография / Смирнов А.Н., Пилющенко В.Л, Минаев А.А. – Донецк: ДонНТУ, 2002. С. 326-327.

3. Глущенков В.А., Тимошкин И.Ю., Черников Д.Г., Савин С.С. Бесслитковая прокатка с магнитно-импульсной обработкой расплава / Взаимодействие науки и литейно-металлургического производства: Материалы 7-го всероссийского научно-технического семинара [Электронное издание] / отв. редактор проф. В.И. Никитин. – Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2016 - 386 с.

Синтез литых полиметаллических сплавов на основе Co, Ni и высокоэнтропийных сплавов для последующей переработки и применения в авиационном двигателестроении

Санин В.Н., Икорников Д.М., Андреев Д.Е., Юхвид В.И.
ИСМАН

e-mail: svn@ism.ac.ru

Настоящая работа направлена на решение задач повышения энергоэффективности и мобильности существующих промышленных технологий получения широкого спектра литых сложнолегированных сплавов на основе Ni, Co, интерметаллидов, высокоэнтропийных сплавов и изделий из них, применяемых и перспективных к применению в авиационном и космическом машиностроении, ядерной энергетике, медицине и др.

Новизна предлагаемого решения базируется на последних научно-технологических достижениях в области СВС-металлургии [1-3]. Технология СВС-металлургии основана на использовании более дешевого сырья (*оксиды металлов -Cr₂O₃, NiO, CoO, Nb₂O₅, WO₃, MoO₃ и т.д.*), а мам процесс на использовании химической энергии выделяемой в процессе протекания высокоэкзотермических реакций синтеза (в режиме горения). Для

получения требуемого состава сплавов используются порошковые смеси исходных компонентов, взятых в соответствующих пропорциях. Варьирование компонентов в составе исходной смеси обеспечивает заданное соотношение концентраций в конечных продуктах синтеза (сплаве). В общем виде химическую схему синтеза литых сплавов методами СВС-металлургии можно представить следующим образом:

$$\text{NiO} + \text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{WO}_3 + \text{Fe}_2\text{O}_3 + \text{TiO}_2 + \text{MnO} + \text{и др.} + \text{Al} + (\text{ФД}) \rightarrow$$
$$\rightarrow [\text{Ni-Cr-W-Fe-Ti-Mn-Al и др.}] + \text{Al}_2\text{O}_3 + \text{Q}, \text{ где, Al}$$

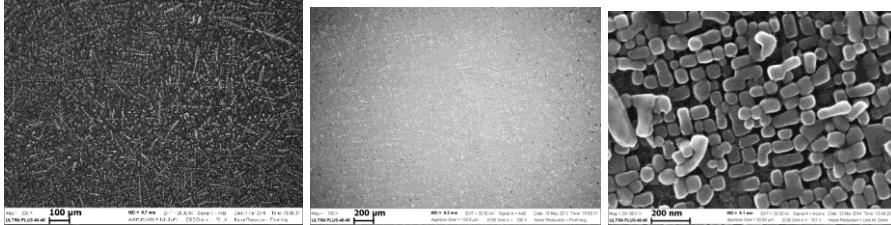
является основным восстановителем, ФД– функциональные добавки (Al_2O_3 , $(\text{Na}_3[\text{AlF}_6])$ и др).

Использование высоко экзотермических СВС-составов термитного типа позволяет реализовать температуры достаточные для получения расплавов продуктов горения, состоящих из: металлической (целевой) и оксидной (Al_2O_3) фаз. Вследствие их взаимной нерастворимости и значительной разницы в удельных весах под действием гравитации происходит взаимное разделение. На завершающей стадии вследствие теплообмена с литейной формой расплав остывает и кристаллизуется. Образующийся слиток представляет собой двухслойный продукт, в котором нижний слой представляет собой полиметаллический сплав, а верхний – оксидный раствор. Короткие времена синтеза (~5-30 секунд) и плакирование расплава металла оксидным слоем позволяет проводить синтез в атмосфере воздуха. Введение функциональных добавок обеспечивает минимальный уровень вредных примесей и включений.

Возможность получения дорогостоящих сплавов используя более дешевое сырье и энергонезависимость основного технологического этапа (СВС) получения литых сплавов с высокой температурой плавления является принципиальным отличием от электрометаллургии.

В докладе будут представлены последние результаты по получению методами СВС-металлургии литых сложнелегированных сплавов на основе Co, Ni и Nb, NiAl и перспективного класса материалов на основе высокоэнтропийных сплавов [4]. Показана возможность применения СВС-сплавов для:

литья изделий методами электрометаллургии, получения объёмных наноструктурных материалов методами интенсивной пластической деформации, нанесение защитных покрытий из СВС-сплавов и др. Исследованные СВС-сплавы имели мелкозернистую структуру. Безликвационная, мелкозернистая структура наблюдалась для сплавов, синтезированных в условиях воздействия гравитационных сил, реализуемых на центробежной СВС-установке [2].



(а)

(б)

(в)

Рис.1. Микрофотографии структур сплавов, полученных методами СВС-металлургии.

(а) – Co-Nb-Cr-Mo-W-C-Al; (б)- Co-Mo-Cr; (в) – Ni-Cr-Co-Fe-Mn-Al* (*-после травления).

Получение металлических сплавов сложнолегированного состава методами СВС-металлургии может существенно расширить базу для создания новых материалов и способствовать созданию новых образцов техники.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, проект 16-08-00398.

Литература

1. Yuxhvid V.I., Alymov M.I., Sanin V.N., Andreev D.E. SHS Metallurgy of Ni-Al-Based Alloy. *Key Engineering Materials*. 2016. Vol. 684. P. 353-358.
2. Санин В. Н., Икорников Д. М., Юхвид В. И., Левашов Е. А. Центробежная СВС-металлургия литых сплавов на основе алюминид никеля, высоколегированных бором. Журнал “Цветные металлы”. 2014, №11. с. 83-88.
3. V. Sanin, D. Andreev, D. Ikornikov, V. Yuxhvid. Cast Intermetallic Alloys and Composites Based on Them by Combined Centrifugal

Casting-SHS Process. Open Journal of Metal, 2013, 3, p. 12-24 (DOI: 10.4236/ojmetal.2013.32A2003)

4. Ming-Hung Tsai. Physical Properties of High Entropy Alloys. Entropy 2013, 15, pp. 5338-5345.

Теоретический анализ процесса пассивации пиррофорных порошков (влияние основных параметров)

Сеплярский Б.С., Ивлева Т.П., Алымов М.И.

ИСМАН

e-mail: sepl@ism.ac.ru

Полученные химическими методами нанопорошки металлов являются пиррофорными, т.е. способны самовоспламеняться при контакте с воздухом из-за высокой химической активности и большой удельной поверхности. Однако до сих пор не разработаны теоретические модели, объясняющие воспламенение при комнатной температуре порошков с высокой дисперсностью. В данной работе сформулирована модель процесса воспламенения и пассивации, пиррофорных порошков и проведен ее анализ аналитическими и численными методами. Рассматривается следующая модель процесса. Плоский слой засыпки из наночастиц способных к экзотермическому взаимодействию с окислителем, содержащемся в окружающей засыпку газе, и имеющий начальную температуру T_0 находится в контакте с окружающей средой, тоже имеющей температуру T_0 . Предполагается, что химическое превращение пористого вещества с окислителем происходит за счет диффузионного подвода окислителя из внешней среды (левый торец образца), а продукты взаимодействия конденсированные. Кроме того, считается, что температуры пористого вещества и газа в порах равны (однотемпературная модель). Считается, что отвод тепла в окружающую среду может происходить только через правый торец и описывается законом Ньютона. Предполагается, что при достижении некоторой степени превращения пористого вещества η_{lc} на поверхности частиц образуется защитный слой, который препятствует дальнейшему окислению частиц. В общепринятых для теории горения безразмерных переменных

математическая модель, описывающая такой процесс, имеет следующий вид:

$$\frac{\partial \theta}{\partial \tau} = \frac{\partial^2 \theta}{\partial \xi^2} + f(\theta, \eta), \quad \frac{\partial \eta}{\partial \tau} = Le \frac{\partial^2 \eta}{\partial \xi^2} + \gamma f(\theta, \eta),$$

$$\frac{\partial \eta_1}{\partial \tau} = \nu \gamma f(\theta, \eta),$$

$$f(\theta, \eta) = \begin{cases} (1 - \eta) \exp \frac{\theta}{1 + \beta \theta} & \text{при } \eta < 1 \text{ и } \eta_1 < \eta_{1k}, \\ 0 & \text{при } \eta = 1 \text{ или } \eta_1 = \eta_{1k} \end{cases},$$

Начальные и граничные условия:

$$\tau = 0: \quad \theta = 0, \quad \eta = \eta_{in}, \quad \eta_1 = 0.$$

$$\tau > 0: \quad \xi = 0: \quad \frac{\partial \theta}{\partial \xi} = 0, \quad \eta = 0, \quad \xi = L_\xi: \quad \frac{\partial \theta}{\partial \xi} = Bi(\theta_0 - \theta), \quad \frac{\partial \eta}{\partial \xi} = 0$$

Прежде всего, следует отметить, что лучшие условия для роста температуры в засыпке созданы в области, прилегающей к левому торцу образца $\xi = 0$. т.к. окислителя, исходно находящегося в порах образца, недостаточно для воспламенения засыпки. Малое содержание окислителя в порах нашло свое отражение в значении параметра γ , величина которого для данной задачи существенно больше единицы, в отличии от классических задач теории горения. Численные расчеты показали, что для исключения воспламенения образца при контакте с газом, содержащем окислитель, величина параметра γ должна быть больше 10. Это значит, что в газе концентрация окислителя тоже должна быть мала. Однако при малой концентрации окислителя, процесс пассивации лимитируется скоростью подвода окислителя в глубь образца диффузией и занимает много времени. Для диффузионной стадии пассивации авторами были получены аналитические формулы для расчета скорости фронта пассивации и полного времени пассивации, которое возрастает пропорционально квадрату толщины засыпки L_ξ . Для уменьшения времени пассивации рассматривался вариант с увеличением концентрации окислителя в газовой фазе в некоторый момент времени. Анализ такого варианта

проведения процесса показал, что значительное повышение концентрации окислителя приводит к существенному росту температуры в образце, что недопустимо. Авторами были получено аналитическое выражение для определения максимальной температуры в образце θ_{\max} после смены концентрации окислителя. Оказалось, что в рамках модели полубесконечного тела (отсутствуют потери тепла в правый торец $\xi = L_{\xi}$) значение θ_{\max} не зависит от момента переключения. Поэтому реализация нужного теплового режима пассивации с переключением возможна только в условиях отвода тепла в правый торец образца. Были получены аналитические выражения, позволяющие рассчитывать момент переключения при заданном уровне повышения температуры в зависимости от значений определяющих параметров. Численные расчеты подтвердили применимость этих формул для определения момента переключения. Было показано, что такой вариант проведения процесса пассивации позволяет уменьшить время полной пассивации образца в несколько раз, что открывает новые возможности для повышения производительности процессов получения нанопорошков.

«Исследование выполнено за счет гранта РНФ (проект № 16-13-00013)»

Формование изделий из порошков неорганических соединений в режиме горения и высокотемпературного деформирования

Столин А.М.

ИСМАН

e-mail: amstolin@ism.ac.ru

Обнаружение и изучение в шестидесятых годах XX века феномена твердофазного горения и создание новой технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) позволило принципиально по-новому подойти к проблемам технологии получения изделий из тугоплавких соединений. Появилась возможность разработки новых методов, сочетающих процессы горения и сдвигового пластического деформирования

продуктов горения с использованием тепла этой реакции. Такие методы, обеспечивающие синтез материала и получение изделий в одной установке, обещают перспективу: они экономичны, создают возможность получения изделий нужного профиля и размера, просты в технологическом плане. Однако, в технологии СВС (равно как и в порошковой металлургии) можно заметить следующий недостаток: в ней не нашли еще должного применения наиболее прогрессивные способы переработки, использующие полезным образом сдвиговую пластическую деформацию материала, такие как экструзия, прокатка, штамповка.

В 1984г. по предложению академика А.Г.Мержанова были начаты исследования по разработке нового технологического процесса СВС-экструзии. Сущность СВС-экструзии заключается в проведении самораспространяющегося высокотемпературного синтеза целевого продукта с последующим экструдированием горячего синтезированного материала через матрицу. В настоящем докладе обсуждаются новые задачи развития СВС-экструзии для формирования длинномерных изделий из хрупких и труднодеформируемых порошков тугоплавких неорганических соединений. Освещаются основные аспекты математического моделирования СВС-экструзии и прессования, что явилось ключом к правильному пониманию закономерностей высокотемпературного уплотнения и формирования готовых изделий из продуктов горения. Даны примеры практического приложения разработанного метода СВС-экструзии для получения длинномерных изделий из новых многофункциональных материалов: композиционных керамических материалов с наноразмерными элементами структуры, материалов на основе МАХ-фазы и интерметаллидов.

Практическое использование процессов сдвигового высокотемпературного деформирования в СВС может происходить и в «синтетическом» направлении, связанном с получением порошков и их соединений. При развитии обоих направлений возникла необходимость в теоретическом анализе тепловых и деформационных процессов в пористых порошковых материалах, что явилось ключом к правильному пониманию закономерностей

высокотемпературного уплотнения и формования изделий из этих материалов. Сформулированы представления о способности СВС-материалов к пластическому деформированию в различных режимах деформирования. Обсуждаются особенности СВС-материалов как объектов реологии, описываются различные типы вискозиметрических течений и выбор реологических переменных. Исследовано влияние таких факторов, как неоднородность распределения пористости, внешнее трение, неизотермичность процесса.

В последнее время все больший интерес вызывают критические явления при высокотемпературном деформировании вязких сжимаемых материалов, каковыми являются порошки тугоплавких соединений при высоких температурах. В докладе обсуждаются особенности этих явлений применительно к технологии СВС.

Работа выполнена по проекту РФФИ № (15_08_09137).

Упрочнение литых свинцово-цинковых штампов за счёт армирования углетканью и интенсификации её пропитки расплавом под действием импульсного магнитного поля

Тюлевин С.В., Паламарчук Ю.Е., Черников Д.Г.
АО «РКЦ «Прогресс», Самарский университет
e-mail: 4ernikov82@mail.ru

В целях сокращения сроков подготовки производства при изготовлении деталей в ракето- и самолетостроении успешно применяется технология штамповки на падающих молотах с применением литых свинцово-цинковых штампов. Ее несомненным преимуществом является использование штамповой оснастки получаемой способом литья в землю и подвергающейся в дальнейшем лишь только полировке рабочей поверхности. Это позволяет в кратчайшие сроки изготовить значительно более дешевую штамповую оснастку по сравнению с традиционной и освоить новую номенклатуру деталей.

Однако основным недостатком рассматриваемой технологии является низкая точность получаемых деталей, требующая ручной

доводки после операций штамповки. Это в первую очередь связано с низкой стойкостью литой штамповой оснастки.

Целью настоящего исследования являлась оценка возможного упрочнения литых свинцово-цинковых штампов как за счет магнитно-импульсной обработки расплава [1], так и за счет их армирования по высоте углетканью [2].

Для этого было спроектировано специальное технологическое оснащение и проведены эксперименты, как в лабораторных, так и производственных условиях.

В результате исследований установлено, что МИО расплава способствует повышению механических свойств сплавов за счет значительного измельчения их микроструктуры. Кроме того, МИО расплава приводит к улучшению пропитываемости углеткани расплавом, что препятствует течению металла штамповой оснастки в поперечном направлении в процессе их эксплуатации. Это позволяет повысить их прочностные характеристики, что приводит к повышению стойкости штампа в целом и повышает точность получаемых на них деталей.

Литература

1. Никитин К.В., Никитин В.И., Тимошкин И.Ю., Глушечков В.А., Черников Д.Г. Обработка расплавов магнитно-импульсными полями с целью управления структурой и свойствами промышленных силуминов // Известия вузов. Цветная металлургия. 2016. №2. С. 34-42.

2. Черников Д.Г., Глушечков В.А. Оценка возможности получения композиционного материала путем динамической пропитки углеродной ткани расплавом металла под воздействием импульсного магнитного поля // Сборник трудов Международной научно-практической конференции «Фундаментальные проблемы технических наук» / РИЦ БашГУ/. – Уфа, 2014. – С. 153-156.

Межфазное взаимодействие в порошковых твёрдых сплавах системы $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ti}$, полученных взрывным прессованием

Харламов В.О., Крохалев А.В., Кузьмин С.В., Лысак В.И.
Волгоградский государственный технический университет

Приведены результаты расчетных и экспериментальных исследований методами растровой электронной микроскопии и энергодисперсионного микрорентгеноспектрального анализа фазового состава твердых сплавов, полученных взрывным прессованием порошков карбида хрома Cr_3C_2 с титаном и последующей термической обработки.

Формирование консолидированных твердых сплавов системы $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ti}$ при взрывном прессовании смесей порошков карбида хрома с титаном происходит при температуре разогрева порошкового материала в процессе ударно-волнового нагружения выше $500\text{...}600^\circ\text{C}$ или $(0,35\text{...}0,4)T_{\text{пл}}$ [1].

Как показали расчёты, выполненные с помощью программного пакета Thermo-Calc, воздействие достаточно высокой температуры на смесь карбида хрома с титаном должно вызывать изменение фазового состава материала.

Изучение линейного профиля распределения элементов между фазами твердого сплава показало, однако, отсутствие следов химического взаимодействия между компонентами исходной порошковой смеси: титан целиком остался в составе металлической фазе сплава, а хром и углерод – в составе карбидной фазы, что объясняется чрезвычайно малой длительностью воздействия на материал давления и температуры, которая не позволила процессам диффузии в сколь-нибудь заметной степени привести к изменению фазового состава материала.

При увеличении давления взрывного прессования и соответствующего роста средней температуры разогрева порошковой смеси в ударных волнах на сплавах, содержащих 40 масс.% титана нам, все-таки, удалось обнаружить изменения в микроструктуре и характере распределения элементов между фазами .

На границе «карбид – связка» образовался двойной слой. На внешней стороне карбидной частицы обнаружена светлая прослойка толщиной около 700 нм, со стороны материала темный

слой толщиной около 400 нм, что свидетельствует об изменении среднего атомного номера в наблюдаемой области.

Распределение интенсивности характеристического излучения атомов углерода вдоль линии сканирования показывает, что при приближении к границе карбидной частицы имеет место небольшое снижение содержания углерода в приповерхностном слое частицы карбида хрома с последующим резким скачком при выходе электронного зонда на приграничный слой материала связки, что может быть объяснено диффузией углерода из приграничных слоев частиц карбида хрома в сторону титановой связки с образованием слоя карбида титана на ее границе.

При последующем росте интенсивности взрывного нагружения, приводит к полному переходу твердого сплава в равновесное состояние: в его структуре исчезают частицы карбида хрома Cr_3C_2 , вместо них появляются частицы новой фазы округлой формы размером от 500 нм до 1,2 мкм, равномерно располагающиеся в матрице.

Выводы:

1. Фазовый состав твердых сплавов системы Cr_3C_2 -Ti, полученных взрывным прессованием порошков на стальном основании на режимах, обеспечивающих разогрев порошковой смеси в ударных волнах до $(0,35...0,4)T_{пл}$ карбида хрома, соответствует составу исходных компонентов порошковой смеси.

2. При повышении интенсивности взрывного нагружения наблюдаются межфазные взаимодействия между компонентами твердого сплава, сопровождающиеся образованием жидкой фазы и ускорением диффузии, в результате чего исходные структурные составляющие исчезают и появляются новые, что приводит к переходу сплава в равновесное состояние : при содержании титана, равном 40 вес.%, основной карбидной фазой становится карбид титана, а металлической связкой – твердый раствор на основе хрома.

Работа выполнена при финансировании гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - кандидатов наук МК-4189.2015.8

Изменение механических и технологических свойств литого металла в результате магнитно-импульсной обработки расплавов

Черников Д.Г., Глущенко В.А.

Самарский университет

e-mail: 4ernikov82@mail.ru

В настоящее время на предприятиях машиностроительной отрасли существуют проблемы, связанные с качеством отливок ответственного назначения из алюминиевых сплавов – пониженные механические свойства, высокий литейный брак по металлургическим и литейным дефектам и т.д. Основными дефектами в отливках являются пористость, усадочные рыхлоты и газовые раковины, загрязненность сплава неметаллическими включениями и многие другие. С целью их устранения в современных литейных технологиях разрабатываются различные способы воздействия на жидкий и кристаллизующийся металл [1]. Все эти способы принципиально можно разделить на два класса: химические и физические.

Во многих работах [2-5] было показано, что физические методы обработки расплавов обладают существенными преимуществами по сравнению с традиционными технологиями плавки и литья. Так, физические методы обработки расплавов способствуют получению мелкозернистой структуры и повышенных технико-эксплуатационных свойств отливок, не загрязняя при этом химический состав литейных сплавов нежелательными примесями при дальнейших переплавах.

С этих позиций представляет научный и практический интерес воздействие в процессах плавки и литья на расплавы импульсного магнитного поля (ИМП) высокой напряженности. Подобные ИМП получили широкое распространение в машиностроении при выполнении операций штамповки, сборки, сварки и др. Рассматриваются поля с импульсной мощностью до 1 МВт и длительностью импульса порядка 50 – 200 мкс, при этом напряженность магнитного поля достигает $10^5 - 10^7$ А/м.

Целью данных исследований являлась оценка влияния параметров магнитно-импульсной обработки (МИО) расплавов на

структуру, механические и технологические свойства литейных алюминиевых сплавов системы Al-Si. В экспериментах использовались как бинарные сплавы с различным содержанием Si, так и промышленные сплавы. Для этого были разработаны различные технологические схемы, позволяющие проводить МИО как на этапе подготовки расплавов, так и непосредственно в литейной форме в процессе их кристаллизации. Исходя из физики процесса, установлены основные факторы такого теплосилового воздействия на расплавы.

Анализ результатов экспериментальных исследований показал модифицирующее влияние МИО на основные фазы сплавов. Так, произошло измельчение дендритов α -Al, эвтектический кремний и вторичные интерметаллидные фазы приобрели более компактную морфологию. Такие изменения в микроструктуре привели к повышению плотности, электропроводности, механических и технологических свойств сплавов.

Таким образом, полученные результаты свидетельствуют о благоприятном влиянии МИО расплавов на повышение качества литого металла.

Литература

1. Никитин, В.И. Наследственность в литых сплавах / В.И. Никитин, К.В. Никитин. – Изд. 2-е, перераб. и доп. М.: Машиностроение-1, 2005. – 476 с.
2. Деев В.Б., Селянин И.Ф., Нохрина О.И., Горюшкин В.Ф., Цецорина С.А. Модифицирующая обработка сплавов магнитным полем // Литейщик России. 2008. № 3. С. 23-25.
3. Эскин Г.И. Влияние кавитационной обработки расплава на структуру и свойства литых и деформированных легких сплавов // Вестник РАЕН. 2010. № 3. С. 82-89.
4. Зарембо В.И. Фоновое резонансно-акустическое управление гетерофазными процессами // Теоретические основы химической технологии. 2006. Т. 49. № 5. С. 520-532.
5. Ри Э.Х., Хосен Ри, Дорофеев С.В. и др. Влияние облучения жидкой фазы наносекундными электромагнитными импульсами на ее строение, процессы кристаллизации, структурообразования и свойства литейных сплавов. Владивосток: Дальнаука, 2008. – 177 с.

Особенности магнитно-импульсных установок для обеспечения необходимых технологических параметров нагружения

Юсупов Р.Ю., Кострюков Е.Е.

Самарский университет

e-mail: vvz@ssau.ru

Технико-экономические показатели специализированных магнитно-импульсных установок (МИУ) для реализации конкретных технологических процессов, имеют большое преимущество по сравнению с параметрами традиционных универсальных МИУ.

В статье показаны конструкции МИУ для различных применений в технологии магнитно-импульсной обработки материалов. Описаны принципы оптимального выбора основных параметров установок в зависимости от технологических задач.

Например, для обработки тонкостенных заготовок и материалов с низкой электропроводностью требуются МИУ с высокой собственной частотой, более 100 кГц. Накопитель энергии высокочастотной МИУ состоит из ряда отдельных модулей, которые синхронно разряжаются на общую нагрузку [1]. Высокочастотная МИУ отличается низкой собственной индуктивностью и высокими уровнями напряжения заряда – 15...25 кВ. Поэтому, к технологической оснастке предъявляются повышенные требования по электрической прочности.

Для технологических операций формовки, штамповки толстостенных материалов с высокой электропроводностью из алюминиевых и медных сплавов достаточно использовать низкочастотные МИУ – 30...40 кГц. Такие установки просты по конструкции, имеют низкое напряжение заряда – 5...10 кВ, что определяет их меньшую стоимость и не требуют повышенных требований к изоляции индуктора [2].

Для обработки крупногабаритных пространственных и длинномерных заготовок применяются многосекционные индукторы, в которых отдельные секции индуктора коммутируются поочередно МИУ [3]. В этом случае наибольшую эффективность обеспечивают многопостовые установки.

Многопостовая установка состоит из общего зарядного блока и накопителя энергии, к которому подключен ряд автономных коммутаторов тока (разрядников). Разрядники разряжают накопитель на отдельные секции индуктора с различной запасаемой энергией по заданной программе обработки изделия. В этом случае снижаются затраты на оборудование и сокращаются межоперационные интервалы на переключение и подготовку технологического процесса [4].

Приведены примеры практической реализации магнитно-импульсных установок с запасаемой энергией от 0,5 до 100 кДж для различных применений в промышленности и научно-исследовательской деятельности.

Литература

1. Пат. пол. мод. 121180 (РФ). Высокочастотная установка для магнитно-импульсной обработки материалов / Глушечков В.А., Юсупов Р.Ю., 2012.

2. Юсупов, Р.Ю., Глушечков В.А. Энергетические установки для магнитно-импульсной обработки материалов. Самара: Издательский дом «Федоров», 2013.

3. Глушечков В.А., Курьянов Ю.П. Магнитно-импульсная обработка материалов. Штамповка ожевальных оболочек. Самара: Издательский дом «Федоров», 2015.

4. Пат. пол. мод. 32713 (РФ). Установка для магнитно-импульсной обработки металлов/ Стрижаков Е.Л., Хахин О.Н. и др., 2003.

Синтез литых композиционных материалов методами СВС – металлургии

Юхвид В.И., Санин В.Н., Горшков В.А., Алымов М.И.

ИСМАН

e-mail: yukh@ism.ac.ru

В 60-е годы на основе работ по безгазовому горению академик Мержанов и его научная школа разработали технологию Самораспространяющего высокотемпературного синтеза (СВС). Одним из научных направлений СВС является СВС-металлургия, в

рамках которой получены результаты, излагаемые в настоящем докладе.

В СВС-металлургии для синтеза используют смеси оксидов металлов с активным восстановителем и неметаллами. Такие смеси способны гореть. Продуктами горения смесей являются карбиды, бориды, силициды, оксиды металлов и композиционные материалы на их основе. Температура горения смесей может превышать температуру плавления конечных продуктов, что позволяет получать их в литом виде.

Процесс СВС-металлургии протекает стадийно. На 1-ой стадии по смеси распространяется волна горения. Во фронте горения происходит химическое превращение исходной смеси в двухфазный расплав продуктов горения. За фронтом горения оксидный продукт образует сплошную среду, в которой распределены капли металлической фазы.

На 2-ой стадии под действием гравитации происходит гравитационная сепарация металлической и оксидной фаз. Результатом гравитационной сепарации является расслоение продуктов. На 3-ей стадии в процессе охлаждения продуктов синтеза формируется конечный фазовый состав и структура металлического и оксидного слоев.

Горение высокотемпературных термитных смесей сопровождается газообразованием. Выделение газообразных продуктов сопровождается разбросом смеси. Воздействие давления газа или перегрузка подавляют разброс. Поэтому процессы СВС-металлургии осуществляют в реакторах или центробежных установках. Используя жидкофазное состояние продуктов горения высокоэкзотермических смесей можно решать важные для практики задачи: 1) получать литые керамические материалы и использовать их для получения порошков или переплава в крупные заготовки; 2) получать литые изделия из керамики и композиционных материалов; 3) осуществлять наплавку защитных покрытий на детали машин и механизмов. В примерах будут рассмотрена СВС-металлургия твердых сплавов на основе карбидов и жаропрочных материалов на интерметаллидной и силицидной основе.

Для получения безвольфрамовых твердых сплавов на основе карбидов хрома, титана и молибдена с никелевой связкой были разработаны смеси термитного типа с температурой горения до 3000°C . В волне горения целевые продукты синтеза формируются в виде расплавов. Из расплава Cr-Ni-C-Al формируется композиционный материал, в котором пластины карбида хрома распределены в никелевой матрице, рис. 1

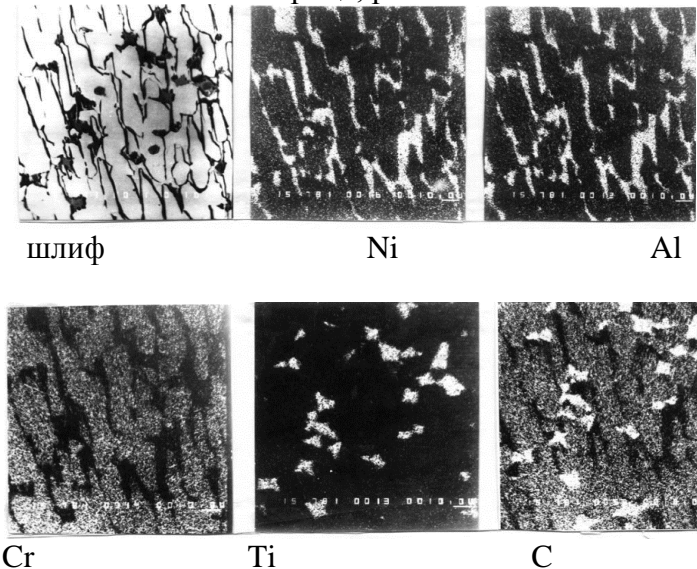
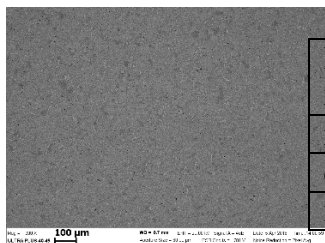


Рис. 1 Микроструктура и состав структурных составляющих композиционного материала $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{Ni-Al}$

При введении титана в состав сплава он локализуется в композиционном материале виде ограниченных зерен. При введении в состав сплава одновременно титана и молибдена происходит сильное изменение микроструктуры: зерна измельчаются и принимают глобулярную форму.

Одним из перспективных направлений материаловедения является создание жаропрочных сплавов (ЖС) на основе алюминидов никеля и титана, а также - силицидов ниобия. Для их получения используют центробежный вариант СВС-металлургии. Перегрузка подавляет разброс исходных смесей при горении, увеличивает выход целевого продукта в слиток и способствует формированию безликвационной структуры ЖС).



Место пробы	Химический состав, % вес.			
	Ti	Al	Nb	Cr
верх	59.8	31,9	5,1	2,5
середина	59.5	32.0	5.3	2.5
низ	59.2	31.7	5.4	2.8

(а)

(б)

Рис. 2. Микроструктура (а) и интегральное распределение элементов по высоте (б) литого ЖС 4822на основе TiAl.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований №15-08-01442.

Получение дисперсных биметаллических материалов на основе благородных металлов в автоклавных условиях

Фесик Е.В., Буслаева Т.М., Мельникова Т.И.

Самарский университет, Московский технологический университет (Институт тонких химических технологий),
Некоммерческое партнерство «Содействие химическому и экологическому образованию»
e-mail: 1707-fesik@mail.ru

В представленном докладе дан анализ современного состояния исследований в области получения порошков, в том числе биметаллических, с заданными свойствами, который показал, что метод синтеза и контроль основных параметров эксперимента предопределяют получение высококачественных материалов на основе благородных металлов требуемой дисперсности, состава и структуры.

Подчеркивается, что применение автоклавных технологий, которые хорошо себя зарекомендовали, например, при термоллизе аммиачных комплексов в щелочной среде, является перспективным направлением в области получения дисперсных биметаллических материалов на основе благородных металлов. В их основе лежит реакция необратимого восстановления аммиакатов платиновых металлов внутрисферным аммиаком при

повышенной (190–210° С) температуре [1]. Автоклавные технологии отличаются рядом неоспоримых достоинств по сравнению с прочими методами, как-то: простотой технологического оформления, эффективным использованием реагентов, небольшими временными затратами, отсутствием вредных газовых выбросов (побочными продуктами реакции являются азот и растворимые в воде соединения), относительной простотой стандартизации. Важным преимуществом автоклавных технологий является возможность получения чистого металла, а также биметаллических материалов без примесей посторонних фаз.

Обобщение массива собственных и имеющихся в литературе экспериментальных данных по синтезу металлических и биметаллических порошков с использованием автоклавных технологий позволяет утверждать, что они могут быть положены в основу процесса получения порошков и металлозолей для нанесения электропроводящих и аморфных покрытий, в частности, на сорбционно-инертных носителях с небольшой поверхностью, например, металлических, с тонким поверхностным оксидным слоем. Данное утверждение иллюстрируется рядом примеров получения материалов различного функционального назначения, в первую очередь, гетерогенных катализаторов.

Так, синтезированы катализаторы, содержащие Pt, Pd, Ru, Pt–Ru, Pd–Ru, Pt–Ir, Pd–Ir на носителях из нержавеющей стали, никрома, алюминия [2]. Получены дисперсии платиновых металлов на суспендированном гидроксиде (оксиде) металла (Al, Zr, Ti и пр.). Нанесение указанных дисперсий на блочные металлические носители или керамику позволяет получать катализаторы дожигания выхлопных газов, для процессов низкотемпературного каталитического горения, в качестве электродов в твердоэлектродных электрохимических ячейках [3].

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации в рамках реализации Программы «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно - технологического комплекса России на 2014-2020 годы».

Литература

1. Мальчиков, Г. Д. Поведение водных растворов галогеноаминовых комплексов благородных металлов в автоклавных условиях [Текст] / Мальчиков, Г.Д. [и др.] // Производство и эксплуатация изделий из благородных металлов: Сб. статей. Екатеринбург: УРО РАН, 1997. С. 125-133.
2. Ренийсодержащие катализаторы процессов нейтрализации выхлопных газов автомобиля. I. Каталитические системы на металлическом носителе Е. В. Фесик, В. И. Заражевский, Г. Д. Мальчиков / Известия Вузов. Химия и Химическая технология/ 2012. т. 55. вып. 3. С. 83-86;
3. Е.В. Фесик, В.И. Заражевский, В.В.Гребнев, Г.Д. Мальчиков Рутениевые покрытия на керамике из диоксида циркония: физико – химические и функциональные свойства, ЖПХ, 2014, Т.87. №5. С. 601-606.

Секция 5. Технологии композиционных материалов

Слоистые металлополимерные композиционные материалы и конструкции на их основе

Антипов В.В., Шестов В.В., Серебренникова Н.Ю.

ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ

e-mail: admin@viam.ru

Появление металлополимерных композиционных материалов явилось закономерным шагом в развитии идеи и опыта применения клееных многослойных конструкций, в которых за счет комбинации слоев достигаются более высокие механические свойства, характеристики трещиностойкости и малоцикловой усталости, а пониженный удельный вес позволяет экономить до 10-20 % веса по сравнению с монолитной конструкцией.

За рубежом активно ведутся работы в области создания слоистых металлополимерных композиционных материалов (СИАЛ в России, GLARE в Европе и США). Они являются новым классом конструкционных гибридных листовых материалов, предназначенных, прежде всего, для использования в силовых элементах и обшивке летательных аппаратов. Такие материалы обладают высоким сопротивлением развитию трещины усталости, пониженной плотностью и высокой прочностью, по сравнению с монолитными материалами.

Алюмостеклопластик состоит из тонких листов (0,3-0,5 мм) алюминиевых конструкционных сплавов и прослоек (0,2-0,5 мм) пластика на основе клеевых препрегов, армированных высокопрочными стеклонаполнителями, изготовленных преимущественно автоклавным формованием. Расположение и количество монослоев определяется назначением и габаритами элемента.

Зарубежный алюмостеклопластик GLARE применен для верхних обшивок и соединительных лент отсеков фюзеляжа

самолета А-380 со снижением массы элементов конструкции более чем на 500 кг.

Для обшивок панелей крыла целесообразно использовать не целиком многослойную композицию материалов типа СИАЛ/GLARE, а только выборочно, применяя в конструкции слоистой обшивки крыла монолитные листы и СИАЛ. Обшивка крыла должна быть достаточно жесткой, чтобы она не теряла устойчивость. Это можно осуществить правильной расстановкой ребер жесткости с определенным шагом, в качестве которых применяют стрингеры, изготовленные из прессованных или гнутых листовых профилей. Для соединения монолитных листов и листов СИАЛ используют клеевые препреги, которые подбираются в зависимости от схемы расположения и толщины алюминиевых листов в структуре гибридного материала – с разным объемным содержанием клеевого связующего и стеклонаполнителя.

Применение слоистых гибридных панелей крыла на базе Al-Li сплавов взамен монолитных панелей из сплава В95пчТ2 обеспечит повышение несущей способности конструкции до 20 % и снижение веса элементов конструкции до 15 % при высоком сопротивлении развитию трещины усталости.

Исследование двух способов изготовления труб из композиционных материалов в коррозионно-стойком исполнении

Богатов А.А., Салихьянов Д.Р., Сидоров В.А.
*Уральский федеральный университет имени первого
Президента России Б.Н. Ельцина*
e-mail: salenhall@gmail.com

Работа посвящена сопоставлению способов изготовления биметаллических труб в коррозионностойком исполнении. Показано, что в настоящее время нефтяная промышленность России остро нуждается в коррозионностойких трубах, при этом наиболее эффективной является разработка технологии производства биметаллических труб. Рациональным способом их изготовления является сборка и раздача на оправке или гидравлическая раздача внутренней трубы из коррозионностойкой

стали до образования прочного соединения с внешней трубой. Показано, что технологические факторы, особенно способ раздачи, оказывают влияние на параметры формоизменения и остаточные напряжения биметаллической трубы. На основе сравнительного анализа сделаны выводы о наиболее рациональном способе раздачи.

Моделирование процесса постановки вкладыша в отверстие трёхслойной конструкции с помощью программного комплекса DEFORM

Вашуков Ю.А., Усманов З.И.

Самарский университет

e-mail: vashukov@ssau.ru

Одной из важнейших проблем при проектировании и производстве конструкций с использованием трехслойных панелей является их соединение с другими элементами конструкций. Это связано с тем, что трехслойные панели не выдерживают высокие сосредоточенные нагрузки, характерные для механических точечных соединений.

Характерным типовым конструктивным решением является широкое использование резьбовых вкладышей, устанавливаемых в отверстие трехслойной конструкции, которые позволяют осуществить соединение этих конструкции с другими конструктивными элементами.

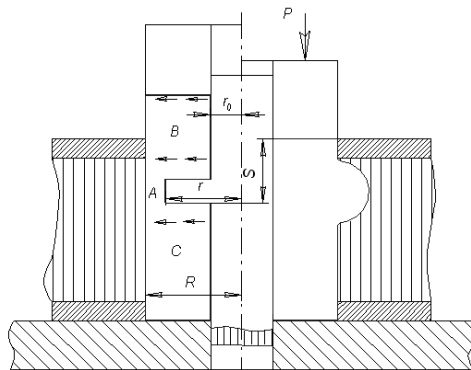


Рис. 1 - Схема деформирования вкладыша

С целью повышения производительности процесса постановки вкладыша и снижения массы трехслойной конструкции предложен способ /1/, заключающийся в осевом пластическом сжатии устанавливаемого элемента (Рис.1).

Эффективная работа соединения «вкладыш - трехслойная конструкция» в условиях эксплуатации во многом зависит от жесткости закрепления крепежного элемента между верхней и нижней обшивками детали. Закрепление вкладыша производится с помощью тороидальной поверхности, которая образуется при осевом пластическом сжатии крепежного элемента, имеющего на внутреннем диаметре проточку (Рис.1).

Для определения параметров крепежного элемента были проведены экспериментальные исследования по осадке трубчатых заготовок, имеющих проточки по внутреннему диаметру. Результаты экспериментальных исследований сравнивались с результатами моделирования в программном комплексе DEFORM /2/ (Рис.2).

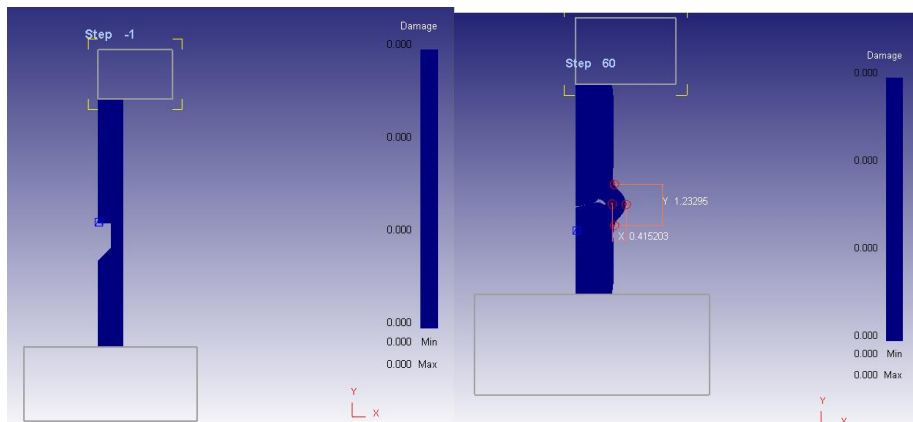


Рис. 2 – Исследование процесса осадки вкладыша с помощью программного комплекса DEFORM

Результаты экспериментальных исследований, которые показали хорошую сходимость, позволили разработать методику определения исходных геометрических параметров вкладыша в зависимости от размеров трехслойной конструкции и размеров

крепежного отверстия, а также определять деформированное состояние вкладыша в районе проточки.

Литература

1. Вашуков Ю.А., Поникарова Н.Ю. Оценка эффективности трехслойных конструкций с учетом соединительных вкладышей // Проблемы машиностроения и автоматизации. – 2006. - №1 –с 89 – 93.

2. Компьютерное моделирование процессов обработки металлов давлением в программе DEFORM-2D: учеб. пособие / Ф.В. Гречников, В.Р. Каргин, А.Г. Шляпугин, Я.А. Ерисов, Б.В. Каргин – Самара: Изд-во Самар. гос. аэрокосм. ун-т, 2014.-271 с.

Математическое моделирование процесса горячей экструзии композиционных порошковых материалов на основе алюминия

Ганин С.В., Доан Ван Фук, Цеменко В.Н.
ФГАОУ ВО Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

Одним из наиболее перспективных методов компактирования дисперсно-упрочненных порошковых материалов является экструзия в металлической капсуле. Важнейшее преимущество этого процесса прессования порошков, по сравнению с другими, – благоприятная схема пластической деформации, близкая к всестороннему сжатию и обеспечивающая высокую степень обжата исходной заготовки за единичный акт ее обработки давлением. При такой схеме достигается интенсивный сдвиг в очаге деформации и прочное «схватывание» частиц друг с другом наряду с отсутствием значительных растягивающих напряжений в порошковой заготовке [1]. Осуществление процесса экструзии в металлической капсуле способствует созданию дополнительного гидростатического давления, уменьшению трения между заготовкой и инструментом и защищает порошок от окисления и других негативных внешних воздействий [2,3].

Несмотря на то, что процесс горячей экструзии порошков широко применяется в практике порошковой металлургии, до настоящего времени не выполнен комплексный анализ влияния

различных параметров на процесс уплотнения и деформации порошковых заготовок. Параметры процесса горячей экструзии, в основном, подбираются опытным путем, который является трудоемким и дорогим. Для решения подобных задач в настоящее время целесообразно применять методы математического моделирования.

Настоящая работа посвящена обоснованию технологических параметров процесса горячей экструзии для уплотнения дисперсно-упрочненных порошковых композиций на основе алюминия.

Для математического моделирования процесса экструзии был использован программный пакет Abaqus версии 16.4. Модель порошкового материала реализована встроенной реологической моделью Друкера-Прагера, модернизированной внедрением разработанной нами подпрограммы [4].

В ходе решения данной задачи рассматривали варианты экструзии порошковой заготовки (рис.1) в матрицу с выходным диаметром 10, 15 и 21 мм (соответствуют коэффициентам вытяжки $\lambda = 9, 4$ и 2). Рассмотрены матрицы с углами конусности 2α равными $60^\circ, 90^\circ, 120^\circ$ и 150° . Такие значения редукции и угла конусности были выбраны на основании опыта сотрудников ЦНИИ материалов, занимавших практическим изучением процесса горячей экструзии [1].

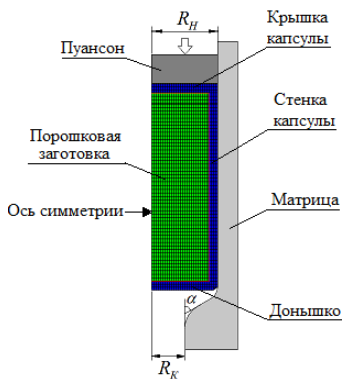


Рис. 1. Схема процесса горячей экструзии и сетка конечных элементов

Анализ результатов моделирования показывает, что можно выделить три основных стадии экструзии: на первой стадии начинается уплотнение заготовки в областях, прилегающих к пуансону и матрице, распространяющееся на весь объем заготовки; на второй – происходит нарастание плотности по всему объему заготовки; третья стадия сопровождается началом выхода порошковой заготовки через матрицу и ее доуплотнение. Осевая область заготовки уплотняется в последнюю очередь.

Так же было установлено, что изменение коэффициента вытяжки оказывает значительно большее влияние на процесс уплотнения заготовки, чем изменение угла конусности матрицы. На основе результатов математического моделирования определены технологические параметры для практической реализации процесса горячей экструзии порошкового композиционного материала САП-1 в капсуле.

Литература:

1. Гиршов В.Л. Процессы порошковой металлургии /В.Л. Гиршов. – Спб.: Изд-во СПбГПУ, 2003. – 113 с.
2. Рудской А.И., Цеменко В.Н., Ганин С.В. Исследование процессов уплотнения и деформирования порошкового композиционного материала системы алюминий - редкоземельные элементы // Металловедение и термическая обработка металлов. 2014. № 10. С.25-31.
3. Alexey I. Borovkov, Denis V. Shevchenko. Non-linear Finite Element Modeling of the Titanium Briquettes Hot Extrusion Process // Computational Mechanics. 2004. № 4. P. 29-35.
4. Фук Д.В., Ганин С.В., Цеменко В.Н., Моделирование и исследование процесса уплотнения порошковых материалов с использованием программного пакета ABAQUS // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2016. № 1 (238). С. 100-110.

Исследование процесса получения дисперсно-упрочнённого композита при модифицировании нанопорошковыми псевдолигатурами алюминиевого сплава А7

Кириллова А.В.

Самарский университет

e-mail: avkirillova76@mail.ru

Наиболее широко применяются дисперсно-упрочнённые композиционные материалы на основе алюминия. В качестве упрочнителя используются частицы тугоплавких фаз – оксидов, нитридов, боридов, карбидов (Al_2O_3 , SiO_2 , BN , SiC , AlN , Si_3N_4 и др.). Дисперсно-упрочнённые композиционные материалы в основном получают порошковой металлургией или введением наполнителей в жидкий металл перед разливкой.

В работе рассмотрен жидкофазный метод получения композиционного материала на основе алюминия. Сплав алюминия А7 характеризуются хорошими гибкостью, пластичностью и эластичностью. Механические свойства при $T=20^{\circ}C$ материала А7: $\sigma_B = 64 - 78$ МПа, $\delta_5 = 15 - 18\%$, твердость HRB 5-10. В сплав А7 вводились лигатуры состава $Cu-Si_3N_4$, $Ni-Si_3N_4$, $Al-(SiC+Si_3N_4)$ в виде брикетов, полученных путем прессования с разными удельными давлениями. Медь и никель были выбраны в качестве носителя нанопорошков тугоплавких частиц, так как хорошо растворяются в алюминии.

Полученные после плавления образцы, подвергались микроисследованиям, а также испытаниям на растяжение. Из полученного химического состава и карт распределения основных элементов видно, что произошло полное либо частичное растворение лигатуры. По результатам механических испытаний на твердость и растяжение видно, что произошло значительное увеличение твердости и предела прочности по отношению к исходному сплаву А7.

Получение нанопорошковых псевдолигатур Cu-AlN для модифицирования алюминиевых сплавов

Кузина А.А., Титова Ю.В.

Самарский университет, СамГТУ

e-mail: kuzinaantonina@mail.ru, titova600@mail.ru

Прогресс в различных областях современной техники в значительной степени зависит от создания и широкого применения новых материалов с комплексом заданных физико-механических свойств. Область возможного применения того или иного материала в первую очередь определяется его компонентами. В последнее время все больший интерес представляют оксиды металлов и соединения типа нитридов, карбидов, боридов и т.д. [1]. Так, например, перспективным керамическим материалом является нитрид алюминия, обладающий хорошими механическими и функциональными свойствами: высокой прочностью, низкой электропроводностью, хорошей износостойкостью и др. [2, 3].

Целью данной работы было исследование режимов механического смешивания и последующего прессования порошковых смесей состава Cu-(AlN+35%Na₃AlF₆) для получения брикетов, предназначенных для последующего ввода в расплав.

Механическое смешивание исходных компонентов: порошка меди с размером частиц 20...100 мкм и порошковой смеси AlN+35%Na₃AlF₆ с размером частиц до 100 нм, полученной по азидной технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза [4], осуществлялось в течение 45 и 60 минут в планетарной центробежной мельнице «Пульверизетте-5» и смесителе типа «Пьяная бочка». Криолит (Na₃AlF₆) является типичным флюсом для рафинирования и модифицирования алюминиевых расплавов и может способствовать вводу керамических микро- и нанопорошков в расплав алюминия. Получены порошковые смеси, содержащие 2,5 и 5% (AlN+35%Na₃AlF₆). Определены свойства полученных порошков: наибольшей насыпной массой обладает композиция Cu-2,5%(AlN+35%Na₃AlF₆) – 2,9 г/см³ при смешивании в планетарной мельнице; наименьшим значением насыпной массы (1,5 г/см³) обладают порошки, смешанные в смесителе типа «Пьяная бочка»;

все полученные порошки практически не обладают текучестью. Формирование нанопорошковых псевдоолигатур осуществлялось компактированием на гидравлическом прессе ПСУ-50 с давлением прессования 19...23 МПа. Получены брикеты – псевдоолигатуры диаметром 25 мм, высотой до 3 мм, массой 2,5 и 5 грамм, с относительной плотностью 60...87%.

Таким образом, рассмотренные режимы механического смешивания и последующего компактирования полученных порошков состава $\text{Cu}-(\text{AlN}+35\%\text{Na}_3\text{AlF}_6)$ позволяют получать нанопорошковые псевдоолигатуры с необходимой относительной плотностью, предназначенные для последующего ввода их в алюминиевый расплав с целью модифицирования.

Литература

1. Гопиенко, В.Г. Спеченные материалы из алюминиевых порошков [Текст] / В.Г. Гапиенко, М.Е. Смагоринский, А.А. Григорьев, А.Д. Беллавин. - М.: Металлургия, 1993. – 323 с.

2. Gromov, A.A. Nitride ceramics: combustion synthesis, properties, and applications [Text] / A.A. Gromov, L.N. Chukhlomina. – Weinheim: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2015. – 358 p.

3. Borgonovo, C. Aluminum nanocomposites for elevated temperature applications [Text] / C. Borgonovo, D. Apelian, M. Makhlof // JOM. – 2011. – Vol. 63. – №2. – P. 57 – 64.

4. Титова, Ю.В. Получение наноструктурированного порошка нитрида алюминия по технологии СВС-Аз [Текст] / Ю.В. Титова, Л.А. Шиганова, Д.А. Майдан, Г.В. Бичуров // Заготовительные производства в машиностроении. – 2013. – №7. - С. 42 - 45.

Разработка и исследование технологии раскроя листовых волокнистых композиционных материалов гибко-лезвийным инструментом

Ломовской О.В., Федотова И.Ю., Наумов Л.А.

Самарский университет

e-mail: bogdanovich@ssau.ru

На предприятиях аэрокосмической отрасли, производящих агрегаты и узлы из волокнистых композиционных материалов (ВКМ) на полимерной основе, возникает необходимость в

выполнении разделительных операций в процессе изготовления плоских деталей из листовых полуфабрикатов (обрезка припуска, прорезка крупногабаритных отверстий и пазов и т.д.). Применяющиеся для этого традиционные методы раскроя (различные виды мехобработки, резка ножницами, вырубка в штампах, гидродинамические способы раскроя) отличаются общими недостатками:

- низкое качество получаемой поверхности разделения;
- низкая стойкость инструментов;
- обильное выделение мелкодисперсных продуктов разрушения волокна и горение связующего;
- высокая стоимость используемого оборудования.

В совокупности эти факторы приводят к низкой эффективности и экологической опасности производства конструкции из ВКМ.

Авторами предложен новый метод разделения листовых ВКМ, в котором воздействие на материал осуществляется в условиях, близких к чистому сдвигу. Резка производится двумя парами гибких пластин (лезвий), обеспечивающих предварительное сжатие ВКМ в зоне резки с последующим встречным прогибом каждой пары пластин в пределах их упругого деформирования, за счет чего создается дополнительное противодействие разделению и, как следствие, повышается качество среза ВКМ. В этом случае процесс разделения происходит от точечного до линейного участка, равного длине хорды прогиба пластин, ограниченной зоной контакта с ВКМ.

Проведенные теоретические исследования, в том числе с применением конечноэлементного моделирования, подтвердили возможность разделения ВКМ по данной схеме, позволили установить зависимость между технологическими параметрами процесса, и качеством поверхности среза.

Для реализации процесса раскроя деталей из ВКМ гибко-лезвийным способом в условиях производства авторами разработаны опытные образцы переносного инструмента с пневмо-рычажным приводом.

Экспериментальные исследования показали, что данный метод обработки ВКМ позволяет полностью исключить пыле- и

стружкообразование при высоком качестве получаемой поверхности разделения.

Алюмоматричные композиты, армированные наночастицами AlN марки СВС-Аз

Титова Ю.В., Амосов А.П., Майдан Д.А., Тимошкин И.Ю.,
Шоломова А.В.

СамГТУ

e-mail: titova600@mail.ru

Алюмоматричные композиты, армированные наночастицами AlN, перспективны для применения в ракетно-космической технике, так как при малом весе обладают повышенными физико-механическими свойствами, в том числе при высоких температурах до 400-550°C. Однако до сих пор отсутствует промышленное производство нанокompозитов Al-AlN, что объясняется большим энергопотреблением, дорогим и сложным оборудованием, малой производительностью существующих твердофазных методов порошковой металлургии и жидкофазных металлургических процессов изготовления этих нанокompозитов [1]. В этом отношении представляет интерес энергосберегающая азидная технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС-Аз), использующая азид натрия NaN_3 в качестве твердого азотирующего реагента и позволяющая получать в простом оборудовании сравнительно недорогой нанопорошок нитрида алюминия в виде нановолокон вместе с побочной солью криолита Na_3AlF_6 , которая может играть роль флюса при работе с расплавом алюминия [2]. Однако нанопорошок нитрида алюминия имеет низкую насыпную плотность (1,8-2 г/см³), что затрудняет его погружение в расплав алюминия с большей плотностью 2,3 г/см³; частицы нанопорошка плохо смачиваются жидким алюминием, слипаются в агломераты и окисляются на поверхности расплава, в связи с чем прямое замешивание порошкообразного AlN в насыпном виде в расплав алюминия не приводит к успеху. В работе [1] был предложен простой способ ввода частиц AlN в расплав алюминиевомагниевого сплава АМг6 в виде композиционной лигатуры, полученной сплавлением флюса

карналлит $KCl \cdot MgCl_2$ с нанопорошком AlN в смеси с криолитом Na_3AlF_6 .

Целью данной работы является исследование возможности использования другого способа получения алюмоматричных композитов – путем замешивания порошка армирующей фазы в твердожидкий расплав матричного металла (тикс- и реолитье) [3, 4].

Для получения нанокompозита $AM5+1\%AlN$ осуществляли ввод нанопорошка нитрида алюминия, полученного по азидной технологии СВС, в твердожидкий расплав алюминиевого сплава $AM5$, содержащего $5\%Cu$, по следующим двум режимам. Помещали в печь сопротивления сплав $AM5$, после его расплавления в первом случае

нагревали расплав до $620-640^\circ C$, при этом состоянии расплав находился в твердожидком состоянии, но ближе к твердому. При данной температуре осуществляли ввод предварительно нагретого до $250^\circ C$ нанопорошка нитрида алюминия. Ввод порошка осуществляли на поверхность расплава одной порцией при постоянном перемешивании для обеспечения металлизации всего объема порошка. Время ввода составило 3-4 мин. Во втором случае ввод нанопорошка нитрида алюминия осуществляли при температуре расплава $680-700^\circ C$ (состояние расплава ближе к жидкому состоянию). После ввода порошка нитрида алюминия поднимали температуру расплава до $730-750^\circ C$. Время нахождения порошка в расплаве составляло 10-15 мин. После этого осуществлялось перемешивание расплава, снятие шлака и заливка расплава в кокиль.

В обоих случаях ввода порошка нитрида алюминия в твердожидкий расплав, порошок хорошо металлизировался, после перегрева расплава до температуры литья порошок не всплывал на поверхность расплава.

На полученных слитках были проведены замеры электропроводности. Анализ полученных данных показал, что в обоих случаях при вводе в сплав $AM5$ порошка AlN электропроводность повышается, что может свидетельствовать об усвоении нанопорошка AlN и о вызванных этим структурных

перестройках сплава АМ5. В данном случае нитрид алюминия выступает в роли модификатора для дендритов Al. Ранее было установлено что, с измельчением структурных фаз происходит повышение электропроводности при неизменном химическом составе.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 16-08-00826.

Списоклитературныхисточников

1. Amosov A.P., Titova Y.V., Timoshkin I.Y., Kuzina A.A. Fabrication of Al-AlN nanocomposites. Key Eng. Mater. 2016. Vol. 684. P. 302-309.

2. Amosov A.P., Titova Y.V., Maidan D.A., Ermoshkin A. A., Timoshkin I.Y. Application of the nanopowder production of azide SHS technology for the reinforcement and modification of aluminum alloys. Rus. J. Non-Ferr. Metals. 2015. Vol. 56. No. 2. P. 222–228.

3. Rosso M. Thixocasting and rheocasting technologies, improvements going on. J. Achiev. Mater. Manuf. Eng. 2012. Vol. 54. No. 1. P. 110-119.

4. Hosking F.M., Folgar P.F., Wunderlin R., Mehrabian R. Composites of aluminum alloys: fabrication and wear behavior. J. Mater. Sci. 1982. No. 17. P. 477-498.

Секция 6. Проблемы производства авиакосмических материалов и композитов

Соединение металлов давлением и селективное лазерное плавление для создания легких конструкций аэрокосмической техники

Бухмайр Б., Вальц А.

Горный университет Лёвен

e-mail: bruno.buchmayr@unileoben.ac.at

**(Joining Metal Forming and Selective Laser Melting technology to
create lightweight aerospace structures, Bruno Buchmayr and
Alexander Walzl, Chair for Metal Forming, Montanuniversitaet Leoben,
Leoben, Austria)**

Lightweight design plays a major role for aerospace structures. In order to construct rather complex geometries, metal forming methods are limited by their formability. High pressure castings allow more complicated shapes, however, their mechanical properties and especially their toughness and fatigue behaviour are worse. The novel technology of selective laser melting using materials, like Aluminium, Titanium or high strength steels, can close the this gap. SLM offers almost the same properties as the forged bulk material, but the freedom of design, the direct digital manufacturing route and the availability of special metal powders for aerospace applications has led to an enormous trend to this new technology. In the presentation, four kinds of lightweight design, i.e. topology optimization, topography, size and shape optimization are described, which can be easily exploited by SLM. In addition, fine lattice structures will be addressed, which can be used in intermediate regions, just to support stiffness requirements and to reduce weight. By joining of forged metal components with SLM-substructures or by joining different material types using the SLM-technology, dissimilar joints can be made, which are difficult to make in a conventional way. In this manner, steel and aluminium parts can be joined together without forming of brittle phases. Other examples should demonstrate the

principle usability of SLM (alone or combined with forged parts) in the field of aerospace.

Корреляционный анализ изображения шероховатости поверхности

Абульханов С.Р., Скуратов Д.Л., Хаймович А.И.

Самарский университет

e-mail: mom@ssau.ru

(Correlation Image Analysis of Surface Roughness, Abul'hanov S.R., Skuratov D.L., Khaimovich A.I., Samara University)

The authors proposed a procedure for determining parallel matchmarks in the halftone image of the rough surface. The analysis of micron-scale asperities was carried out in black and white. Relationships between coordinates of variable pixel-value sections of the microasperities under investigation were identified using the correlation analysis. The authors determined the asymmetrical distribution of various grayscales in the image of the polished surface. For that reason, the Spearman's rank correlation coefficient was found to identify microrelief regularities that enabled to determine peaks of parallel matchmarks available on the rough surface. It is necessary to apply special filtration in order to determine periodicity of linear matchmarks which will remove point inclusions from the surface image (carbides, impurities, impregnated particles, etc.). Small inclusions in the image of the surface being analyzed are considered to be the "noise" while conducting the correlation analysis. The findings are relevant for quality control of optical surfaces. The developed program for calculating the correlation coefficient may be built into a product automatic control system used in bulk production.

Исследование параметров технологического цикла выглаживания на шероховатость обработанной поверхности

Григорьев С.Н., Бобровский Н.М., Бобровский И.Н.

Тольяттинский государственный университет

e-mail: bobri@yandex.ru

Для определения оптимальных параметров обработки при широком выглаживании были изготовлены и испытаны устройства для выглаживания: одноинструментальное и двухинструментальное. Процессу выглаживания подвергались образцы, изготовленные из материалов: сталь 40 и чугун ВЧ 75-50-03. Исходная шероховатость у образцов из стали 40 $Ra = 0,5$ мкм, из чугуна $Ra = 0,85$ мкм. Полученные результаты по величине шероховатости Ra выглаженной поверхности образцов из стали 40 и высокопрочного чугуна ВЧ 75-50-03 от величины приложенной нагрузки P и количества циклов нагружения (по числу оборотов заготовки за период выглаживания) были статистически обработаны. Установлено, что минимальные значения шероховатости обработанной поверхности по величине Ra имеют место при значениях $P = 210$ Н/мм для стали 40 и при $P = 410$ Н/мм для чугуна ВЧ 75-50-03 независимо от количества циклов выглаживания. Это дает основание предположить, что на формирование шероховатости обработанной поверхности оказывает влияние время обработки и давления на выглаживаемую поверхность, следовательно, причина заключается в механизме пластической деформации. Можно высказать предположение, что при оптимальных значениях P с точки зрения достижения минимума величины Ra возникает такое напряженное состояние металла, при котором достигнутая степень его упрочнения позволяет минимизировать высоту микронеровностей от предшествующего шлифования. При этом отсутствует пластическое течение металла приповерхностного слоя.

The hyper productive surface plastic deformation processing technology called as wide burnishing (WB) was developed in Russian Federation. The mechanics of new WB technology is different from the classic SPD technologies (rolling or burnishing). For example applied force during processing of burnishing is 150-300 N, of WB is 2500-5000 N due to condition of process implementation in mass production with limited processing time (3-4 turnovers of workpiece). WB also has a high degree of deformation due to a multiple deformation passes. To determine the optimal WB processing parameters single and double instrumental devices were implemented and tested. Specimens made of

steel 40 and high-strength cast iron 75-50-03 were tested. Initial roughness of steel 40 specimen's surface was $R_a = 0.5$ microns and high-strength cast iron was $R_a = 0.85$ microns. Results of surface texture parameters of processed parts such as surface roughness R_a of steel 40 and high-strength cast iron 75-50-03 under varying load values P and number of cycles (the number of workpieces revolutions during the period of burnishing) were acquired. It was established that the minimum R_a value of the processed surface correspond with values of $P = 210$ N/mm² for steel 40 and $P = 410$ N/mm² for high-strength cast iron 75-50-03 regardless of number of burnishing cycles. Plastic deformation mechanism (processing time and pressure on the surface) influences on the processed surface roughness formation. It is possible to assume that straining state forms at the optimal values of P in terms of achieving a minimum value of R_a in which the reached degree of hardening allows to minimize the height of the microscopic irregularities of the previous grinding processing. In this case there is no plastic flow of the metal surface layer.

Испытания наружных цилиндрических поверхностей деталей автомобиля после обработки широким выглаживанием

Григорьев С.Н., Бобровский Н.М., Бобровский И.Н.
Тольяттинский государственный университет
e-mail: bobri@yandex.ru

The hyper productive surface plastic deformation processing technology called as wide burnishing (WB) was developed in Russian Federation. The mechanics of new WB technology is different from the classic SPD technologies (rolling or burnishing). For example applied force during processing of burnishing is 150-300 N, of WB is 2500-5000 N due to condition of process implementation in mass production with limited processing time (3-4 turnovers of workpiece). WB also has a high degree of deformation due to a multiple deformation passes. The requirement to develop the methodology for testing "Gland neck parts of the car LADA processed by various methods" was caused by the fact that the previously carried out bench tests do not reproduce the real surface of necks shafts working in pair with lip seals. As well there was

no methodology for measuring the value of the gland neck wear and the maximum value of the wear grooves was defined of 1.0 mm. Specimens reproducing gland neck in two of the most critical parts were tested: flange of cardan shaft mounting to the drive shaft of the gear box made of steel 40 and crankshaft made of high-strength cast iron 75-50-03 of LADA car. Test results of specimens made of steel 40 presented the surface roughness parameter $R_a = 0.06$ microns after burnishing and $R_a = 0.28$ microns after polishing. The test results were measured on profilograph and were obtained the following data: the width of the grooves wear was 936 microns with burnishing and 1152 microns with polishing, depth was 2.16 and 4.94 microns respectively. Size of cross-sectional area of specimen's groove wear with burnishing - 1090 μm^2 , with polishing - 2848 μm^2 .

***Исследование стойкости инструментов при ППД
широким выглаживанием без применения СОТС***

Григорьев С.Н., Бобровский Н.М., Мельников П.А.,
Бобровский И.Н.

Тольяттинский государственный университет

e-mail: bobri@yandex.ru

The hyper productive surface plastic deformation processing technology called as wide burnishing (WB) was developed in Russian Federation. The mechanics of new WB technology is different from the classic SPD technologies (rolling or burnishing). For example applied force during processing of burnishing is 150-300 N, of WB is 2500-5000 N due to condition of process implementation in mass production with limited processing time (3-4 turnovers of workpiece). WB also has a high degree of deformation due to a multiple deformation passes. The purpose of the study was to determine the durability of a burnishing tool with the working surface made of the hard alloy with different dispersion. During the durability tests were tested VK6 alloy with the chemical composition of WC-94%, Co-6%, grain size of 2.1...3.4 micron (hardness HRA 88.5) and similar in chemical composition fine-grained hard alloy H10F (WC-90%, Co-10%) produced by Sandvik-MKTS with grain size of 0.5...0.9 micron (hardness HRA 92.1). Processing was conducted without lubricoolants. The acquired data

presents that the roughness exceeds the tolerance during the processing by tool made of H10F alloy later than by tool made of VK6 alloy. At the same time increase of durability is from 60% to 80%.

Формирование механических свойств деталей ответственного назначения

Данилин Г.А., Затеруха Е.В.

Балтийский государственный технический университет

«ВОЕНМЕХ» им. Д.Ф. Устинова

e-mail: bgtu_e4@mail.ru

Механические свойства деталей ответственного назначения, например, гильз к патронам стрелкового оружия формируются на основе реализации комплексных технологических процессов их изготовления, включающих штамповочные, термические и химические операции. Режимы проведения указанных операций оказывают непосредственное влияние на закономерность распределения механических свойств. Комплексные технологические процессы предназначены не только для формообразования конструктивных элементов, но и в силу физических особенностей применяемых операций изменяют структуру металла и его механических свойств.

Штамповочную и следующую за ней термическую обработку назовем технологическим циклом, совокупность циклов – этапом. Необходимо учитывать, что при реализации технологического цикла изменение механических свойств осуществляется в соответствии с законом сохранения энергии, т.е. внутренняя энергия тела равна сумме двух составляющих – энергии деформационного упрочнения и тепловой энергии последующей термообработки.

В пределах технологического процесса изготовления изделия проявляется технологическое наследование свойств объекта технологии, выражающееся в его способности полностью или частично сохранять свои свойства при переходе от предыдущего к последующему этапу обработки. Деформацию, которая остается в полуфабрикate после проведения рекристаллизационного отжига, назовем остаточной, тогда накопленная деформация эта та, которая

наследуется от цикла к циклу с учетом остаточной. Таким образом, происходит накопление деформации от цикла к циклу обработки. Причем, накоплению способствуют следующие особенности холодноштамповочных операций:

- немонотонность процесса деформации;
- нестационарность формоизменения;
- неоднородность распределения
- сдвиговая деформация

Эти особенности позволяют достичь той деформации, которая обеспечивает достаточную прочность и пластичность, необходимые для надежного функционирования гильз. Для установления проявления указанных особенностей проведены компьютерное моделирование и экспериментальное исследование процессов свертки и вытяжки с утонением, на которых в большей степени формируются механические свойства гильз и было установлено, что эти процессы отличаются немонотонностью пластической деформации – нестационарностью и неравномерностью распределения степени деформации в фиксированных сечениях, что способствует накоплению остаточной деформации.

Прогнозирование механических характеристик гильз, формируемых при изготовлении, основано на полученных в результате исследования уравнений регрессии, описывающих зависимость механических свойств от степени деформации, температуры и продолжительности отжига.

Основные этапы расчета сводятся к определению:

- остаточной и накопленной степени деформации;
- характеристик прочности (твердости) готовой детали в заданных контролируемых сечениях на уровне технологических операций, циклов, этапов и процесса в целом.

При проектировании новых технологий необходим сравнительный анализ расчетных (прогнозируемых) и заданных ТУ характеристик механических свойств в контролируемых расчетных сечениях готовой детали и корректировки режимов операций, входящих в циклы технологического процесса изготовления детали в случае установления несоответствия расчетных значений

характеристик механических свойств с требуемыми свойствами по ТУ

Результаты экспериментов и моделирования стеснённого изгиба криволинейных бортов листовых деталей эластомером

Моисеев В. К., Шаров А. А., Громова Е. Г., Мантусов М.
Н. Самарский университет
e-mail: moiseevvk@mail.ru

Стеснённый изгиб тонкостенных листовых деталей известен прежде всего, как технологический процесс получения длинномерных деталей прокаткой и волочением. При этом за счёт схемы деформирования полуфабриката в угловой зоне сопряжения стенки и борта создаются значительные сжимающие напряжения, приводящие к радиальным пластическим деформациям с набором толщины. В результате вместо уменьшения толщины стенки наблюдается её увеличение, а радиусгиба, традиционно составляющий три толщины стенки, может быть уменьшен. Это приводит к увеличению жёсткости и прочности получаемых деталей, то есть к снижению веса изделий. Однако детали с криволинейными бортами в плане такими методами изготавливать невозможно. Имея в виду достоинства стеснённого изгиба, целесообразно расширить сферу его применения, распространив её на новую номенклатуру деталей.

На рисунке 1 показана одна из разработанных и защищённых патентами схем стеснённого изгиба криволинейных бортов инструментом из эластичного материала.

Согласно представленной схеме стеснённый изгиб осуществляется за два перехода. Вначале (рис. 1, а) заготовка 1 изгибается по гибочной оправке 2 под действием давления эластичного инструмента 3, заключённого в контейнер, который условно не показан. Затем под торец изогнутого борта заготовки 4 (рис. 1, б) устанавливается пластина 5 для создания определённого зазора ΔH между верхней плоскостью гибочной оправки и стенкой заготовки (рис. 1, б, слева). Для предотвращения потери устойчивости изогнутого борта заготовки 4 на опорную пластину 5

ставятся эластичные подпоры 6. Под действием давления эластомера стенка заготовки вначале прогибается в центральной части, а затем образуется волна избыточного материала в зоне скругления гибочной оправки с радиусом r_0 (рис. 1, б, справа).

При дальнейшем увеличении давления эластичного инструмента волна избыточного материала деформируется по радиусу гибочной оправки (рис. 1, в). В результате толщина заготовки в зоне радиусагиба увеличивается, а пружинение борта уменьшается за счёт изменения схемы напряжённо-деформированного состояния материала.

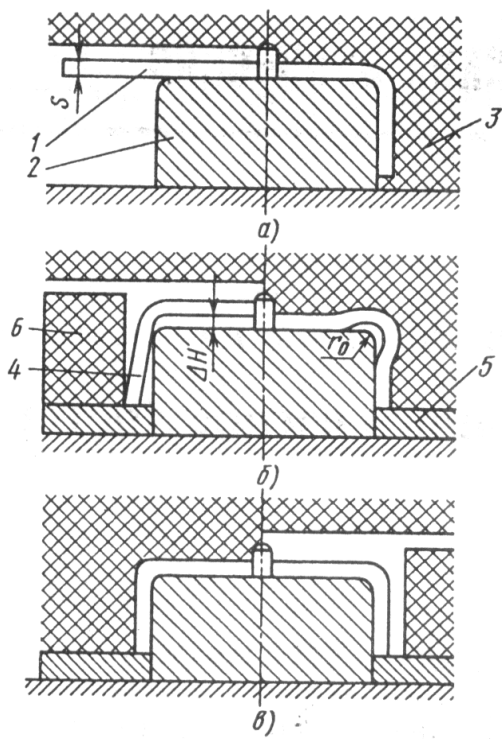


Рис. 1. Стеснённый изгиб с подкладной пластиной

По схеме, представленной на рис. 1, были проведены эксперименты по стеснённому изгибу выпуклых криволинейных

бортов полиуретаном. На рис. 2 представлено поэтапное формоизменение заготовки при нарастании усилия прессы.

Штамповались детали из алюминиевого сплава Д16АМ толщиной 1.5 мм и 1.8 мм, радиусгиба борта составлял 4 мм, радиус борта в плане R - 120 мм и 150 мм. По результатам экспериментальных исследований получены графические зависимости изменения толщины материала детали в радиусной зоне от превышения борта ΔH .

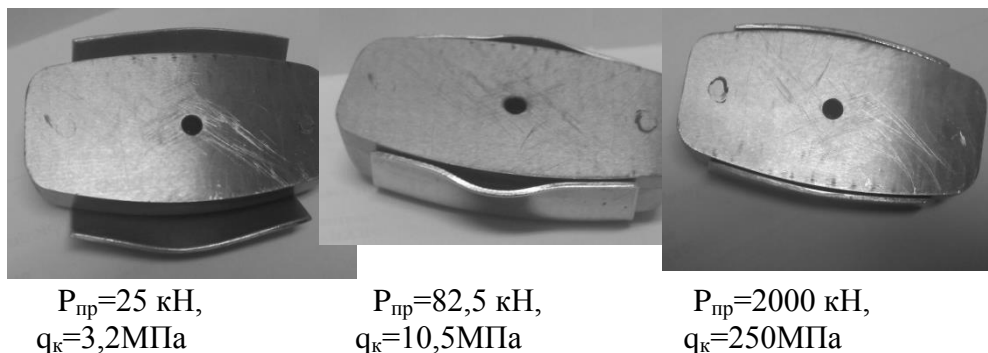


Рис. 2. Этапы формоизменения полуфабриката

Проводилось конечно-элементное моделирование стеснённого изгиба, результатами которых явились аналогичные экспериментальным зависимости. Также выявлено значительное влияние на процесс условий трения между элементами.

Управление производством авиакосмических материалов с использованием механизма квотирования

Тепман Л.Н., Симагина С.Г., Эриашвили Н.Д.
Израильская Независимая Академия Развития Науки,
Самарский университет
e-mail: simaginasve@gmail.com

Перспективы отрасли по производству и обработке авиакосмических материалов на отечественном рынке в ближайшее время будут определяться развитием предприятий основных металлопотребляющих отраслей промышленности, и, в

первую очередь, оборонно-промышленного комплекса, которые получают финансирование из государственного бюджета.

Несмотря на кризисные явления в экономике прогнозируется увеличение объемов производства авиакосмических материалов, в том числе из цветных металлов, а также на внутреннем рынке. Это связано в первую очередь с реализацией

Государственной программы Российской Федерации "Развитие промышленности и повышение ее конкурентоспособности". Ее целью является обеспечение спроса на металлопродукцию в необходимых номенклатуре, качестве и объемах поставок, в том числе и авиакосмическим отраслям [1].

Учитывая влияние ситуации в мире на конъюнктуру внутреннего рынка цветных металлов, логично предположить ее ориентированность на результаты торговых сделок на Лондонской бирже металлов (LME). Действительно, сейчас цены привязаны к котировкам на LME (в частности, в начале 2015 года они из-за девальвации российской валюты пропорционально выросли в рублевом эквиваленте). Кроме этого остаются основные проблемы: сезонность и снижение спроса на выпускаемую продукцию.

В этих условиях становится важным достижение оптимальных цен на металлопродукцию и сглаживание годового потребления. Возможный путь оптимизации – использование механизма квотирования.

На сегодняшний день на внутреннем рынке авиакосмических материалов, как и цветных полуфабрикатов в целом, сложилась сложная ситуация с регулированием деятельности оптовых торговых и посреднических организаций. Усилился тренд уменьшения торговых наценок для конечных потребителей, при этом в силу объективных причин производители не могут бесконечно снижать стоимость продукции [2]. Ситуация усугубляется как сезонностью динамики цен на цветные металлы на LME, так и сезонным характером спроса на целый ряд продукции со стороны металлообрабатывающих отраслей [3].

Для металлургических предприятий надежное и тесное сотрудничество с оптовыми торговыми и посредническими

организациями является наилучшим решением с точки зрения сбыта продукции на внутреннем рынке [4].

Однако в этом случае надо рассматривать не просто традиционные отношения с (долгосрочные контракты, создание товарных резервов и т.д.), а вести речь о создании закупочных пулов, формировании стратегических альянсов для работы на рынке и использовании других форм сетевого и межсетевого взаимодействия [5-7].

В условиях сетевого и межсетевого взаимодействия предлагаемая концепция управления – менеджмент нестабильного взаимодействия организаций - предполагает использовать специальные механизмы регулирования [8-9].

Одним из основных таких механизмов и является квотирование.

Механизм квотирования спроса, как моделирование спроса при сезонном характере выпуска продукции, предполагает, что оптовым торговым и посредническим организациям, например, дилерам назначается ежемесячная квота заказа продукции в течение года, причем размер квоты может варьироваться в сезонный пик и межсезонье: $Q(t)=Q_t$, $t = \overline{1,12}$, где t – месяцы года; Q_t - размер квоты в t -й месяц.

Рассмотрим отдельно квотирование в периоды сезонного повышенного спроса (сезонные пики) и периоды сезонного снижения спроса (межсезонье). Это объясняется разными мотивами, побуждающими предприятие прибегать к квотированию.

Необходимо заинтересовать потребителя в заказе именно размером квоты. Для этого вводится система поощрения: со стороны предприятия при соблюдении квот оптовым торговым и посредническим организациям продукция отпускается по C_0 – базовой цене ниже рыночной. При этом фактическая цена $C_{rt} = C_o + v|Q_{rt} - Q_t|$, где v – коэффициент увеличения цены при изменении размера заказа, а Q_{rt} – фактический размер заказа в t -месяц.

Для определения размера квоты используем полученные для каждой номенклатуры продукции индексы сезонности и

$$K_{cpi} = \frac{K_{сезт} + K_{равнт}}{2},$$

определяем усредненный коэффициент K_{cpi} :
 где $K_{сезт}$ – значение индекса сезонности по выбранному виду продукции; $K_{равнт}$ – значение индекса сезонности при равномерной загрузке предприятия.

Размер квоты определяется по формуле: $Q_t = K_{cpi}Q_{годт}$, $t = 1, 12$, где $Q_{годт}$ – объем годовой потребности базового конечного потребителя.

В период сезонного спроса оптовые торговые и посреднические организации старается приобрести большее количество продукции. Предприятию в этот период также хотелось бы продать больше продукции, но оно ограничено в производственных мощностях. Оптимальным в данном случае будет такое значение V , при котором при отклонении от квоты оптовые торговые и посреднические организации получают такую же прибыль, как и при закупке в размере квоты. При этом фактическая стоимость C_{ft} является функцией себестоимости изготовления продукции C , которая в свою очередь зависит от фактического размера заказа Q_{ft} .

Таким образом в предложенной системе стимулирования учитывается эффект масштаба производства.

Квотирование в периоды снижения спроса носит другой характер. В этот период предприятие заинтересовано в сбыте определенного количества продукции. Учитывая эти цели, значение ценового коэффициента V можно устанавливать на таком уровне, чтобы компенсировать потери прибыли предприятия при уменьшении заказа оптовых торговых и посреднических организаций.

В результате получаем следующую систему стимулирования оптовых торговых и посреднических организаций к заказу квотированного количества продукции с помощью цены.

$$\left\{ \begin{array}{l} C_0, Q_{rt} \leq Q_t - \text{в сезонные месяцы} \\ C_{rt} + \frac{C_t Q_t - C_{rt} Q_{rt} + |C_{rt} Q_{rt} - C_t Q_t|}{Q_{rt}}, Q_{rt} > Q_t - \text{в сезонные месяцы} \\ C_{rt} = C_0, Q_{rt} \geq Q_t - \text{в межсезонье} \\ C_{rt} + \frac{C_t Q_t - C_{rt} Q_{rt} - C(Q_t - Q_{rt})}{Q_{rt}}, Q_{rt} < Q_t - \text{в межсезонье} \end{array} \right.$$

где C_t – стоимость при выпуске продукции в объеме квоты.

Литература:

1. Информация на http://base.garant.ru/70643464/#block_10000
2. Информация на <http://www.metalinfo.ru/ru/research?parent=rubricator&child=getresearch&id=14564>
3. Андреева Л. Коммерческое (торговое) право. М : КноРус, 2015
4. Dadzie K.Q., Wang H., Wesley J. Contemporary Marketing Practices: How Firms Relate to their Markets in China and the United States // Сборник статей «Современный менеджмент: проблемы, гипотезы, исследования», 2011, С 9-44.
5. Каецк, А. Hedging surprises, jumps, and model misspecification: A risk management perspective on hedging s&p 500 options // Review of Finance, 17 (4), 2013, pp. 1535-1569.
6. Симагина С. Г. Модели и механизмы согласованного управления производством при сезонным характере спроса на продукцию. М.: Юнити-Дана, СНГ РАН, 2006
7. Matveeva E., Simagina S. Manufacturing Process Optimization at Enterprises// Key engineering materials . – 2016. – 534 p. – Vol. 684, pp. 409-413
8. Philip Kotler, Hermawan Kartajaya, Iwan Setiawan Marketing 3.0: From Products to Customers to the Human Spirit ohn Wiley & Sons, 2010 г. - 208
9. Симагина С. Г. Сетевой и межсетевой менеджмент при нестабильном взаимодействии организации: автореферат дис. д-ра экон. наук / Московский университет МВД России: 08.00.05. М.: 2008

Интенсификация методов раскрытия листовых деталей давлением полиуретана в условиях производства

Федотова И.Ю.

Самарский университет

e-mail: bogdanovich@ssau.ru

В заготовительно-штамповочном производстве предприятий аэрокосмической отрасли при изготовлении листовых деталей широкое применение находят методы разделительной штамповки с использованием давления эластоплимерной среды (полиуретана), которым характерны малые сроки подготовки производства, универсальность и простота реализации.

В целях интенсификации процессов штамповки-вырубки давлением полиуретана на кафедре ПЛАиУКМ Самарского национального исследовательского университета имени академика С.П. Королева разработано более десяти способов раскрытия. Разработанные способы разделительной штамповки отличаются конструктивной схемой вырубного инструмента и принципом передачи давления эластичной среды на заготовку. За счет конструктивных особенностей вырубного инструмента создается различный механизм разделения листовой заготовки и наиболее благоприятная схема напряженно-деформированного состояния материала заготовки в очаге деформации, что позволяет управлять качеством контура разделения при вырубке деталей как из пластичных, так и из малопластичных материалов. В зависимости от принципа передачи давления эластичной среды на заготовку способы штамповки выделены в следующие технологические схемы реализации процесса вырубки: в замкнутом, в полузамкнутом, в полуоткрытом и в открытом объемах эластичной среды, а также с использованием ротационного воздействия эластичного инструмента на заготовку. Целесообразность применения того или иного способа вырубки определяется необходимым уровнем рабочего давления эластичной среды, масштабным фактором и сложностью геометрического контура изготавливаемых деталей, механическими характеристиками материала заготовки, точностью вырубного контура, наличием

прессового оборудования и уровнем технологической подготовки производства.

Для определения технологических возможностей разработанных методов разделительной штамповки проведено их математическое моделирование с использованием программного комплекса ANSYS. Результаты численных исследований позволили установить оптимальные соотношения конструктивно-технологических параметров каждой схемы разделения, при которых в процессе вырубки листовых деталей реализуются условия простого и чистого сдвига.

Одним из направлений интенсификации разделительных процессов является повышение уровня рабочего давления полиуретана. Для решения данной проблемы разработан метод упрочнения цилиндрических и составных контейнеров автофретированием давлением полиуретана, являющимся одновременно рабочим «телом» (пуансоном-матрицей) в реализации процесса вырубки деталей. Технология упрочнения контейнеров автофретированием позволяет повысить рабочее давление полиуретана при штамповке-вырубке в контейнерах до 300...400 МПа. Это дает возможность производить раскрой листовых деталей из высокопрочных труднодеформируемых материалов (титановых сплавов, электротехнических сталей, малопластичных алюминиевых сплавов).

Проведенные исследования процессов разделительной штамповки способствовали разработке высокоэффективных средств технологического оснащения, многие из которых признаны изобретениями.

Разработанные средства оснащения позволяют интенсифицировать процессы разделительной штамповки деталей давлением полиуретана за счет использования совмещения технологических операций, группового принципа изготовления деталей, поэлементной штамповки крупногабаритных деталей и создания высокого давления эластичной среды.

Формирование графической базы данных для технологических САПР производства компрессорных лопаток авиационных двигателей

Хаймович И.Н.

Самарский университет, Международный институт рынка

e-mail: kovalek68@mail.ru

Технологическая подготовка производства включает в себя разработку и выпуск большого количества технологической и конструкторской документации. Эта работа достаточно трудоемка, выполняется различными подразделениями предприятия и требует тщательного согласования и увязки принимаемых технологических решений. Так, например, для запуска в производство компрессорной или турбинной лопатки авиационного двигателя необходимо:

1. Разработать чертеж поковки и технологический процесс ее изготовления с определением числа переходов;
2. Спроектировать штампы для каждой операции технологического процесса;
3. Спроектировать шаблоны для контроля технологической оснастки;
4. Спроектировать шаблоны и приспособления для контроля поковки;
5. Спроектировать приспособления для механической обработки релквок и шаблоны для контроля готовой лопатки.

Это основной, но не полный, перечень технической документации, который после завершения работы хранится в архивах соответствующих служб подразделений предприятия под различными номерами и шифрамию Даже при первичном ее использовании, не говоря о повторных запусках, возникают проблемыв нахождении нужных чертежей. Задача на порядок усложняется, если необходимо проследить изменения в документации и сроки их внесения, взаимозаменяемость технологической оснастки, авторов-разработчиков и т.п.

Повысить эффективность этой работы и максимально уменьшить вероятность ошибок позволяет разработка специализированных САПР с оптимизацией конструкторских и

технологических решений и CAD/CAM/CAE – систем, основанных на объемных моделях. Главной проблемой при разработке специализированных САПР является разработка необходимой и достаточной базы данных по определенной предметной области.

Попытка реализации подобных идей осуществляется в настоящее время при создании САПР заготовок компрессорных лопаток и технологического оснащения для их получения методами горячей объемной и высокоскоростной штамповки в Самарском университете в содружестве с ПАО «Кузнецов» [1-5]. Система формирует чертежи однозамковых поковок с хвостовиками «кольцевой паз», «ласточкин хвост», двухзамковых поковок, шаблонов, штампов, каркасные объемные модели чистовых обжимных и обрезных штампов в полностью автоматическом режиме с учетом опыта технологов. При этом создается объектно-ориентированная среда, в которой пользователь может решать следующие задачи: ввести данные о готовых лопатках с чертежа, по сети, в диалоге или воспользоваться библиотекой наборов исходных данных; рассчитать поковочные размеры пера лопатки с возможностью широкого варьирования припуской как по толщине, так и по кромкам пера; рассчитать размеры хвостовиков типа «ласточкин хвост» и «кольцевой паз» с переменными припусками и различными вариантами конфигурации; провести визуальный контроль формы любого поперечного сечения пера штамповочной поковки; выполнить контроль и необходимое изменение положения поковки в штампе по углу ее поворота с учетом особенностей конкретного производства; провести визуальный контроль плавности любого поперечного сечения пера; рассчитать размеры и объемные координаты для характерных точек гравюр штампов; сформировать чертежи и модели поковок, штампов и шаблонов, программно сформировать объемную модель обжимного штампа.

Функциональная схема СУБД САПР заготовок компрессорных лопаток и технологического оснащения для их производства показана на рисунке 1.

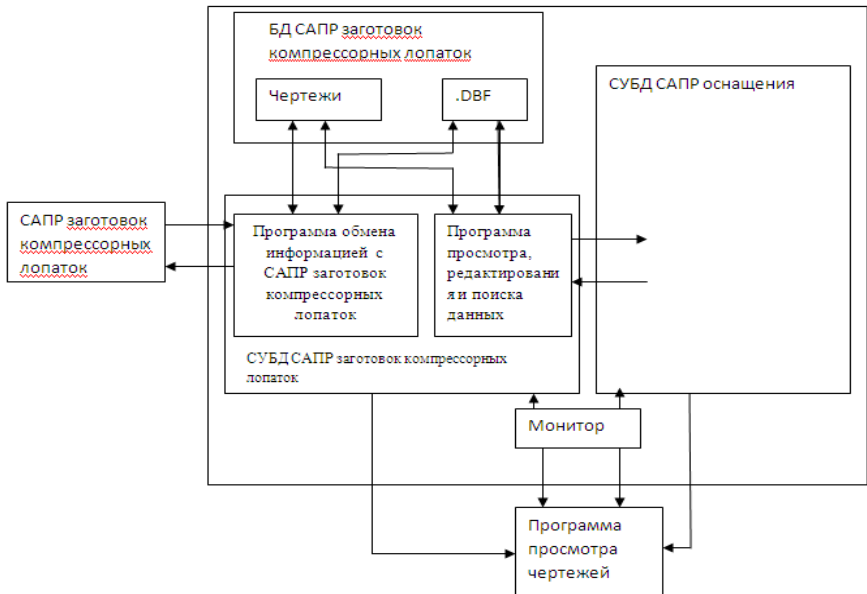


Рис.1. Информационное обеспечение САПР заготовительного производства

Литература

1. Khaimovich I.N . Computer aided design of blank forging production facilities for aircraft engine compressor blades//Russian Aeronautics, 2014,N 57(2),p. 169-174.
2. Хаймович И.Н., Хаймович А.И. Процедурные правила разработки и согласования бизнес-процессов кузнечно – штамповочного производства// Вестник СГАУ.2008. №1(14). С.248-252.
3. Гречников Ф.В., Хаймович И.Н. Разработка информационных систем управления конструкторско–технологической подготовкой производства как интегрированной базы информационных и функциональных структур// КШП.ОМД. 2008.№3.С.34-41.
4. Хаймович И.Н. Автоматизация проектирования объектов заготовительно-штамповочного производства компрессорных лопаток авиационных двигателей//Известия вузов. Авиационная техника. – 2014 - №2 – С.44-48.

5. Хаймович И.Н., Хаймович А.И. Проектирование и реализация системы автоматизированного проектирования штамповки компрессорных лопаток из титановых сплавов // Известия высших учебных заведений. Цветная металлургия. 2015. №2, С.37-43.

**Совершенствование технологического процесса
многономенклатурного производства на основе
имитационного моделирования гибких
производственных линий в цехе**

Хаймович И.Н., Фролов М. А.
Самарский университет
panosonig@mail.ru

Повышение эффективности функционирования и развития производственных систем машиностроения является в настоящее время одной из основных проблем, стоящих перед предприятиями машиностроительного комплекса России [1].

Гибкая производственная система (ГПС) — отдельная единица технологического оборудования или совокупность таких единиц, а также систем обеспечения их функционирования в автоматическом режиме [2]. Всего существует пять уровней.

Первый уровень — гибкие производственные модули (ГПМ), являющиеся основой гибкого производства. Это ГПС, состоящая из единицы технологического оборудования, оснащенная автоматизированным устройством программного управления на базе микропроцессора микро- или мини-ЭВМ, а также средствами автоматизации технологического процесса, автономно функционирующая и имеющая возможность встраиваться в систему более высокого уровня.

Второй уровень — гибкая автоматизированная линия (ГАЛ). Это гибкая производственная система, состоящая из нескольких гибких производственных модулей, объединенных автоматизированной системой управления.

Третий уровень — гибкий автоматизированный участок (ГАУ). Это гибкая производственная система, состоящая из нескольких гибких производственных модулей, объединенных

АСУ, функционирующая по технологическому маршруту и предусматривающая возможность изменения последовательности использования технологического оборудования.

Четвертый уровень — гибкий автоматизированный цех (ГАЦ). Это гибкая производственная система в виде совокупности гибких автоматизированных линий или участков, предназначенная для изготовления изделий заданной номенклатуры.

Пятый уровень — гибкий автоматизированный завод (ГАЗ). Это гибкая производственная система, представляющая собой совокупность гибких автоматизированных цехов и предназначенная для выпуска готовых изделий.

В данной статье рассматривается ГПС второго уровня (рис. 1). Для них важнейшим фактором корректной работы, является оптимальная работа всех рабочих машин и буферов между ними на линии с учетом всех узких мест, вследствие декомпозиции [3].

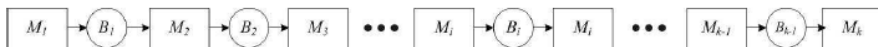


Рис. 1 – ГПС второго уровня, после декомпозиции технологической цепочки изготовления.

Для создания гибкой производственной линии воспользуемся математическим аппаратом, который позволит модернизировать данную модель [4]. Для рабочих машин у нас будут следующие уравнения, где будут учитываться два вида отказа: вероятность отказа (r_i) из за закупорки и вероятность отказа (p_i) из за отсутствия подачи деталей [5]:

$$\begin{aligned}
 r_i &= Pr [\alpha_i(t+1) = 1 | \alpha_i(t) = 0] \\
 p_i &= Pr [\alpha_i(t+1) = 0] \\
 &\quad \{ \alpha_i(t) = 1 \cap n_{i-1,1}(t) > 0 \cap n_{i,1}(t) < N_{i,1} \} \cup \\
 &\quad \{ \alpha_i(t) = 1 \cap n_{i-1,2}(t) > 0 \cap n_{i,2}(t) < N_{i,2} \} \cup \\
 &\quad \{ \alpha_i(t) = 1 \cap n_{i-1,3}(t) > 0 \cap n_{i,3}(t) < N_{i,3} \} \\
 &\quad \text{for } i = 1, \dots, K
 \end{aligned}$$

Таким образом, можно предположить, что машины не ломаются сами по себе, а лишь приходят в непригодность по причине организационных ошибок в технологических цепочках [6].

В качестве инструмента воспользуемся программным обеспечением AnyLogic [7]. В настоящее время это единственный продукт, сочетающий в себе системную динамику, агентно и событийно-дискретный подход, поэтому он прекрасно подойдет для исследуемой модели и поэтому основная проблема моделей, приближённая к действительности, может быть решена за счет этих возможностей [8].

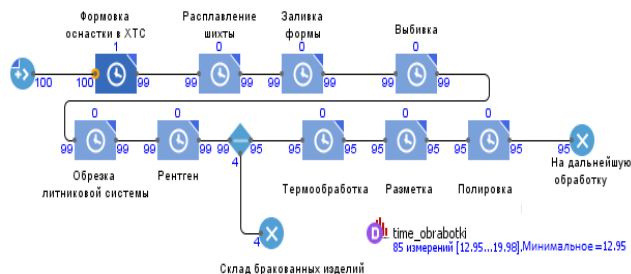


Рис. 5 – Модель производственной линии в литейном цеху ОАО Кузнецов с процентным соотношением выхода годного.

Таким образом были разработаны алгоритм и модель безотказной работы ГПС второго уровня ОАО «Кузнецов». За счет этого экономия производственных площадей достигает 30—40%, время производственного цикла сократилось в 30 раз, коэффициент сменности оборудования повысился на 2,6 раз, показатели эффективности изготовления, в теории, достигают более 90% на новом оборудовании.

В заключении стоит отметить что в качестве дальнейшего вектора развития намечена работа с большими объемами информации, для полной оптимизации цеха, а не для каких то избранных деталей, на основе программно-аппаратного комплекса Big Data, и при положительных результатах, можно будет приступать к полной виртуализации производства.

Литература

1) Haimovich I., N., Frolov M.A. Improvement of Technological Process of Multiproduct Production on the Bases of Simulation Modeling of Production Unit//Key engineering materials,2016,v.684, pp.487-507.

2) Гречников Ф.В., Хаймович И.Н. Разработка информационных систем управления конструкторско–технологической подготовкой производства как интегрированной базы информационных и функциональных структур// Кузнечно – штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2008.№3.С.34-41.

3) Хаймович И.Н., Фролов М.А., Куралесова Н.О. Предотвращение противоречий при принятии технологического решения в конструкторско-технологической подготовке производства //Вестник Волжского университета имени В.Н. Татищева № 1 (23) 2015,С.47-51.

Исследование и разработка технологического процесса гибки эластомером прямолинейных листовых деталей со сжатием бортов

Шаров А.А., Моисеев В.К., Ломовской О.В.,
Плотников А.Н., Мантусов М. Н.
Самарский университет
e-mail: moiseevvk@mail.ru

В Самарском национальном исследовательском университете имени академика С.П.Королёва разрабатываются и исследуются различные способы штамповки-гибки эластомерами листовых деталей, в том числе с приложением тангенциального сжатия к очагу деформации посредством подпора торцов бортов(стеснённый изгиб). Разработаны различные схемы штамповки, которые подтверждены патентами.

При реализации разработанного технологического процесса необходимыми проектными параметрами являются величины превышение материала борта и требуемое давление эластомера. Для определения этих параметров разработана аналитическая модель. Согласно принятым допущениям зона сопряжения борта со

стенкой детали рассматривается как часть толстостенной трубы, находящейся под внешним давлением.

Проведено сравнение деформированного состояния материала детали и напряжённого состояния эластомера с результатами расчётно-экспериментального исследования процесса с помощью программного комплекса ANSYS.

Результаты расчётно-экспериментальных исследований подтвердили обоснованность принятых допущений при математическом моделировании процесса стеснённого изгиба при штамповке эластомером.

. Была также проведена широкая серия экспериментальных исследований процесса. Сравнение результатов теоретических и экспериментальных исследований показало, что расхождение между результатами не превышает 15%.



Рис. 1 – Технологическое оснащение, заготовки деталей и отштампованные детали

Согласно разработанной методике был спроектирован технологический процесс изготовления самолётной детали. Рассчитаны параметры процесса, согласно которым была спроектирована штамповочная оснастка.

Заготовки, отштампованные детали и технологическое оснащение представлены на рисунке 1.

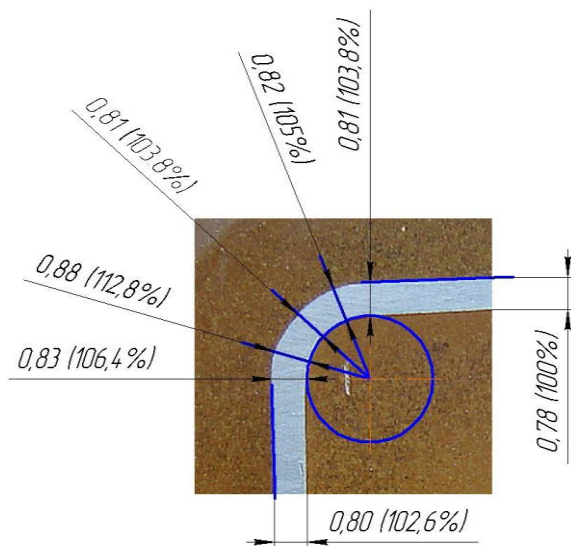


Рис. 2- Изображение типowego шлифа и схема замеров толщины материала в радиусной зоне детали

Из элементов отштампованной детали были изготовлены шлифы срезов.

Изображение типowego шлифа и результаты замеров толщины материала детали в радиусной зоне представлены на рисунке 2.

На рисунке показана фактическая толщина материала готовой детали и её относительное изменение по сравнению с исходным материалом.

В радиусной зоне детали зафиксировано утолщение материала до 12%, что значительно лучше требований нормативной документации.

Таким образом математическая модель удовлетворительно согласуется с результатами экспериментальных данных и позволяет прогнозировать деформированное состояние материала детали в зонегиба. Отклонения результатов расчётных и экспериментальных исследований составляют до 15% для различных параметров процесса штамповки эластомером методом стеснённого изгиба, что позволяет использовать разработанный математический аппарат при создании инженерной методики проектирования технологических процессов.

Исследование влияния режимов обработки при алмазном выглаживании образцов из стали 15Х12Н2МВФАБ-Ш на распределение микротвёрдости в поверхностном слое

Швецов А.Н., Скуратов Д.Л.

Самарский университет

e-mail: shvecovalexey@yandex.ru, skuratov.sdl56@yandex.ru

В представленной работе приведены результаты экспериментальных исследований влияния режимов процесса алмазного выглаживания на такие показатели качества поверхностного слоя, как максимальное значение микротвёрдости и глубина упрочнённого слоя (глубина наклёпа). На основе проведенных экспериментальных исследований получены эмпирические зависимости, связывающие максимальную величину микротвёрдости и глубину наклёпа с параметрами процесса алмазного выглаживания.

Экспериментальные исследования выполнены с использованием полного факторного эксперимента типа 4^2 . В качестве варьируемых факторов, были приняты: прижимное усилие инструмента к обрабатываемой поверхности P_y , радиус сферической части инструмента R , величина продольной подачи S_o и скорость выглаживания v . План экспериментов приведен в табл. 1.

Таблица 1 – План проведения экспериментов

Параметр процесса	№ опыта															
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16
$P_y, Н$	200	200	50	50	200	200	50	50	200	200	50	50	200	200	50	50
$R, мм$	2,5	1,5	2,5	1,5	2,5	1,5	2,5	1,5	2,5	1,5	2,5	1,5	2,5	1,5	2,5	1,5
$S_o, мм/об$	0,08	0,08	0,08	0,08	0,02	0,02	0,02	0,02	0,08	0,08	0,08	0,08	0,02	0,02	0,02	0,02
$v, м/мин$	86	86	86	86	86	86	86	86	22	22	22	22	22	22	22	22

В качестве образцов при проведении исследований использовались кольца с наружным диаметром 108 мм,

внутренним диаметром 96,6 мм и шириной 10 мм из жаропрочной деформируемой стали мартенситного класса 15X12H2МВФАБ-Ш. Выглаживание осуществлялось синтетическим алмазным индентором марки АСБ на токарно-винторезном станке 1В616 в соответствии с планом эксперимента (табл. 1).

Исследование изменения микротвёрдости по глубине поверхностного слоя осуществлялось на сегментных образцах, вырезанных из обработанных колец, с использованием прибора для измерения микротвёрдости ПМТ-3 (рис. 1) по методу Виккерса, путём нагружения четырехгранной алмазной пирамиды грузом равным 200 г. Предварительно на всех сегментных образцах были выполнены косые микрошлифы под углом равным 5° . Уколы пирамидой выполнялись через каждые 10 мкм по глубине поверхностного слоя.

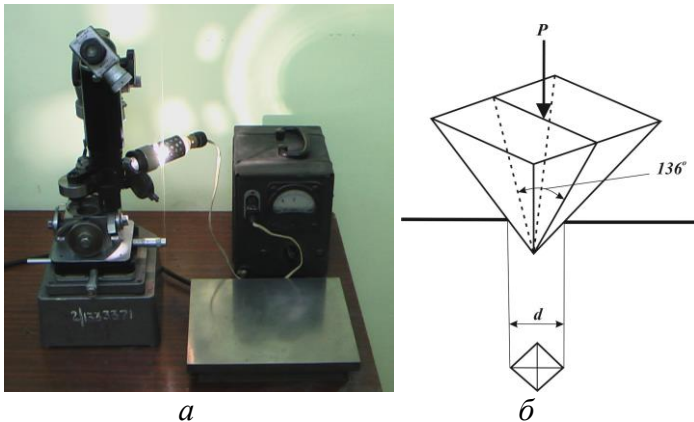


Рис. 1 – Прибор для измерения микротвёрдости ПМТ-3 (а) и схема измерения (б)

Полученные результаты изменения микротвёрдости по глубине поверхностного слоя показывают, что наибольшее значение микротвёрдости равное 7820 МПа, и максимальная глубина наклёпанного слоя 160 мкм имеют место при силе выглаживания равной $P_y = 200$ Н, радиусе инструмента $R = 1,5$ мм, величине продольной подачи $S_o = 0,02$ мм/об и скорости выглаживания $v = 22$ м/мин.

Разработка модели разрушения материала при стружкообразовании для условий лезвийной обработки

Скуратов Д.Л., Хаймович А.И., Галкина Н.В.

Самарский университет

e-mail: skuratov.sdl56@yandex.ru, berill_samara@bk.ru,

nata12_92@mail.ru

В настоящее время актуальной задачей для оптимизации условий процесса механической обработки новых и существующих труднообрабатываемых материалов с использованием методов инженерного и численного анализа является нахождение условий (критериев) разрушения (сегментации) стружки, определяющих её морфологию. Желательно, чтобы полученные критерии были связаны не только с константами материала и параметрами напряженно-деформированного состояния в типовых применяемых критериях, но также с условиями обработки (режимами резания, геометрией режущего инструмента, коэффициентом трения и т.д.). При теоретическом анализе процесса резания было принято допущение, что в приграничной области разрушения стружки (на пересечении условной плоскости сдвига и свободной поверхности стружки) текучесть материала, удовлетворяющая закону пластичности Губера-Мизеса для пластичных сред, более адекватно описывается законом Кулона-Мора, характерном для сред склонных к хрупкому разрушению. Данное предположение косвенно подтверждается результатами численного моделирования, качественно совпадает с хорошо известной схемой Давиденкова–Иоффе [1] и объясняется возникновением пространственной неоднородности, связанной с локализацией накопленной пластической деформации.

В результате исследования был получен алгоритм определения критерия разрушения, приводящий к сегментации стружки при обработке резанием.

1. Исходными данными для анализа являются:

- задаваемые характеристики (постоянные) материала - коэффициент отношения нормального и касательного напряжений

в условной плоскости сдвига $k = \frac{\sigma_n}{\tau_n}$, отношение максимального

значения коэффициента сопротивления разрушению к пределу текучести материала $k_{S_{\max}} = \frac{S_{\max}}{\sigma_s}$;

- условия резания, задаваемые передним углом γ и коэффициентом трения μ .

2. На основе анализа напряженно-деформированного состояния в текущем конечном элементе ($\sigma_{xx}, \sigma_{yy}, \tau_{xy} = -\tau_{yx}$) определяется плоскость с максимальными касательными напряжениями, где

$$\tau_{\max} = \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2} \text{ и } c = \frac{\sigma_3}{\sigma_1} < c_{\text{критич.}}$$

3. Определяется угол сцепления Φ закона Кулона-Мора по зависимости

$$\Phi = \arcsin \left(\frac{-(1+c) + k \sqrt{(1+k^2)(1-c)^2 - (1+c)^2}}{(1-c)(1+k^2)} \right).$$

4. Определяется угол между осью X, сонаправленной с вектором скорости резания, и плоскостью с максимальными касательными напряжениями:

$$\omega = \arccos \left[\frac{\sigma_{xx} + c \cdot \sigma_{yy}}{\sigma_1 + c \cdot \sigma_3} \right];$$

5. Определяется угол положения возможной условной плоскости сдвига:

$$\beta_1 = \omega - \Phi / 2.$$

6. Находится коэффициент m , определяемый как отношение нормального напряжения на условной плоскости сдвига и нормального напряжения в перпендикулярном направлении:

$$m = \frac{\sigma_{90}}{\sigma_n} = -\frac{k_{90}}{k} = \frac{(1-c) \sin 2\alpha - (1+c)}{(1-c) \cos 2\alpha + (1+c)} = \frac{(1-c) \cos \Phi - (1+c)}{(1+c) + (1-c) \sin \Phi}.$$

7. Определяется текущее значение коэффициента сопротивления материала разрушению:

$$k_S = \frac{1}{\sqrt{(m^2 - m + 1) \operatorname{tg}^2(\beta_1 - \gamma + \operatorname{arctg}(\mu)) + 3}}.$$

8. Определяется условие возникновения разрушения, по которому если $ks > ks_{\max}$, то происходит разрушение стружки.

В итоге получена обобщенная критериальная модель разрушения для лезвийной обработки, которая позволяет описать процесс стружкообразования с учетом возможного разрушения (сегментации) стружки. Модель планируется использовать для имитационного моделирования процесса резания в ПО Deform.

Литература

1. Подураев, В.Н. Резание труднообрабатываемых материалов [Текст] / В.Н. Подураев. – М.: Высшая школа, 1974. – 587 с.

Повышение качества листовых деталей при вырубке давлением полиуретана

Федотова И.Ю.

Самарский университет

e-mail: bogdanovich@ssau.ru

Для предприятий аэрокосмической отрасли наиболее важными задачами являются повышение эффективности производства и обеспечение высокого качества изготавливаемых деталей. В связи с этим на многих предприятиях отрасли используются современные технологии с высокими показателями ресурсосбережения. В частности в заготовительно-штамповочном производстве широко применяются методы разделительной штамповки давлением эластоплимерных материалов (полиуретана), отличающиеся малыми сроками подготовки производства, универсальностью, обеспечением группового принципа изготовления деталей и совмещением широкого спектра операций штамповки. С использованием разработанных способов штамповки-вырубке полиуретаном на предприятиях отрасли изготавливаются тысячи наименований деталей различного масштабного фактора. Вместе с тем технологические возможности существующих способов штамповки-вырубке до сих пор не изучены.

Одной из проблем в технологии разделительной штамповки листовых деталей полиуретаном является вырубка сложных элементов геометрического контура, к которым относятся: узкие перемычки, разделяющие смежные близко расположенные участки

раскроя (смежные отверстия и пазы, внешний контур детали в сочетании с отверстиями и пазами и т.п.). Другим сложным элементом раскроя контура деталей давлением полиуретана является зона сопряжения прямолинейных участков под углом 90° для вогнутых контуров внешнего контура детали и прямоугольных пазов и отверстий внутреннего контура. Статистика показывает, что при вырубке таких элементов геометрического контура детали имеет место скругление определенного радиуса r_c , который достигает значений от нескольких десятых до целых значений мм. Такое проявление особенностей процесса раскроя листовых материалов давлением полиуретана в зависимости от последующего назначения вырубаемой детали может являться дефектом. Например, вырубаемая деталь служит разверткой кронштейна, т.е. после раскроя плоской заготовки производится изгиб борта (бортов). Поскольку линия изгиба проходит через вершину угла сопряжения прямоугольных участков, то наличие в углах контура прямоугольного элемента радиуса скругления приводит при гибке бортов развертки детали к разрыву материала заготовки, что является браком. Одним из факторов обеспечения высокого качества вырубаемых листовых деталей давлением полиуретана поддержание остроты режущих кромок вырубного инструмента. На практике степень влияния притупления вырубного инструмента не учитывается. Это приводит к ухудшению параметров качества вырубемого контура, а иногда к неполному отделению отхода, т.е. к браку. В этой связи автором проведен комплекс теоретических и экспериментальных исследований выше изложенных технологических проблем. В теоретических исследованиях использовалось конечно-элементное математическое моделирование. Математическое моделирование процесса вырубки смежных контуров с узкими перемычками показало следующее. В случае разделения смежных контуров при различных уровнях давления полиуретана в первую очередь происходит вырубка внешнего контура детали (для классической схемы без локализации очага деформации материала заготовки). Затем при пробивке смежных отверстий или пазов за счет большего давления разделения материал узкой перемычки

затягивается (смещается) в сторону пробиваемого отверстия (или паза) и перемычка искажается при определенных соотношениях ее ширины к толщине материала данной заготовки. В результате численных расчетов установлены минимальные размеры узких перемычек и определенные соотношения в уровнях давления полиуретана при разделении смежных контуров, при которых искажения перемычек не происходит. Для этого в вырубном инструменте необходимо предусмотреть дополнительную опору в виде опорной рамки вокруг внешнего вырубаемого контура, локализирующего очаг деформации материала и выравнивающей уровень давления при раскрое с остальными элементами геометрического контура изготавливаемой детали.

Исследования процесса раскроя вогнутого контура показали, что радиус скругления в углах прямоугольного контура при вырубке-пробивке полиуретаном зависит от масштабного фактора данных элементов, толщины и механических свойств материала заготовки, а также от способа разделения, обеспечивающего различный уровень давления полиуретана. В результате исследований получены графические зависимости влияния перечисленных факторов на величину радиуса скругления, позволяющие минимизировать его значения.

Для математического описания степени влияния притупления режущих кромок вырубного инструмента на параметры качества вырубленной детали производилось варьирование толщиной заготовки, уровнем давления разделения (применительно к различным способам вырубки деталей давлением полиуретана), механическими свойствами материала заготовок (в пределах алюминиевых сплавов АД1М, АмцАМ, Д16АМ, Амг6М, Д16АТ) и радиусом притупления режущих кромок вырубного инструмента.

По результатам численных исследований получены графические зависимости параметров качества вырубленных деталей (угла скола и отклонения контура детали) от упомянутых технологических факторов. Анализ полученных зависимостей показал, что допустимое притупление режущих кромок вырубного инструмента, при котором обеспечиваются оптимальные значения параметров качества вырубленных деталей, должно находиться в

пределах $r_z = 0,05 \dots 0,08$ мм (в зависимости от прочности и толщины материала вырубаемых деталей). С превышением порогового значения радиуса притупления, от 0,12 до 0,25 мм, наблюдается резкое ухудшение параметров качества вырубаемых деталей. Следовательно, требуется перешлифовка контактной поверхности вырубного инструмента.

На основании проведенных исследований автором сформулированы технологические рекомендации по улучшению качества вырубки листовых деталей сложного геометрического контура давлением полиуретана с учетом стойкости режущих кромок вырубного инструмента.

Перспективы развития производства композиционных материалов в России

Иванов Д.Ю.

Самарский университет

e-mail: ssau_ivanov@mail.ru

В статье анализируется современное состояние производства композиционных материалов в Российской Федерации. Основное преимущество полимерных композиционных материалов заключается в том, что по комбинации определенных свойств они превосходят традиционные материалы, хотя по отдельно взятому свойству могут уступать. Прочностные, деформационные, химические, плотностные и температурные характеристики композитов максимально соответствует различным техническим требованиям конструкций авиационной техники, что обеспечивает значительное уменьшение веса самолета. Рассматривается использование композитов в конструкции авиадеталей самолетов различными мировыми производителями. Сделан вывод о необходимости постепенной увеличении доли композиционных материалов в перспективных разработках российских авиапредприятий, что позволит на равных конкурировать с зарубежными производителями. Особенно перспективным является применение композитов в деталях, которые требуют высокую конструкционную прочность, при необходимости снижении веса всего готового изделия. Отдельное внимание

уделено вопросам перспектив производства композиционных материалов и снижения их себестоимости. Наиболее часто используемые в настоящее время технологии автоматизации выкладки препрегов из однонаправленных лент (ATL) и раскладки волокон (AFP) позволяют снизить себестоимость производства. Однако, наиболее эффективными являются технологии закрытого формования (RTM) и инфузии (RFI). Прогнозируется увеличение спроса на непрепреговые типы углеродных материалов, прежде всего на мультиаксиальные (NCF) ткани, в связи с развитием технологий RTM и RFI. Технологии использования препрегов позволяют удерживать уровень отходов при изготовлении деталей из них в пределах 10-30%, в свою очередь, при производстве аналогичных деталей из высокопрочных сплавов алюминия и титана, применяемых в авиации, отходы могут превышать массу изделия в 4-12 раз.

***Повышение энергетической эффективности
литейного производства путём выбора объёмов
выпуска заготовок и последовательности
модернизации производственных процессов***

Гришанов Г.М., Клентак А.С., Иванов Д.Ю., Засканов В.Г.
Самарский университет
e-mail: ssau_ivanov@mail.ru

В статье рассматривается решение задач организации производства, обеспечивающих снижение энергозатрат за счет оптимизации объема выпуска заготовок и организацию последовательности элементов технологического цикла литейного производства с учетом их приоритетности.

Ключевые слова: энергосбережение, технологический процесс, литейное производство, модель, многокритериальная оптимизация, оптимальность по Парето, объем выпуска заготовок.

В условиях высокой конкуренции в таких отраслях промышленности как машиностроение производители постоянно борются за предпочтения потребителя, что заставляет их совершенствовать подходы к организации и управлению производством. Практика организации функционирования на

машиностроительном предприятии показывает наличие значительных резервов в повышении эффективности использования энергетических энергоресурсов. Совершенствование организации производства в области повышения энергетической эффективности может обеспечить сокращение потерь энергетических ресурсов и повысить общую эффективность производства.

Вместе с тем сложившиеся подходы к организации и управлению производством и выполнению производственной программы не всегда учитывают резервы повышения эффективности использования энергетических ресурсов. Одной из причин этого является отсутствие моделей и методик формирования последовательности элементов производственного процесса для приоритетного выбора проведения на них энергосберегающих мероприятий с учетом энергетического метода.

Литейных цех, находясь на старте производственно-технологического цикла машиностроительного предприятия, определяет собой работу всего предприятия в целом. Одной из основных задач организации производства является обеспечение ритмичного выпуска продукции в установленном объеме и номенклатуре при рациональном потреблении энергетических ресурсов. В связи с этим разработана модель задачи оптимального выпуска объемов изделий литейного цеха машиностроительного предприятия с серийным типом производства.

В отличие от распространенных моделей принятия решений, целевая функция данной модели состоит из двух составляющих – общего изменения фактической себестоимости (условно переменных затрат) на выпуске заготовок каждого вида по сравнению с плановой себестоимостью. Использование такой целевой функции отражает реально существующую заинтересованность литейного производства в снижении затрат на выпуск заготовок и влияние работы литейного цеха на другие цеха – потребители заготовок и предприятия в целом по реализации имеющихся заказов.

Кроме того, сформирована модель многокритериальной задачи формирования последовательности элементов технологического процесса литейного производства машиностроительного предприятия для приоритетного выбора проведения на них энергосберегающих мероприятий, направленных на повышение энергетической эффективности. Целевой функцией в данной математической модели является потенциал повышения уровня энергоэффективности элемента технологического процесса литейного цеха.

Также для принятия решения о проведении энергосберегающих мероприятий важным фактором является оценка затрат, которые несет предприятие на данном участке. Поэтому в модель была введена затратная функция, как сумма затрат на энергоресурсы и экологические платежи на рассматриваемом технологическом потоке машиностроительного предприятия.

Исследование влияния структурных составляющих на эксплуатационные свойства упорядоченных плазменных теплозащитных покрытий

Богданович В.И., Гиорбелидзе М.Г.

Самарский университет

e-mail: bogdanovich@ssau.ru

Повышение эффективности, надежности и ресурса являются актуальными направлениями развития авиационной и ракетно-космической техники. Решение данных задач обеспечивается различными конструкторскими и технологическими средствами, в том числе применением новых композиционных материалов и специальных покрытий. Защитные покрытия получили широкое распространение при производстве современных газотурбинных двигателей с высокими рабочими температурами, превышающими потенциал жаростойких конструкционных материалов деталей горячего тракта, таких как рабочие и сопловые лопатки турбины, жаровые трубы и камеры сгорания [1-4]. В настоящее время наиболее эффективной с точки зрения тепловой защиты является система, состоящая из жаростойкого связующего металлокерамического покрытия состава $Me - Cr - Al - Y$ и

внешнего керамического покрытия состава $ZrO_2-8\%Y_2O_3$ [5-9]. Помимо применяемых материалов защитный потенциал зависит от метода и технологических режимов получения покрытия, которые предопределяет особенности структуры и его эксплуатационные свойства [9].

В работе приведены результаты исследований и описание структуры теплозащитных покрытий, полученных электронно-лучевым, вакуумным ионно-плазменным и плазменным газотермическим методами. Отмечены особенности строения кристаллитов, их размеры, пространственная ориентация, а также расположение границ между отдельными кристаллитами. Оценено общее содержание несплошностей, размеры и конфигурация пор. Проведен анализ влияния структурных составляющих покрытия на его эксплуатационные свойства, такие как адгезионная и когезионная прочность, термостойкость, теплопроводность. Доказано, что плазменный газотермический метод является наилучшим с точки зрения возможности управления структурой и свойствами в каждом отдельном слое покрытия.

Сформулированы требования к оптимальной структуре и пористости отдельных слоев металлокерамического и керамического покрытий, а также к диапазонам дисперсности напыляемого порошкового материала с учетом особенностей его переноса и плавления в плазменной струе.

Проведены экспериментальные исследования микроструктуры, адгезионной прочности и термостойкости образцов с покрытием, полученных с использованием следующих фракций порошкового материала $ZrO_2-8\%Y_2O_3$: (20...40) мкм, (40...60) мкм и (40-80) мкм. На основе полученных результатов разработаны технологические рекомендации по формированию упорядоченных слоев в металлокерамическом и керамическом слоях теплозащитного покрытия с достаточной прочностью сцепления и высокой стойкостью к высокотемпературной газовой коррозии, многоцикловым термическим и механическим нагрузкам.

Литература

1 Барвинок, В.А. Плазма в технологии, надежность, ресурс/ В.А. Барвинок. – М.: Наука и технологии, 2005. – 456 с.

2 Елисеев, Ю.С. Технология производства авиационных газотурбинных двигателей/ Ю.С. Елисеев, А.Г. Бойцов, В.В. Крымов и др. – М.: Машиностроение, 2003. – 510 с.

3 Елисеев, Ю.С. Неметаллические композиционные материалы в элементах конструкций и производстве авиационных газотурбинных двигателей/ Ю.С. Елисеев, В.В. Крымов, С.А. Колесников, Ю.Н. Васильев. – М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2007. – 368 с.

4 Каблов, Е.Н. Теплозащитные покрытия для лопаток турбины высокого давления перспективных ГТД/ Е.Н. Каблов, С.А. Мубояджян // Металлы, 2012. – №1. – С. 5-13.

5 Докукина, И.А. Выбор состава и проектирование технологий нанесения плазменных защитных покрытий деталей ГТД/ И.А. Докукина // Вестник Самарского университета. Аэрокосмическая техника, технологии и машиностроение. – 2012. – №3-1. – С. 167-172.

6 Абусдель, А. М. Применение термобарьерных покрытий в современных газовых турбинах. I. Термобарьерный слой / А.М. Абусдель, Т.А. Ильинкова, А.Н. Лунев // Известия вузов. Авиационная техника. – 2005. – №1. – С. 60-64.

7 Докукина, И.А. Теоретические исследования формирования мезоструктурно-упорядоченных кластерных структур в плазменных покрытиях/ И.А. Докукина // Международный журнал «Проблемы машиностроения и автоматизации». – 2009. – №4. – С. 106-112.

8 Докукина, И.А. Повышение эксплуатационных характеристик деталей за счет нанесения плазменных газотермических покрытий кластерной структуры/ И.А. Докукина // Вестник Самарского университета. Аэрокосмическая техника, технологии и машиностроение. – 2012. – №5. – С. 49 – 54.

9 Bogdanovich V.I., Giorbelidze M.G. Enhancing thermal barrier coatings performance through reinforcement of ceramic topcoat. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, Vol. 156, Issue 1, 2016, pp. 1-7, article number 012016.

